

УДК 541.64:539.3

ОДНОНАПРАВЛЕННЫЕ АРМИРОВАННЫЕ ПЛАСТИКИ (Обзор)

© 1994 г. Э. С. Зеленский, А. М. Куперман, Ю. А. Горбаткина,
С. Л. Баженов, К. А. Денисов

Институт химической физики им. Н.Н. Семёнова Российской академии наук
117977 Москва, ул. Косягина, 4
Поступила в редакцию 21.09.93 г.

В работе рассматриваются некоторые аспекты реализации прочности волокон в армированных пластиках при их растяжении и сжатии. Особенностью нового подхода является то, что реальное значение прочности сопоставляется с гипотетическим, которое могло бы быть достигнуто при идеализированном механизме разрушения композита. Анализируются коэффициенты реализации прочности стеклянных, органических и углеродных волокон в армированных пластиках. Во второй части представлены исследования композитов на основе термопластичных матриц, отличающихся большой деформативностью. Рассматриваются особенности их получения, связанные с высокой вязкостью полимеров; показаны преимущества этих композитов с точки зрения их трещино- и ударостойкости.

ВВЕДЕНИЕ

Полимерные композиционные материалы, армированные непрерывными волокнами, обладают комплексом ценных физико-механических свойств, прежде всего высокими удельной прочностью и модулем упругости. Благодаря этому армированные пластики особенно перспективны для авиационно-космической техники. Возможность регулирования характеристик этих анизотропных материалов опирается на представления о поведении однонаправленных систем, в первую очередь при растяжении и сжатии в направлении ориентации волокон. При этом первостепенное значение приобретает анализ степени реализации прочности волокон и возможных механизмов разрушения при этих видах нагружения. Данный подход впервые был выдвинут еще при создании А.К. Буровым и Г.Д. Андреевской [1, 2] первых отечественных стекловолокнистых анизотропных материалов и развит в широком круге исследований, кратко отраженном в обзоре [3]. Эта общая проблема освещена в первой части статьи. С появлением теплостойких и ударопрочных термопластичных полимеров особое значение приобрели исследования, направленные на создание армированных термопластичных композитов. Результаты этих исследований рассматриваются во второй части статьи.

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЧНОСТИ ВОЛОКОН В ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКАХ

Модуль упругости и прочность армированных пластиков в значительной степени определяются механическими характеристиками волокон и

структурой материала. Роль связующего заключается в том, чтобы обеспечивать совместное деформирование волокон и реализацию их исходных свойств в композите. Характеристики материала взаимосвязаны с механизмом разрушения образцов, который зависит от условий их нагружения. При оценке коэффициента реализации прочности волокон в качестве исходной прочности часто принимают достаточно случайную величину, например прочность моноволокон или нитей, измеренную на некоторой длине. По нашему мнению, более обоснованно использовать в качестве исходного значения прочности ту прочность, которая может быть достигнута при "идеализированном" механизме разрушения, характерном для данных условий нагружения.

Так, при растяжении такому механизму отвечает модель накопления разрывов волокон Гурланда-Розена [4]. В этом случае прочность композита определяется прочностью пучка волокон на так называемой "неэффективной" (критической) длине. В реальных условиях дробление волокон в композите сопровождается его расслоением, а также концентрацией напряжения вблизи разрушенного волокна [5, 6]. Таким образом, коэффициент реализации прочности, рассчитанный предлагаемым нами способом, характеризует степень завершенности процесса дробления волокон.

При сжатии композитов в качестве "идеализированных" механизмов разрушения можно рассматривать механизм потери устойчивости волокон (для изотропных силикатных, керамических или борных волокон [7, 8]) и механизм, при котором разрушение наступает вследствие достижения предела прочности волокон при сжатии [9]. В последнем случае разрушение происходит с образованием "кинка" – сдвиговой полосы, распо-

ложенной под углом, близким к 45° по отношению к направлению ориентации волокон. Такой механизм характерен для анизотропных, в первую очередь органических волокон, когда прочность композита при растяжении значительно выше прочности при сжатии. В углепластиках при сжатии наряду с образованием кинка происходит также расслоение материала, препятствующее достижению полной реализации прочности волокон.

В настоящей статье приводятся и анализируются экспериментальные данные, характеризующие высказанные выше представления.

Рассмотрим различные условия нагружения однонаправленных армированных пластиков.

Растяжение

В некоторых работах делаются попытки установить коэффициент реализации прочности K путем сопоставления экспериментально измеренной прочности волокон в пластике σ_e с теоретическим пределом прочности σ_b , рассчитанным в соответствии с моделью Розена [4]

$$K = \sigma_e / \sigma_b. \quad (1)$$

Так, в работе [10] под σ_b подразумевается прочность элементарных волокон на критической длине δ_0 . Тем не менее при последовательном применении модели Розена, по нашим представлениям это должна быть прочность пучка волокон, которая ниже средней прочности элементарных волокон [11]. В том и другом случае основной трудностью расчета является определение δ_0 . Наиболее просто критическая длина может быть найдена по точке пересечения кривой, характеризующей зависимость прочности нити от длины образца с аналогичной кривой для микропластика. Однако полученные при этом значения δ_0 имеют большой разброс (коэффициент вариации $v_{\delta_0} = 100 - 150\%$) и не надежны не только из-за необходимости экстраполяции результатов в область весьма малых длин, но и потому, что в реальной нити волокна в большей или меньшей степени связаны между собой замасливателем или в результате крутки. Кроме того, при испытании стеклянных и углеродных нитей весьма велики концентрация напряжений в зажимах и динамические эффекты при разрыве, исказжающие результаты измерений. Попытки установить величину δ_0 в независимых опытах (на модельных и адгезионных образцах; путем определения с помощью акустоэмиссии количества разрывов волокон при нагружении образца; измерением длины волокон после разрушения армированного пластика) также по многим причинам не позволяют считать полученные значения δ_0 корректными. Поэтому, по-видимому, наиболее приемлемым способом определения данной величи-

ны является ее расчет по известной формуле Келли [12]

$$\delta_0 = \frac{d_b \sigma_b}{2 \tau_0}, \quad (2)$$

где d_b , σ_b – диаметр и прочность волокон, τ_0 – предел текучести матрицы при сдвиге. При этом прочность волокон на критической длине σ_b можно принять равной прочности микропластика σ_{mk} или более точно

$$\sigma_b = \sigma_{mk} / v, \quad (3)$$

где $v = \frac{(\beta e)^{-1/\beta}}{\Gamma(1 + 1/\beta)}$, β – коэффициент распределения Вейбулла, $\Gamma(x)$ – гамма-функция. Значения δ_0 , рассчитанные по этим формулам, составляют 0.1 - 0.5 мм. Испытание нити на такой длине не представляется возможным. Тем не менее проблему определения σ_b удается решить иным способом. В соответствии с работами [5, 6] прочность σ_b пучка волокон длиной δ_0 описывается формулой

$$\sigma_b = (\alpha \beta e \delta_0)^{-1/\beta}, \quad (4)$$

где α и β – также коэффициенты распределения Вейбулла.

Аналогично средняя прочность элементарных волокон длиной L_b равна

$$\sigma_b = (\alpha L_b)^{-1/\beta} \Gamma(1 + 1/\beta). \quad (5)$$

Приравняв выражения (4) и (5), найдем длину элементарных волокон L_b , на которой их средняя прочность совпадает с прочностью пучка волокон длиной δ_0 , т.е. с теоретической прочностью композита. С учетом разложения в ряд гамма-функции ($\Gamma(1 + x) \approx \exp(-Cx)$, где $C = 0.577$ – константа Эйлера) искомая длина волокна запишется в виде

$$L_b = 1.5 \beta \delta_0. \quad (6)$$

Таким образом, последовательное применение модели Розена показывает, что прочность композита должна быть равна прочности волокон не на неэффективной длине δ_0 , а на длине, в 10 - 20 раз большей (~2 - 10 мм). Экспериментальное измерение прочности на этой длине вполне осуществимо.

Сопоставление величины L_b , измеренной экспериментально, и теоретической, рассчитанной по формуле (6) L_b , позволяет определить коэффициент реализации прочности K в соответствии со следующим выражением:

$$K = (L_b / L_e)^{-1/\beta}. \quad (7)$$

На рис. 1 показаны некоторые примеры зависимостей прочности элементарных волокон и микропластиков от длины образцов. Эти зависимости линейны в двойных логарифмических координатах, что свидетельствует о правомерности использования распределения Вейбулла для описания прочности волокон. Точка пересечения

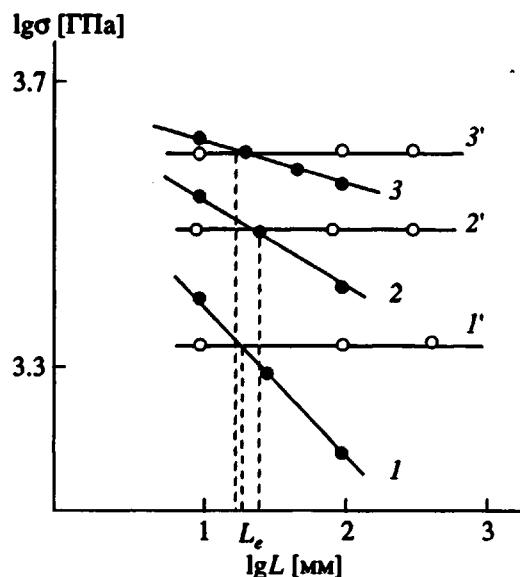


Рис. 1. Зависимость прочности волокон (1 - 3) и микропластиков из них (1' - 3') от длины образцов. 1, 1' - стекло Е; 2, 2' - УКН-5000; 3, 3' - полигетероариленовое волокно СВМ.

прямых определяет экспериментальное значение L_e .

В табл. 1 приведены значения коэффициента Вейбулла β , критической длины δ_0 , а также теоретические и экспериментальные значения (L_t и L_e) и коэффициентов реализации прочности волокон в микропластиках K на основе стеклянных, органических (полигетероариленовых) и углеродных волокон и эпоксидированного связующего ЭДТ-10.

Следует отметить существенное различие значений: расчетные L_t составляют 1.5 - 10 мм, а экспериментальные L_e - от 10 до 150 мм. Высокая сте-

Таблица 1. Некоторые экспериментальные и расчетные характеристики и коэффициенты реализации прочности волокон в микропластиках

Волокна	β	δ_0 , мм	$\sigma_{\text{мк}}$, ГПа	L_t	L_e	K
				мм	мм	
Стеклянные						
Тип Е	8.3	0.37	2.6	3.4	25	0.81
Тип S	16.6	0.45	3.3	9.2	40	0.92
Органические (полигетероариленовые)						
СВМ	15.3	0.60	3.5	11.5	18	0.98
Терлон	6.7	0.45	2.6	4.5	172	0.58
Углеродные						
ВМН-4	4.0	0.34	2.1	1.3	25	0.47
УКН-5000	5.5	0.33	2.6	1.9	32	0.63

пень реализации прочности волокон ($K = 0.8 - 1.0$) наблюдается для стекло- и органопластиков на основе волокна СВМ. Низкие значения K , равные 0.4 - 0.6, характерны для углеродных и органопластиков на основе волокна терлон. Это объясняется, по-видимому, большой концентрацией напряжений вблизи разорванных волокон, способствующей прорастанию магистральных трещин, а также продольным расслоением пластика из-за его низкой прочности при сдвиге. При переходе от микропластика к кольцевым образцам и далее к элементам конструкций роль этих факторов возрастает. Поэтому разумно сопоставлять прочность волокон в крупномасштабных образцах армированных пластиков с их прочностью в микропластиках, тем более что эта величина является достаточно воспроизводимой и мало зависит от длины образцов.

Сжатие

“Идеализированным” механизмом разрушения, позволяющим получить наиболее высокие значения прочности армированных пластиков при сжатии, является потеря устойчивости (микробаклинг) волокон по аналогии с выпучиванием стержня на упругом основании. Модель этого процесса была предложена одновременно Дау и Грунфестом, Рабиновичем и Шурчем, затем она широко использовалась Гречуком, Розеном и другими исследователями [4, 7, 13], которые изучали ее экспериментально при испытании образцов на основе металлических и стеклянных стержней большого диаметра. Прочность при сжатии армированных пластиков $\sigma_{\text{ск}}$ в данном случае определяется формулой

$$\sigma_{\text{ск}} = G_m / (1 - V_b), \quad (8)$$

где G_m – модуль сдвига матрицы, V_b – объемное содержание волокон.

Расчеты, проведенные по этой формуле, показывают, что при использовании стандартных эпоксидных смол прочность стеклопластика должна быть не ниже 3 - 5 ГПа. В действительности же она оказывается в несколько раз меньше. Однако, как будет показано ниже, величины, рассчитанные по формуле (8), характеризуют тем не менее верхнюю границу прочности, которая может быть достигнута.

На рис. 2 приведена корреляция между прочностью стеклопластиков при сжатии $\sigma_{\text{ск}}$ и сдвиге $\tau_{\text{сдв}}$. В случае кольцевых образцов (кривая 1) при использовании волокон диаметром 19 мкм наблюдается прямая пропорциональность между $\sigma_{\text{ск}}$ и $\tau_{\text{сдв}}$ независимо от способа измерения прочности при сдвиге

$$\sigma_{\text{ск}} = A V_b \tau_{\text{сдв}}, \quad (9)$$

где V_b – объемная доля волокон, $A = 12.8$ – коэффициент пропорциональности. Это указывает на то, что стеклопластик разрушается вследствие

расслоения, обусловленного адгезионным или когезионным разрушением матрицы. В рамках этой модели для получения высокопрочного стеклопластика необходимо использовать волокна с хорошей поверхностной обработкой и связующие повышенной прочности. В частности, при применении высокопрочной модифицированной эпоксидиановой смолы ЭКТ-15Э ($\sigma_p \approx 100$ МПа) прочность при сжатии образцов на ~20% выше, чем при использовании ЭДТ-10 ($\sigma_p \approx 50 - 60$ МПа).

Кривые 2 и 3 характеризуют свойства кольцевых образцов стеклопластиков на основе волокон диаметром 80 и 130 мкм. Характер зависимости в этом случае иной, прямой пропорциональности между прочностью при сжатии и сдвиге не наблюдается. В случае использования волокон диаметром 130 мкм прочность стеклопластиков при сжатии мало зависит от прочности при сдвиге.

Кривая 4 получена нами при исследовании стержневых образцов стеклопластиков на основе волокон диаметром 19 мкм. При приготовлении и испытании этих материалов были предприняты специальные меры, чтобы обеспечить строго продольную ориентацию волокон, коаксиальность их ориентации и направления приложения нагрузки и подавить, насколько это возможно, их расслоение. Как видно из рис. 2, прочность стеклопластиков существенно увеличилась, а зависимость ее от $\tau_{\text{сдв}}$ уменьшилась. В данном случае, как и при увеличении диаметра волокон, по-видимому, можно говорить об изменении механизма разрушения стеклопластиков, т.е. о превалирующем вкладе потери устойчивости волокон. Это подтверждается также характером разрушения стержневых образцов, в которых в отличие от кольцевых образцов, расслаивавшихся по всему объему, место разрушения локализовано и напоминает "китайский фонарик".

Абсолютные значения прочности стержневых образцов в отдельных случаях достигают 3.0 ГПа, т.е. приближаются к величинам, рассчитанным по формуле (8). Это подтверждает возможность использования данной формулы для оценки коэффициента реализации.

При другом "идеализированном" механизме разрушения армированных пластиков при сжатии, характерном для материалов на основе анизотропных органических волокон, разрушение наступает вследствие достижения предела прочности волокон. Органопластики разрушаются по полосе сдвига образца (кинку), ориентированной под углом, близким к 45° к оси волокна.

Прочность элементарных волокон при сжатии, определенная методом изгиба в петле [14], составляет 850 ± 70 МПа, что на 20 - 30% выше, чем при ее измерении методами сжатия на подложке или "ударной" разгрузки при растяжении [15]. Кроме того, прочность волокон имеет большую дисперсию ($v_\sigma = 25\%$), нижние значения

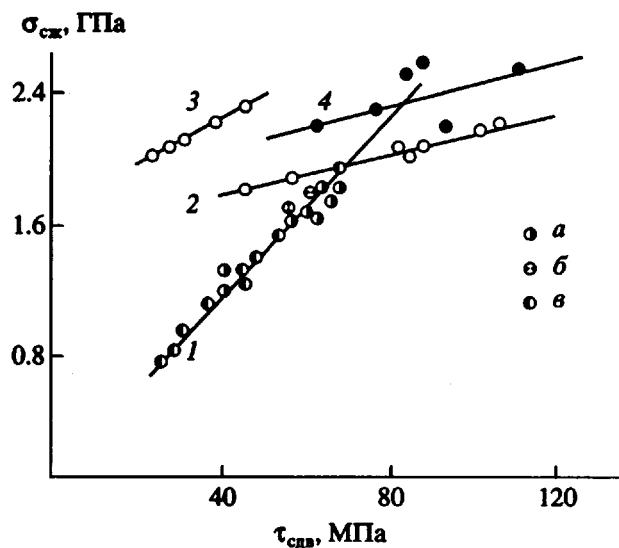


Рис. 2. Корреляционная зависимость прочности стеклопластиков при сжатии $\sigma_{\text{сж}}$ от прочности при сдвиге $\tau_{\text{сдв}}$. 1 – кольцевые образцы, диаметр волокон 19 мкм, $\tau_{\text{сдв}}$ варьировали путем использования различных связующих (а), изменения поверхности обработки (б) и пористости (в) образцов; 2 – кольцевые образцы, диаметр волокон 80 мкм, матрица ЭДТ-10, $\tau_{\text{сдв}}$ варьировали путем изменения пористости образцов; 3 – кольцевые образцы, диаметр волокон 130 мкм, матрица ЭДТ-10, $\tau_{\text{сдв}}$ варьировали путем изменения поверхности обработки волокон; 4 – стержневые образцы, диаметр волокон 19 мкм, матрица ЭКТ, $\tau_{\text{сдв}}$ варьировали путем изменения режимов отверждения образцов.

прочности составляют 350 - 450 МПа. Предложенный в работе [16] метод испытания на изгиб высокоармированного кольцевого образца показал среднее значение прочности 450 ± 70 МПа, которое, вероятно, можно принять в качестве исходного при расчете коэффициента реализации прочности при сжатии. Интересно, что эта величина достаточно стабильна для различных типов полигидроариленовых волокон.

При сжатии однонаправленных углепластиков "идеализированным" механизмом разрушения можно также считать механизм исчерпания прочности волокон, который реализуется, однако, лишь на модельных образцах. В работе [17] показано, что при испытании микропластиков на упругой подложке прочность углеродных волокон при растяжении и сжатии совпадает и составляет, например, для УКН-5000 3.5 - 4.5 ГПа, для волокон Т-800 фирмы "Тогеу" (Япония) – 5.8 ГПа. В реальных образцах имеет место расслоение углепластиков, которое существенно снижает их прочность.

При анализе зависимости прочности однонаправленных углепластиков при сжатии от их

прочности при сдвиге наблюдается прямая пропорциональность этих величин, которая может быть описана соотношением

$$\sigma_{\text{сж}} \approx 14\tau_{\text{сдв}}. \quad (10)$$

Таким образом, прочность углепластиков при сжатии ограничивается их прочностью при сдвиге. Чтобы реализовать возможности волокон УКН-5000, $\tau_{\text{сдв}}$ должно составлять 130 - 150 МПа, для волокна Т-800 ~200 МПа, что, по-видимому, может быть реализовано только на металлических матрицах.

АРМИРОВАННЫЕ ПЛАСТИКИ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ МАТРИЦ

В последнее время неуклонно растет интерес к созданию армированных пластиков на основе термопластичных матриц. Это обусловлено появлением в 70 - 80-х годах нового класса термостойких линейных полимеров - полиарилэфиркетонов, полисульфонов, полимида с высокими теплофизическими и механическими характеристиками, некоторые из которых представлены в табл. 2. Видно, что механические характеристики ряда термостойких термопластов выше, чем у эпоксидных связующих. В то же время температура их плавления в ряде случаев существенно выше температуры стеклования полизэпоксидов, характеризующей их работоспособность при повышенных температурах.

Важным преимуществом термопластичных матриц является их способность к большим деформациям. В работе [18] представлены полученные нами диаграммы растяжения σ - ϵ полисульфоновых волокон диаметром 100 и 300 мкм, волокон ПЭЭК диаметром 30 мкм, пленочных образцов полисульфона, дианового и карбонового полизэфиркетона. Предельные деформации некоторых из них достигают 100%. Значения прочности волокон ПЭЭК 300 МПа нам представляются весьма высокими. Это можно объяснить их малым диаметром и соответствующим влиянием

масштабного фактора. Термообработка данных волокон при температурах, близких к $T_{\text{пл}} = 340^{\circ}\text{C}$, не привела к изменению их прочности.

Уникальное сочетание высоких механических характеристик теплостойких термопластов с пластичностью определяется возможностью ориентационного упрочнения материала при больших деформациях в устье трещины. Именно это обстоятельство объясняет высокую энергию разрушения указанных материалов, которая на ~1 порядок больше, чем у эпоксидных матриц. Это проявляется в улучшении эксплуатационных характеристик термопластичных композитов, повышении их трещиностойкости и стойкости к воздействию температуры.

Следует отметить также, что некоторые термопласти (полисульфоны, полизэфиркетоны) имеют малую ползучесть, обладают хорошей хемостойкостью, целями диэлектрическими свойствами, могут использоваться при весьма низких температурах [22].

Возможность использования термопластов в качестве матриц для армированных пластиков в значительной мере определяется их адгезионными свойствами. Известно, что передача напряжений от матрицы к волокну происходит по границе раздела между компонентами системы. Однако прочность границы раздела волокно-термопластичная матрица исследована для весьма ограниченного числа систем [23, 24]. К тому же подавляющее большинство измерений проведено лишь при комнатной температуре.

Отсутствие более полных данных связано прежде всего с трудностями, возникающими при формировании соединений термопласт-волокно. Для образования адгезионного соединения используются расплавы или растворы полимеров. После охлаждения расплава (или удаления растворителя) получаются образцы, представляющие собой волокна, вклеенные в слой полимера, пригодные для измерения прочности границы раздела волокно-полимер. Однако и процессы

Таблица 2. Физико-механические и теплофизические характеристики теплостойких термопластов [18 - 21]

Полимер	Торговая марка	$T_{\text{ст}}, ^{\circ}\text{C}$	$T_{\text{пл}}, ^{\circ}\text{C}$	$E, \text{ГПа}$	$\sigma_{\text{раст}}, \text{МПа}$	$\epsilon, \%$	$G_{\text{lc}}, \text{кДж/м}^2$
Полиэфирэфиркетон (ПЭЭК)	Victrex PEEK	144	334	4.0	100	35 - 80	4.8
Полиэфирсульфон (ПЭС)	Victrex PES	220	-	2.4	80	40 - 80	2.6
Полиэфиримид (ПЭИ)	Ultem PEI	220	-	3.0	110	60	3.7
Полифениленсульфид (ПФС)	Ryton PPS	87	285	3.8	80	20	2.1
Полисульфон (ПСФ)	Udel	190	-	2.5	80	50 - 100	3.2
Полимиид К	Arimid	250	-	3.7	100	17	1.4
Полимиид J		145	-	3.1	100	25	-
Полимиид N		350	-	4.1	110	6	2.5
Эпоксидная композиция	ЭДТ-10	80	-	3.0	80	6	0.1

G_{lc} - вязкость разрушения, $\sigma_{\text{раст}}$ - прочность при растяжении, ϵ - предельное удлинение.

деструкции, которые развиваются как правило при высоких температурах, и удаление растворителя ведут к возникновению дефектов на границе раздела, т.е. к формированию некачественных адгезионных соединений. Особенно велика такая опасность при формировании соединений линейных полимеров с "тонкими" волокнами диаметром 6 - 15 мкм (стеклянными, углеродными, базальтовыми, полигетероариленовыми) [23, 24].

Мерой адгезии в соединениях волокно-термопласт, как и в соединениях волокно-реактопласт, служит сдвиговая адгезионная прочность

$$\tau_{ad} = P/S, \quad (11)$$

где P – сила, необходимая для выдергивания волокна из слоя полимера; S – площадь контакта полимера с волокном; $S = \pi dl$, где d – диаметр волокна, l – длина адгезионного соединения, т.е. длина участка волокна, погруженного в полимер. Методика изготовления образцов и проведения испытаний описана в работах [24, 25]. Так же подробно рассмотрены условия, при которых правомерно использование формулы (11). Используемые микрообразцы моделируют элементарную ячейку пластика, армированного волокнами, и позволяют приблизиться к условиям, существующим при изготовлении и испытании композитов.

В первую очередь мы исследовали зависимость прочности границы раздела от условий (температуры T_ϕ и времени t_ϕ) формирования соединений (табл. 3). Из приведенных данных ясно, что соединения термопластов удается сформировать только при достаточно высоких температурах.

Если соединения формируются при постоянной температуре ($T_\phi = \text{const}$), то с увеличением времени прогревания t_ϕ адгезионная прочность сначала монотонно возрастает, а затем либо остается неизменной, либо уменьшается. Падение τ_{ad} , вероятно, в большинстве случаев связано с протеканием термоокислительной деструкции. Ее влияние в большей степени оказывается на прочности соединений малых размеров. Сравнение полученных нами данных с литературными [23] показывает, что в соединениях полимеров с тонкими волокнами зависимости $\tau_{ad}-t_\phi$ описываются кривыми с гораздо более четко выраженным максимумом, чем в соединениях с волокнами "больших" диаметров ($d = 120 - 200$ мкм).

Кинетика роста адгезионной прочности до достижения ее максимальных значений определяется скоростью превращения полимера (гранулированного или порошкообразного) в однородный расплав и его растекания по поверхности волокна. Максимально достижимое значение адгезионной прочности τ_{max} при всех температурах формирования остается практически постоянным.

На рис. 3 показано, как зависит адгезионная прочность исследуемых систем от длины (площади) соединения при комнатной температуре. За-

метим, что теплостойкие линейные полимеры находятся при этом значительно ниже температуры стеклования, полиолефины – выше нее. Из рис. 3 следует, что при 20°C адгезионная прочность для соединений волокно-теплостойкий линейный полимер существенно уменьшается с увеличением площади межфазного контакта. Аналогичный масштабный эффект наблюдался и у соединений волокно-термореактивная матрица при температурах ниже температуры стеклования полимера. Для соединений волокон с полиолефинами масштабный эффект адгезионной прочности выражен слабо, как и у соединений волокно-сетчатый полимер при температурах выше T_c полимера.

При температурах выше температуры стеклования адгезива возникающие напряжения имеют возможность релаксировать, распределение сдвиговых напряжений на границе раздела фаз достаточно равномерное, и, как следствие, масштабный эффект прочности практически отсутствует. Этот вопрос подробно рассмотрен в работах [24, 25].

Таким образом, закономерности масштабного эффекта адгезионной прочности, наблюдающиеся для соединений термореактивных полимеров с волокнами, характерны также и для соединений волокон с линейными полимерами. Вероятно,

Таблица 3. Условия получения и адгезионная прочность соединений термопласт–волокно

Полимер	T_ϕ , °C	t_ϕ , ч	τ_{ad} (МПа)	
			стекло	сталь
ПЭВП			11	18
ПЭНП	200	3.0	12	17
ПП	200	3.0	6 - 8	12.5
Полиэфирсульфон (ПЭС)	360	0.5	–	62
Полиариленсульфон				
ПСК-1	330	0.5	–	52
ПСД	350	0.5	–	43
ПСБ-230	375	0.33	18	29
ПК	270	0.5	26	45
Полифениленсульфид (ПФС)	320	0.5	6	16
Полифениленсульфид-сульфон (ПФСС)	340	0.17	–	23
Полиэфирketон фенолфталениновый (ИВП-5*)	130	120	–	13
Полиэфирketон ди-новый (ИВП-3**)	250	1	12	47

* Приведенная вязкость η составляет 1.2 и

** 0.76 дL/g.

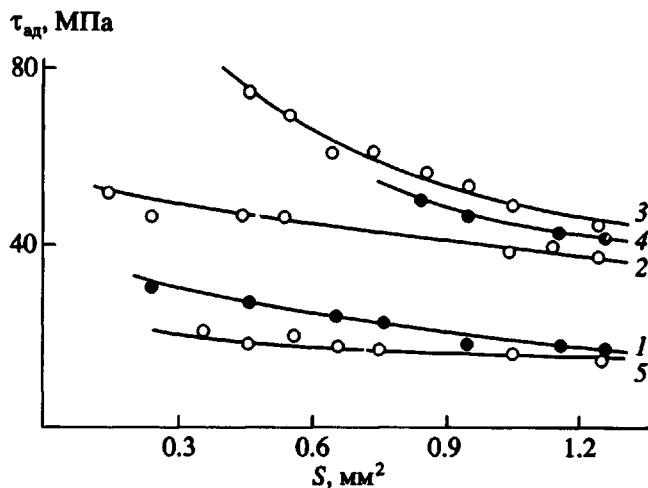


Рис. 3. Зависимость адгезионной прочности $\tau_{\text{ад}}$ от площади склейки в системах поликарбонат–стекло (1); поликарбонат–стальная проволока (2); полиэфирсульфон–стальная проволока (3); полисульфон Udel–стальная проволока (4); ПЭВП–стальная проволока (5).

природа этого эффекта для всех соединений волокно–полимер также едина.

На величину адгезионной прочности оказывает влияние и природа полимера, и природа подложки. Оказалось [26, 27], что для исследованных термопластов значения $\tau_{\text{ад}}$ в соединениях со стальной проволокой практически всегда превосходят значения $\tau_{\text{ад}}$ для соединений со стеклянными волокнами (рис. 3, табл. 3).

Многие из исследованных полимеров обеспечивают высокую прочность межфазной границы. При комнатной температуре наиболее высокими значениями $\tau_{\text{ад}}$ в соединениях со стальной проволокой обладает ПЭС. Адгезионная прочность в случае ПК и ряда полиариленсульфонов также достаточно высока и сравнима с адгезионной прочностью для таких термопротивных адгезивов, как эпоксидная композиция ЭДТ-10 (аналог DGEBA) [24, 26]. Прочность границы раздела соединений волокон с серосодержащими полиариленами (ПФС, ПФСС) невелика (рис. 3, табл. 3). При этом прочность сцепления для ПФС ниже, чем у ПФСС; введение полярных сульфоновых групп способствует улучшению адгезии. Меньшие значения адгезионной прочности в случае ПФС по сравнению с ПФСС наблюдаются в соединениях не только со стальными, но и со стеклянными волокнами.

Измерения температурной зависимости адгезионной прочности соединений волокно–теплостойкий термопласт в интервале 20–400°C показали, что значения $\tau_{\text{ад}}$ всех исследованных систем практически линейно и относительно слабо падают с увеличением температуры испытания от 20°C до температуры стеклования полимера.

У соединений ПК и ПС в области стеклования наблюдается резкое падение адгезионной прочности, как и у соединений термопротивных полимеров [24–26]. Отличительная особенность адгезивов, в состав которых входит сульфидная сера (ПФС, ПФСС), – отсутствие резкого падения адгезионной прочности в области перехода: $\tau_{\text{ад}}$ монотонно убывает до нуля с ростом температуры испытания от 0 до 300–400°C. Такое нетрадиционное поведение обусловлено, вероятно, структурированием исследуемых полимеров при высоких температурах, образованием разветвленной и редкосетчатой структур. У таких полимеров проявление высокоэластических свойств вблизи температуры стеклования может оказаться подавленным.

Характер температурной зависимости адгезионной прочности в случае ПФС и ПФСС не меняется при изменении природы субстрата: и при адгезии к стальным, и при адгезии к стеклянным волокнам на кривых $\tau_{\text{ад}}-T$ отсутствует область резкого изменения $\tau_{\text{ад}}$. Таким образом, протекание вторичных реакций позволяет сохранять прочность адгезионных соединений волокон с серосодержащими полиариленами до температур 250–300°C.

При исследовании адгезионной прочности соединений волокно–термопротивная матрица в широком интервале температур показано [24, 25], что вид кривых $\tau_{\text{ад}}-T$ существенно зависит от размеров соединения. Для соединений волокон с теплостойкими термопластичными адгезивами этот вопрос пока не изучен.

При исследовании соединений волокон с полиолефинами (ПЭВП, ПЭНП, ПП) в интервале $-195 \dots +80^\circ\text{C}$ оказалось, что у образцов с малой площадью межфазного контакта S значения $\tau_{\text{ад}}$ с понижением температуры растут, а при больших S кривые $\tau_{\text{ад}}-T$ проходят через максимум. Последний выражен тем более четко, чем больше площадь контакта. Наблюдаемые закономерности в основном совпадают с таковыми для соединений волокно–сетчатый полимер. На примере соединений волокон с полиолефинами показано также, что адгезионная прочность частично кристаллических полимеров в области их стеклования уменьшается не так сильно, как это наблюдается в соединениях с термопротивными адгезивами. Заметим, что отсутствие резкого падения прочности соединений ПФС может быть связано также и с частичной кристалличностью этого полимера.

Выше рассмотрены некоторые закономерности изменения адгезионной прочности соединений линейных полимеров с волокнами относительно больших диаметров. Изучение адгезионной прочности соединений этих полимеров с тонкими промышленными волокнами только начинается. Некоторые данные можно найти в работах [23, 24, 28].

Выше мы рассмотрели ряд термопластичных полимеров, их теплофизические и физико-механические свойства, а также полученные нами данные об адгезионной прочности систем волокно-термопластичная матрица.

Перейдем к вопросам технологии получения однонаправленных армированных пластиков. Она имеет ряд особенностей по сравнению с олигомерной технологией получения материалов на основе термореактивных связующих.

Процессы получения армированных пластиков связаны главным образом с пропиткой волокон полимерным связующим, напряжением и ориентацией волокон и уплотнением материала. В этой связи особенно важными являются реологические свойства растворов или расплавов полимеров, их смачивающая способность. Эти свойства определяют возможность снижения пористости армированных систем. Широко используемые для получения армированных пластиков эпоксидные и полизэфирные олигомеры обладают малой вязкостью – 0.1 - 1 Па с (при 40 - 80°C). Вязкость теплостойких термопластичных полимеров, имеющих высокую молекулярную массу, достигает $(20 - 40) \times 10^3$ Па с, т.е. на несколько порядков превышает вязкость традиционных эпоксиолигомеров. Некоторые данные о вязкости расплавов термопластов представлены в табл. 4.

Применение растворов полимеров для пропитки волокнистых материалов не является перспективным направлением вследствие необходимости использовать низкие концентрации и по экологическим соображениям. Кроме того, многие термопласти растворяются лишь в "тяжелых" растворителях (например, в ДМФА), которые практически невозможно удалить полностью. Остальные методы получения армированных термопластов основаны на как можно более равномерном распределении полимера (в виде порошка, волокон или пленок) между армирующими нитями и последующем плавлении и затекании полимера в межволоконное пространство.

В литературе представлено несколько работ, в которых рассматриваются математические модели этого процесса. Например, в работе [29] используется уравнение диффузии Дарси и учитывается изменение проницаемости системы (вследствие перемещения волокон) по мере пропитки нити. Другая модель, предложенная Ошмяном и Маневичем, учитывает также влияние поверхностного напряжения расплава. Интересным аспектом этой теории является анализ миграции пузырьков воздуха (пор), которые в статических условиях практически невозможно удалить из вязкого расплава даже при очень больших давлениях.

Для экспериментального изучения кинетики пропитки волокнистого материала расплавами полимеров нами разработано устройство, пред-

Таблица 4. Температура переработки T_g и вязкость расплавов термопластов [17]

Полимер	T_g , °C	η , Па с
ПЭЭК	380	3500
ПЭИ	343	2000
Полиимид К	350 - 400	10000
Полиимид J	300	1000
Полиимид N	375	10000
ЭДТ-10	70 - 80	100

ставляющее собой закрытую нагреваемую пресс-форму, устанавливаемую на испытательную машину. В пресс-форму помещали пакет, состоящий из слоев волокнистого материала (ткань, лента) и полимера (пленка, порошок, гранулы). Кинетику пропитки в этих (статических) условиях оценивали по перемещению пуансона. Поскольку количество волокна и полимера в пресс-форме фиксировано, то изменение объема (толщины) образца непосредственно связано с изменением пористости системы. Режим прессования регулировали путем нагревания образца до заданной температуры, последующим повышением давления и выдержкой при различных его уровнях.

Многочисленные эксперименты, в которых варьировали режимы прессования, структуру заготовленного пакета и молекулярную массу полимера, показали, что несмотря на повышение давления до 100 атм, пористость получаемого материала составляет 10 - 20%. По нашему мнению, эти эксперименты подтверждают правильность теоретических расчетов, указывающих на трудность удаления пузырьков воздуха из межволоконного пространства при пропитке системы волокон расплавом полимера.

Одним из этапов наших исследований, направленных на совершенствование процесса пропитки, явилась разработка метода вакуумного прессования (нагрузка до 10 т, температура нагревания до 300 - 500°C). Вакуумирование обеспечивает остаточное давление¹ $10^{-1} - 10^{-2}$ мм рт. ст. Пористость образцов углепластиков на основе полисульфона, изготовленных в таких условиях, составляет менее 1%, что свидетельствует об эффективности такого метода формирования армированного термопласта. В то же время в промышленных условиях осуществление вакуумного прессования представит, по-видимому, определенные трудности.

Остановимся более подробно на особенностях получения ленточных препрегов путем нанесения расплава полимера на жгут, проходящий через уголковую головку экструдера, т.е. на пропитке в

¹ В создании и наладке установки приняли самое деятельное участие О.Н. Пирогов, И.А. Васильев и Г.М. Денисов.

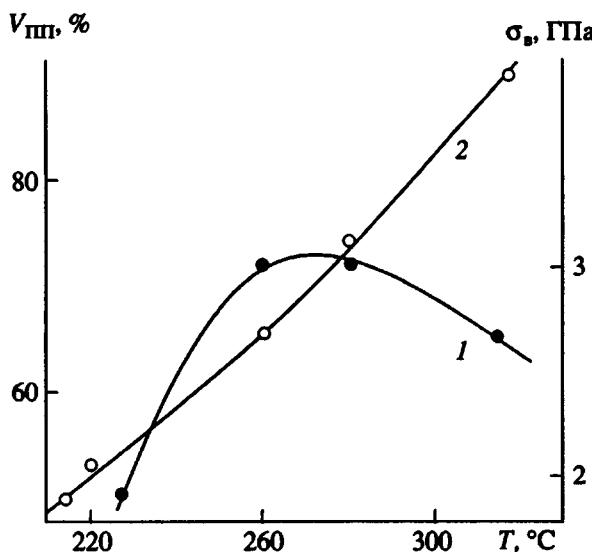


Рис. 4. Прочность ленточных препрегов (1) и объемное содержание в них полипропилена (2) в зависимости от температуры расплава в уголковой головке экструдера.

динамических условиях. В этом случае наблюдается кабельный эффект, так как связующее не проникает внутрь жгута. Пористость образца составляет 25 - 40%, а его прочность примерно равна прочности исходного жгута (для стеклянного жгута 1000 - 1200 МПа).

Для пропитки жгута высоковязким расплавом полимера использовали вариант каландрирования, при котором жгут с нанесенным на него кабельным покрытием полимера пропускали через систему нагреваемых роликов. При этом под действием радиального давления, прилагаемого к жгуту последовательно с двух сторон, наружный слой полимера импрегнировался в межволоконное пространство и формировалась ленточка препрега. Динамические условия способствовали удалению воздушных включений.

Каландрирование осуществляли на устройствах двух типов. Одно из них было выполнено в виде двух нагреваемых валиков диаметром 110 мм, расположенных под небольшим углом друг к другу, что позволяло осуществить многократную двустороннюю прокатку материала. Недостаток этого решения заключается в том, что отдельные волокна могут наматываться на врачающиеся валы и тем самым нарушать процесс. Кроме того, радиальное давление при таком диаметре валиков, по-видимому, недостаточно, валики трудно нагреть до высокой температуры из-за их большой поверхности. При использовании этого метода пористость препрега снизилась до 10 - 15%, а его прочность достигла 1900 - 2000 МПа.

Другое устройство для каландрирования препрега представляло собой систему из 10 - 12 неподвижных цилиндрических роликов диаметром 40 мм, установленных в трубчатом нагревателе и обеспечивающих соответствующее количество перегибов жгута. Аналогичная система предложена Хенриксеном [30]. Это устройство позволило получить препрег с пористостью 5 - 6% и прочностью до 2100 - 2300 МПа. Трудность его использования определяется высоким натяжением, возникающим в результате трения жгута по большому количеству роликов. Проведенные эксперименты показали, что число роликов можно существенно сократить (например, до двух - трех), если повысить температуру в зоне контакта жгута и роликов. В результате удалось поместить три ролика непосредственно в уголковую головку экструдера, а снаружи ограничиться двумя нагреваемыми роликами, обеспечивающими постоянство сечения ленты препрега и высокое качество его поверхности.

Основная часть экспериментов по изучению влияния технологических факторов на свойства ленточных препрегов была выполнена при изготовлении материала на основе стеклянных волокон и модельного связующего - ПП. Исследовали влияние следующих факторов: температуры расплава в уголковой головке; температуры наружных роликов; скорости протяжки жгутов и их натяжения; угла перегиба роликов.

На рис. 4 представлена зависимость прочности ленты и количества в ней ПП от температуры расплава полимера в головке экструдера. Как видно, в интервале 220 - 250°C существенно увеличивается прочность образцов, до ~2800 МПа, что связано, по-видимому, с улучшением их пропитки вследствие снижения вязкости расплава (пористость образцов уменьшается до 5%). При температуре выше 280°C наблюдается снижение прочности, обусловленное частичной деструкцией полимера. Количество ПП в жгуте непрерывно увеличивается.

Содержание полимера в препреге при повышении температуры наружных роликов существенно уменьшается, что вызвано снижением вязкости расплава.

Увеличение натяжения жгута в процессе получения препрега также приводит к уменьшению количества ПП из-за повышения контактного давления на роликах; заметного изменения пористости образцов и их прочности при этом не наблюдается. Зависимость прочности препрега от скорости протяжки характеризуется некоторым оптимумом. Пористость препрега с увеличением скорости протяжки возрастает, что обусловлено уменьшением времени пропитки и снижением количества полимера в препреге.

Увеличение угла перегиба наружных роликов α приводит к снижению прочности препрега с

2850 МПа (при $\alpha = 15^\circ$) до 2350 МПа (при $\alpha = 50^\circ$), что объясняется, по-видимому, повреждением части волокон. При этом пористость образцов сохраняется на уровне 3 - 5%. Содержание ПП снижается с 85 до 40%.

Аналогичные исследования по оптимизации режимов получения ленточного стекловолокнистого препрата были проведены и с полисульфоновой матрицей. Установка отличалась наличием дополнительной пары наружных перегибных роликов, что было вызвано необходимостью повышения температуры и времени каландрирования.

Как показали исследования, характер влияния технологических факторов на свойства препретов остается тем же, что и для ПП. Температура расплава в экструдере составляла 320 - 340°C. Использование дополнительной пары перегибных роликов, нагреваемых до 440°C, привело к снижению пористости до 2 - 3% и повышению прочности образцов до 3000 МПа.

Зависимости прочности препрета на основе ПСФ от скорости протяжки, натяжения жгута и угла перегиба α аналогичны описанным выше для ПП.

Еще один способ снижения пористости системы при получении армированных термопластов заключается в модификации поверхности волокон с целью улучшения их смачивания путем обработки раствором полимера или же путем нанесения на поверхность волокон низковязкого связующего. При получении стекло- и углепластиков на основе полисульфона волокна предварительно обрабатывали разбавленными растворами полисульфона в хлороформе (количество модификатора не превышало 3%), а затем пропускали через пропитывающее устройство, где наносили полисульфон из расплава. При этом наблюдается закономерное снижение пористости материалов и некоторое повышение их прочности (рис. 5). Более высокий уровень пористости стеклопластиков по сравнению с углепластиками, по-видимому, связан с большей линейной плотностью используемых стекловолокнистых жгутов. Аналогичные результаты были получены при использовании в качестве модификаторов реакционноспособных олигомеров – эпоксидной смолы и роливсана.

Метод намотки однонаправленных армированных реактопластов, обеспечивающий высокие характеристики материалов, применяется и для армированных термопластов [17]. Схема процесса намотки термопластичных препретов включает локальный разогрев и прикатку материала в зоне формирования. Задача по существу сводится к сварке наматываемых слоев. В качестве средств, позволяющих расплавить термопластичную матрицу, можно использовать горячие прижимные ролики, поток горячего воздуха или

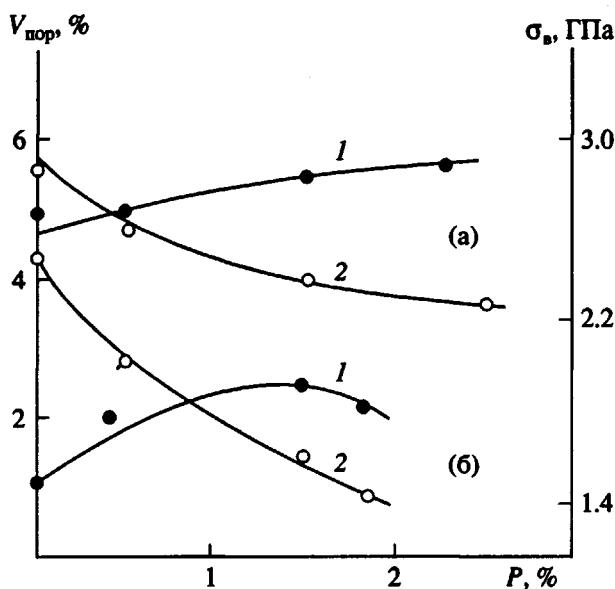


Рис. 5. Прочность (1) и пористость (2) ленточных препретов на основе стеклянных (а) и углеродных волокон полисульфона (б) в зависимости от количества модификатора (полисульфона, нанесенного из раствора) P .

газа, ИК-излучатели, ультразвуковой или индукционный нагрев, а также нагрев лазерным лучом.

Особенность последнего метода заключается в том, что он позволяет зафиксировать зону формования материала в заданной точке и сфокусировать в ней мощный тепловой поток. Нами разработана установка, позволяющая вести намотку индивидуальных кольцевых образцов шириной 10 мм с внутренним диаметром 150 мм. Источниками тепла служили теплоэлектровентиляторы и CO_2 -лазер мощностью 80 Вт. Схема установки приведена в нашей публикации [17].

Эксперименты показали, что формование кольцевых образцов на основе ленточных препретов происходит достаточно хорошо. Однако их пористость остается пока более высокой по сравнению с пористостью препретов – от 10 до 30%. Прочность при растяжении кольцевых образцов углепластиков на основе полисульфона не превышала 1200 МПа, а при сдвиге 30 МПа. Зависимости прочности кольцевых образцов от объемного содержания волокон и пористости приведены в работе [17].

Перейдем к анализу наиболее существенных с нашей точки зрения результатов исследования. Рассмотрим характеристики армированных термопластов – энергию их расслоения и поведение при ударном воздействии.

Как известно, важное преимущество армированных термопластов перед реактопластами заключается в высокой энергии расслоения этих материалов, которая на ~1 порядок превышает

Таблица 5. Некоторые характеристики однонаправленных углепластиков [17]

Полимерная матрица	Энергия расслоения (G_{lc}), кДж/м ²	Постударная прочность σ_{cs} , %	Прочность при сдвиге τ_{cav} , МПа
ПЭЭК	1.6	0.70	117
ПЭН	1.2	—	94
ПФС	0.9	0.52	69
ПСФ	1.0	—	65
Полимиid К	1.7	0.65	98
Полимиid J	1.1	0.75	104
ЭДТ-10	0.1 - 0.3	0.35	50 - 90

аналогичную характеристику для полиэпоксидов. В результате улучшаются эксплуатационные свойства композитов, повышается их трещиностойкость и постударная прочность. Это иллюстрируют данные, приведенные в табл. 5.

Вязкость разрушения характеризует способность материала сопротивляться распространению трещины и играет важную роль при анализе механизмов разрушения в соответствии с энергетическим критерием А. Гриффитса. Увеличение вязкости разрушения G_c приводит к росту критического напряжения, при котором начинается развитие трещины. При анализе разрушения армированных пластиков различают вязкости разрушения при нагружениях первого и второго рода (G_{lc} и $G_{lc'}$), которые соответствуют развитию дефектов под действием нормальных и сдвиговых напряжений. Значение G_c для системы пластичная матрица–хрупкие волокна можно грубо оценить следующим выражением [31]:

$$G_c = \frac{(1 - V_b)^2 d_b}{V_b} \sigma_m \epsilon_m, \quad (12)$$

где σ_m и ϵ_m – прочность и относительная деформация матрицы; d_b , V_b – диаметр и объемное содержание волокон. Отсюда видно, что G_c тем больше, чем выше прочность и предельная деформация матрицы. Таким образом, поскольку разрывное удлинение термопластов может достигать сотен процентов, энергия расслоения композитов на основе термопластичных матриц на ~1 порядок выше, чем при использовании эпоксидных матриц.

Распространенным методом определения величины G_{lc} является расслаивание (раздир) плоского однонаправленного образца композита. При раздире толстого образца между двумя его растягиваемыми частями образуется некоторый угол α , который необходимо учитывать при расчете G_{lc} [32]

$$G_{lc} = \frac{2P}{b} \sin \alpha, \quad (13)$$

где P – усилие раздира, b – ширина образца.

В наших экспериментах были использованы тонкие образцы ~0.5 мм. При этом упругость растягиваемых элементов столь мала, что угол α можно принять равным 90° и не измерять его во время испытания [32]. Измерения показали, что для образцов толщиной от 0.5 до 1.5 мм величина G_{lc} не зависит от толщины.

Первоначально образцы готовили путем прессования двух кусков ткани размером 12 × 12 см, между которыми помещали полимер в виде пленки, гранул или порошка, а также полоску фторопласта. Последняя необходима для того, чтобы создать первоначальную трещину и образовать элементы, закрепляемые в зажимы испытательной машины.

Первые же эксперименты показали, что усилие раздира существенно зависит от текстуры ткани. Поэтому в дальнейшем мы отказались от тканых материалов и использовали для приготовления образцов однонаправленные заготовки, получаемые путем намотки на металлические пластинки-оправки. При этом значения G_{lc} снизились на 30 - 40% и стали более достоверно отражать характер взаимодействия компонентов в композите.

Испытания проводили на машине "Инстрон 1122", регистрируя усилие раздира. Следует отметить, что межслоевой раздир является довольно сложным процессом, в который вовлекается несколько слоев волокон. Часть волокон разрушается, зачастую трещина выходит на поверхность образца. В случае тонких образцов это необходимо учитывать при анализе диаграмм нагружения. Наряду с испытаниями на раздир аналогичные образцы испытывали при "фанерном" сдвиге на базе 10 мм, что позволило сопоставить две характеристики.

При выборе веществ, модифицирующих поверхность волокон, мы приняли два варианта. Первый – это использование аппретирующих составов, химически взаимодействующих как с волокном, так и с полимером: АГМ-9 (γ -аминопропилтриэтоксисилан) и волан (винилтриэтоксисилан). Второй – улучшение условий проникновения расплава полимера в волокнистый материал, минимизация пористости клеевого соединения путем обработки поверхности волокон роливсаном и раствором полисульфона в хлорформе. В экспериментах изучено влияние концентрации растворов (количества наносимого вещества). Показано, что оптимальные концентрации раствора модифицирующих добавок составляют 5 - 7%, что примерно соответствует количеству наносимого вещества, равному 2 - 3% от массы волокон. При увеличении концентрации растворов энергия расслоения образцов снижалась.

В экспериментах использовали стеклянные и углеродные волокна, а в качестве полимерной

матрицы – полипропилен, полисульфон и, для со-
поставления, эпоксидную композицию.

На рис. 6 приведены диаграммы, позволяю-
щие сравнивать значения G_L для исследованных ма-
териалов. Полученные результаты убедительно
показывают преимущество термопластичных
матриц. Использование связующего, в котором
полисульфон и ЭДТ-10 совмещены химически в
соотношении 1 : 2, не привело к изменению G_L по
сравнению с эпоксидной смолой. По-видимому,
соотношение компонентов, при котором начина-
ется рост G_L , должно быть иным. Следует обратить
внимание также на то обстоятельство, что
прочность при сдвиге армированных термо- и ре-
актопластов примерно одинакова. Несколько
выше она у полизэпоксидов. Это подтверждается
данными, приведенными в табл. 5 и на рис. 6.

Для полипропиленовой матрицы весьма эф-
фективна обработка волокон воланом, имеющим
двойные связи. Обработка приводит к увеличе-
нию G_L образцов стеклопластиков в ~2 раза, уг-
лепластиков – в 1.5 раза. Для композитов на осно-
ве полисульфоновой матрицы второй вариант
модификации поверхности волокон (роливсан,
раствор полисульфона) оказался более эфек-
тивным – значение G_L возросло в 1.8 раза. Дан-
ный этап исследований подтвердил важность
обеспечения монолитности и минимальной пори-
стости для повышения энергии расслоения одно-
направленных армированных термопластов.

Наряду с изучением процессов расслоения
композитов начаты непосредственные измерения
поведения армированных пластиков при ударном
воздействии. Для этих исследований использова-
ли установку, которая позволяет изменять ско-
рость ударника и регистрировать на осцилло-
графе сигнал, поступающий от тензодатчика².
В процессе испытания осциллограф регистриру-
ет нагрузку на образец в зависимости от времени.
При линейном поведении материала и его хруп-
ком разрушении поглощенная при ударе энергия
равна половине произведения разрушающей на-
грузки на прогиб, которое пропорционально
 σ^2/E . Таким образом, поглощенная энергия воз-
растает пропорционально квадрату прочности
композита при изгибе и снижается при увеличе-
нии модуля упругости волокон. При пренебре-
жении снижением скорости ударника в процессе
испытания прогиб образца равен произведению
начальной скорости ударника на время, и погло-
щенная при ударе энергия пропорциональна пло-
щади под кривой нагружения.

Результаты испытания трех типов однона-
правленных композитов – углепластика и стекло-
пластика на основе эпоксидной смолы ЭДТ-10 и
углепластика на основе термопластичной поли-
сульфоновой матрицы сводятся к следующему.
Углепластик на основе эпоксидной матрицы де-

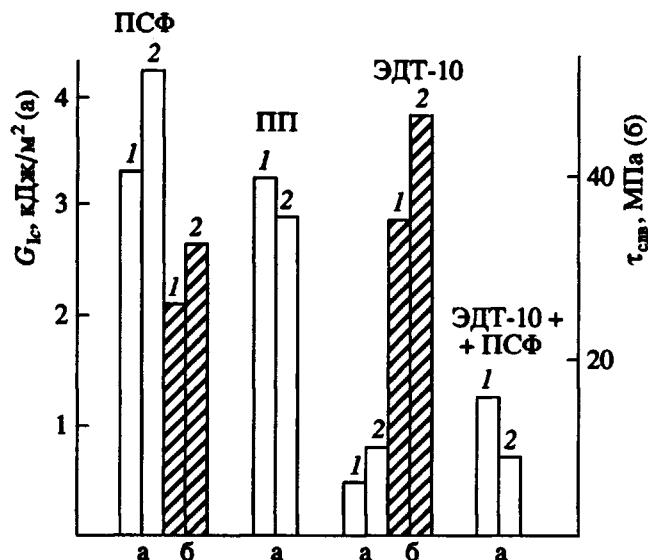


Рис. 6. Значения G_L (a) и $\tau_{\text{сдв}}$ (b) стекло- (1) и уг-
лепластиков (2) на основе полисульфона, поли-
пропилен, полизэпоксида и смеси ЭДТ-10 и
ПСФ (2 : 1).

формируется линейно вплоть до разрушения при
напряжении σ_c , после чего нагрузка очень быстро
падает до нуля. В отличие от углепластика диа-
граммма деформации стеклопластика при ударном
воздействии существенно нелинейна, и после мак-
симума наблюдается целый ряд подъемов и паде-
ний нагрузки. Площадь под кривой деформации
после достижения максимума в 5 - 6 раз превыша-
ет площадь под ее линейной частью. В результате
ударная прочность стеклопластика на ~1 порядок
превышает ударную прочность углепластика.

Как показывает изучение образцов после ис-
пытания с помощью оптического микроскопа,
разрушение углепластика является квазихрупким
в плоскости ударника. Напротив, образцы стек-
лопластика имеют большое количество трещин,
ориентированных вдоль оси волокон. Испытания
при различных скоростях ударника позволяют
выявить механизм разрушения. Эти исследова-
ния показывают, что падение нагрузки происходит
вследствие сдвигового разрушения и появления
продольных трещин в срединной плоскости об-
разца. После появления сдвиговой трещины и
разделения образца на две части происходит по-
следующее нагружение двух образовавшихся час-
тей образца. В дальнейшем этот процесс может
повторяться до окончательного изгибного разру-
шения отслоившихся частей стеклопластика.

В отличие от углепластика на основе эпоксид-
ной смолы при использовании термопластичной
матрицы наблюдается нелинейное деформиро-
вание углепластика после достижения максималь-
ной нагрузки. Заметим, что протяженность не-
линейной части существенно меньше, чем в стек-

² Установка разработана под руководством А.А. Рыбина.

лопластике. Тем не менее ударная прочность углепластика оказывается выше, чем при чисто хрупком разрушении. Испытания при различных скоростях нагружения показывают, что разрушение начинается путем пластического смятия образца в месте удара. После этого на сжимаемой поверхности образца происходит формирование кинка, который прорастает в направлении плоскости ударника.

Предварительные эксперименты свидетельствуют о перспективности разработанной методики и аппаратуры для анализа механизма разрушения односторонних армированных пластиков при ударном воздействии. Этот анализ является одним из важных направлений в дальнейших исследованиях в области создания армированных термопластов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Буров А.К., Андреевская Г.Д. Синтетические волокнистые анизотропные материалы. М.: Наука, 1952.
2. Андреевская Г.Д. Высокопрочные ориентированные стеклопластики. М.: Химия, 1966.
3. Зеленский Э.С. // Успехи химии. 1984. Т. 53. № 2. С. 290.
4. Розен Б. // Волокнистые композиционные материалы. М.: Мир, 1967.
5. Баженов С.Л., Берлин А.А. // Докл. СССР. 1985. Т. 283. № 6. С. 1986.
6. Берлин А.А., Тополкараев В.А., Баженов С.Л. // Тр. ФТИ. 1987. С. 102.
7. Rosen B., Dow N. // Fracture / Ed. by Liebovitz H. New York: Acad. Press, 1972. V. 7. P. 611.
8. Куперман А.М., Баженов С.Л., Асланян А.А., Берлин А.А., Зеленский Э.С. // Докл. АН СССР. 1988. Т. 248. № 6. С. 1424.
9. Bazhenov S.L., Kozey V.V., Berlin A.A. // J. Mater. Sci. 1989. V. 24. P. 4509.
10. Корабельников Ю.Г., Тамуж В.П., Силуянов О.Ф., Бондаренко В.М., Азарова М.Т. // Механика композит. материалов. 1984. № 2. Р. 195.
11. Баженов С.Л., Куперман А.М., Снигирева Н.А., Пучков Л.В., Зеленский Э.С. // Прочность и разрушение гетерогенных материалов. Л.: ФТИ, 1990. С. 48.
12. Kelly A., Tison W. // J. Mech. and Phys. Solids. 1966. V. 14. P. 177.
13. Рабинович А.Л. // Введение в механику армированных пластиков. М.: Наука, 1970.
14. Greenwood J., Rose P. // J. Mater. Sci. 1974. V. 9. P. 1809.
15. Deteresa J., Allen S., Farris R., Porter R. // J. Mater. Sci. 1984. V. 19. P. 57.
16. Козий В.В., Баженов С.Л., Куперман А.М., Берлин А.А., Зеленский Э.С. // Докл. АН СССР. 1988. Т. 298. № 5. С. 1129.
17. Козий В.В., Баженов С.Л., Куперман А.М., Берлин А.А., Зеленский Э.С. // Тез. докл. VII Всесоюз. конф. по механике полимерных и композиционных материалов. Рига, 1990. С. 82.
18. Ноэдрина Л.В., Короткова В.И., Бейдер Э.Я. // Технология. Межотраслевой науч.-техн. сб. Серия "Конструкции из композиционных материалов". М., 1991. № 1. С. 3.
19. Willats D. // SAMPE J. 1984. V. 20. P. 6.
20. Зеленский Э.С., Куперман А.М., Лебедева О.В. // Технология. Межотраслевой науч.-техн. сб. Серия "Конструкции из композиционных материалов". М., 1991. № 1. С. 10.
21. Ratsch M., Pospiech D. // Acta Polymerica. 1990. B. 41. № 7. S. 389.
22. Анализ свойств и перспективы развития новых высокотеплостойких конструкционных термопластов. Обзор НПО "Пластмассы". М., 1987. С. 52.
23. Довгяло В.А., Жандаров С.Ф., Писанова Е.В. // Механика композит. материалов. 1990. № 1. С. 9.
24. Gorbatkina Yu. A. // Adhesive Strength of Fibre-Polymer Systems. New York; London; Toronto: Elis Howood, 1992.
25. Горбаткина Ю.А. // Адгезионная прочность в системах полимер-волокно. М.: Химия, 1987.
26. Корнеева Н.В., Горбаткина Ю.А., Неделькин В.И., Овсянникова С.И., Андрианова О.Б., Сергеев В.А. // Высокомолек. соед. А. 1993. Т. 35. № 1. С. 58.
27. Корнеева Н.В., Горбаткина Ю.А. // Пласт. массы. 1992. № 5. С. 12.
28. Жандаров С.Ф., Писанова Е.В., Довгяло В.А. // Механика композит. материалов. 1992. № 3. С. 384.
29. Kim T., Jun F., Lee F. // Advances in Polym. Technol. 1989. V. 9. № 4. P. 275.
30. Augustin G., Janke W., Hinrichsen G. // Kunststoffe. 1991. № 5. 81. P. 403.
31. Карпинес Д.М., Тучинский А.И., Вишняков Д.Р. // Новые композиционные материалы. Киев: Вища школа, 1977.
32. Bazhenov S.L. // Composites. 1991. V. 22. № 4. P. 275.

Unidirectionally Reinforced Plastics (Review)

E. S. Zelenskii, A. M. Kuperman, Yu. A. Gorbatkina,
S. L. Bazhenov, and K. A. Denisov

Semenov Institute of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences, ul. Kosygina 4, Moscow, 117977 Russia

Abstract – Some problems of the fiber strength, as it is realized in fiber-reinforced polymers under tension and compression, are considered. In the approach developed, a comparison is made of the actual strength to a hypothetical one, which should be attained if the mechanism of composite failure were a hypothetical one. The realization rate of strength is analyzed for glass, polymeric, and carbon fibers in fiber-reinforced polymers. The results of investigation of the composites based on thermoplastic matrices, which have high deformability, are presented. The peculiarities of obtaining these composites related to high viscosity of polymers are considered. It is shown that thermoplastic-matrix composites have high fracture toughness and impact strength.