

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-88-100

ПОВРЕЖДЕНИЕ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПОСЛЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО УДАРА: ОБЗОР МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ И ВЛИЯНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ

Д.Д. Иванов¹, А.М. Губин¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Рассмотрены этапы развития трещины в структуре полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе углеродных армирующих наполнителей при приложении ударных нагрузок. Процесс разрушения представляет собой последовательность событий, в которой скорость образования и закрепления дефектов зависит от фундаментальных постоянных материала. Механизмы образования повреждений ПКМ с различными схемами армирования в значительной степени различаются. Показаны характерные типы разрушения. Обоснована практическая необходимость выявления среди прочих факторов, влияющих на ударную стойкость углепластика, воздействия окружающей среды.

Ключевые слова: полимерный композиционный материал, углепластик, удар падающим грузом, ударопрочность, трещиностойкость, расслоение, сжатие после удара

Для цитирования: Иванов Д.Д., Губин А.М. Повреждение углепластиков после низкоэнергетического удара: обзор механизма разрушения и влияния эксплуатационных условий // Труды ВИАМ. 2025. № 12 (154). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-88-100.

Scientific article

DAMAGE OF CARBON FIBER REINFORCED POLYMER AFTER LOW-ENERGY IMPACT: A REVIEW OF FAILURE MECHANISM AND INFLUENCE OF OPERATING CONDITIONS

D.D. Ivanov¹, A.M. Gubin¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article presents the stages of crack development in the structure of carbon fiber reinforced polymer (CFRP) when impact loads are applied. The fracture process is a sequence of events in which the rate of formation and consolidation of defects occurs depending on the fundamental constants of the material. The mechanisms of damage formation for polymer composite materials (PCMs) with different reinforcement architectures are significantly different. Typical types of destruction are shown. The practical necessity of identifying, among other factors affecting the impact resistance of carbon fiber reinforced polymer, environmental influences is substantiated.

Keywords: polymer composite material, carbon fiber reinforced polymer, drop weight impact, impact resistance, crack resistance, delamination, compression after impact

For citation: Ivanov D.D., Gubin A.M. Damage of carbon fiber reinforced polymer after low-energy impact: a review of failure mechanism and influence of operating conditions. *Trudy VIAM*, 2025, no. 12 (154), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-88-100.

Введение

В современном мире стремительно меняются требования к функционалу и качеству используемых материалов. Достижения в области авиастроения последних лет [1, 2] диктуют разработчикам современных материалов необходимость постоянно совершенствовать их свойства. В конструкции летательных аппаратов уже достаточно распространены полимерные композиционные материалы (ПКМ), армированные углеродным волокном, поэтому в некотором смысле они даже стали привычны [3, 4]. Однако развитие технологий производства этих материалов не останавливается [5]. В настоящее время углепластики, производимые в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, изготавливаются на основе ряда компонентов российского производства, поэтому можно утверждать, что Россия заметно приближается к достижению технологического суверенитета в этой сфере [6].

Воздействие ударных нагрузок на внешние поверхности летательного аппарата может быть осуществлено твердыми частицами при взлете и посадке, а также при проведении ремонтных работ [7]. Для слоистых ПКМ одним из самых опасных видов воздействий является удар в поперечном направлении относительно укладки армирующих слоев композиционного материала [8]. Последствием ударного воздействия является образование внутренних дефектов, таких как расслоения, микротрещины в матрице и разрывы волокон, которые могут существенно снижать прочность конструкции, а диагностика этих повреждений затруднена из-за отсутствия видимых следов на поверхности материала и предполагает наличие специального оборудования для проведения неразрушающего контроля. Работы, связанные с созданием углепластика в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, начинаются с разработки технического задания в соответствии с требованиями к параметрам узла конструкции [9], в связи с чем решается задача увеличения стойкости ПКМ к ударным воздействиям [7, 10, 11].

Несмотря на обширные исследования в области механики разрушения ПКМ, влияние реальных условий эксплуатации (таких как температурные воздействия, термовлажностное старение и многократные ударные нагрузки) требует более детального изучения с целью дальнейшего практического применения. Кроме того, существует относительно небольшое количество работ, посвященных детальному анализу механизма повреждений углепластиков при ударе, что затрудняет разработку надежных методик прогнозирования остаточной прочности материалов.

Данная обзорная статья посвящена анализу механизмов повреждений углепластиков при ударных нагрузках и влиянию энергии удара и структуры армирования на них. Отдельное внимание уделяется влиянию эксплуатационных условий на формирование и развитие повреждений. Развитие данной области исследований позволит повысить надежность конструкций из ПКМ и уточнить методики прогнозирования их долговечности в условиях эксплуатации.

Механизм образования повреждений после удара

Изучение механизма образования повреждений при ударе приводит к пониманию основных факторов, определяющих структурные характеристики и, как следствие, эксплуатационные свойства конструкции из ПКМ при ударном воздействии. Вследствие анизотропной природы ПКМ и неравномерного распределения напряжений механизм повреждения сложно описать одной универсальной гипотезой из-за многоступенчатости процесса.

Механические испытания путем нанесения удара классифицируются по величине скорости в момент контакта ударника и испытываемого образца. Это связано с тем, что повреждение материала зависит от продолжительности соприкосновения

ударника и образца, а также влияет на распространение упругих волн и масштабируемость зоны деформации образца. Существуют следующие виды нанесения удара, классифицируемые в зависимости от скорости: низкоскоростной (≤ 10 м/с), высокоскоростной (> 10 м/с) и баллистический (> 500 м/с) [12]. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проведены исследования, которые показали, что изменение скорости удара при постоянном уровне энергии при низкоскоростных испытаниях не оказало влияния на остаточную прочность при сжатии после удара и площадь повреждения углепластика [11].

При баллистическом ударе упругие волны деформации не успевают достичь границ структуры, из-за чего деформация локализуется в сверхкомпактной зоне удара [13]. При высокоскоростном ударе деформации контролируются изгибными и сдвиговыми волнами и локализуются как минимум в области вблизи удара, сравнимой с одним-двумя диаметрами бойка [12, 13]. При низкоскоростном ударе продолжительность удара намного больше, чем время, за которое волны достигают границ структуры, из-за чего результирующее напряжение можно считать квазистатическим. Высокоскоростной и низкоскоростной удары могут вызывать едва заметные глазу повреждения, а также скрытые внутрискруктурные дефекты. Однако их последствия могут быть критическими, особенно если факт удара останется незамеченным или будет оцениваться только по внешним признакам. Внутрискруктурные изменения при ударе развиваются по установленному механизму, что и является предметом изучения данной обзорной статьи.

Так, скорость удара напрямую влияет на зону, подверженную деформации, но масштаб деформации зависит не только от этой скорости, а в совокупности от переданной энергии. В работе [14] предполагается, что в зависимости от энергии удара деформации внутри образца могут пойти по трем вариантам, изображенным на рис. 1:

- образцы обладают квазиупругим поведением, так как доля поглощенной энергии очень мала;
- образцы демонстрируют некоторые виды внутренних повреждений, которыми являются трещины в матрице и расслоения;
- образцы демонстрируют множество типов разрушений (например, разрыв волокна, трещину в матрице, расслоения и пробой).

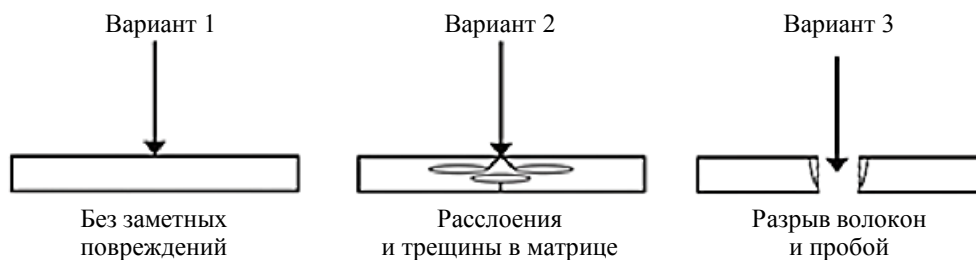


Рис. 1. Классификация уровня энергии удара в зависимости от нанесенного повреждения [15]

Зарождение трещины

Зарождение микротрещин в структуре матрицы (из-за ее природной хрупкости) происходит на всех уровнях и зависит не только от поглощенной энергии удара, но и от геометрических параметров образца, в частности от толщины [16].

Так, углепластик большей толщины менее гибок под воздействием прилагаемых нагрузок, что приводит к высокой концентрации сжимающих и сдвиговых напряжений в зоне под местом удара в сравнении с растягивающими напряжениями в нижних слоях. В дальнейшем рост повреждений распространяется сверху вниз от места удара (рис. 2, а).

Тонкие углепластики (толщиной <4 мм) подвержены высоким концентрациям растягивающих напряжений на противоположной от удара стороне углепластика, что вызывает здесь растрескивание матрицы и локальные деформации в месте удара. Поэтому характеристики повреждений тонкого образца, происходящие в основном на задней поверхности, трудно обнаружить в конструкциях. Дальнейший рост поврежденный распространяется снизу вверх и образует инвертируемую картину разрушения толстых ПКМ (рис. 2, б).

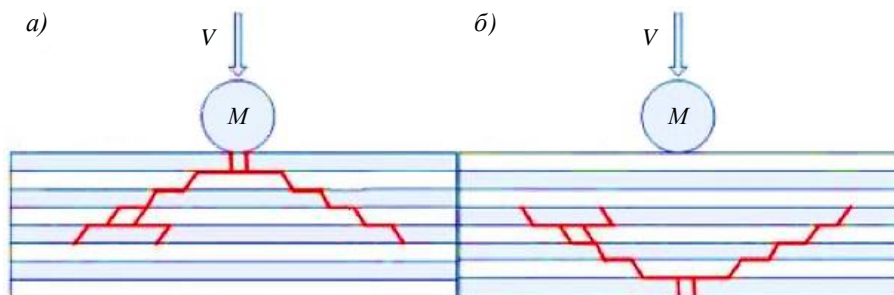


Рис. 2. Типичные механизмы повреждений толстых (а) и тонких (б) образцов углепластика [16]

В верхних слоях однонаправленного углепластика ударные нагрузки вызывают продольные сжимающие напряжения, которые приводят к деформации отдельных волокон внутри слоя, в том числе к микропотере устойчивости и кручению волокон в процессе излома (рис. 3, б). Микропотеря устойчивости – это процесс локального изгиба или смещения отдельных волокон относительно своей оси, возникающий при критическом уровне продольных сжимающих напряжений [17]. Возникающие напряжения сдвига приводят к деформации отдельных волокон внутри слоя. После возникновения микропотери устойчивости отдельных волокон реализуется механизм кручения волокна в процессе излома, что приводит к разрушению межфазной границы «волокно–матрица» и появлению сдвиговой деформации в матрице (рис. 3, г), направление которой будет иметь наклон ~ 45 градусов к оси приложения нагрузки, а интенсивность – представлять градиент от места удара [17].

В тканых ПКМ сжимающие напряжения равномерно распределяются по площади ткани, что снижает вероятность микропотери устойчивости отдельных волокон. Наличие переплетений ограничивает перемещение волокон и минимизирует вероятность возникновения кручения волокна. Волокна в местах пересечения изогнуты, что вызывает локализацию остаточных напряжений в этих участках. Эти места представляют собой концентраторы напряжений, в которых под действием нагрузки начнется процесс разрыва волокон или растрескивание матрицы.

В средних слоях однонаправленных углепластиков образование микротрещин локализуется в межфазной зоне, а для тканых – уязвимой зоной концентрации напряжений является матрица между пересечениями утка и основы. Микротрещины в средних слоях также могут являться следствием роста трещин и последующих расслоений, что свойственно однонаправленным углепластикам. Для тканевых углепластиков расслоения в средних слоях образуются реже из-за равномерного распределения нагрузок, что обусловлено структурой ткани.

Трещина в нижних слоях называется изгибающей трещиной, потому что она вызвана высокими растягивающими напряжениями изгиба и имеет характерную вертикальную форму для однонаправленных углепластиков, что приводит к характеру разрушения, свойственному механизму, показанному на рис. 3, а и в. В тканых композиционных материалах изгибающая трещина может принимать более разветвленную форму [18].

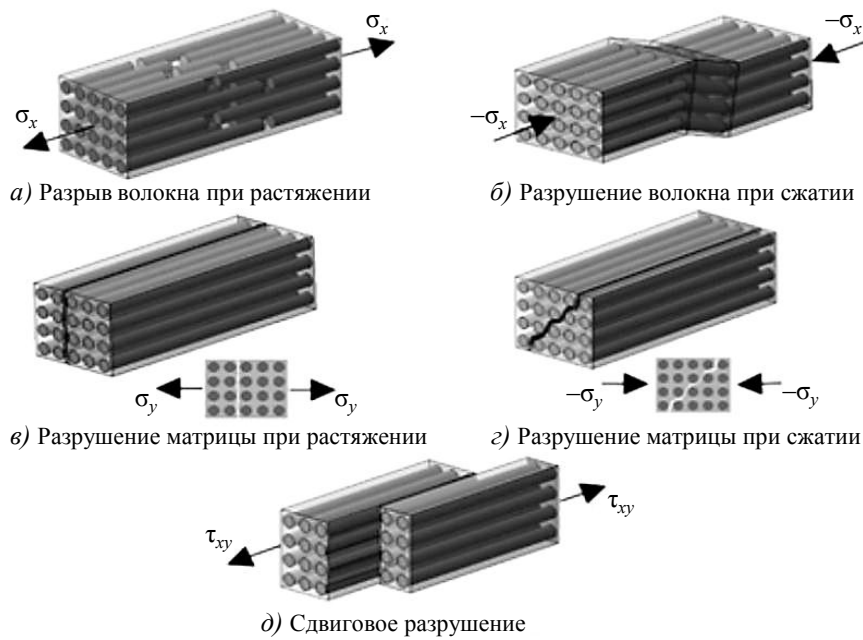


Рис. 3. Различные механизмы внутрислоевого разрушения углепластика [18]

Рост трещины

Дальнейший рост трещины происходит внутри слоя, в котором она зародилась, и зависит от коэффициента интенсивности напряжений K матрицы, который применяют для оценки интенсивности поля напряжений у вершины трещины. Эта величина полностью характеризует состояние вершины трещины в линейном упругом материале. Если предположить, что материал разрушается локально при некотором критическом сочетании напряжения и деформации, то из этого следует, что разрушение должно произойти при критическом значении интенсивности напряжения K_{1c} . Разрушение происходит, когда $K_1 \geq K_{1c}$. В этом случае коэффициент K_1 является движущей силой разрушения, а показатель K_{1c} – мерой сопротивления материала, которая независима от размера материала, но зависит от его природы [19]. Поэтому параметр K_{1c} называют вязкостью разрушения при плоском деформированном состоянии. Для материалов с малой вязкостью разрушения допускаются только трещины малой длины.

Поведение трещины при разрушении всегда сводится к двум вариантам. При хрупком разрушении трещина растет в одном направлении и быстро. Внешний вид даже без увеличения определяет гладкая поверхность излома. При вязком разрушении наблюдается значительная область пластической деформации в вершине трещины, а также частое деление трещин на более мелкие при движении дефекта вперед, при этом неизбежно тратится значительно больший уровень энергии, чем при хрупком разрушении.

Главным препятствием на пути роста трещины является волокно. В общей сложности для ПКМ любой природы существует четыре механизма поведения волокна (рис. 4).

Слабая адгезия между волокном и матрицей приводит к образованию перемычек волокна в полости, образованной ростом трещины. Разрушение по такому механизму происходит только в том случае, если пластичность волокна превышает пластичность самой матрицы, – например, термопластичное волокно в эпоксидной матрице [20] или композиционные материалы, армированные углеволокном, на основе керамической матрицы [18]. Более характерным видом разрушения для однонаправленных углепластиков является разрыв волокна, так как хрупкие волокна демонстрируют низкую способность к поглощению энергии из-за низкой деформации разрушения [21].

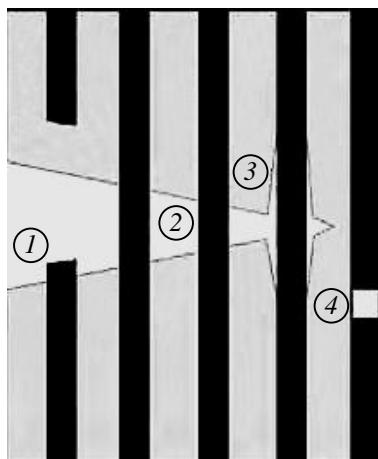


Рис. 4. Различные механизмы повреждения полимерных композиционных материалов внутри слоя в результате удара: 1 – вытяжение волокна; 2 – перемычка волокна; 3 – разрушение по межфазной границе; 4 – разрыв волокна [15]

Однако в тканых ПКМ переплетения нитей создают механическую связь между разрушаемыми областями, которая ограничивает распространение трещины. Данная структура способствует образованию перемычек нитей, которые могут выдерживать нагрузки даже после основной фазы разрушения и сохранять остаточную прочность материала. Кроме того, эффективность перемычек нитей зависит от их ориентации и типа переплетения. В некоторых случаях перемычки способны временно замедлить распространение трещины, но при высоких нагрузках они могут сами становиться точками концентрации напряжений, ускоряя процесс разрушения. Это объясняет, почему тканые углепластики демонстрируют более разветвленный и дискретный характер разрушения по сравнению с однонаправленными.

Таким образом, важным фактором, влияющим на последующий рост трещины, является перераспределение напряжений в зоне удара. В однонаправленных углепластиках разрушение развивается преимущественно вдоль волокон, что способствует формированию расслоений и пирамидальной структуры повреждений. В тканых ПКМ благодаря переплетению нитей напряжения перераспределяются более равномерно, снижая вероятность катастрофического разрушения. Это приводит к образованию сети микротрещин в матрице, а не к резкому развитию одной доминирующей трещины.

Расслоение

Потеря межслоевой связи представляет собой один из наиболее критичных типов повреждений углепластика, возникающих при воздействии ударных нагрузок. Формирование расслоений существенно влияет на остаточную прочность при испытаниях на сжатие материала, особенно при многократных нагрузках или эксплуатации в сложных условиях [22]. Характер развития расслоений различается в зависимости от структуры армирования: для однонаправленных углепластиков оно более выражено и развивается в глубину, тогда как для тканых углепластиков распространение расслоения ограничивается их структурой армирования.

Как правило, вязкость межслоевого разрушения для композиционных конструкций оценивается с точки зрения скорости высвобождения энергии деформации G [23]. В целом трещины можно рассматривать как комбинацию трех форм разрушения, показанных на рис. 5. Принято, что расслоение в композитах обычно происходит по модам I и II, а также по смешанному типу I+II. Исходя из этого, наиболее значимыми параметрами

прогнозирования расслоений являются G_I и G_{II} [23]. На данные характеристики влияет не только природа матрицы, но и структура армирования и угол между направлениями ориентации слоев.

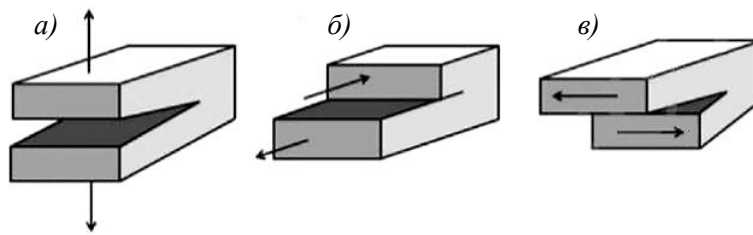


Рис. 5. Режимы разрушения по модам I (а), II (б) и III (в) [24]

В однонаправленных углепластиках основной причиной расслоения является распространение магистральной сдвиговой трещины, которая, проходя через толщину материала, приводит к расслоению. Данный процесс носит каскадный характер: после одного расслоения напряжение перераспределяется, что вызывает образование новых микротрещин в нижних слоях, ведущих к дальнейшему росту трещины и последующему расслоению. В результате этого механизма формируется пирамидальная зона повреждений, в которой трещины, образовавшиеся в толстом ПКМ, распространяются вниз от места удара, постепенно увеличивая площадь разрушения.

Для тканых углепластиков процесс расслоения отличается. Благодаря переплетению нитей и их механической связи между слоями материал демонстрирует большую устойчивость к межслоевому разрушению. В отличие от однонаправленных структур, где магистральная трещина распространяется беспрепятственно вдоль слоев, в тканых углепластиках трещина не может развиваться линейно и постоянно разделяется на множество более мелких трещин. Это приводит к дискретному характеру повреждений и ограничивает масштаб расслоения.

Таким образом, структура армирования имеет большое значение в формировании межслоевых расслоений. В однонаправленных углепластиках доминирует процесс каскадного расслоения с глубокой пирамидальной зоной повреждений, тогда как в тканых углепластиках расслоение более локализовано и ограничено благодаря механической связи между волокнами. Эти различия объясняют, почему тканые углепластики демонстрируют повышенную устойчивость к межслоевому разрушению и лучшую остаточную прочность после ударных нагрузок.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ уже более 10 лет изучается вопрос ударной прочности ПКМ. Для решения данной проблемы разработаны полимерные матрицы с повышенными деформативностью и ударопрочностью. Разрабатываемые материалы исследуют на стойкость к внешним ударным воздействиям и на трещиностойкость, в том числе в процессе циклических нагружений. Стойкость материала к ударным воздействиям оценивают по образованию механических повреждений при нанесении удара падающим грузом по стандарту ASTM D7136. Для оценки остаточных прочностных свойств материала образцы, подверженные ударному воздействию, проходят испытания на сжатие после удара по стандарту ASTM D7137.

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ оснащен современным оборудованием с возможностью контроля множества параметров и получения детализированной информации на выходе. Оборудование позволяет проводить ударные испытания в температурном диапазоне от -60 до $+200$ °С. Универсальные испытательные машины позволяют проводить испытания в широком диапазоне температур – от -60 до $+350$ °С.

Влияние эксплуатационных условий

Ударопрочность и устойчивость к повреждениям углепластиков зависят от условий эксплуатации, например от температурного эффекта, термовлажностного старения, нагруженности конструкции и т. д. Эти факторы меняют общие механизмы разрушения и эксплуатационные характеристики композиционных конструкций, чем влияют на прочностные свойства ПКМ, особенно в случае нанесения удара. Поэтому важно изучить характеристики углепластиков вне лабораторных условий, прежде чем рассматривать их применение в качестве конструкционной детали. Небольшое количество статей, посвященных ударным испытаниям ПКМ на основе эпоксидных смол, армированных углеродным волокном, затрагивает условия окружающей среды, отличающиеся от лабораторных.

При кондиционировании образца при повышенной температуре (в области температуры стеклования) снимаются внутренние напряжения, образовавшиеся при отверждении композиционной матрицы. Вместе с тем повышение температуры приводит к ослаблению адгезии между волокном и матрицей внутри слоя. Низкие свойства межфазной зоны приводят к изменениям во взаимодействии волокна с растущей трещиной, так как большое количество энергии затрачивается на расслоение волокна от матрицы, тем самым замедляя рост трещины внутри слоя и снижая вероятность последующего расслоения.

В работе [25] исследовано, как удар при повышенной температуре влияет на механику повреждений углепластика и на его остаточную прочность при сжатии. Выбраны следующие температуры: 20, 50 и 80 °С. По мере роста температуры увеличивалась глубина погружения ударника и уменьшалась выпуклость повреждения с обратной стороны углепластика. Площадь расслоения при повышенной температуре также снижалась более чем в 1,5 раза, что закономерно повлияло и на рост остаточной прочности при сжатии.

Следует отметить, что при повышенной температуре механизм разрушения в верхних и нижних слоях также претерпевает изменения [26]. Так, повышение температуры снижает прочностные свойства матрицы при сжатии и сдвиге, визуализируется характерное увеличение глубины погружения индентора. Следствием данного эффекта является усиленная микропотеря устойчивости волокна в верхних слоях и его более частый излом, что в некоторых случаях заметно невооруженным глазом.

Понижение температуры, наоборот, усиливает адгезию волокна и матрицы и прочностные свойства матрицы, но вместе с тем вызывает возникновение внутренних напряжений из-за различия в коэффициентах теплового линейного расширения волокон и матрицы, что приводит к образованию микротрещин [27]. Зачастую в таких случаях наблюдается рост площади выпуклой зоны с противоположной удару стороны. Данные изменения связаны с температурной зависимостью скорости высвобождения энергии образования межслоевой трещины и аналогичной скорости при ее продвижении, значения которых повышаются в режимах разрушения I и II с ростом температуры, что способствует более вязкому разрушению матрицы [28].

Влияние термовлажностного старения также имеет большое значение, поскольку композиционные материалы в процессе эксплуатации часто подвергаются воздействию сред, в которых температура и влажность изменяются. Термовлажностное старение – процесс, в котором ухудшение механических характеристик и целостности композиционных материалов является результатом совместного воздействия влаги и температуры. Диффузия воды между цепями макромолекул вызывает расширение полимерной структуры из-за разделения макромолекул, что приводит к высвобождению межмолекулярных сил связи. Поэтому жесткость полимера уменьшается, и его

поведение становится более пластичным [29]. В углепластиках поглощение и диффузия влаги происходят в микротрещинах и на границе раздела «волокно–матрица», что влияет на адгезию. В результате длительного воздействия влаги зарегистрировано несколько изменений свойств: снижение температуры стеклования матрицы, молекулярной массы полимерной матрицы, рабочей температуры, прочности, жесткости и ударной вязкости материалов.

При длительном воздействии повышенной температуры матрица претерпевает окисление и термическую деструкцию, что делает ее более хрупкой. Несоответствия между коэффициентами теплового линейного расширения волокон и матрицы в углепластиках с постепенным охрупчиванием матрицы приводят к разрушению на границе «волокно–матрица» и формированию большого количества микротрещин.

В работе [30] проведен эксперимент для сравнения остаточной прочности при сжатии образцов, состаренных в условиях повышенной температуры (термостарения) и повышенной температуры с высокой влажностью – термовлажностного старения. Общая площадь повреждений больше для образцов, подверженных термостарению.

В работе [31], связанной с термическим старением, сообщалось, что длительное старение (24 мес.) приводит к сильному охрупчиванию матрицы и трансформации морфологии повреждений вследствие удара. Образцы становятся более склонными к пробою, чем к расслоению, вследствие рассеивания энергии.

Заключения

В данной работе на основе разрозненных данных из научно-технической литературы рассмотрена последовательность процесса разрушения углепластиков при ударном воздействии. Такой системный подход позволяет глубже понять механизмы зарождения, роста трещин и расслоений, а также их зависимость от структуры материала и энергии удара.

Показано, что эксплуатационные условия (такие как температура и влажность) существенно изменяют ударную стойкость ПКМ. Однако стандартные испытания, проводимые в рамках общей квалификации (паспортизации) материалов, не учитывают эти факторы, что может приводить к недостаточной точности проектных расчетов.

Данную обзорную статью планируется использовать в качестве теоретической базы для постановки последующих экспериментальных исследований, направленных на изучение влияния ударного воздействия при повышенных и пониженных температурах на остаточную прочность при сжатии.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Список источников

1. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексахин В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров – перспективные материалы // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.

4. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 26.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Славин А.В., Донецкий К.И., Хрульков А.В. Перспективы применения полимерных композиционных материалов в авиационных конструкциях в 2025–2035 гг. (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 11 (117). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.
6. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // *Вестник Российской академии наук*. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
7. Железина Г.Ф., Соловьева Н.А., Кулагина Г.С., Шульдешова П.М. Исследование возможности повышения стойкости к удару тонколистовых углепластиков за счет плакирования арамидным органическим пластиком // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 04. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.03.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-35-42.
8. Вильдеман В.Э., Староверов О.А., Третьяков М.П. Деформирование и разрушение полимерных композиционных материалов в условиях предварительных циклических и низкоскоростных ударных воздействий // *Сб. тр. XXXI Междунар. инновационная конф. молодых ученых и студентов по проблемам машиноведения (МИКМУС–2019) (04–06 дек. 2019 г., г. Москва)*. М., 2020. С. 75–78.
9. Гуняева А.Г., Курносоев А.О., Славин А.В. Опыт применения полимерных композиционных материалов разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в двигательных установках для самолетов гражданского назначения // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). Ст. 06. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.03.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
10. Имамединов Э.Ш., Гуляев И.Н., Кондрашов С.В., Терехов И.В. Повышение ударной стойкости углепластиков на основе эпоксидной матрицы ВСЭ-1212 // *Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения: материалы V Всерос. науч.-техн. конф. (19 нояб. 2021 г., г. Москва)*. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. С. 97–113.
11. Васильчук Е.А., Гуляев И.Н., Яковлев Н.О., Мишкин С.И. Влияние скорости соударения на остаточную прочность углепластиков // *Труды ВИАМ*. 2024. № 9 (139). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-93-104.
12. Jefferson A.J., Srinivasan S.M., Arokiarajan A., Nath D.H. Parameters influencing the impact response of fiber-reinforced polymer matrix composite materials: A critical review // *Composite Structures*. 2019. Vol. 224. No. 3. Art. 111007.
13. Zheng D. Low velocity impact analysis of composite laminated plates: Doctor of Philosophy Dissertation. Akron, 2007. 143 p.
14. Tita V., de Carvalho J., Vandepitte D. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: Experimental and numerical approaches // *Composite Structures*. 2008. Vol. 83. No. 4. P. 413–428.
15. Nash N. Improving the performance of out-of-autoclave composite laminates using an interlaminar toughening technique: Doctor of Philosophy Dissertation. Limerick, 2016. 349 p.
16. Ramji A. Damage tolerance enhancement of thermoset composites modified with thermoplastic veil interleaves: Doctor of Philosophy Dissertation. Cranfield, 2019. 241 p.
17. Schultheisz C.R., Waas A.M. Compressive failure of composites, part I: Testing and micromechanical theories // *Progress in Aerospace Sciences*. 1996. Vol. 32. No. 1. P. 1–42.
18. Shah S.Z.H., Karuppanan S., Megat-Yusoff P.S.M., Sajid Z. Impact resistance and damage tolerance of fiber reinforced composites: A Review // *Composite Structures*. 2019. Vol. 217. P. 100–121.
19. Anderson T.L. Fracture mechanics: fundamentals and applications. Fourth edition. Boca Raton: CRC Press, 2017. 684 p. DOI: 10.1201/9781315370293.

20. Quan D., Alderliesten R., Dransfeld C. et al. Enhancing the fracture toughness of carbon fibre/epoxy composites by interleaving hybrid meltable/non-meltable thermoplastic veils // *Composite Structures*. 2020. Vol. 252. Art. 112699.
21. Yang B., Chen Y., Lee J. et al. In-plane compression response of woven CFRP composite after low-velocity impact: Modelling and experiment // *Thin-Walled Structures*. 2021. Vol. 158. P. 107186.
22. Sun X.C., Hallett S.R. Failure mechanisms and damage evolution of laminated composites under compression after impact (CAI): Experimental and numerical study // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2018. Vol. 104. P. 41–59.
23. Jung K.-H., Kim D.-H., Kim H.-J. et al. Finite element analysis of a low-velocity impact test for glass fiber-reinforced polypropylene composites considering mixed-mode interlaminar fracture toughness // *Composite Structures*. 2017. Vol. 160. P. 446–456.
24. Boon Y.D., Joshi S.C. A review of methods for improving interlaminar interfaces and fracture toughness of laminated composites // *Materials Today Communications*. 2020. Vol. 22. P. 100830.
25. Körbelin J., Derra M., Fiedler B. Influence of temperature and impact energy on low velocity impact damage severity in CFRP // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2018. Vol. 115. P. 76–87.
26. Körbelin J., Dreiner C., Fiedler B. Impact of temperature on LVI-damage and tensile and compressive residual strength of CFRP // *Composites Part C: Open Access*. 2020. Vol. 3. P. 100074.
27. Старцев В.О. Старение полимерных композиционных материалов в морской воде (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.03.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
28. Benli S., Sayman O. The Effects of Temperature and Thermal Stresses on Impact Damage in Laminated Composites // *Mathematical and Computational Applications*. 2011. Vol. 16. No. 2. P. 392–403.
29. Fernandes O., Dutta J., Pai Y. Effect of various factors and hygrothermal ageing environment on the low velocity impact response of fibre reinforced polymer composites: A comprehensive review // *Cogent Engineering*. 2023. Vol. 10. No. 1. DOI: 10.1080/23311916.2023.2247228.
30. Ma S., He Y., Hui L., Xu L. Effects of hygrothermal and thermal aging on the low-velocity impact properties of carbon fiber composites // *Advanced Composite Materials*. 2019. Vol. 29. P. 1–18.
31. Berkettis K., Tzetzis D., Hogg P.J. The influence of long term water immersion ageing on impact damage behaviour and residual compression strength of glass fibre reinforced polymer (GFRP) // *Materials & Design*. 2008. Vol. 29. No. 7. P. 1300–1310.

References

1. Kablov E.N., Valueva M.I., Zelenina I.V., Khmelniyskiy V.V., Aleksashin V.M. Carbon plastics based on benzoxazine oligomers – perspective materials. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1, paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
4. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 26, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Slavin A.V., Donetskii K.I., Khrulkov A.V. Prospects for the use of polymer composite materials in aircraft structures in 2025–2035 (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.

6. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
7. Zhelezina G.F., Solovieva N.A., Kulagina G.S., Shuldeshova P.M. Study of the possibility of increasing the impact resistance of thin-sheeted carbon fiber-reinforced plastics due to cladding with aramid organoplastics. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-35-42.
8. Vildeman V.E., Staroverov O.A., Tretyakov M.P. Deformation and fracture of polymer composite materials under preliminary cyclic and low-speed impact effects. *Reports XXXI Int. Innovation Conf. of Young Scientists and Students on Mechanical Engineering Problems* (December 4–6, 2019, Moscow). Moscow, 2020, pp. 75–78.
9. Gunyaeva A.G., Kurnosov A.O., Slavin A.V. Experience in the use of polymer composite materials developed by NRC «Kurchatov Institute» – VIAM in engines for civil aircraft. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
10. Imametdinov E.Sh., Gulyaev I.N., Kondrashov S.V., Terekhov I.V. Increasing the impact resistance of carbon fiber reinforced plastics based on the VSE-1212 epoxy matrix. *Polymer composite materials and production technologies of the new generation: Proc. of the V All-Rus. sc. and tech. conf.* (November 19, 2021, Moscow). Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, pp. 97–113.
11. Vasilchuk E.A., Gylyaev I.N., Yakovlev N.O., Mishkin S.I. Influence of collision speed on the residual durability of CFRP. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 04, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-93-104.
12. Jefferson A.J., Srinivasan S.M., Arokiarajan A., Nath D.H. Parameters influencing the impact response of fiber-reinforced polymer matrix composite materials: A critical review. *Composite Structures*, 2019, vol. 224, no. 3, art. 111007.
13. Zheng D. *Low velocity impact analysis of composite laminated plates*: Doctor of Philosophy Dissertation. Akron, 2007, 143 p.
14. Tita V., de Carvalho J., Vandepitte D. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: Experimental and numerical approaches. *Composite Structures*, 2008, vol. 83, no. 4, pp. 413–428.
15. Nash N. *Improving the performance of out-of-autoclave composite laminates using an interlaminar toughening technique*: Doctor of Philosophy Dissertation. Limerick, 2016, 349 p.
16. Ramji A. *Damage tolerance enhancement of thermoset composites modified with thermoplastic veil interleaves*: Doctor of Philosophy Dissertation. Cranfield, 2019, 241 p.
17. Schultheisz C.R., Waas A.M. Compressive failure of composites, part I: Testing and micromechanical theories. *Progress in Aerospace Sciences*, 1996, vol. 32, no. 1, pp. 1–42.
18. Shah S.Z.H., Karuppanan S., Megat-Yusoff P.S.M., Sajid Z. Impact resistance and damage tolerance of fiber reinforced composites: A Review. *Composite Structures*, 2019, vol. 217, pp. 100–121.
19. Anderson T.L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. Fourth edition. Boca Raton: CRC Press, 2017, 684 p. DOI: 10.1201/9781315370293.
20. Quan D., Alderliesten R., Dransfeld C. et al. Enhancing the fracture toughness of carbon fibre/epoxy composites by interleaving hybrid meltable/non-meltable thermoplastic veils. *Composite Structures*, 2020, vol. 252, art. 112699.
21. Yang B., Chen Y., Lee J. et al. In-plane compression response of woven CFRP composite after low-velocity impact: Modelling and experiment. *Thin-Walled Structures*, 2021, vol. 158, p. 107186.
22. Sun X.C., Hallett S.R. Failure mechanisms and damage evolution of laminated composites under compression after impact (CAI): Experimental and numerical study. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, vol. 104, pp. 41–59.

23. Jung K.-H., Kim D.-H., Kim H.-J. et al. Finite element analysis of a low-velocity impact test for glass fiber-reinforced polypropylene composites considering mixed-mode interlaminar fracture toughness. *Composite Structures*, 2017, vol. 160, pp. 446–456.
24. Boon Y.D., Joshi S.C. A review of methods for improving interlaminar interfaces and fracture toughness of laminated composites. *Materials Today Communications*, 2020, vol. 22, p. 100830.
25. Körbelin J., Derra M., Fiedler B. Influence of temperature and impact energy on low velocity impact damage severity in CFRP. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2018, vol. 115, pp. 76–87.
26. Körbelin J., Dreiner C., Fiedler B. Impact of temperature on LVI-damage and tensile and compressive residual strength of CFRP. *Composites Part C: Open Access*, 2020, vol. 3, p. 100074.
27. Startsev V.O. The degradation of polymer composite materials in seawater (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
28. Benli S., Sayman O. The Effects of Temperature and Thermal Stresses on Impact Damage in Laminated Composites. *Mathematical and Computational Applications*, 2011, vol. 16, no. 2, pp. 392–403.
29. Fernandes O., Dutta J., Pai Y. Effect of various factors and hygrothermal ageing environment on the low velocity impact response of fibre reinforced polymer composites: A comprehensive review. *Cogent Engineering*, 2023, vol. 10, no. 1. DOI: 10.1080/23311916.2023.2247228.
30. Ma S., He Y., Hui L., Xu L. Effects of hygrothermal and thermal aging on the low-velocity impact properties of carbon fiber composites. *Advanced Composite Materials*, 2019, vol. 29, pp. 1–18.
31. Berketis K., Tzetzis D., Hogg P.J. The influence of long term water immersion ageing on impact damage behaviour and residual compression strength of glass fibre reinforced polymer (GFRP). *Materials & Design*, 2008, vol. 29, no. 7, pp. 1300–1310.

Информация об авторах

Иванов Дмитрий Денисович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Губин Антон Михайлович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Dmitry D. Ivanov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anton M. Gubin, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 24.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.05.2025.
The article was submitted 24.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 14.05.2025.