

Вязкоупругость полимерной матрицы и разрушение теплостойких волокнистых композитов

© В.Е. Юдин, А.М. Лексовский*

Институт высокомолекулярных соединений Российской академии наук,
199004 Санкт-Петербург, Россия

* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: yudin@hq.macro.ru,
albert.leksowski@pop.ioffe.rssi.ru

Исследованы общие закономерности процессов деформирования и разрушения волокнистых композиционных материалов (ВКМ) на основе новых теплостойких полимерных связующих, способных найти широкое практическое применение в различных областях техники. Показано, что увеличение модуля потерь полимерной матрицы снижает вероятность образования хрупкой трещины в матрице в месте разрыва волокна и увеличивает временной интервал между разрывами соседних волокон, что приводит к торможению процесса коррелированного разрыва волокон в ВКМ при его нагружении, т.е. повышает его прочность и вязкость разрушения. Это означает, что для получения прочных и теплостойких ВКМ с высокой вязкостью разрушения необходимо добиваться сочетания в матрице не только высоких упругих (что было известно ранее), но и высоких диссипативных характеристик во всем температурном диапазоне их эксплуатации.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 04-03-32470).

1. Введение

Активное внедрение в различные области техники волокнистых композиционных материалов (ВКМ) на основе высокопрочных волокон и полимерной матрицы требует расширения температурной области их эксплуатации. Полимерные ВКМ, способные длительно и стабильно работать не только в обычных условиях, но и при температурах более 200°C, представляют особый интерес при разработке отдельных узлов и частей так называемого высокоскоростного транспорта [1]. При этом очевидна первоочередность повышения теплостойкости именно полимерных матриц, поскольку теплостойкость армирующих наполнителей ВКМ — органических и в особенности углеродных волокон — во много раз превышает теплостойкость традиционных полимерных матриц — эпоксидных, полиэфирных и т.п. Поэтому замена традиционных связующих на более теплостойкие при сохранении на прежнем уровне таких важных механических характеристик ВКМ, как, например, прочность и межслоевая вязкость разрушения, во всем температурном диапазоне их эксплуатации является весьма актуальной задачей при изучении полимерных ВКМ.

Физический подход к изучению разрушения полимерных ВКМ характеризуется, как и в случае разрушения полимеров [2], анализом процессов, развивающихся в твердом теле под нагрузкой с момента ее приложения вплоть до полного разрушения материала. При нагружении ВКМ с хрупкими волокнами и вязкоупругой матрицей, которые являются объектом исследования настоящей работы, разрушение отдельных волокон вследствие дисперсии их прочности может происходить уже на ранних стадиях деформирования. В зависимости от соотношения упругих и пластических свойств компонентов, их объемной доли, равномерности укладки

разрушение отдельных волокон может или локализоваться, не вызывая полного разрушения материала, или инициировать полное его разрушение. Большой вклад в изучение различных вопросов механики и микромеханики разрушения ВКМ, разработку статистической теории накопления повреждений, адгезионной прочности на границе раздела волокно–матрица и выяснение роли полимерной матрицы в формировании прочностных свойств композита внесли работы известных российских и зарубежных исследователей [3–8]. Предложенные в работах Розена [3], Цвевена [4,5] и развитые в работах Тамужа [6] физические представления о разрушении ВКМ как о статистическом процессе накопления повреждений в композите, как оказалось, не позволяют делать достоверный прогноз прочностных характеристик ВКМ на основе новых теплостойких связующих. Заложенное в этих моделях ограничение роли полимерной матрицы только упругим перераспределением напряжений между волокнами не отражает полной картины перехода от изолированных микроразрушений волокон к макроразрушению ВКМ в целом. Разномодульность компонентов и хорошая адгезия матрицы к волокну в условиях совместности деформирования, как показал опыт [9–11], неизбежно приводят не только к разрыву волокон, но и, что не менее важно, к взрывообразному зарождению микротрещин в межволоконном матричном пространстве, а это обстоятельство до последнего времени никак не учитывалось в моделях разрушения.

На энергопоглощающую способность полимерной матрицы в связи с возможным возникновением в ней микротрещин в месте разрыва волокна впервые было обращено внимание в работах Шами [12] и Купера [13]. В этих работах совершенно справедливо отмечается, что торможение матрицей распространения хрупкой

трещины в соседнее волокно не будет иметь серьезных последствий для разрушения композита как целого, однако они не объясняют механизма этого торможения, например, через конкретные диссипативные (вязкоупругие) характеристики полимерной матрицы, такие как модуль или тангенс угла механических потерь. Обнаружение связи между образованием трещины в полимерной матрице и ее вязкоупругим поведением позволило бы в дальнейшем детализировать влияние матрицы на механическое поведение ВКМ за счет молекулярной, топологической и надмолекулярной структуры самой полимерной матрицы, определяющей в конечном счете ее теплостойкость [14].

Таким образом, разработка новых теплостойких связующих требует не только развития физических представлений о механизме разрушения ВКМ, но и определения условий, формирующих вязкоупругое поведение полимера в окружении жестких волокон. Это позволит в дальнейшем рассчитывать на одновременное повышение теплостойкости, прочности и вязкости разрушения ВКМ за счет совершенствования молекулярной и надмолекулярной структуры полимерной матрицы.

2. Результаты и обсуждение

Основные особенности разрушения волокнистых композитов обусловлены большим разбросом прочностей волокон [15]. В результате этого разброса первые разрывы волокон в материале происходят задолго до разрушения образца в целом [6]. По мере роста приложенной нагрузки число разрывов в образце нарастает, что приводит к появлению дополнительной перегрузки на волокнах, оставшихся неразорванными. Минимальную длину l_c фрагмента волокна в композите можно оценить по полуэмпирическому соотношению, предложенному в [16],

$$\frac{l_c}{d} = 4.7 \sqrt{\frac{E_f}{E_m}}, \quad (1)$$

где d — диаметр моноволокна, E_f и E_m — модули упругости волокна и матрицы соответственно.

Основным фактором, обуславливающим вероятностный характер развития процесса разрушения в реальном ВКМ, является разброс прочностей волокон. В качестве функции, описывающей распределение волокон по прочности σ , наиболее часто используют распределение Вейбулла [15] в виде

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\frac{l}{l_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^\beta\right], \quad (2)$$

где l — длина волокна, σ — прочность волокна, β , σ_0 , l_0 — параметры распределения.

Наличие статистического разброса прочностей волокон и существование неэффективной длины волокна $\delta \approx l_c/2$ в ВКМ легли в основу одной из первых моделей разрушения ВКМ — модели Розена [13]. В табл. 1 приведены рассчитанные в соответствии с теорией Розена значения прочности σ_c ВКМ на основе арамидных,

Таблица 1. Прочность ВКМ при растяжении и сравнение ее с расчетными значениями по Розену [3]

Волокно	l_c , mm	σ_c , МПа	
		Расчет [3]	Эксперимент
СВМ	1.2	4650	4350 ± 150
Терлон	1.1	2640	3050 ± 50
Аримид Т	0.24	1143	950 ± 45
Аримид ВМ	0.6	2086	1820 ± 65
ЭЛУР	0.33	2580	1850 ± 110

Таблица 2. Сопоставление экспериментальных данных по прочности σ_c микропластиков на основе углеродных волокон и связующего ЭДТ-10 с данными расчета в рамках моделей Розена [3], Цвевена [4] и Тамужа [6]

Волокно	β	σ_c , МПа			
		Эксперимент	Расчет [3]	Расчет [4]	Расчет [6]
ЭЛУР	4	2200 ± 170	3460	1110	2740
УКН-10	4	3140 ± 150	4570	1060	3410
УКН-32-10	8	3520 ± 230	3630	1600	3020
Магномит JM6	10	4920 ± 180	5150	2700	4310
Торейка Т800	12	5540 ± 140	5740	3340	4830

полиимидных и углеродных волокон. В табл. 1 и 2 при оценке прочности ВКМ с целью ее сопоставления с экспериментальными данными будем полагать, что объемная доля волокон $V_f = 1$.

Анализ табл. 1 показывает вполне удовлетворительное согласие рассчитанных и определенных экспериментально значений прочности ВКМ на основе органических волокон. Экспериментально определенное значение прочности ВКМ на основе углеродного волокна более низкое по сравнению с расчетным. В ВКМ на основе органических волокон микрорасслоение моноволокна в месте разрушения препятствует распространению хрупкой трещины в матрицу и тем самым делает более надежным определение прочности композита, основанное на статистической модели разрушения Розена [3]. Вероятно, в случае с углеродными волокнами достаточно сильным является эффект локального перенапряжения на волокнах, соседних с разрушенным, что необходимо учитывать при расчете прочности композита, как это делается в модели Цвевена [4] или в совместной модели Розена–Цвевена [5]. В более поздней модели Тамужа [6] было учтено постепенное увеличение коэффициента концентрации напряжений на волокне, ближайшем к разрушенному, по мере роста размера дефекта и тем самым учтена возможность появления дискообразных дефектов, состоящих более чем из двух соседних разорванных волокон.

С помощью моделей [4–6] нами был выполнен расчет прочности ВКМ, полученных на основе различных углеродных волокон, и проведено сопоставление

расчетных и экспериментальных данных. При расчете использовались полученные экспериментально данные о статистических параметрах прочности углеродных волокон, критической длине и модуле упругости эпоксидного связующего ЭДТ-10. Результаты расчетов в рамках различных моделей и экспериментальные данные приведены в табл. 2.

Сравнение полученных результатов (табл. 2) показывает, что удовлетворительное согласие эксперимента с расчетами в рамках модели Розена, дающей верхнюю границу прочности, наблюдается только для волокон с $\beta \geq 8$, т.е. для волокон с узким распределением по прочности и однородных по структуре. Для волокон с широким распределением по прочности не наблюдается такого согласия экспериментальных и расчетных значений ни в одной модели, однако модель Тамужа, которая предполагает появление разрывов-трещин, состоящих более чем из двух соседних волокон, дает более близкие к экспериментальным значениям величины прочности, чем модель Цвебена.

В соответствии с выражением (1) масштабный эффект прочности волокон (т.е. уменьшение l_c) будет расти с увеличением модуля упругости матрицы E_m . Поэтому при увеличении температуры для сохранения (или повышения) прочности ВКМ становится необходимым сохранение (рост) высоких значений E_m .

Переход к более термостойким связующим Роливан ТО (термического отверждения) и Роливан КО (каталитического отверждения) [17] с более высокими плотностями сетки химических связей ($n_c = 7 \cdot 10^{-3}$ и $2 \cdot 10^{-3} \text{ mol/cm}^3$ соответственно) по сравнению с эпоксидным связующим ЭДТ-10, имеющим величину $n_c = 10^{-3} \text{ mol/cm}^3$, показывает (рис. 1), что влияние упругих свойств матрицы на прочность ВКМ не является однозначным. Действительно, с одной стороны, аналогичный ход температурных зависимостей σ_c (рис. 1, *a*) в случае углепластиков на основе этих связующих и волокна ЭЛУР с примерно одинаковым значением $V_f \approx 0.6$ указывает на высокую степень корреляции между σ_c и динамическим модулем упругости матрицы E'_m (рис. 1, *b*), особенно в области повышенных температур. С другой стороны, для разных матриц при незначительной разнице в их модулях упругости (3%) в области нормальных температур (20–30°C) наблюдается более существенное различие (40%) средних разрывных прочностей ВКМ на их основе.

Это обстоятельство позволяет предположить необходимость учета при изучении прочностных свойств ВКМ помимо упругих диссипативных характеристик связующего, например динамического модуля механических потерь матрицы E''_m (рис. 1, *c*), тем более что максимальная прочность углепластиков на основе ЭДТ-10 в области нормальных температур как раз и определяется сочетанием высоких упругих и высоких диссипативных свойств этого связующего.

На примере модельного композита было показано, что при разрушении одиночного волокна в блоке связующего микротрещина, которая образуется в его объеме в месте разрыва волокна, принимает минимальные размеры

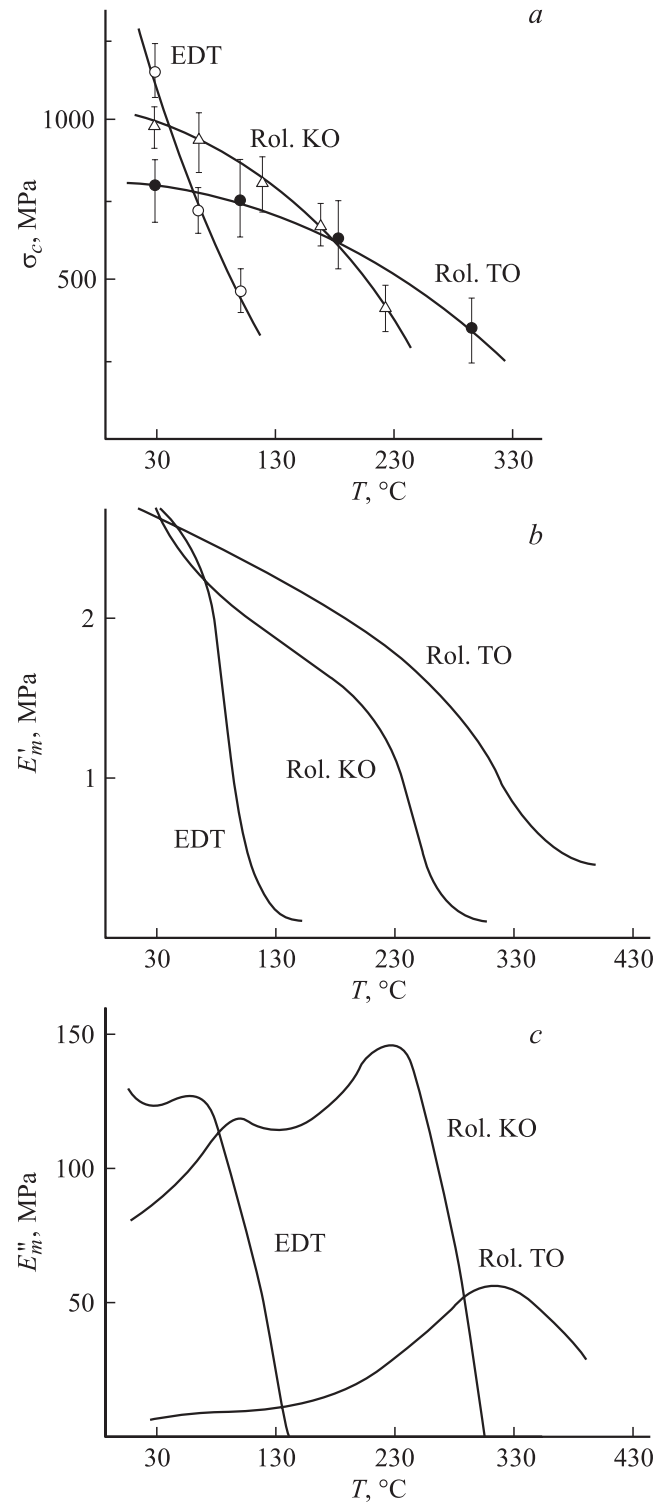


Рис. 1. Температурные зависимости прочности углепластиков (*a*), модуля упругости (*b*) и модуля механических потерь (*c*) связующих ЭДТ-10, Роливан КО, Роливан ТО.

в области максимальных значений механических потерь связующего, например в области α -перехода. Размер трещины в матрице (рис. 2) зависит от модуля механических потерь связующего и становится тем меньше,

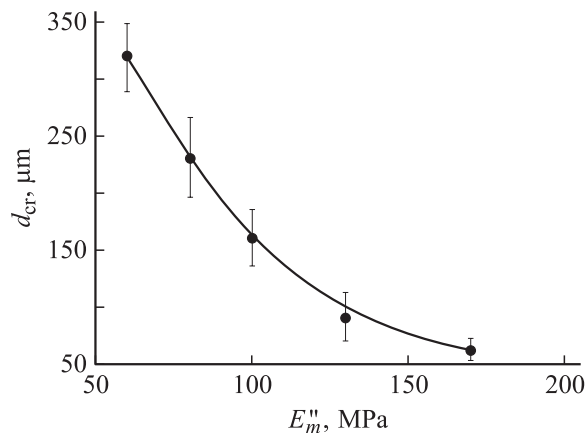


Рис. 2. Зависимость диаметра трещины d_{cr} в матрице модельного композита от максимального значения модуля механических потерь E_m'' связующего Роливсан, используемого в качестве матрицы.

чем выше максимальное значение модуля потерь. Последствия, к которым может привести хрупкое разрушение матрицы в случае высоконаполненных композитов, достаточно очевидны. Если энергия, выделявшаяся при разрушении волокна, не диссипирует в толще матрицы или по границе раздела волокно–матрица, это обязательно приведет к ударному нагружению соседнего волокна и возрастанию вероятности его разрушения.

Рассмотрим более детально механизм разрушения волокон в матрице при нагружении ВКМ. С этой целью методом акустической эмиссии (АЭ) исследовались ВКМ на основе углеродной ленты ЭЛУР с различными по своим диссипативным свойствам матрицами: термопластичной — полиэфиримидной (ПЭИ) — и химически сшитой (ПЭИ-Н, олигоэфиримиды с концевыми норборненовыми группами), которая при комнатной температуре является гораздо более хрупкой, чем ПЭИ. Сопоставление частотных и энергетических характеристик сигналов АЭ для ВКМ на основе ПЭИ и ПЭИ-Н с аналогичными характеристиками модельного композита с одним углеродным моноволокном в полимерной матрице показывает, что основным источником сигналов в изучаемых ВКМ является дробление волокон.

Оказалось, что наиболее интересная и в какой-то мере неожиданная информация содержится в распределении времен следования сигналов от разрывов волокон [18]. Обычно предполагается, что перераспределение напряжений на соседние волокна происходит по законам упругости. Таким образом, при использовании метода АЭ распределение сигналов от разрывов волокон должно иметь максимум в районе нескольких микросекунд, что соответствует временам распространения волны напряжений через межволоконное пространство.

На рис. 3 представлен характерный пример реализации двух сигналов АЭ от разрывов углеродных волокон, а на рис. 4 показано распределение временных интервалов между подобными сигналами для большой

группы реализаций. Можно утверждать, что максимум распределения находится не в диапазоне времен упругих взаимодействий ($1-3 \mu\text{s}$), а в области 10^2 или $10^3 \mu\text{s}$ (в зависимости от диссипативных свойств матрицы). Таким образом, в прямом эксперименте в реальном масштабе времен микросекундного диапазона показано, что именно диссипативные свойства матрицы задерживают перераспределение напряжений, уменьшают скорость накопления разрывов волокон. Следовательно, для более полной реализации прочности волокна на минимально возможной длине необходимо сочетание как высоких упругих, так и высоких диссипативных характеристик полимерного связующего.

Как показала практика, механическое поведение ВКМ недостаточно характеризовать лишь показателем прочности вдоль направления армирования. Реальный композит представляет собой систему спрессованных пластин или многослойное намоточное изделие. В этом случае прочностные характеристики межслоевого разрушения могут оказаться определяющими в поведении многослойного композита при его деформировании. Определение межслоевой вязкости разрушения G_{IC} в ВКМ является тем более важным, чем вероятнее использование ВКМ в реальных конструкциях, где материал „работает“ не только на растяжение в направлении

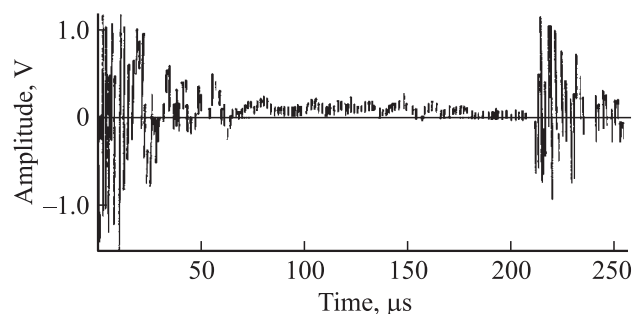


Рис. 3. Примеры реализации сигналов АЭ от разрывов углеродных волокон.

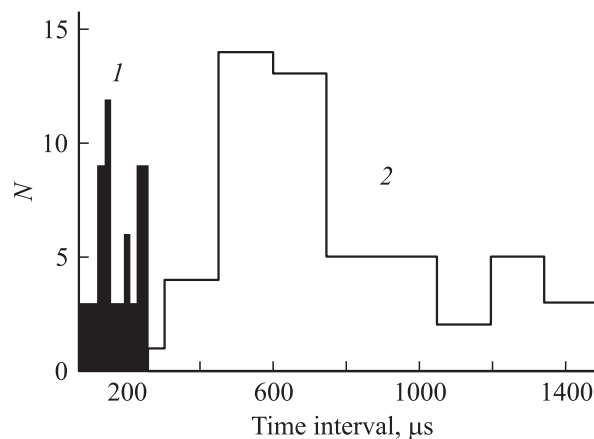


Рис. 4. Гистограммы распределения временных интервалов N между сигналами АЭ для углепластиков на основе связующих ПЭИ-Н (1) и ПЭИ (2).

армирования волокнами, но и на изгиб, и на сдвиг. Одним из наиболее эффективных методов для определения G_{IC} является метод двойной консольной балки, основанный на вычислении удельной работы разрушения посредством балочного линейного подхода [19].

Расслоение является наиболее опасным видом разрушения в конструкциях из слоистых ВКМ на основе химически сшитых теплоустойчивых связующих с низким уровнем диссипативных характеристик. Поскольку распространение трещины происходит между слоями армирующей ткани в области, обогащенной связующим, основная часть энергии разрушения расходуется на разрушение матрицы. Поэтому межслойное разрушение определяется прежде всего состоянием связующего в ВКМ. Помимо пластического деформирования и микро-растрескивания самой матрицы началу распространения макротрещины предшествуют необратимые изменения в зоне процесса: разрушение волокон по сдвиговому механизму, разрушение границ раздела волокно-матрица. Названные элементарные акты разрушения являются эффективными каналами диссипации упругоэластичной энергии. И чем больший объем материала в вершине трещины затронут микро-разрушениями, т.е. чем больше так называемая зона „поврежденности“, тем выше параметр трещиностойкости G_{IC} для ВКМ. Все перечисленные элементарные акты разрушения являются источниками АЭ при разрушении ВКМ.

Как показал эксперимент, метод АЭ позволяет выявить закономерности развития зоны поврежденности в вершине межслойной трещины ВКМ, приводящие к ее „старту“. Были исследованы однонаправленные ВКМ на основе как термореактивных (Роливсан ТО, ЭДТ-10), так и термопластичных (ПЭИ) связующих. В качестве армирующего компонента использовалась углеродная лента типа ЭЛУР. При определении параметра межслойного разрушения G_{IC} одновременно регистрировалась АЭ с помощью датчика АЭ с резонансной частотой 450 kHz, размещенного на расстоянии 20 mm от вершины трещины.

По данным АЭ процессы, протекающие в вершине трещины расслоения, начинаются задолго до ее „старта“. От характера этих процессов зависит трещиностойкость материала. Число сигналов АЭ, накопленных до „старта“ макротрещины, увеличивается с переходом от химически сшитой к термопластичной матрице ВКМ почти на порядок. Типичное поведение активности АЭ — числа сигналов в единицу времени \dot{N} — при увеличении нагрузки P на образце однонаправленного ВКМ с межслойной трещиной показано на рис. 5.

Выполненный в [20] расчет с учетом степенной зависимости между числом N сигналов АЭ и величиной G_{IC} [21]

$$N \sim (G_{IC}E)^{n/2}, \quad (3)$$

где E — модуль Юнга ВКМ в направлении армирования, позволяет утверждать, что до достижения критической нагрузки (нагрузки, при которой происходит начало роста макротрещины) зона поврежденности в термопласте ПЭИ с $G_{IC} = 1000 \text{ J/m}^2$ пересекла по пять слоев

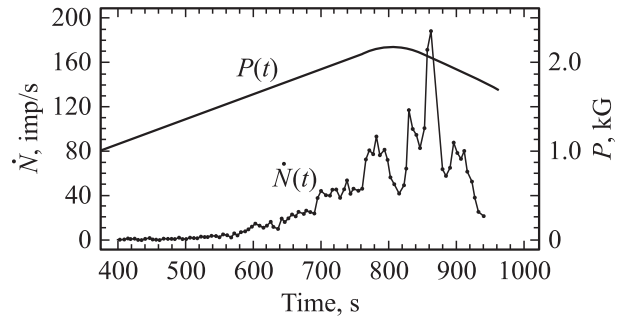


Рис. 5. Активность сигналов АЭ при нагружении образца углепластика на основе связующего ПЭИ по методу двойной консольной балки.

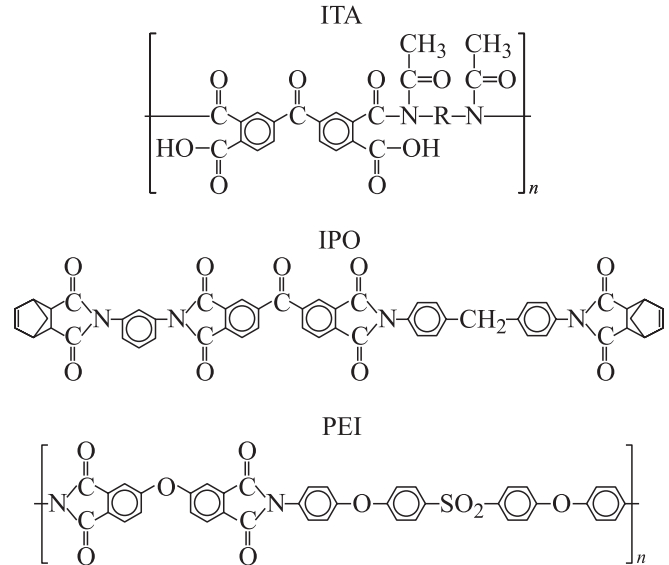


Рис. 6. Химические структуры полиимидных связующих. ИТА — ИТА (полиимид на основе тетраацетильных производных диамина), IPO — IPO (полиимид на основе полимеризующихся олигомеров), PEI — ПЭИ (полиэфиримид).

угольной ленты в обе стороны от плоскости трещины, охватив десять слоев связующего. Для углепластика на основе эпоксидной смолы с $G_{IC} = 350 \text{ J/m}^2$ это число снижается до шести, а на основе хрупкого Роливсана ТО с $G_{IC} = 80 \text{ J/m}^2$ — до двух. Это, вероятно, означает, что к моменту „старта“ трещины композит с пластичной матрицей успевают накопить достаточное количество повреждений в виде разрывов волокон, что в конечном счете и определяет высокое значение параметра G_{IC} .

Полиимиды (ПИ) благодаря своим высоким тепло- и термостойким характеристикам являются достаточно перспективными для ВКМ конструкционного назначения, в частности для углепластиков. Исследовалась возможность получения ВКМ на основе различных ПИ-матриц (рис. 6): термореактивного ИТА [22], IPO [23] и термопластичного ПЭИ [24].

Термомеханические свойства углепластиков на основе волокон ЭЛУР и ПИ-матриц представлены в табл. 3.

Таблица 3. Термомеханические свойства углепластиков на основе волокон ЭЛUR и ПИ-матриц

ПИ-матрица	V_f , %	σ_b , МПа	T_g , °С	G_{IC} , J/m ²
ИТА	58	1270	370	230
ИПО	60	1320	350	170
ПЭИ	48	1050	230	1100

Примечание. ИТА — полиимид на основе тетраацетильных производных диамина, ИПО — полиимид на основе полимеризующихся олигомеров, ПЭИ — полиэфиримид.

Объемная доля волокон V_f в этих углепластиках зависит главным образом от исходной вязкости связующих и для терморезактивных связующих типа ИТА, ИПО (из-за низкой вязкости расплава форполимера–олигомера) составляет 58 и 60% соответственно. Для термопластичных связующих из-за высокой вязкости расплава V_f существенно ниже и не превышает 50–53%.

В соответствии с объемной долей волокон прочность на изгиб σ_b выше для углепластиков на основе терморезактивных связующих типа ИТА и ИПО. Наоборот, межслоевая трещиностойкость G_{IC} примерно в 2–4 раза выше для термопластичного связующего ПЭИ, чем для терморезактивных. Теплоустойчивость пластиков, оцениваемая по температуре стеклования T_g , зависит от химической структуры связующего и степени его сшивки и соответственно является наиболее высокой для густосшитых терморезактивных связующих ИТА и ИПО.

Увеличение плотности сетки химических связей приводит, как правило, к снижению диссипативных свойств полимерной матрицы и ее способности противостоять хрупкому разрушению [14,25]. Действительно, сопоставление величин G_{IC} углепластиков на основе разных полимерных связующих с характерными значениями модулей потерь на сдвиг G'' этих углепластиков в области нормальных температур (рис. 7) указывает на почти линейную связь G_{IC} с G'' , что свидетельствует в пользу существенного влияния диссипативных свойств полимерной матрицы на межслоевую вязкость разрушения композита.

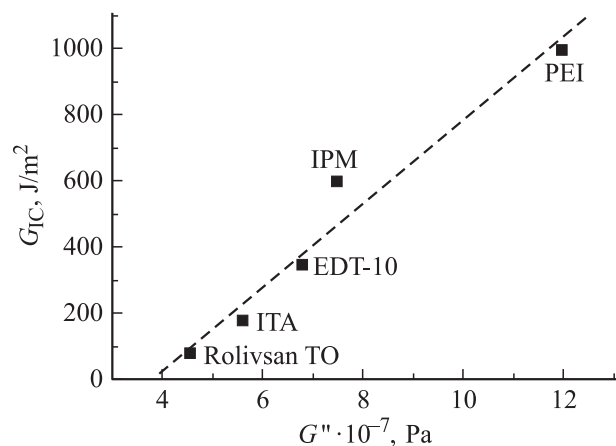
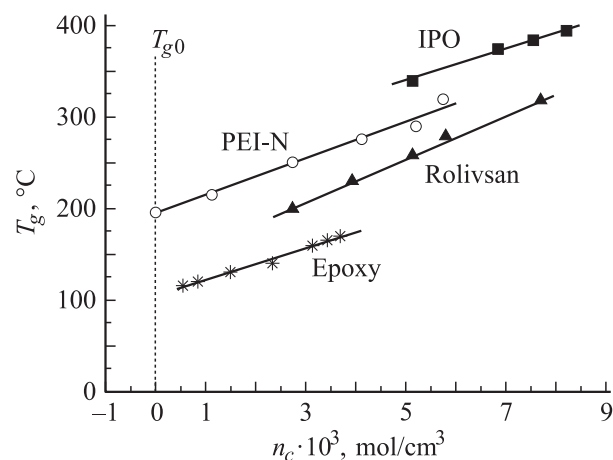
Увеличение температуры стеклования, а следовательно, и теплоустойчивости полимерной матрицы за счет увеличения плотности сетки химических связей n_c (рис. 8) может привести к снижению прочности и межслоевой вязкости разрушения ВКМ, особенно в области нормальных температур. Как видно из рис. 8, у терморезактивных ПИ-связующих имеется большой ресурс повышения теплоустойчивости без увеличения n_c по сравнению с эпоксидными связующими и связующими типа Роливсан, что, вероятно, обусловлено более высоким уровнем межмолекулярных взаимодействий в ПИ и более высокими значениями T_{g0} исходных (несшитых) ПИ. В соответствии с известной формулой для T_g химически сшитых полимеров [25]

$$T_g = T_{g0} + Kn_c \quad (4)$$

(где K — эмпирическая константа) это позволяет при меньших значениях n_c реализовать в ВКМ на основе ПИ

большую теплоустойчивость, что в свою очередь не приведет к сильному охрупчиванию полимерной матрицы и снижению G_{IC} .

Однако разработка новых теплоустойчивых связующих для ВКМ с $T_g > 200^\circ\text{C}$ на основе терморезактивных или, что более перспективно с точки зрения высоких значений G_{IC} , термопластичных ПИ осложняется реологическими проблемами [26]. Так, переход к термопластичным ПИ, которые, согласно данным табл. 3, имеют более высокие показатели G_{IC} в композите, требует для улучшения их перерабатываемости (низкая вязкость расплава) в качестве матрицы композитов введения в химическую цепь гибких шарнирных фрагментов. В связи с этим большое внимание в последнее время привлекает группа ароматических полиэфиримидов, способных к переработке в матрицу композита через расплав, а также „структурированных“ ПИ-матриц [27–29]. Под структурированными подразумеваются ПИ с явно выраженными морфологическими особенностями типа кристаллитов [28,29] или полувзаимопроникающих полимерных

**Рис. 7.** Зависимость вязкости разрушения углепластиков на основе различных полимерных связующих от значения модуля потерь этих связующих при нормальной температуре.**Рис. 8.** Зависимость температуры стеклования некоторых терморезактивных полимерных связующих от плотности их сетки химических связей.

сеток с возможным фазовым разделением [30,31]. Работы в этом направлении интенсивно развиваются. Предположительно они позволят найти выход из тушковой ситуации, характерной для традиционных термопластичных или терморезистивных полимерных связующих, которые не позволяют в рамках только аморфной полимерной структуры решить проблему одновременного повышения теплостойкости, прочности и межслоевой вязкости разрушения ВКМ.

3. Заключение

Таким образом, в настоящей работе установлено, что увеличение модуля потерь полимерной матрицы снижает вероятность образования хрупкой трещины в матрице в месте разрыва волокна и увеличивает временной интервал между разрывами соседних волокон, что приводит к торможению процесса коррелированного разрыва волокон в ВКМ при его нагружении, т.е. повышает его прочность и вязкость разрушения. Это означает, что для получения прочных и теплостойких ВКМ с высокой вязкостью разрушения необходимо добиваться сочетания в матрице не только высоких упругих (что было известно ранее), но и высоких диссипативных характеристик во всем температурном диапазоне их эксплуатации. По-видимому, наиболее перспективной с точки зрения создания новых теплостойких композитов, сочетающих высокие значения прочности с высокими значениями межслоевой вязкости разрушения, является разработка не просто аморфных химически сшитых ПИ-матриц, а структурированных ПИ, например частично кристаллических ПИ или матриц со структурой полувзаимопроникающей полимерной сетки.

При выполнении АЭ-части исследований большая помощь авторам была оказана сотрудником лаборатории физики прочности композитов ФТИ РАН А.П. Тишкиным и сотрудником лаборатории механики полимерных материалов ИВС РАН Г.Н. Губановой. Полиимиды для ВКМ были синтезированы в лаборатории В.В. Кудрявцева (ИВС РАН), модельные Роливсаны для ВКМ — в лаборатории Б.А. Зайцева (ИВС РАН). За это авторы выражают им и их сотрудникам искреннюю благодарность.

Список литературы

- [1] P.M. Hergenrother. *High Performance Polymers* **15**, 1, 3 (2003).
- [2] К. Кауш. Разрушение полимеров. Мир, М. (1981). 416 с.
- [3] B.W. Rosen. *AIAA J.* **2**, 11, 1985 (1964).
- [4] B. Zweben. *AIAA J.* **12**, 12, 2325 (1968).
- [5] B. Zweben, V. Rosen. *J. Mech. Phys. Sol.* **18**, 3, 189 (1970).
- [6] Разрушение конструкций из композитных материалов / Под ред. В.П. Тамужа. Зинатне, Рига (1986). 264 с.
- [7] А. Аргон. В кн.: Композиционные материалы / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. Мир, М. (1978). Т. 5. С. 167.
- [8] А.А. Берлин, С.А. Вольфсон, В.Г. Ошмян, Н.С. Ениколопов. Принципы создания полимерных композиционных материалов. Химия, М. (1990). 230 с.
- [9] А.М. Лексовский. В сб.: Кинетика деформирования и разрушения композиционных материалов / Под ред. А.М. Лексовского. ФТИ АН СССР, Л. (1984). С. 112.
- [10] А.М. Лексовский, А. Абдудманов, Р.М. Ахунов, Г.Х. Нарзуллаев, А.П. Тишкин. *Механика композит. материалов* **6**, 1004 (1984).
- [11] В.Е. Юдин, А.М. Лексовский, Г.Х. Нарзуллаев, Б.А. Зайцев, Л.Н. Коржавин, С.Я. Френкель. *Механика композит. материалов* **6**, 1021 (1986).
- [12] К. Шами. В кн.: Композиционные материалы / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. Мир, М. (1978). Т. 6. С. 80.
- [13] Г.А. Купер. Там же. Т. 5. С. 440.
- [14] В.И. Иржак, Б.А. Розенберг, Н.С. Ениколопов. Сетчатые полимеры. Химия, М. (1979). 350 с.
- [15] V.A. Weibull. *J. Appl. Mech.* **18**, 3, 293 (1951).
- [16] E.I.M. Asloun, M. Nardin. *J. Schilz. J. Mater. Sci.* **24**, 1835 (1989).
- [17] Б.А. Зайцев, Г.И. Храмова, Т.С. Цыганкова, Р.Ф. Киселева, Л.А. Лайус, М.И. Бессонов, М.Ф. Лебедева, С.К. Захаров. *Механика композит. материалов* **5**, 775 (1982).
- [18] A.P. Tishkin, G.N. Gubanova, A.M. Leksovskii, V.E. Yudin. *J. Mater. Sci.* **29**, 632 (1994).
- [19] Межслоевые эффекты в композиционных материалах / Под ред. Н. Пэйгано. Мир, М. (1993). 243 с.
- [20] Г.Н. Губанова, А.П. Тишкин, А.М. Лексовский, В.Е. Юдин, В.М. Светличный, Б.А. Зайцев, В.В. Кудрявцев. *Механика композит. материалов* **6**, 792 (1995).
- [21] H.L. Danegan, D. Harris. *Eng. Fracture Mech.* **1**, 1, 105 (1968).
- [22] V.Ya. Goykhman, V.M. Svetlichnyi, V.V. Kudriavtsev, N.G. Antonov, Yu.N. Panov, A.V. Gribovanov, V.E. Yudin. *Polym. Eng. Sci.* **37**, 8, 1381 (1997).
- [23] В.Н. Артемьева, Ю.Г. Баклагина, В.В. Кудрявцев, Н.В. Куркаркина, Н.С. Нестерова, Ю.Н. Панов, П.И. Чупанс, В.Е. Юдин. *ЖПХ* **66**, 8, 1826 (1993).
- [24] V.M. Svetlichnyi, T.I. Zhukova, V.V. Kudriavtsev, V.E. Yudin, G.N. Gubanova, A.M. Leksovskii. *Polym. Eng. Sci.* **35**, 16, 1321 (1995).
- [25] Л. Нильсен. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. Химия, М. (1978). 312 с.
- [26] В.Е. Юдин, А.Г. Калбин, Т.К. Мелешко, А.И. Григорьев, Г.Н. Губанова, Н.Н. Богорад, Ю.Н. Панов, О.Ф. Поздняков, Б.П. Редков, А.О. Поздняков, В.В. Кудрявцев. *ЖПХ* **74**, 7, 1151 (2001).
- [27] В.М. Светличный, Л.А. Мягкова, В.В. Нестеров, Н.Г. Бельникевич, И.В. Гофман, Г.Н. Губанова, В.Е. Юдин, Т.А. Костерева, Ю.Н. Панов, А.И. Григорьев, Т.Е. Суханова, В.В. Кудрявцев. *Высокомолекуляр. соединения А* **44**, 3, 373 (2002).
- [28] В.Е. Юдин, В.М. Светличный, Г.Н. Губанова, А.И. Григорьев, Т.Е. Суханова, И.В. Гофман, А.Л. Диденко, Е.Н. Попова, Р.Н. Федорова, В.В. Кудрявцев. *Высокомолекуляр. соединения А* **44**, 2, 257 (2002).
- [29] V.E. Yudin, V.M. Svetlichnyi, G.N. Gubanova, A.L. Didenko, T.E. Sukhanova, V.V. Kudriavtsev, S. Ratner, G. Marom. *J. Appl. Polym. Sci.* **83**, 2873 (2002).
- [30] В.М. Светличный, Л.А. Мягкова, В.Е. Юдин, Г.Н. Губанова, А.В. Грибанов, Ю.Н. Панов, М.Э. Вылегжанина, Т.Е. Суханова, Ю.Н. Сазанов, Г.Н. Федорова, В.В. Кудрявцев. *Высокомолекуляр. соединения А* **42**, 2, 201 (2000).
- [31] Г.Н. Губанова, В.Н. Артемьева, В.Е. Юдин, Т.А. Маричева, Д.Г. Точильников, Б.М. Гинзбург, В.В. Кудрявцев. *Механика композит. материалов* **38**, 539 (2002).