

Деформирование и разрушение гибридных композиционных материалов при ударе

В. В. Астанин, А. А. Щегель

Национальный авиационный университет, Киев, Украина

На основании проведенных с помощью разработанного комплекса “aSTanin” экспериментальных исследований гибридных композиционных материалов проанализировано их деформирование и разрушение. При этом особое внимание обращено на процессы, происходящие на границе упрочняющее волокно–матрица.

Ключевые слова: текстильно-упрочненные композиты, гибридные материалы, ударная прочность, электромагнитная эмиссия.

Постановка задачи. Широкое использование гибридных композиционных материалов обусловлено возможностями получения оптимальных для каждой отдельной области применения свойств результирующего композита. Особо остро необходимость в разработке таких оптимальных структур возникает при создании конструкций, работающих в условиях ударных нагрузок, из-за высокой интенсивности и разрушительной способности прикладываемых усилий. Элементами конструкции, которые при эксплуатации подвергаются ударному взаимодействию, являются, например, кузова автомобилей и аэродинамические поверхности самолетов, лопасти винтов, обшивка космических аппаратов. От их прочности и живучести зависит безопасность пассажиров и перевозимого груза.

Основная задача при конструировании рассматриваемых композиционных материалов заключается в получении заданных характеристик в предполагаемых условиях функционирования. Для этого следует провести численный расчет сложной конструкции на основании математических моделей ее поведения в зависимости от прилагаемого усилия [1, 2]. Таким образом, точность и адекватность выбранной расчетной модели напрямую связана с повышением эффективности и качества разработки, а также снижением затрат на экспериментальную проверку и оптимизацию. С одной стороны, детализация расчетной модели ограничена вычислительными ресурсами, с другой – от нее зависит качество проектирования. Поэтому глубокое изучение процессов ударного взаимодействия применяемых в промышленности гибридных композиционных материалов с целью разработки физически обоснованных моделей их поведения в широком диапазоне интенсивности прикладываемых нагрузок является актуальным.

При исследовании прочности слоистых волоконных композиционных материалов выделяют несколько механизмов разрушения, каждый из которых может привести к потере прочности материала как целого. Рассматривают соответствующие типы характерных повреждений, а именно: разрушение матрицы при растяжении (поперек волокон при однонаправленном упрочнении), сдвиг и сжатие, разрушение волокон при растяжении или потеря

устойчивости при сжатии, а также расслоение слоистого материала в основном при сдвиговых напряжениях [3]. Каждый из указанных типов повреждения в большей или меньшей степени сопровождается разрушением связи волокно–матрица. Учитывая важность их соединения для перераспределения действующих на материал нагрузок, необходимо детальное исследование этих процессов и их точный количественный учет [4]. Однако регистрация именно этого типа повреждения или изучение его влияния на общий процесс потери прочности представляет особую сложность с экспериментальной точки зрения, а следовательно, сложной задачей является учет такого процесса при математическом моделировании поведения материала [5].

Методы исследования и материалы. Ввиду отсутствия обобщенной теоретической или численной модели, которая бы учитывала всю многогранность происходящих в реальном материале процессов, исследование композитов при высоких скоростях взаимодействия необходимо осуществлять в тесной связи с высокоскоростными экспериментальными испытаниями.

Ранее [6, 7] описывались элементы разработанного универсального исследовательского комплекса для высокоскоростных ударных испытаний “aSTanin” (Acceleration System for Testing of Anti-damage Innovations). Структурная схема комплекса приведена на рис. 1. Исследования можно проводить как с использованием сжатого воздуха, пороховых газов, так и продуктов сгорания рабочей смеси, компонентами которой являются кроме воздуха метан или пропанобутановая смесь либо ее аналог и гелий для получения повышенных скоростей истечения газов из камеры сгорания.

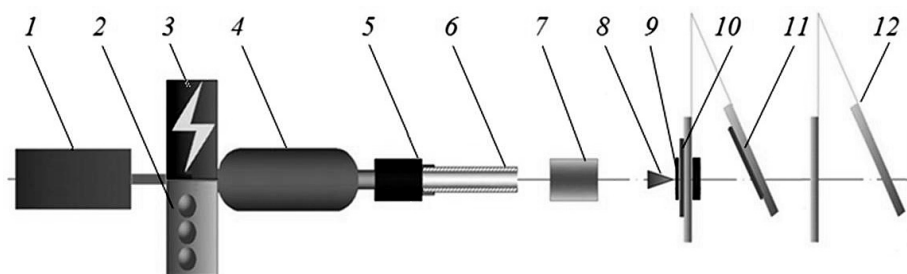


Рис. 1. Структурная схема комплекса для исследования ударной прочности “aSTanin”: 1 – блок управления, контроля и сбора данных; 2 – система подачи рабочего тела ускорителя ударника; 3 – блок зажигания; 4 – камера сгорания; 5 – блок контроля результирующего давления; 6 – труба разгона; 7 – измеритель скорости; 8 – ударник; 9 – оптический детектор остаточных деформаций; 10 – образец исследуемого материала или конструкции; 11 – баллистический маятник с контрольно-измерительной аппаратурой; 12 – баллистический маятник для определения остаточной кинетической энергии ударника.

Образцы исследуемого материала крепили на подвесе баллистического маятника. В проведенных исследованиях использовали круглые образцы диаметром 200 мм. При этом реализовали жесткое защемление образцов по краям с помощью массивных прижимных пластин с центральным круглым отверстием диаметром 150 мм, что определяло рабочую область образца. При проведении каждого эксперимента скорость ударника регистрировали непосредственно перед соударением с образцом. Погрешность измерения не превышала 1 м/с для скоростей до 1200 м/с и 0,1% для всего диапазона исследуемых скоростей.

дуремых скоростей. Это позволяло использовать в дальнейших расчетах и при построении зависимостей непосредственно измеренные значения с учетом отклонений от расчетной величины.

Кроме того, обеспечивалось измерение остаточной скорости ударника сразу после пробивания образца с помощью баллистического маятника. Датчики акустической и электромагнитной эмиссии располагали в непосредственной близости к испытываемому образцу на подвесе баллистического маятника. Датчик электромагнитной эмиссии работает на принципе наведения электродвижущей силы в индуктивной катушке в зависимости от величины и скорости изменения проходящего через ее контур магнитного потока [8]. Его особенностью является использование дополнительного постоянного магнита, задающего преимущественное направление движения заряженных частиц или областей, образование которых возможно при процессах деформирования и разрушения. После усиления сигнал передается на компьютер для последующего анализа.

С помощью комплекса “aStanin” были проведены эксперименты по ударному взаимодействию образцов гибридоволоконного материала на основе стекловолокон и полипропиленовой матрицы толщиной 2, 4 и 8 мм при скоростях до 1,5 км/с с использованием сферического ударника диаметром 9 мм. Содержание волокна составляет 60% веса материала, плотность материала – 372,5 кг/м³, прочность – 283 МПа при растяжении и 44 МПа при сдвиге, модуль Юнга вдоль двух взаимно перпендикулярных направлений волокон тканевой основы – соответственно при растяжении 13,8 и 11,5 ГПа, при сжатии 15,4 и 15,5 ГПа, модуль сдвига – 1,05 ГПа, коэффициент Пуассона – 0,09 при растяжении и 0,1 при сжатии [9].

Рассмотрим оптимальность выбранных параметров исследуемых образцов. Скорость распространения звуковых колебаний в материале матрицы составляет по справочным данным для используемого полимера $V_{\text{п}}^{\text{м}} = 1300$ м/с и $V_{\text{пр}}^{\text{м}} = 2650$ м/с для поперечных и продольных волн соответственно [10], для материала упрочняющего волокна $V_{\text{пр}}^{\text{в}} = 5260$ м/с. Таким образом, максимальная задействованная при ударе распространяющимися волнами механического взаимодействия площадь образца равна

$$S_{\text{вз}}^{\text{max}} = \pi(t_{\text{вз}}V_{\text{пр}}^{\text{в}})^2,$$

где $t_{\text{вз}}$ – максимальное время взаимодействия образца с ударником.

Как показывают проведенные измерения, падение скорости ударника вследствие взаимодействия с образцом при его сквозном пробивании не превышает 1%. Следовательно, при наиболее интенсивном взаимодействии образца с ударником при скорости $V_{\text{уд}} = 1500$ м/с время взаимодействия $t_{\text{вз}} = H/V_{\text{уд}} \approx 1,35$ мкс при толщине образца $H = 2$ мм, что соответствует площади $S_{\text{вз}}^{\text{max}}$ диаметром $d_{\text{вз}}^{\text{max}} \approx 14$ мм. При этом диаметр рабочей области образца выше диаметра площади взаимодействия более чем в 10 раз. Для более низких скоростей, несмотря на большие значения времени взаимодействия образца с ударником, интенсивность и амплитуда возникающих в

материале колебаний ниже. При том же коэффициенте затухания колебаний соотношение амплитуд колебаний материала на одинаковом удалении от точки удара равно соотношению амплитуд колебаний в точке удара для двух аналогичных экспериментов с разными скоростями соударения ударника с образцом.

Как показали проведенные исследования, полная энергия акустической эмиссии (АЭ) $E_{\Sigma АЭ}$ линейно зависит от скорости ударника $V_{уд}$ и имеет характерный перелом на кривых в диапазоне скоростей начала сквозного пробивания. С учетом того, что $E_{\Sigma АЭ}$ пропорциональна квадрату амплитуды $A_{АЭ}$ акустической эмиссии, т.е. $E_{\Sigma АЭ} \sim A_{АЭ}^2$ [11], получим, что значение амплитуды колебаний на том же удалении от точки начального соприкосновения, но при меньшей скорости удара меньше в $\sqrt{V_i/V_6} < 1$ раза, где V_i и V_6 – соответственно текущие скорости измерения и базовая максимальная скорость. Таким образом, краевой эффект при низких скоростях оказывается ничтожно малым.

Моделирование процессов ударного повреждения. Передаваемая разогнанным ударником энергия, приходящаяся на единицу площади поверхности образца композиционного материала, изменяется в течение времени $t_{вз}$ их взаимодействия. Максимальные ее значения отмечаются в области контакта. Не принимая во внимание перераспределение энергии во времени, рассчитаем ее усредненное значение в пятне контакта с ударником, предполагая, что она экспоненциально распределена по задействованной в течение $t_{вз}$ площади. Таким образом, получим

$$\Delta E = \int_A e_{об}(S_{вз}^{max}) dA,$$

где $\Delta E = E_0 - E_{ост}$ – разница регистрируемых при проведении эксперимента величин начальной E_0 и остаточной $E_{ост}$ кинетической энергии ударника; $S_{вз}^{max}$ – максимальная задействованная при ударе распространяющаяся в течение $t_{вз}$ волнами механического взаимодействия площадь образца; $e_{об}(S_{вз}^{max})$ – удельная, приходящаяся на единицу образца, энергия.

Учитывая принятый вид распределения энергии по поверхности, получаем

$$\Delta E = \int_r e_{об}(r) 2\pi r dr = \int_r E_{об} e^{-r} 2\pi r dr,$$

где $E_{об}$ – максимальное значение удельной энергии в первоначальной точке соударения; $dA = \pi r_1^2 - \pi r_0^2 \approx 2\pi r dr$ – площадь кольцевидного участка внутренним r_0 и внешним r_1 радиусом относительно начальной точки соударения; e – основание натурального логарифма; r – текущий радиус кольцевидного участка при интегрировании. Для приведенного выше в качестве примера случая соударения имеем $E_{об} = 4,92 \cdot 10^6$ Дж/м², или $E_{об}^{(1 мм^2)} = 3,86$ Дж/мм² поверхности образца в пятне контакта.

В процессе роста нагрузки на волокноно-упрочненный композиционный материал происходит ее перераспределение между легко деформируемым и

низкопрочным связующим и жесткими упрочняющими волокнами. Этот процесс реализуется либо за счет касательных напряжений между волокном и матрицей при приложении нагрузки вдоль волокон, либо за счет нормальных и касательных напряжений в других случаях. Связь между компонентами гибридного материала играет таким образом очень важную роль в обеспечении прочности композита, поскольку известно, что для условий нагружения ударником результирующая прочность композиционного материала существенно выше, чем прочность не только материала связующего, но и волокна в частности [12].

Связь между волокном и матрицей устанавливается еще при формировании композита, когда материал матрицы находится в жидком состоянии из-за повышенной температуры или до окончания отвердевания вследствие химической реакции с отвердителем в зависимости от конкретного типа применяемого связующего [13]. В этом процессе играют роль все факторы, которые сопутствуют образованию адгезионных связей между различными фазами, а именно: энергия и число химических связей, образующихся на границе раздела (рис. 2); дефектность (или, наоборот, качество взаимопроникновения матрицы и отдельных нитей волокна); структурно-морфологическая организация и фазовый состав на границе раздела компонентов композита [14].

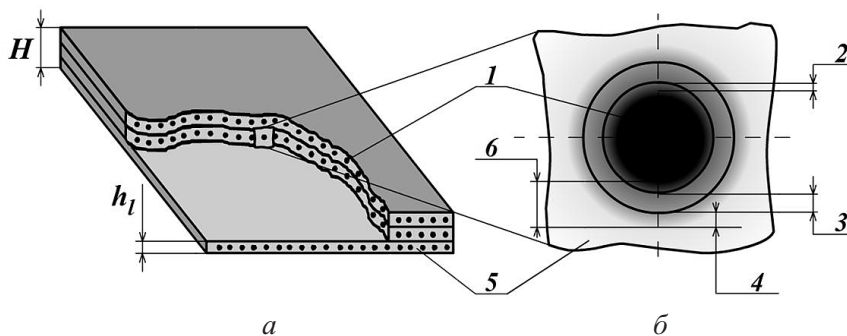


Рис. 2. Структура ламината с однонаправленно волоконно-упрочненными составными слоями толщиной h_l (общая толщина H) – а и структура промежуточного слоя на границе упрочняющее волокно–матрица – б: 1 – армирующая фаза; 2 – поверхностный слой армирующей фазы; 3 – межфазный слой; 4 – поверхностный слой связующего; 5 – фаза связующего; 6 – граничный слой.

Последний фактор имеет место особенно в связи с использованием при формировании композита специальных аппретирующих веществ, способствующих формированию межфазного слоя и влияющих на его структуру, свойства и протяженность. Функциями аппретов кроме улучшенного смачивания наполнителя, проникновения в него или заполнения дефектов на его поверхности являются также создание на поверхности армирующих волокон слоя, совместимого с полимерным связующим, снижение величины остаточного напряжения в этом промежуточном слое вследствие усадочных явлений в процессе отверждения связующего, а также перераспределение напряжений в матрице и перенос их на волокна при механическом воздействии на композиционный материал [15]. Таким образом, кроме механического сцепления неровностей поверхности волокон с матрицей и действующих для веществ

любого типа ван-дер-ваальсовых межмолекулярных сил возможны не только химические связи (в зависимости от материала) и диффузионные процессы в промежуточном слое, но и электрическое взаимодействие исследуемых фаз. Рассмотрим возможность формирования на границах волокно–матрица двойных электрических слоев (ДЭС).

В основном при рассмотрении ДЭС на границе с неполярной жидкостью источником электрических зарядов считаются случайные или специально внедренные (как аппреты) примеси. Чистый полипропилен является неполярным [16].

Фазы упрочняющего волокна ϵ_B и матрицы ϵ_M имеют различные значения относительной диэлектрической проницаемости. Тогда сила, действующая на образовавшийся в материале на расстоянии h от раздела фаз заряд, согласно закону Кулона [17] будет

$$F = \frac{e^2(\epsilon_B - \epsilon_M)}{4\pi\epsilon_B\epsilon_0(2h)^2(\epsilon_B + \epsilon_M)}, \quad (1)$$

где ϵ_0 – электрическая постоянная.

Интегрирование уравнения (1) на промежутке от $2r$ до ∞ , где r – радиус иона примеси, одинаковый для положительно и отрицательно заряженных ионов, приводит к выражению, связывающему энергию диссоциации молекул примеси в неполярном веществе матрицы до ее отвердевания в граничном слое $E_{\text{дис}}^{\text{гр}}$ и основном объеме материала матрицы $E_{\text{дис}}^0$.

В указанном случае равных радиусов r частиц и значительно превышающей для матрицы относительной диэлектрической проницаемости волокна можно получить значения энергии диссоциации молекул примеси для граничного слоя $E_{\text{дис}}^{\text{гр}}$, которые примерно в три раза ниже, чем для основного объема материала матрицы $E_{\text{дис}}^0$. При различных радиусах положительных и отрицательных ионов еще значительно уменьшение энергии диссоциации вследствие различной диэлектрической проницаемости материалов волокна и матрицы приводит к образованию дополнительных заряженных частиц в промежуточном слое.

Заряженные частицы, возникшие в результате действия силы (1) в переходном слое, формируют по границе волокно–матрица двойные электрические слои. Можно примерно оценить вклад электрических сил в общую энергию адгезии волокна и матрицы. При содержании волокна 50% по объему, что близко к параметрам изучаемого композита, площадь контакта между матрицей и армирующей фазой по поверхностной площади композита, равной 1 мм^2 , достигает $450...600 \text{ мм}^2$ [15]. Основываясь на данных [14] о возможных концентрациях электрических зарядов в фазе неполярного связующего (в данном случае полипропилен), расчеты дают значение энергии взаимодействия только вследствие процессов диссоциации молекул примесей $E_{\text{эл.дис}}^a = 5,27 \cdot 10^{-10}$ Дж для объема материала, соответствующего 1 мм^2 поверхностной площади композита (при толщине образца 2 мм). При учете общего количества ионов в граничном слое эта величина в зависимости от

конкретных композиционных материалов [17] может достигать $E_{эл}^a = (0,05...0,2) \cdot 10^{-3}$ Дж.

Кроме кулоновских сил взаимодействия зарядов свой вклад в адгезионную прочность вносят ван-дер-ваальсовы дисперсионные, ориентационные и индукционные силы. Вклад последних двух зависит от количества неполярных молекул примесей, в то время как дисперсионные силы имеют место даже в чистом неполярном веществе. Их возникновение связано с тем, что любые в целом нейтральные молекулы и атомы представляют собой системы колеблющихся зарядов. Мгновенное значение их дипольного момента таким образом отличается от нуля.

Созданное флуктуационно возникшим диполем электрическое поле поляризует окружающие молекулы. Потенциальная энергия адгезионной связи вследствие дисперсионного взаимодействия неполярных молекул $E_d^a = (0,05...0,2) \cdot 10^{-3}$ Дж является результатом влияния мгновенных диполей с индукционно наведенными ими в соседних молекулах дипольными моментами и пропорциональна их поляризуемости.

Общая энергия E^a , необходимая для преодоления адгезионной связи на 1 мм^2 площади композита, при учете кулоновских и дисперсионных сил равна

$$E^a = \varphi_B + \varphi_M - \varphi_{BM}, \quad (2)$$

где φ_B , φ_M и φ_{BM} – определяемые экспериментально удельные поверхностные энергии упрочняющего волокна, матрицы и их межфазной поверхности соответственно.

Удельная свободная поверхностная энергия стекла в свободном состоянии будет $\varphi_B = 4 \text{ Дж/м}^2$, полипропилена в затвердевшем состоянии – $\varphi_M = 33 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$. Поверхность стекловолокна, так же как и базальтового, борного волокна и металлов, относится к так называемым высокоэнергетическим твердотельным поверхностям, характеризующимся удельной поверхностной энергией $\varphi_B \geq 60 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$, что соответствует величине равновесного краевого угла натекания жидкой матрицы на поверхность волокна $\theta \leq 45^\circ$, причем θ определяется с помощью закона Юнга [18]:

$$\cos \theta = (\varphi_B - \varphi_{BM}) / \varphi_M. \quad (3)$$

С учетом этого угла также можно определить энергию адгезионной связи между связующим и волокном согласно закону Юнга–Дюпре [19]:

$$E^a = \varphi_M (1 + \cos \theta).$$

Значение межфазной поверхностной энергии раздела волокна и незатвердевшей неполярной матрицы можно рассчитать по эмпирическому правилу Антонова [14]:

$$\varphi_{BM} = |\varphi_B - \varphi_M|.$$

Следовательно, с учетом (2) полученное выражение для общей энергии адгезионной связи имеет вид

$$E^a = \varphi_B + \varphi_M - |\varphi_B - \varphi_M| = 2\varphi_M \quad \text{при} \quad \varphi_B > \varphi_M. \quad (4)$$

Однако затвердевание материала матрицы сопровождается изменением значений энергии адгезии. Причинами этого может быть как изменение структуры граничного слоя, так и происходящие в нем химические реакции. Возникающие в граничном слое напряжения при остывании или отвердевании матрицы могут также привести к появлению дефектов связи волокно–матрица. Кроме того, имеет место переориентация молекул материала матрицы по отношению к поверхности волокна, приводящая к минимизации энергии поверхности раздела. Результирующая энергия адгезии волокна и отвердевшей матрицы рассчитывается не по (2), а на основе приближенного уравнения молекулярной теории смачивания [19]:

$$E^a = 2((\varphi_B^d \varphi_M^d)^{1/2} + (\varphi_B^p \varphi_M^p)^{1/2}), \quad (5)$$

где φ_B^d и φ_M^d – составляющие значений удельной поверхностной энергии как результат неполярной дисперсионной связи для упрочняющего волокна и матрицы соответственно; φ_B^p , φ_M^p – аналогично для полярной составляющей связи.

Для высокоэнергетических волокон, к которым, как указано выше, относятся стекловолокна, экспериментальное определение φ_B^d и φ_B^p обусловлено дополнительными сложностями учета адсорбции паров тестовой жидкости с удельной свободной поверхностной энергией φ_T и межфазной энергией при контакте с исследуемым волокном φ_{BT} перед фронтом капли при измерении краевых углов для нахождения по их значению искомым величин согласно модифицированному для условий эксперимента уравнению (3):

$$\varphi_B = \varphi_T \cos \theta + \varphi_{BT}.$$

Тем не менее для неполярной матрицы с $\varphi_B^p = 0$ уравнение (5) упрощается:

$$E^a = 2(\varphi_B^d \varphi_M^d)^{1/2}.$$

Проведенные расчеты показывают, что $E^a = 0,73$ Дж/м² общей площади контактирующих фаз, или в расчете на 1 мм² площади материала $E^{a(1 \text{ мм}^2)} = 0,365 \cdot 10^{-3}$ Дж/м². Таким образом, взаимное соотношение вызванных кулоновскими силами и другими видами адгезионной связи энергий находится в соответствии с обобщенными данными, приведенными в [14].

Рассчитанная выше переданная разогнанным ударником энергия, приходящаяся на единицу площади поверхности образца композиционного матери-

ала, расходуется как на внутрифазное разрушение матрицы и волокна, так и на разрыв связей вдоль граничного слоя. Образованные при разрыве последнего трещины приводят к взаимному раздвижению присутствующих на их стенках как на обкладках разрушенного ДЭС электрических зарядов. В зависимости от интенсивности разрушения колебания новообразованных стенок трещины характеризуются различной частотой и амплитудой. Стеkanie зарядов и установление электрического равновесия затруднено диэлектрическими свойствами материалов волокна и матрицы. Колебания образованного при каждом отдельном микроразрушении осциллятора, представляющего в данном случае систему зарядов разрушенного ДЭС, в том числе ионы и электрические диполи поляризованных молекул примесей или основных фаз, приводят к излучению электромагнитной энергии.

Среднее за единицу времени значение энергии электромагнитной эмиссии (ЭМЭ) $\bar{E}_{\text{ЭМЭ}}$ в предположении гармонических колебаний определяется выражением [20]

$$\bar{E}_{\text{ЭМЭ}} = \frac{16\pi^4 \nu^4}{3c^3} q^2 a_0^2,$$

где ν – частота колебаний диполя; a_0 – амплитуда колебаний; q – величина заряда; c – скорость света. При этом, рассматривая процесс во времени t и учитывая его затухание с коэффициентом затухания γ , получаем среднее за единицу времени значение энергии электромагнитной эмиссии с учетом затухания:

$$\bar{E}_{\text{ЭМЭ}}^{\text{зат}} = \bar{E}_{\text{ЭМЭ}} e^{-\gamma t} = \frac{16\pi^4 \nu^4}{3c^3} q^2 a_0^2 e^{-\gamma t}.$$

Коэффициент затухания γ играет важную роль в осцилляторной теории и характеризует уменьшение (затухание) амплитуды колебания диполя из-за потери им запаса энергии в процессе излучения. Величина γ может быть теоретически рассчитана на основе равенства [20]

$$\gamma = \frac{\bar{E}_{\text{ЭМЭ}}}{U} = \frac{8\pi^2 \nu^2 q^2}{3m_{\text{ос}} c^3},$$

где $m_{\text{ос}}$ – масса осциллятора; U – собственная энергия осциллятора.

Учитывая природу адгезионной связи между волокном и матрицей гибридных композиционных материалов, где значительную роль играют межмолекулярные и электрические силы взаимодействия наряду с механическими и другими факторами, можно предположить возможность восстановления такой связи после закрытия образовавшейся микротрещины. Вероятность схлопывания новообразованных микротрещин определяется ярко выраженными колебательными процессами вследствие наложения волн нагрузки и разгрузки, отраженных от многочисленных внутренних поверхностей раздела фаз образца, а также эластичностью материалов волокна и матрицы.

Анализ экспериментальных данных. Анализ характера разрушения зон ударного взаимодействия исследованных образцов, полученных экспериментально, показывает, что соударение приводит к образованию остаточного деформационного кратера вследствие пластического деформирования матрицы с резким увеличением зоны интенсивного хрупкого раскрашивания материала матрицы и разрушения волокон при повышении скорости взаимодействия. При скоростях выше диапазона скоростей начала сквозного пробивания, что в проведенных экспериментах соответствует скоростям более 500 м/с, наблюдалось раскрашивание материала матрицы вплоть до пылевидной структуры.

На основании приведенных в литературных источниках данных [15] диэлектрическая проницаемость стекловолокна достигает $\varepsilon_B = 3,7 \cdot 10$, для полипропилена матрицы эта величина находится в пределах $\varepsilon_M = 2,20 \dots 2,36$. Таким образом, для исследуемого материала применимы приведенные выше при рассмотрении процессов ударного повреждения соображения.

Авторами были проанализированы зарегистрированные при ударе акустические и электромагнитные колебания в доменах времени и частоты. В связи с ярко выраженным нестационарным характером колебаний (рис. 3), что не позволяет построить амплитудно-частотные характеристики (АЧХ) для длительных временных периодов, применялся метод вейвлет-анализа [21]. Этот метод дает возможность сравнить эквивалентные условным частотам вейвлет-функций возмущения, имеющие место при реагировании материала на удар.

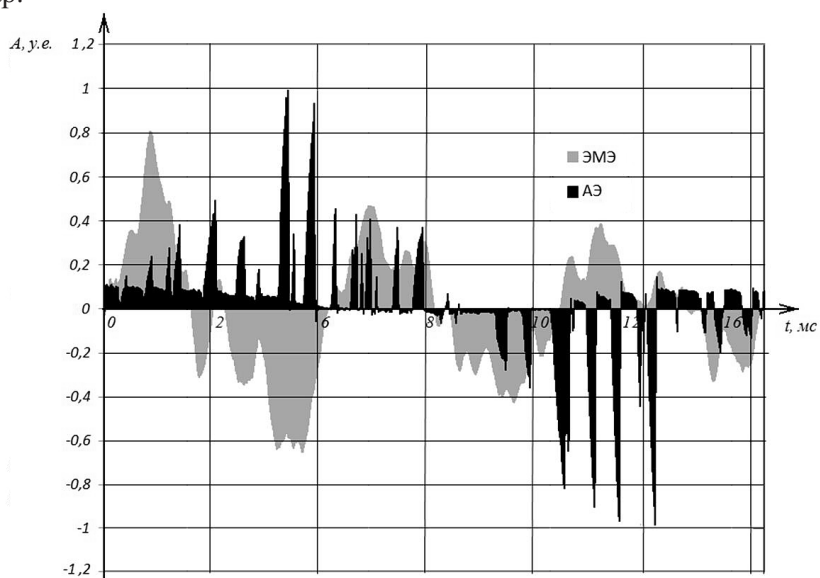


Рис. 3. Амплитудно-временная зависимость колебаний акустической эмиссии и ЭМЭ.

Из рис. 4 видно, что взаимосвязь между электромагнитными и акустическими колебаниями имеет место при различных скоростях как при образовании деформационного кратера, так и при сквозном пробивании материала. Были построены амплитудно-частотные характеристики зарегистрированных сигналов в различном интервале скоростей соударения.

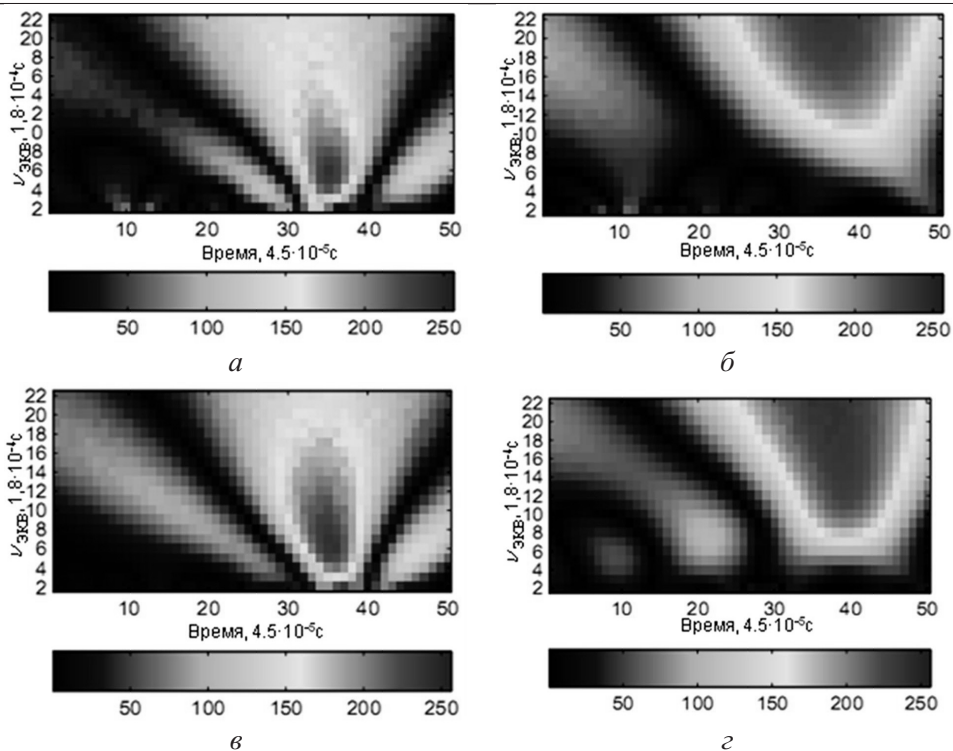


Рис. 4. Абсолютные коэффициенты непрерывного вейвлет-преобразования сигналов ЭМЭ (*а*, *в*) и АЭ (*б*, *г*) при скорости соударения $V = 174$ (*а*, *б*) и 214 м/с (*в*, *г*).

Детальное исследование общей энергии акустического и электромагнитного сигналов для каждой скорости свидетельствует о сложном характере их взаимосвязи при учете всех зарегистрированных колебаний. Поэтому предпринималась попытка выделить лишь ту часть частотного диапазона колебаний, которая соответствует образованию микротрещин с возможностью их восстановления.

Согласно теориям образования трещин с заряженными боковыми поверхностями [22, 23], частота возникающих при этом электромагнитных колебаний равна удвоенной по величине частоте акустических колебаний. Таким образом, эти частоты образуют систему кратных частот. Сравнение соответствующих амплитуд колебаний позволяет выделить частоты, характеризующие появление микротрещин с возможностью их восстановления.

Наблюдаемая взаимная связь между ЭМЭ и АЭ на выделенных частотах подтверждает гипотезу о том, что они характеризуют одни и те же процессы образования микротрещин на границе волокно–матрица, сопровождающиеся разрушением двойных электрических слоев (рис. 5).

Таким образом, можно предположить, что электромагнитное излучение, регистрируемое на выбранных кратных частотах, описывает процессы, сопровождающиеся возникновением микротрещин с заряженными боковыми поверхностями.

В то же время полная энергия акустических колебаний во всем спектре регистрируемых частот, как показывают данные экспериментов, пропорци-

ональна общему количеству повреждений в образце, возникших как вследствие ЭМЭ, так и электрически заряженных поверхностей. При этом важно учитывать составляющую электромагнитных колебаний, вызванную колебаниями статически заряженной внешней поверхности образца и наводками от используемого ударника, а также постоянную составляющую в виде начального шума как от сигнала ЭМЭ, так и акустической эмиссии.

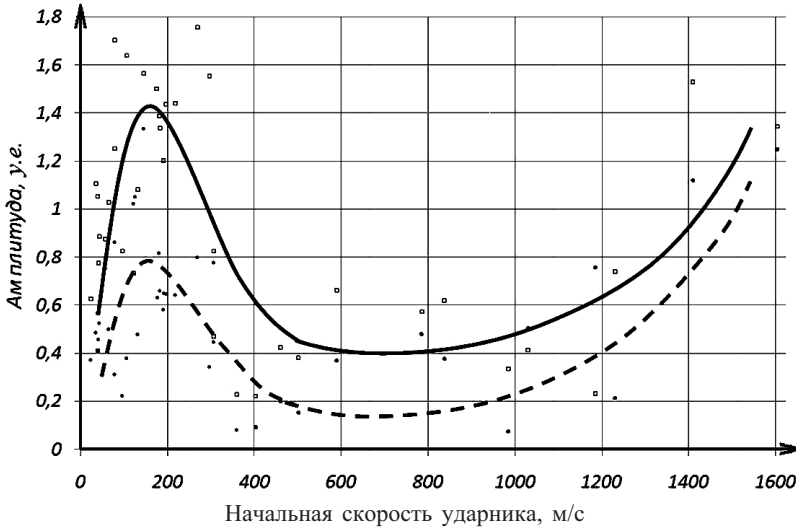


Рис. 5. Взаимосвязь между амплитудами АЭ (сплошная линия) и ЭМЭ (штриховая линия), регистрируемыми на выделенных характерных кратных частотах.

На основании проведенных исследований и углубленного анализа физических процессов разрушения представляется возможным дополнить существующие модели поведения и разрушения материала статистической моделью разрушения и восстановления связей при высокоскоростном ударном разрушении.

Известны разнообразны подходы к описанию поведения материала в процессе деформирования и разрушения [14, 24–27]. Аналитические модели поведения материала разработаны в [28, 29]. Для исследования слоистых композитов используется подход на основе положений механики разрушения [14, 30]. В качестве основных уравнений поврежденного слоя используется связывающая напряжения σ_i в материале с его относительными деформациями ε_j по различным направлениям система уравнений вида

$$\sigma_i = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_i} = \tilde{Q}_{ij}(D_{ij}) \varepsilon_j,$$

где ρ – плотность материала; ψ – свободная энергия Гельмгольца; $\tilde{Q}_{ij}(D_{ij})$ – матрица эффективной жесткости, которая зависит от учитывающего анизотропию материала тензора повреждений D_{ij} (использовано правило Эйнштейна о суммировании по повторяющемуся индексу). Матрица эффективной жесткости \tilde{Q}_{ij} , обратная эффективной матрице податливости \tilde{S}_{ij} , будет

$$\tilde{Q}_{ij} = \begin{bmatrix} \tilde{Q}_{11} & \tilde{Q}_{12} & 0 \\ \tilde{Q}_{21} & \tilde{Q}_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \tilde{Q}_{66} \end{bmatrix} = \tilde{S}_{ij}^{-1}.$$

С помощью эффективной матрицы податливости \tilde{S}_{ij} можно осуществить обратную процедуру нахождения деформаций материала:

$$\varepsilon_i = \tilde{S}_{ik} \sigma_k = S_{ij} D_{ik} \sigma_k = S_{ij} \tilde{\sigma}_j,$$

где S_{ij} – матрица податливости материала в неповрежденном состоянии; $\tilde{\sigma}_j$ – эффективный тензор напряжений, соотнесенный с поврежденной поверхностью материала, в отличие от тензора напряжений σ_i , соотнесенного с неповрежденной поверхностью. Соответственно тензор напряжений $\tilde{\sigma}_i$ с тензором σ_j связан посредством тензора повреждений D_{ij} : $\tilde{\sigma}_i = D_{ij} \sigma_j$.

Согласно [9] для трехмерного напряженного состояния текстильно-упрочненных слоистых композитов применим критерий разрушения в виде соотношения

$$F^m = (F_1^p)^m + (F_1^c)^m + (F_2^p)^m + (F_2^c)^m + \\ + (F_3^p)^m + (F_3^c)^m + (F_{12}^{cd})^m + (F_{31}^{cd})^m + (F_{23}^{cd})^m \geq 1,$$

где m – коэффициент округления, учитывающий наличие на одном и том же макроскопическом участке материала повреждений разного вида, таких как разрушение волокна или матрицы при растяжении, сжатии либо сдвиге; F_i^p , F_i^c и F_{ij}^{cd} – параметры разрушения при растяжении, сжатии и сдвиге соответственно, нижним индексом обозначены характерные направления и образованные ими конструктивные плоскости материала, а именно: 1 – вдоль основных волокон; 2 – поперек (или вдоль вспомогательных волокон для текстильно-упрочненных тканых композитов с взаимно перпендикулярными направлениями волоконных нитей); 3 – по нормали к поверхности волоконно-упрочненного слоя.

Параметры разрушения при растяжении, сжатии и сдвиге в соответствующих направлениях и плоскостях находят следующим образом:

$$F_i^p = \frac{\sigma_i^p}{R_i^p}, \quad F_i^c = \frac{\sigma_i^c}{R_i^c}, \quad F_{ij}^{cd} = \frac{\tau_{ij}}{R_{ij}^{cd} - b_{ij} \sigma_3},$$

где R_i^p и R_i^c – предел прочности в i -м направлении при растяжении или сжатии соответственно; R_{ij}^{cd} – предел прочности при сдвиге в плоскости, образованной направлениями i и j ; b_{ij} – экспериментально определяемые параметры, характеризующие внутреннее трение; σ_i^p , σ_i^c и τ_{ij} – соответственно растягивающие, сжимающие и сдвиговые напряжения в материале в i -м

направлении или ij -й плоскости; σ_3 – нормальные напряжения в направлении нормали к поверхности волоконно-упрочненного слоя.

Таким образом, граничная поверхность разрушения описывается детерминированной оболочкой, которой соответствует выражение

$$F^m = 1.$$

При рассмотрении традиционно применяемых к волоконно-упрочненным ламинатам и имплементированным в коммерческие расчетные конечно-элементные программы критериев необходимо выделить критерий Цая–Ву. Например, для вида разрушения, отвечающего деламинации матрицы, критерий имеет вид [31]

$$(F_{12})^2 = \frac{(\sigma_i)^2}{R_i^p R_i^c} + \left(\frac{\tau_{12}}{R_{12}^{cd}} \right)^2 + \frac{(R_i^c - R_i^p)\sigma_i}{R_i^c R_i^p} - 1 \geq 0,$$

где обозначения величин соответствуют описанным выше, индекс направления принимает значения $i=1, 2$, так как исследуется плоское напряженное состояние с напряжениями по нормали к волоконно-упрочненному материалу и в соответствующих плоскостях, равными нулю. Выражение для граничной поверхности разрушения имеет вид $F^2 = 1$.

В обобщенном виде критерий прочности материала можно представить как

$$F^k = \begin{cases} \geq 0 & \text{(отказ),} \\ < 0 & \text{(работа).} \end{cases} \quad (6)$$

В отличие от традиционных детерминированных моделей достижения предела прочности элементами материала [32], представляется целесообразным ввести статистический коэффициент восстановления связей по объему материала, определяемый на основе параметров зарегистрированных сигналов ЭМЭ и АЭ и зависящий от скорости соударения. Таким образом, вместо обобщенного критерия (6) вводится вероятностный критерий с параметром вероятностного критерия разрушения $F_{\text{ВКР}}$:

$$F^k = \begin{cases} \geq 0 & \begin{cases} \text{если } F_{\text{ВКР}}(V, x_i, t) = 1 \text{ (отказ),} \\ \text{если } F_{\text{ВКР}}(V, x_i, t) = 0 \text{ (работа),} \end{cases} \\ < 0 & \text{(работа).} \end{cases} \quad (7)$$

В общем случае условие разрушения F^k можно выразить через отнесенные к соответствующим значениям пределов прочности эквивалентные напряжения, рассчитанные на основании введенных для материала каждого конкретного типа инвариант. Учитывая, что для растяжения напряжение имеет положительные значения, для сжатия – отрицательные, графически предельную поверхность разрушения $F^k = 1$ для двумерного напряженного

состояния можно представить в координатах эффективных нормальных напряжений вдоль σ_1^{eff} и поперек σ_2^{eff} основных волокон и касательного τ^{eff} напряжения.

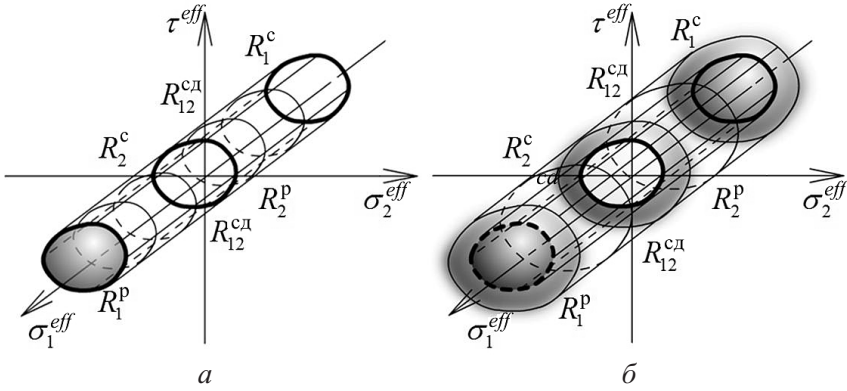


Рис. 6. Граничная поверхность разрушения композитов по критерию прочности согласно Хашину (а) и ее модификация в соответствии с введенным вероятностным критерием (б).

На рис. 6,а в качестве примера приведена граничная поверхность разрушения для так называемой усовершенствованной модели повреждения композиционных материалов, реализованной в коммерческом программном комплексе LS-Дуна и применяемой для расчетов волоконных композиционных материалов на ударную прочность на основании критерия Хашина при разрушении отдельных слоев ламината [33, 34].

Рис. 6,б иллюстрирует модификацию данной поверхности на основе введенного вероятностного критерия. Отличие между поверхностями разрушения состоит в том, что вместо строго детерминированной поверхности разрушения, единожды определенной для материала каждого типа, вводится вероятностно-детерминированная поверхность с нечеткими вероятностным образом определяемыми границами. Это позволяет избежать искусственной коррекции выражений для эффективных напряжений в материале, осуществляемой с целью получения моделей, которые описывают поведение некоторого аналога, эквивалентного рассматриваемому материалу сложной структуры, и получить возможность модельного описания поведения материала, в большей степени отражающего имеющие место в действительности физические процессы при ударном взаимодействии волоконно-упрочненных композитов.

Зависящий от скорости ударного взаимодействия V параметр вероятностного критерия разрушения $F_{ВКР}$ рассчитывается на основе расчетных значений энергии зарегистрированных электромагнитной и акустической эмиссии (параметр K_p) для всего спектра частот ($E_{\Sigma}^{ЭМЭ}$ и $E_{\Sigma}^{АЭ}$) и для выделенных кратных частот ($E_m^{ЭМЭ}$), причем рассматривается также зависимость $F_{ВКР}$ (параметр $P_{ВКР}$) от положения r относительно точки начального контакта и времени взаимодействия t :

$$F_{ВКР}(V, x_i, t) = K_p \left(\frac{E_{\Sigma}^{ЭМЭ}(V) - E_m^{ЭМЭ}(V)}{E_{\Sigma}^{АЭ}(V)} \right) P_{ВКР}(r, t) = \begin{cases} 0 \\ 1 \end{cases}.$$

При этом полная энергия АЭ $E_{\Sigma}^{АЭ}$ сопоставляется с общим количеством возникающих повреждений, полная энергия ЭМЭ $E_{\Sigma}^{ЭМЭ}$ – с количеством поддающихся восстановлению связей, а энергия ЭМЭ $E_m^{ЭМЭ}$ на выделенных кратных частотах – с количеством невосстановленных связей. Для реализации численного представления вероятностного восстановления связей в материале предлагается метод статистического моделирования Монте-Карло.

Таким образом, показана возможность с помощью параметров, которые регистрируются методом неразрушающего контроля при ударном взаимодействии и описывают ударное поведение материала на микроуровне, учитывать физические процессы деформирования и разрушения сложных гибридных материалов и получить модель их поведения, более адекватную имеющим место в реальности при ударном взаимодействии явлениям.

Заключение. С помощью разработанного экспериментального комплекса “aSTanin” для исследования ударной прочности материалов, оснащенного системой регистрации и анализа электромагнитной и акустической эмиссии, проведены испытания серии образцов текстильно-упрочненного гибридово-волоконного материала на основе стекловолокон и полипропиленовой матрицы.

Показано, что сложные гибридово-волоконные материалы, составляющие компоненты которых обладают диэлектрическими свойствами, характеризуются образованием электромагнитной эмиссии, возникающей в процессе их деформирования и разрушения. Интенсификация данных процессов при высокоскоростном ударном нагружении позволяет регистрировать параметры эмиссии не только в высокочастотном диапазоне, но и в низкочастотном.

Исходя из совместного анализа параметров электромагнитной и акустической эмиссии предложен модифицированный критерий прочности гибридово-волоконных композитов, основанный на вероятностном подходе к процессам образования и восстановления микроповреждений на границе волокно–матрица.

Резюме

На основі проведених за допомогою розробленого дослідницького комплексу “aSTanin” експериментальних досліджень гібридних композиційних матеріалів проаналізовано їх деформування і руйнування. При цьому особливу увагу приділено процесам на границі зміцнююче волокно–матриця.

1. Астанін В. В., Бородачов М. М., Богдан С. Ю. Аналіз напружено-деформованого стану пластин в умовах ударного навантаження // Вісн. Нац. авіац. ун-ту. – 2007. – № 3-4 (33). – С. 63 – 67.
2. Kucher N. K., Zemtsov M. P., and Zarazovskii M. N. Deformation behavior and strength of unidirectional carbon fiber laminates // Mech. Compos. Mater. – 2006. – 42, No. 5. – P. 407 – 418.
3. Altenbach H., Altenbach J., and Kissing W. Mechanics of Composite Structural Elements. – Berlin: Springer, 2004. – 468 p.

4. *Spragg C. J. and Drzal L. T.* Fiber, Matrix, and Interface Properties. – ASTM STP 1290. – 1996. – P. 67 – 83.
5. *Kim J., Lee S.-K., and Jun E. J.* The bonding strength at the fiber/matrix interface of metal matrix composites // Thermal and Mechanical Behavior of Metal Matrix and Ceramic Matrix Composites (J. M. Kennedy, H. H. Moeller, W. S. Johnson, Eds.). – ASTM STP 1080. – 1990. – P. 183 – 192.
6. *Astanin V. V., Olefir G. O., and Balalaev A. V.* Experimental complex for material impact strength researches // J. Kones. Power Train and Transport. – 2008. – **15**, No. 1. – P. 17 – 28.
7. *Astanin V. V. and Olefir G. O.* Estimation of structure deformations of aviation materials // Materials of 2nd Eur. Conf. for Aerospace Sci. EUCASS 2007. – Brussels, 2007. – P. 1-07-02.1–1-07-02.10.
8. *Фрайден Дж.* Современные датчики. – Техносфера, 2005. – 592 с.
9. *Böhm R.* Bruchmodebezogene Beschreibung des Degradationsverhaltens textilverstärkter Verbundwerkstoffe // Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades Dr.-Ing. – TU Dresden, 2008. – 123 s.
10. *Krevelen D. W.* Properties of Polymers: Their Correlation with Chemical Structure; Their Numerical Estimation and Prediction from Additive Group Contributions // D. W. van Krevelen, K. Nijenhuis. – Elsevier, 2009. – 1004 p.
11. *Bolton W.* Engineering Science. – Newnes, 2006. – 430 p.
12. *Grujicica M., Arakerea G., He T., et al.* A ballistic material model for cross-plyed unidirectional ultrahigh molecular-weight polyethylene fiber-reinforced armor grade composites // Mater. Sci. Eng. – 2008. – **A 498**. – P. 231 – 241.
13. *Mazdiyasi K.* Fiber Reinforced Ceramic Composites: Materials, Processing, and Technology. – William Andrew, 1990. – 515 p.
14. *Богданова Ю. Г.* Адгезия и ее роль в обеспечении прочности полимерных композитов. – М.: Изд-во МГУ им. М. В. Ломоносова, 2010. – 68 с.
15. *Бобович Б. Б.* Полимерные композиционные материалы // Инновации в профессиональном образовании. Материаловедение. – <http://www.ics2.ru/articles/index.php>. – 2008.
16. *Maier C., Calafut T., and Andrew W.* Polypropylene: The Definitive User's Guide and Databook. – Elsevier, 1998. – 432 p.
17. *Ушаков В. Я., Климкин В. Ф., Коробейников С. М., Лопатин В. В.* Пробой жидкостей при импульсном напряжении. – Томск: Изд-во НТЛ, 2005. – 488 с.
18. *Asthana R., Kumar A., and Dahotre N. B.* Materials Processing and Manufacturing Science. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 628 p.
19. *Cherry B.* Polymer Surfaces. – New York: Cambridge University Press, 1981. – 161 p.
20. *Новый справочник химика и технолога. Аналитическая химия. Ч. I.* – СПб: АНО НПО "Мир и Семья", 2002. – 964 с.
21. *Mallat S. G.* A Wavelet Tour of Signal Processing. – New York: Academic Press, 2009. – 805 p.

22. Хаташвили Н. Г., Перельман М. Е. Генерация электромагнитного излучения при прохождении акустических волн через кристаллические диэлектрики и некоторые горные породы // Докл. АН СССР. – 1982. – **263**, № 4. – С. 839 – 842.
23. Малышков Ю. П., Фурса Т. В., Гордеев В. Ф. и др. Источники и механизмы электромагнитной эмиссии в бетонах // Изв. Вузов: Сер. Строительство. – 1996. – № 12. – С. 31 – 37.
24. Астанін В. В., Лепіхін П. П., Сторожук В. М. Аналіз скінченних прогинів імпульсно навантажених еліптичних пластин // Вісн. Нац. авіац. ун-ту. – 2006. – № 4 (30). – С. 99 – 101.
25. Кучер М. К., Заразовський М. М. Оцінка міцності шаруватих пластиків із врахуванням деградації механічних характеристик шарів в процесі деформування // Вісн. НТУУ “КПІ”. Машинобудування. – 2009. – Вип. 57. – С. 174 – 179.
26. Бобырь Н. И., Грабовский А. П., Тимошенко А. В., Халимон А. П. Методика определения накопления повреждений в металлических конструкционных материалах при сложном упругопластическом нагружении // Пробл. прочности. – 2006. – № 1. – С. 128 – 137.
27. Кучер Н. К., Земцов М. П., Заразовский М. Н. Деформирование и прочность слоистых полимерных углепластиков // Вест. НТУУ “КПИ”. Машиностроение. – 2007. – Вып. 52. – С. 127 – 135.
28. Lepikhin P. P., Zhurakhovskii S. V., and Ivashchenko K. B. Penetration of a thick plate by a slightly deformable long rod // Strength Mater. – 1993. – **25**, No. 10. – P. 755 – 760.
29. Lepikhin P. P. Simulation of fading path shape memory in the theory of simple materials with elastoplastic behavior and initial loading surface // Ibid. – 2007. – **39**, No. 4. – P. 339 – 348.
30. Kachanov L. M. Introduction to Continuum Damage Mechanics. – Dordrecht: Martinus Nijhoff Publishers, 1986. – 135 p.
31. Tsai S. W. and Wu E. M. A general theory of strength for anisotropic materials // J. Comp. Mater. – 1971. – **5**. – P. 58 – 80.
32. Hallquist J. LS-Dyna 950. Theoretical Manual. – Livermore Software Technology Corp. – 2001. – 498 p.
33. Hinton M. J., Kaddour A. S., and Soden P. D. A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates, judged against experimental evidence // Comp. Sci. Techn. – 2002. – No. 62. – P. 1725 – 1797.
34. Schweizerhof K., Weimar K., Münz Th., and Rottner Th. Crashworthiness analysis with enhanced composite material models in LS-Dyna-Merits and Limits // LS-Dyna World Conference. – 1998. – 17 p.

Поступила 10. 02. 2011