Обзорная статья

УДК 539.2:678.6
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-125-137

# ФАКТОРЫ ФОРМИРОВАНИЯ ТРАНСКРИСТАЛЛИЧНОСТИ В ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ И СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ТРАНСКРИСТАЛЛИТНОГО СЛОЯ В ПОЛИАРИЛЭФИРКЕТОНАХ (обзор)

*А.В. Лосев*[1], *А.И. Гуляев*[1]

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

***Аннотация.*** *Транскристаллитный слой на границе раздела «волокно–полимерная матрица» является одной из ключевых структурных составляющих термопластичных композиционных материалов, определяющих эффективность межфазного взаимодействия и передачу механической нагрузки между компонентами материала. Контролируемое формирование транскристаллитного слоя – эффективный инструмент управления межфазной структурой и эксплуатационными свойствами термопластичных композитов. Особый интерес к исследованию транскристалличности связан с широким внедрением высокотемпературных полимеров, в частности полиарилэфиркетонов.*

***Ключевые слова:*** *полиэфирэфиркетон, полиэфиркетонкетон, кристаллизация, нуклеация, термопласт, волокно–полимер, углеродные волокна, межфазный слой*

***Для цитирования:*** Лосев А.В., Гуляев А.И. Факторы формирования транскристалличности в термопластичных композиционных материалах и структурные аспекты транскристаллитного слоя в полиарилэфиркетонах (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 125–137. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-125-137.

Review article

# TRANSCRYSTALLINITY FORMATION FACTORS IN THERMOPLASTIC COMPOSITES AND STRUCTURAL ASPECTS OF THE TRANSCRYSTALLINE LAYER IN POLYARYLETHERKETONES (review)

*A.V. Losev*[1], *A.I. Gulyaev*[1]

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

***Abstract.*** *The transcrystalline layer at the "fiber–polymer matrix" interface is a key structural component of thermoplastic composites, determining the effectiveness of interfacial interaction and the transfer of mechanical loads between the material components. Controlled formation of the transcrystalline layer is an effective tool for controlling the interfacial structure and performance properties of thermoplastic composites. Particular interest in transcrystallinity research is associated with the widespread adoption of high-temperature polymers, particularly polyaryletherketones.*

***Keywords:*** *polyetheretherketone, polyetherketoneketone, crystallization, nucleation, thermoplastic, fiber–polymer, carbon fibers, interfacial layer*

***For citation:*** Losev A.V., Gulyaev A.I. Transcrystallinity formation factors in thermoplastic composites and structural aspects of the transcrystalline layer in polyaryletherketones (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 125–137. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-125-137.

## Введение

Одна из актуальных и важных задач для авиакосмической отрасли – разработка конструкционных полимерных композиционных материалов со специальными свойствами на основе термопластичных матриц, а также технологий изготовления полуфабрикатов и изделий из них [1, 2]. В настоящее время востребованным направлением является переработка высокотермостойких полимеров методами 3D-печати, в частности полиарилэфиркетонов [3, 4], а также композитов на их основе [5–7]. В полимерных композиционных материалах эффективность армирования зависит не только от прочности самого волокна, но и от того, как концентрирующееся механическое напряжение передается от полимерной матрицы к волокну через межфазный слой [8].

Транскристаллитный слой представляет собой столбчатую кристаллическую структуру, которая формируется в частично кристаллизующихся полимерных композитах в приграничной области между полимерной матрицей и наполнителем либо подложкой с высокой удельной поверхностной энергией. Транскристаллитный слой образуется в ряде полимеров, в основном в гибкоцепных. Наиболее часто встречающиеся из них – это полиэтилен (ПЭ), полипропилен (ПП), полиамид (ПА), поливинилиденфторид (ПВДФ), полилактид (ПЛА), полифениленсульфид (ПФС), а также полиарилэфиркетоны (ПАЭК).

Наиболее удобным объектом, позволяющим изучить влияние поверхности на кристаллизацию полимера, являются композиты, наполненные различными типами волокон (углеродными, арамидными, стеклянными, натуральными) или нанотрубками. Близкий к поверхности волокна полимерный слой кристаллизуется таким образом, что макромолекулы ориентированы *c*-осью параллельно оси волокна [9]. Из-за своей анизотропии образование такого слоя оказывает значительное влияние на характеристики межфазных границ «волокно–полимерная матрица» и, следовательно, существенно влияет на механические свойства композитов [8, 10].

Поверхность углеродных волокон служит катализатором, вызывая ускоренное гетерогенное зародышеобразование и формирование транскристаллитного слоя. Строгая ориентация полимерных цепей вдоль оси волокна происходит не из-за совместимости их кристаллических решеток, а благодаря механизму «мягкой эпитаксии». Транскристаллитный слой образуется только в том случае, если скорость зарождения на поверхности больше, чем в объеме – например, если температура кристаллизации, индуцированной зарождением на границе раздела, выше, чем температура кристаллизации в объеме. Так, в работе [11] при сравнении времени индукции при изотермической кристаллизации сделан вывод, что процесс транскристаллизации протекает значительно раньше (на 10–30 °С выше), чем зародышеобразование в объеме ПВДФ, ПП и ПЛА. При этом скорости роста сферолитов и транскристаллитного слоя одинаковы [12–14].

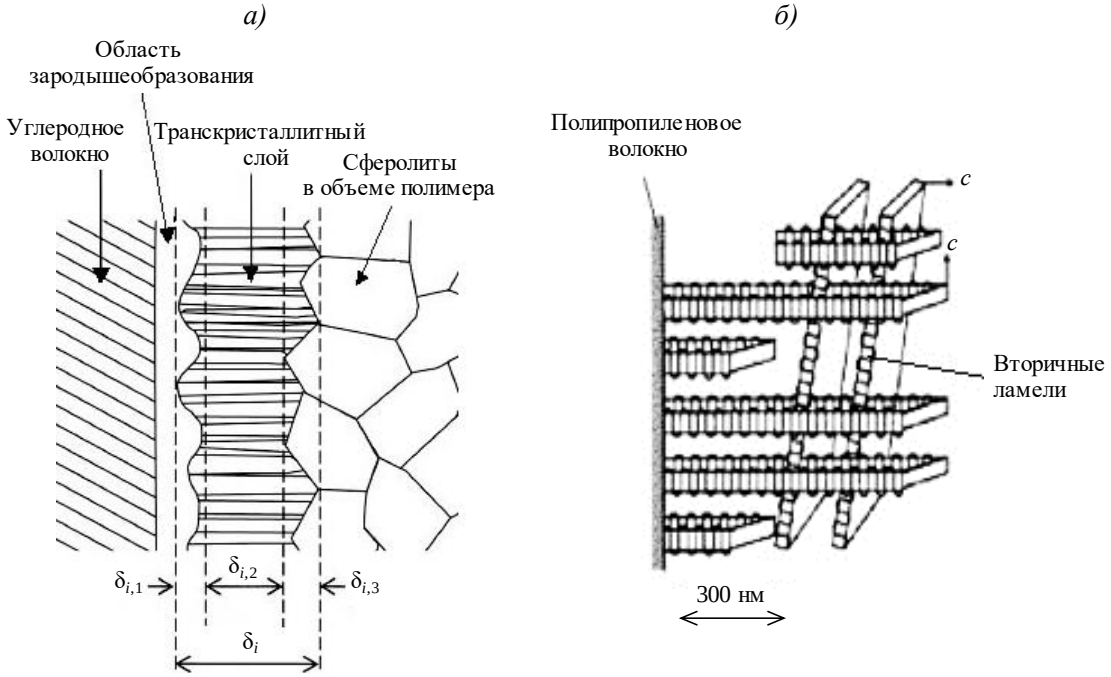
Структура транскристаллитного слоя имеет несколько областей (см. рисунок, *а*):

– область зародышеобразования $\delta_{i,1}$ (эпитаксиальный слой) включает границу раздела между волокном и транскристаллической частью матрицы. Эпитаксиальные слои имеют наибольшую степень кристалличности [15], толщина этой области определяется шероховатостью границы раздела. В области, удаленной от поверхности волокна, может наблюдаться перекрестная структура, состоящая из первичных (*c*-оси параллельны поверхности волокна) и вторичных (*c*-оси перепендикулярны поверхности волокна) ламелей (см. рисунок, *б*) [16];

– область $\delta_{i,2}$ – однородная часть транскристаллитного слоя, протяженность которого ограничена препятствующими сферолитами. Размеры этой области будут определяться интервалом времени между началом процесса зародышеобразования на поверхности

волокна и объемной нуклеацией. Это можно регулировать с помощью пропитки волокна и введением нуклеирующих агентов;

– область $\delta_{i,3}$ – граница раздела между транскристаллической и сферолитной морфологией. Толщина этой области, а также удельная площадь поверхности определяются размером граничащих сферолитов. Чаще всего распространение трещины локализуется именно в этой граничной области [15].




Схематичное изображение транскристаллитного слоя в термопластичном композите (*а*) [17] и ориентация ламелей вблизи волокна (*б*) [16]

## Факторы формирования транскристаллитного слоя в термопластичных композитах

Существует множество факторов, которые влияют на транскристаллизацию в термопластичных композитах, их можно контролировать напрямую, т. е. в процессе получения композита, либо косвенно – меняя условия получения исходного полимера и наполнителя. Рассмотрим основные факторы формирования транскристаллитного слоя, наиболее часто рассматриваемые в научно-технической литературе.

Основная причина формирования транскристаллитного слоя – возникновение напряжений на границе «волокно–полимерная матрица» в процессе охлаждения. Эти напряжения вызваны большой разницей в коэффициентах линейного теплового расширения (КЛТР) волокна и полимерной матрицы [18, 19]. В работе [20] проведены измерения КЛТР изолированного транскристаллитного слоя, сформированного в композите на основе ПА-66 и полиарамидного волокна. Наличие всего 36 % транскристаллитной фазы привело к уменьшению значений КЛТР в ~2,5 раза по сравнению с обычной сферолитной структурой (с $307 \cdot 10^{-6}$ до $122 \cdot 10^{-6}$ °C$^{-1}$) и более чем в 3 раза по сравнению с закаленным состоянием (с $373 \cdot 10^{-6}$ до $122 \cdot 10^{-6}$ °C$^{-1}$). Для композита на основе ПА-66 и полиарамидного волокна значение КЛТР полностью транскристаллитной структуры составило всего $16{,}8 \cdot 10^{-6}$ °C$^{-1}$, что более чем на порядок меньше значения для объемной кристаллизованной матрицы. Значение КЛТР для транскристаллизованного образца практически не зависит от температуры в диапазоне 100–200 °C, тогда как для

остальных образцов наблюдалась выраженная температурная зависимость. Благодаря крайне низкому значению КЛТР и повышенному значению модуля упругости наличие транскристаллитной области существенно уменьшает несоответствие деформаций между компонентами композита при изменении температуры.

Отсюда следует второй фактор, влияющий на формирование транскристаллитного слоя, – скорость охлаждения, так как по мере увеличения скорости охлаждения прямо пропорционально возрастает скорость деформации на границе раздела «волокно–расплав». Для каждой комбинации «волокно–полимерная матрица» существует своя граничная скорость охлаждения, ниже которой межфазный слой не образуется. Например, в композитах на основе ПП и стекловолокна формирование транскристаллитного слоя наблюдается только при скоростях охлаждения >100 °С/мин, для углеродных волокон граничная скорость находится в диапазоне 50–100 °С/мин, а для арамидных 10–50 °С/мин.

Третий фактор связан с объемным содержанием и геометрическими параметрами волокна – их длиной и диаметром, а также с межволоконным расстоянием. Поскольку механические напряжения распределены вдоль волокна неравномерно, зачастую транскристаллитный слой начинает формироваться с кончиков волокон, где уровень напряжений максимален. При этом на остальной протяженности волокна нуклеация может отсутствовать совсем либо оставаться хаотичной. В композите на основе ПА-66 и полиарамидного волокна значительное улучшение прочности и модуля упругости наблюдается только при высоком содержании волокна (35–65 % (объемн.)). При низких концентрациях волокна (20 % (объемн.)) влияние межфазного слоя на свойства в продольном направлении практически неразличимо на фоне вклада объемной кристалличности матрицы [21].

К четвертому фактору относятся молекулярная масса и молекулярно-массовое распределение полимера. Эти параметры оказывают влияние на плотность зародышеобразования, толщину и температурные границы формирования транскристаллитного слоя. Соответственно, в полимерах с более высокой молекулярной массой такой слой образуется при более высоких температурах [22]. Это связано с тем, что длинные цепи имеют большее время релаксации и дольше остаются в ориентированном состоянии под действием напряжений [23]. Однако слишком длинные цепи могут препятствовать росту межфазного слоя из-за зацеплений цепей, что ограничивает их подвижность. Авторы работы [24] обнаружили, что изменение молекулярной массы полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) в небольшом диапазоне не оказывало очевидного влияния на скорость зародышеобразования на волокне, но влияло на скорость роста межфазного слоя.

Пятым фактором формирования транскристаллитного слоя является кристаллизация, индуцированная сдвигом (*shear-induced crystallization*). Этот эффект проявляется через механическое воздействие, которое вызывает ориентацию макромолекул. Когда на полимерный расплав воздействует сдвиговое течение, полимерные цепи ориентируются вдоль направления потока и в местах их зацеплений могут образовываться спиралевидные сегменты. При кристаллизации, индуцированной сдвигом или растяжением, на поверхности волокна возникают надмолекулярные структуры в виде цилиндров (*cylindric crystallization*) как результат самопроизвольной нуклеации [25–27]. Основное отличие между цилиндритами и транскристаллитами заключается в механизме зарождения, несмотря на их визуальную схожесть под оптическим микроскопом. В работе [28] исследован процесс перехода от сферолитной морфологии к цилиндритной за счет вытягивания пленок на основе изотактического ПП. Относительное содержание цилиндритов достигало максимума при деформации 15 %. Показано, что цилиндритная структура значительно улучшает физико-механические свойства: прочность при

растяжении увеличилась на 28 %, ударная вязкость с надрезом возросла на 78 %, а температура размягчения по Вика увеличилась со 104 до 112 °С. С помощью атомно-силовой микроскопии определены точные характеристики цилиндритов изотактического ПП: ширина ядра – около 1–2 мкм; расстояние между соседними ламелями 60–80 нм; толщина ламелей ~(20–30) нм. Авторы работы [29], также посвященной исследованию цилиндритов, приходят к выводу, что для формирования таких структур при низком сдвиге критически важна молекулярная масса между узлами зацеплений.

В экспериментах по вытягиванию волокна транскристаллитный слой наблюдался даже в той области, из которой волокно уже было удалено. Это подтверждает то, что для поддержания структуры межфазного слоя физическое присутствие поверхности волокна на протяжении всего периода кристаллизации необязательно [18]. Приложение внешнего напряжения позволяет сформировать транскристаллитный слой на волокнах, которые в обычных условиях (в покое) не обладают нуклеирующей способностью [25]. Так, в системах изотактического ПП со стекловолокном транскристаллитная морфология возникает только при приложении сдвигового напряжения – например, при вытягивании волокна через расплав [27].

К шестому фактору можно отнести тип волокна (химический состав поверхности) и шероховатость [12], что непосредственно влияет на параметры смачиваемости. Авторы работы [30] показали на изотактическом ПП, что развитие транскристаллитной структуры контролируется синергетическим влиянием поверхностных характеристик волокна и ориентационных эффектов, возникающих в полимерном расплаве под действием течения. Аппретирование стеклянного волокна снижает энергетический барьер зародышеобразования ($\Delta\sigma$) в ~4,1 раза (с 2,807 до 0,679 мДж/м²), что приводит к резкому увеличению плотности кристаллических зародышей на поверхности волокна. Помимо химической природы поверхности, существенное влияние оказывает ее микрорельеф – наличие поверхностных неоднородностей способствует увеличению числа потенциальных центров кристаллизации. Для арамидных волокон, обладающих более развитой поверхностной текстурой, наблюдалась повышенная плотность зародышеобразования по сравнению со стеклянными волокнами. В работе [31] установлено, что транскристаллитный слой для ПА-66 (по данным рентгеновской дифракции) имеет более высокую степень упорядоченности на арамидном волокне, чем на углеродном. Показано также, что только первые ламели, зарождающиеся на поверхности волокна, могут иметь параллельную ориентацию. В композите на основе ПА-66 и полиарамидного волокна обнаружено формирование двойного транскристаллитного слоя [32] за счет хлорсульфонирования и обработки волокон системой $Br/NH_3$ для создания пористой структуры. Внутренний слой оказался более тонким и компактным с сохранением наклона ламелей, характерного для композитов с необработанными волокнами. Несмотря на значительное снижение прочностных характеристик самих модифицированных волокон, механические испытания композитов продемонстрировали обратный эффект на макроскопическом уровне. Статистический анализ (односторонний *t*-критерий) показал, что модуль упругости композитов, армированных волокнами, прошедшими оба вида обработки, достоверно (на уровне значимости 0,5 %) превышал аналогичные показатели контрольных образцов во всем исследованном диапазоне объемных долей волокна. Наличие транскристаллитного слоя повышает температуру полиморфного перехода (~15 °С) в ПА-66 из триклинной в псевдогексагональную модификацию (переход Брилла) [33].

В работе [34] количественный параметр разности межфазной свободной энергии $\Delta\sigma/\sigma$ для системы ПЛА/углеродное волокно составил 0,057 по сравнению с 0,23 для волокон из восстановленного оксида графена. При этом разница свободной энергии

на границе раздела «волокно–кристаллит» (Δσ) для волокна на основе углеродных нанотрубок составляет всего $6{,}84 \cdot 10^{-4}$ Дж/м$^2$, что почти в 4 раза меньше, чем у волокна на основе восстановленного оксида графена: $2{,}8 \cdot 10^{-3}$ Дж/м$^2$.

Седьмым фактором можно считать температуру ($T_c$) и время кристаллизации. В композитах на основе ПП и полиарамидного волокна, а также ПП и углеродного волокна экспериментально обнаружена критическая температурная граница, равная 138 °С. При $T_c$ > 138 °С на поверхности высокомодульных углеродных (Enka HM35, Apollo HM-U) и арамидных волокон (Kevlar-49, Twaron D1056) обнаружена чрезвычайно высокая плотность гетерогенного зародышеобразования, что приводит к латеральному ограничению роста и формированию классического плотноупакованного транскристаллитного слоя из радиально направленных ламелей. Отмечено также, что образцы на основе D1056/ПП, кристаллизованные при 130 °С, имели гораздо более высокую плотность зарождения на поверхности волокна, чем образцы, кристаллизованные при 135 °С, что указывает на зависимость транскристаллизации от температуры. При $T_c$ < 138 °С эффект транскристаллизации полностью исчезает [12]. Вокруг волокон наблюдается исключительно сферолитная морфология объемной матрицы. Кинетический анализ указывает на то, что выше этого температурного порога на поверхности волокна прекращается первичное гетерогенное зародышеобразование, так как свободная энергия образования зародыша критического размера превышает термодинамически доступный уровень для данной межфазной границы. Интересно, что, несмотря на идентичные скорости кристаллизации, транскристаллизация не наблюдается ни в одном из трех типов волокон при температуре >138 °С.

Для композита на основе ПЭЭК и углеродного волокна, когда температура сдвига расплава <370 °С, ширина зоны ориентации значительно увеличивается. Когда температура сдвига расплава достигает 350 °С, наблюдается максимальная ширина зоны ориентации. При температуре плавления 420 °С и времени кристаллизации 2 мин визуальная ширина межфазного слоя шире и стабильнее по сравнению с другими условиями [35].

## Структурные аспекты транскристаллитного слоя в полиарилэфиркетонах

Использование ПЭЭК в сочетании с высокомодульным углеродным волокном обусловлено его выдающимися механическими свойствами и химической стойкостью. Эффект транскристаллизации преимущественно проявляется при использовании высокомодульных углеродных волокон [36–38], обладающих крупными графитовыми плоскостями, ориентированными вдоль оси волокна. Потенциальными центрами нуклеации при этом являются края графитовых плоскостей. Для низкомодульных волокон при скоростях охлаждения 1 и 30 °С/мин образования транскристаллитного слоя не наблюдается [39].

Исследование кинетики кристаллизации показало, что температура оказывает определяющее влияние на скорость роста транскристаллитов. В диапазоне температур изотермической кристаллизации от 290 до 330 °С наблюдалось постепенное снижение линейной скорости роста кристаллов. Максимальные скорости роста зарегистрированы при температурах ~(300–305) °С, тогда как при дальнейшем повышении температуры происходило существенное замедление процесса вследствие уменьшения термодинамической движущей силы кристаллизации. Авторы работы [36] установили, что линейная скорость роста транскристаллитов и объемных сферолитов изменяется по одинаковым закономерностям, однако скорость образования кристаллической структуры вблизи поверхности углеродного волокна значительно выше вследствие

интенсивного гетерогенного зародышеобразования. Согласно расчетам, толщина ламелей возрастает с увеличением температуры кристаллизации. При относительно низких температурах формируются более тонкие ламеллярные кристаллы, тогда как вблизи температуры плавления происходит образование более совершенных ламелей. Это сопровождается повышением степени структурной упорядоченности транскристаллитного слоя и увеличением его термодинамической стабильности [36].

По данным рентгеноструктурного анализа кристаллическая модификация ПЭЭК в транскристаллитном слое не отличается от структуры объемного полимера. Во всех случаях наблюдалось формирование характерной орторомбической кристаллической решетки ПЭЭК. Следовательно, влияние поверхности углеродного волокна проявляется преимущественно на морфологическом уровне и связано с изменением пространственной организации кристаллов, а не с образованием новых полиморфных модификаций.

Авторы работы [35] установили, что плотность упаковки транскристаллитного слоя напрямую зависит от скорости сдвига расплава в композите на основе ПЭЭК и углеродного волокна. Для количественной оценки плотности введено понятие «критической ширины» (геометрическая ширина полувысоты отдельного кристаллического пучка ламелей) – чем она меньше, тем больше плотность упаковки. При отсутствии сдвига критическая ширина составляет 20,8 мкм, а при скоростях сдвига 1 и 2 мм/мин она снижается до 8,5 и 4,1 мкм соответственно, что свидетельствует о формировании сверхвысокой плотности упаковки кристаллитов. Визуальная ширина транскристаллитного слоя (расстояние от поверхности волокна до объемных сферолитов) также меняется нелинейно: при отсутствии сдвига она составляет 11,4 мкм, при 1 мм/мин достигает максимума в 21,8 мкм, а при дальнейшем увеличении скорости сдвига до 2 мм/мин немного снижается до 19,6 мкм.

В работе [40] исследовалось влияние транскристаллитного слоя на эксплуатационные характеристики полимерных композитов на основе ПЭЭК, ПЭКК (полиэфиркетонкетон) и ПФС, армированных арамидными, углеродными и стеклянными волокнами. Особое внимание в работе уделено количественной оценке влияния транскристаллитного слоя на эффективность передачи напряжений и адгезионную прочность между армирующими волокнами и матрицей. Для композитов на основе углеродного волокна, полученного из ПАН-прекурсора, и матрицы ПЭЭК выполнены испытания методом выталкивания моноволокна индентором при содержании волокон 20 % (объемн.). При отсутствии транскристалличности сила отрыва составляла 43±6 мН. При наличии межфазного слоя, сформированного благодаря нанесению раствора полифенилентерефталамида на волокна, сила отрыва возрастала до 52±10 мН, а в случае закалки в воде, способствующей развитию транскристалличности, достигала 57±10 мН. Таким образом, образование транскристаллитного слоя приводило к увеличению межфазной прочности на ~(21–33) % по сравнению с исходным состоянием.

Авторы работы [40] пришли к выводу, что основным фактором возникновения транскристалличности в системах на основе углеродных волокон является различие коэффициентов теплопроводности волокна и матрицы. В процессе охлаждения после переработки возникают локальные температурные градиенты, приводящие к ускоренной кристаллизации полимера вблизи поверхности волокна. Для углеродных волокон на основе ПАН-прекурсора наличие транскристаллитной межфазной области увеличивало силу отрыва на ~48 %. Однако при содержании волокна 20 % (объемн.) прирост снижался до 9 %, а при 60 % (объемн.) практически исчезал [40].

Ключевым фактором, определяющим прочность соединения «полимер–металл», является формирование высокопрочного межфазного слоя на границе раздела фаз. В работе [41] исследовалось клеевое соединение полиэфиркетонэфиркетонкетона (ПЭКЭКК)

с титановым сплавом состава Ti–6Al–4V. На химическом уровне формирование высокопрочного транскристаллитного слоя обеспечивается образованием на границе раздела ковалентных комплексов типа «металл–кислород–углерод». Эти комплексы служат эффективными центрами нуклеации.

Добавление нуклеирующих агентов или химическая модификация цепи ПЭЭК радикально снижают энергетический барьер нуклеации в объеме [42]. Эффективная энергия активации кристаллизации при степени превращения 0,1 для ПЭЭК с нуклеирующим агентом составляет –298 кДж/моль, что ниже, чем у исходного полимера (–288 кДж/моль). В результате сферолиты начинают расти в объеме при более высоких температурах, достигая поверхности волокна раньше, чем успеет сформироваться межфазный слой. В этих системах транскристаллитный слой отсутствует, а на границе раздела формируется слабая зона контакта между волокном и объемными сферолитами.

## Заключения

Анализ опубликованных научно-технических работ показывает, что формирование транскристаллитного слоя зависит от молекулярной массы и молекулярно-массового распределения полимера, разницы коэффициентов линейного теплового расширения волокна и полимерной матрицы, температуры и продолжительности кристаллизации, скорости охлаждения, течения расплава, химической природы армирующего наполнителя, его геометрических параметров, микрорельефа и количественного содержания.

Формирование транскристаллитного слоя в термопластичных композитах обусловлено в первую очередь плотностью гетерогенного зародышеобразования на поверхности наполнителя. Углеродные волокна являются эффективными центрами данного процесса для большинства гибкоцепных полимеров. В композитах на основе ПАЭК и углеродного волокна большое влияние на размеры транскристаллитного слоя оказывают скорость сдвига расплава полимера и температура изотермической кристаллизации.

Влияние транскристалличности на эксплуатационные свойства композитов остается неоднозначным и во многом зависит от морфологии слоя, его толщины, ориентации цепей на поверхности волокна, а также объемной доли наполнителя.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

*Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2025-054 от 05.06.2025).*

## Список источников

1. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Петрова Г.Н. и др. Полимерные композиционные материалы на термопластичной матрице // Известия высших учебных заведений. Сер.: Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. № 10. С. 61–71.
2. Каблов Е.Н., Сагомонова В.А., Сорокин А.Е., Целикин В.В., Гуляев А.И. Исследование структуры и свойств полимерного композиционного материала с интегрированным вибропоглощающим слоем // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2020. № 3. С. 2–9.
3. Гуров Д.А., Павлюкович Н.Г., Цапенко А.Н. 3D-печать композиционным органическим филаментом на основе жидкокристаллических полимеров и полиэфирэфиркетона // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). С. 62–81. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-62-81.

4. Лосев А.В., Гуляев А.И., Журавлева П.Л., Антюфеева Н.В. Влияние изотермического отжига на степень кристалличности полиэфиркетонкетона, содержащего дискретные углеродные волокна // Труды ВИАМ. 2026. № 2 (156). С. 58–72. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-58-72.
5. Иванов М.С., Морозова В.С., Павлюкович Н.Г. Влияние эксплуатационных факторов на свойства углепластика на основе полиэфирэфиркетона // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 99–108. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-99-108.
6. Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Морозова В.С., Донских И.Н. Исследование термостабильности расплава полиэфирэфиркетона марки ПЭЭК-50П и углепластика на его основе // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 90–98. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-90-98.
7. Сорокин А.Е., Иванов М.С., Сагомонова В.А. Термопластичные полимерные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетонов различных производителей // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 41–50. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-41-50.
8. Иржак В.И. Межфазный слой в полимерных нанокомпозитах // Высокомолекулярные соединения. Сер.: С. 2020. Т. 62. № 1. С. 55–65.
9. Волынский А.Л., Ярышева А.Ю., Рухля Е.Г. и др. Влияние нанообъемных ограничений на структурообразование в стеклообразных и кристаллических полимерах // Высокомолекулярные соединения. Сер.: А. 2015. Т. 57. № 5. С. 1–39.
10. Валенков А.М., Гофман И.В., Носов К.С. Полимерные композиционные системы, модифицированные аллотропными соединениями углерода (обзор) // Журнал прикладной химии. 2011. Т. 84. № 5. С. 705–717.
11. Yue H., Monreal-Bernal A., Fernández-Blázquez J. et al. Macroscopic CNT fibers inducing non-epitaxial nucleation and orientation of semicrystalline polymers // Scientific Reports. 2015. Vol. 5. P. 16729. DOI: 10.1038/srep16729.
12. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part I. Influence of fibre type and crystallization temperature // Journal of Material Science. 1992. Vol. 27. P. 889–896. DOI: 10.1007/BF01197638.
13. Wang C., Liu C.R. Transcrystallization of polypropylene composites: nucleating ability of fibres // Polymer. 1999. Vol. 40. P. 289–298.
14. Wang C., Hwang L.M. Transcrystallization of PTFE fiber/PP composites (I). Crystallization kinetics and morphology // Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition. 1996. Vol. 34. P. 47–56.
15. Чалых А.Е. Фундаментальные проблемы адгезионных взаимодействий в полимерных системах // Тез. докл. III Междунар. науч.-технич. конф. «Современные достижения в области клеев и герметиков: материалы, сырье, технологии». Н. Новгород, 2019. 255 с.
16. Kitayama T., Utsumi S., Hamada H. et al. Interfacial properties of PP/PP composites // Journal of Applied Polymer Science. 2003. Vol. 88. No. 13. P. 2875–2883.
17. Brodowsky H., Mäder E. Investigation of transcrystalline interphases in polypropylene/glass fiber composites using micromechanical tests // Fibers. 2018. Vol. 6. No. 16. P. 1–12. DOI: 10.3390/fib6010016.
18. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part II. Influence of interfacial stress, cooling rate, fibre properties and polymer molecular weight // Journal of Material Science. 1992. Vol. 27. P. 897–907. DOI: 10.1007/BF01197639.
19. Campbell D., Qayyum M.M. Melt crystallization of polypropylene: Effect of contact with fiber substrates // Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition. 1980. Vol. 18. P. 83–93. DOI: 10.1002/pol.1980.180180107.
20. Klein N., Marom G. Thermal Expansion of Transcrystalline Strips // Advanced Composites Letters. 1995. Vol. 4. No. 1. P. 9–11.

21. Nuriel H., Klein N., Marom G. The effect of the transcrystalline layer on the mechanical properties of composite materials in the fibre direction // Composites Science and Technology. 1999. Vol. 59. P. 1685–1690.
22. Vaughan A.S., Bassett D.C. Early stages of spherulite growth in melt-crystallized polystyrene // Polymer. 1988. Vol. 29. Is. 8. P. 1397–1401.
23. Moon C.K. Effect of molecular weight and fiber diameter on the interfacial behavior in glass fiber/PP composites // Journal of Applied Polymer Science. 1998. Vol. 67. No. 7. P. 1191–1197.
24. Zhang M.Q., Xu J.R., Zhang Z.Y. et al. Effect of transcrystallinity on tensile behaviour of discontinuous carbon fibre reinforced semicrystalline thermoplastic composites // Polymer. 1996. Vol. 37. Is. 23. P. 5151–5158.
25. Quan H., Zhong-Ming Li, Ming-Bo Yang et al. On transcrystallinity in semi-crystalline polymer composites // Composites Science and Technology. 2005. Vol. 65. P. 999–1021. DOI: 10.1016/j.compscitech.2004.11.015.
26. Pompe G., MaÈder E. Experimental detection of a transcrystalline interphase in glass-fibre/polypropylene composites // Composites Science and Technology. 2000. Vol. 60. P. 2159–2167.
27. Varga J., Karger-Kocsis J. The occurrence of transcrystallization or row-nucleated cylindritic crystallization as a result of shearing in a glass fiber-reinforced polypropylene // Composites Science and Technology. 1993. Vol. 48. P. 191–198.
28. Ji H., Zhou X., Chen X. Effect of Solid-state stretching on microstructure evolution and physical properties of isotactic polypropylene sheets // Polymers. 2019. Vol. 11. P. 1–16.
29. Zhang C., Hu H., Wang X. et al. Formation of cylindrite structures in shear-induced crystallization of isotactic polypropylene at low shear rate // Polymer. 2007. Vol. 48. P. 1105–1115.
30. Looijmans S.F.S.P., Spanjaards M.M.A., Puskar L. Synergy of fiber surface chemistry and flow: multi-phase transcrystallization in fiber-reinforced thermoplastics // Polymers. 2022. Vol. 14. Is. 4850. P. 1–16.
31. Klein N., Marom G., Wachtel E. Microstructure of nylon 66 transcrystalline layers in carbon and aramid fibre reinforced composites // Polymer. 1996. Vol. 14. P. 5493–5498.
32. Feldman A., Gonzalez M.F., Marom G. Transcrystallinity in surface modified aramid fiber reinforced nylon 66 composites // Macromolecular Materials and Engineering. 2003. Vol. 288. No. 11. P. 861–866.
33. Feldman A.Y., Wachtel E., Vaughan G.B.M. The Brill Transition in Transcrystalline Nylon-66 // Macromolecules. 2006. Vol. 39. P. 4455–4459.
34. Van Staden J.K.L., Rodgers D.R., Pfau-Cloud M.R. et al. Interfacial crystallization of Poly(l-lactic acid) induced by carbon nanotubes in single fiber composites // Macromolecular chemistry and physics. 2025. Vol. 226. Is. 23. P. 1–9.
35. Chen H., Ji C., Yang Y. et al. Exploring the interlocking transcrystalline: forming a new structure of transcrystalline for improved mechanical performance of carbon fiber reinforced polyether ether ketone composites // Polymer Composites. 2026. Vol. 47. P. 1838–1846. DOI: 10.1002/pc.70256.
36. Zhiyi Z., Zeng H. Nucleation and crystal growth of PEEK on carbon fiber // Journal of Applied Polymer Science. 1993. Vol. 48. P. 1987–1995.
37. Hanmin Z., Zhiyi Z., Weizou P. et al. Transcrystalline structure of PEEK // European Polymer Journal. 1994. Vol. 30. No. 2. P. 235–237.
38. Lustiger A. Morphological Aspects of the Interface in the PEEK-Carbon Fiber System // Polymer composites. 1992. Vol. 13. No. 5. P. 408–412.
39. Yu K., Cong Z., Zhang Y. Unveiling the role of carbon fiber modulus on interfacial crystallization and mechanical properties of LM-PAEK composites // Polymer. 2026. Vol. 355. Art. 130010. DOI: 10.1016/j.polymer.2026.130010.
40. Chen E.J.H., Hsiao B.S. The Effects of Transcrystalline lnterphase in Advanced Polymer Composites // Polymer Engineering and Science. 1992. Vol. 32. No. 4. P. 280–286.
41. Ramani K., Tagle J. Thin-Film Thermoplastic-Metal Joining Process for Titanium to Poly (Etherketoneetherketoneketone) // Polymer engineering and science. 1995. Vol. 35. No. 24. P. 1972–1978.

42. Yu K., Zhang J., Liu G. et al. Inverse effects of cooling rates on the interfacial shear strength of carbon Fiber/PEEK composites with and without presence of transcrystal layers // Polymer. 2024. Vol. 302. Art. 127067. DOI: 10.1016/j.polymer.2024.127067.

## References

1. Kablov E.N., Semenova L.V., Petrova G.N. et al. Polymer Composite Materials with a Thermoplastic Matrix. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Ser.: Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*, 2016, vol. 59, no. 10, pp. 61–71.
2. Kablov E.N., Sagomonova V.A., Sorokin A.E., Tselikin V.V., Gulyaev A.I. Investigation of the Structure and Properties of a Polymer Composite Material with an Integrated Vibration-Absorbing Layer. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2020, no. 3, pp. 2–9.
3. Gurov D.A., Pavlyukovich N.G., Tsapenko A.N. 3D printing with composite organic filament based on liquid crystal polymers and polyetheretherketone. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 62–81. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-62-81.
4. Losev A.V., Gulyaev A.I., Zhuravleva P.L., Antyufeeva N.V. Effect of isothermal annealing on the crystallinity degree of polyetherketon-eketone containing discrete carbon fibers. *Trudy VIAM*, 2026, no. 2 (156), pp. 58–72. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-58-72.
5. Ivanov M.S., Morozova V.S., Pavlukovich N.G. The influence of operational factors on the properties of carbon fiber based on polyetheretherketone. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 99–108. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-99-108.
6. Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Morozova V.S., Donskih I.N. Investigation of the thermal stability of the melt polyetheretherketone PEEK-50P and carbon fiber based on it. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 90–98. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-90-98.
7. Sorokin A.E., Ivanov M.S., Sagomonova V.A. Thermoplastic polymer composite materials based on polyetheretherketones of various manufacturers. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 41–50. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-41-50.
8. Irzhak V.I. Interfacial Layer in Polymer Nanocomposites. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser.: S*, 2020, vol. 62, no. 1, pp. 55–65.
9. Volynskii A.L., Yarysheva A.Yu., Rukhlya E.G. et al. Influence of Nanoscale Confinement on Structure Formation in Glassy and Crystalline Polymers. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser.: A*, 2015, vol. 57, no. 5, pp. 1–39.
10. Valenkov A.M., Gofman I.V., Nosov K.S. Polymer Composite Systems Modified with Carbon Allotropes (Review). *Zhurnal prikladnoy khimii*, 2011, vol. 84, no. 5, pp. 705–717.
11. Yue H., Monreal-Bernal A., Fernández-Blázquez J. et al. Macroscopic CNT fibers inducing non-epitaxial nucleation and orientation of semicrystalline polymers. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5, p. 16729. DOI: 10.1038/srep16729.
12. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part I. Influence of fibre type and crystallization temperature. *Journal of Material Science*, 1992, vol. 27, pp. 889–896. DOI: 10.1007/BF01197638.
13. Wang C., Liu C.R. Transcrystallization of polypropylene composites: nucleating ability of fibres. *Polymer*, 1999, vol. 40, pp. 289–298.
14. Wang C., Hwang L.M. Transcrystallization of PTFE fiber/PP composites (I). Crystallization kinetics and morphology. *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, 1996, vol. 34, pp. 47–56.
15. Chalykh A.E. Fundamental problems of adhesive interactions in polymer systems. *Abstracts of the 3rd International Scientific and Technical Conference «Modern Advances in the Field of Adhesives and Sealants: Materials, Raw Materials, and Technologies»*. Nizhny Novgorod, 2019, 255 p.

16. Kitayama T., Utsumi S., Hamada H. et al. Interfacial properties of PP/PP composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 2003, vol. 88, no. 13, pp. 2875–2883.
17. Brodowsky H., Mäder E. Investigation of transcrystalline interphases in polypropylene/glass fiber composites using micromechanical tests. *Fibers*, 2018, vol. 6, no. 16, pp. 1–12. DOI: 10.3390/fib6010016.
18. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part II. Influence of interfacial stress, cooling rate, fibre properties and polymer molecular weight. *Journal of Material Science*, 1992, vol. 27, pp. 897–907. DOI: 10.1007/BF01197639.
19. Campbell D., Qayyum M.M. Melt crystallization of polypropylene: Effect of contact with fiber substrates. *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, 1980, vol. 18, pp. 83–93. DOI: 10.1002/pol.1980.180180107.
20. Klein N., Marom G. Thermal Expansion of Transcrystalline Strips. *Advanced Composites Letters*, 1995, vol. 4, no. 1, pp. 9–11.
21. Nuriel H., Klein N., Marom G. The effect of the transcrystalline layer on the mechanical properties of composite materials in the fibre direction. *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, pp. 1685–1690.
22. Vaughan A.S., Bassett D.C. Early stages of spherulite growth in melt-crystallized polystyrene. *Polymer*, 1988, vol. 29, is. 8, pp. 1397–1401.
23. Moon C.K. Effect of molecular weight and fiber diameter on the interfacial behavior in glass fiber/PP composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 67, no. 7, pp. 1191–1197.
24. Zhang M.Q., Xu J.R., Zhang Z.Y. et al. Effect of transcrystallinity on tensile behaviour of discontinuous carbon fibre reinforced semicrystalline thermoplastic composites. *Polymer*, 1996, vol. 37, is. 23, pp. 5151–5158.
25. Quan H., Zhong-Ming Li, Ming-Bo Yang et al. On transcrystallinity in semi-crystalline polymer composites. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, pp. 999–1021.
26. Pompe G., MaĖder E. Experimental detection of a transcrystalline interphase in glass-fibre/polypropylene composites. *Composites Science and Technology*, 2000, vol. 60, pp. 2159–2167.
27. Varga J., Karger-Kocsis J. The occurrence of transcrystallization or row-nucleated cylindritic crystallization as a result of shearing in a glass fiber-reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology*, 1993, vol. 48, pp. 191–198.
28. Ji H., Zhou X., Chen X. Effect of Solid-state stretching on microstructure evolution and physical properties of isotactic polypropylene sheets. *Polymers*, 2019, vol. 11, pp. 1–16.
29. Zhang C., Hu H., Wang X. et al. Formation of cylindrite structures in shear-induced crystallization of isotactic polypropylene at low shear rate. *Polymer*, 2007, vol. 48, pp. 1105–1115.
30. Looijmans S.F.S.P., Spanjaards M.M.A., Puskar L. Synergy of fiber surface chemistry and flow: multi-phase transcrystallization in fiber-reinforced thermoplastics. *Polymers*, 2022, vol. 14, is. 4850, pp. 1–16.
31. Klein N., Marom G., Wachtel E. Microstructure of nylon 66 transcrystalline layers in carbon and aramid fibre reinforced composites. *Polymer*, 1996, vol. 14, pp. 5493–5498.
32. Feldman A., Gonzalez M.F., Marom G. Transcrystallinity in surface modified aramid fiber reinforced nylon 66 composites. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2003, vol. 288, no. 11, pp. 861–866.
33. Feldman A.Y., Wachtel E., Vaughan G.B.M. The Brill Transition in Transcrystalline Nylon-66. *Macromolecules*, 2006, vol. 39, pp. 4455–4459.
34. Van Staden J.K.L., Rodgers D.R., Pfau-Cloud M.R. et al. Interfacial crystallization of Poly(l-lactic acid) induced by carbon nanotubes in single fiber composites. *Macromolecular chemistry and physics*, 2025, vol. 226, is. 23, pp. 1–9.
35. Chen H., Ji C., Yang Y. et al. Exploring the interlocking transcrystalline: forming a new structure of transcrystalline for improved mechanical performance of carbon fiber reinforced polyether ether ketone composites. *Polymer Composites*, 2026, vol. 47, pp. 1838–1846. DOI: 10.1002/pc.70256.

36. Zhiyi Z., Zeng H. Nucleation and crystal growth of PEEK on carbon fiber. *Journal of Applied Polymer Science*, 1993, vol. 48, pp. 1987–1995.
37. Hanmin Z., Zhiyi Z., Weizou P. et al. Transcrystalline structure of PEEK. *European Polymer Journal*, 1994, vol. 30, no. 2, pp. 235–237.
38. Lustiger A. Morphological Aspects of the Interface in the PEEK-Carbon Fiber System. *Polymer composites*, 1992, vol. 13, no. 5, pp. 408–412.
39. Yu K., Cong Z., Zhang Y. Unveiling the role of carbon fiber modulus on interfacial crystallization and mechanical properties of LM-PAEK composites. *Polymer*, 2026, vol. 355, art. 130010. DOI: 10.1016/j.polymer.2026.130010.
40. Chen E.J.H., Hsiao B.S. The Effects of Transcrystalline lnterphase in Advanced Polymer Composites. *Polymer Engineering and Science*, 1992, vol. 32, no. 4, pp. 280–286.
41. Ramani K., Tagle J. Thin-Film Thermoplastic-Metal Joining Process for Titanium to Poly (Etherketoneetherketoneketone). *Polymer engineering and science*, 1995, vol. 35, no. 24, pp. 1972–1978.
42. Yu K., Zhang J., Liu G. et al. Inverse effects of cooling rates on the interfacial shear strength of carbon Fiber/PEEK composites with and without presence of transcrystal layers. *Polymer*, 2024, vol. 302, art. 127067. DOI: 10.1016/j.polymer.2024.127067.

***Информация об авторах***

**Лосев Андрей Валерьевич**, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Гуляев Артем Игоревич**, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

***Information about the authors***

**Andrey V. Losev**, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Artem I. Gulyaev**, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.07.2026.
The article was submitted 10.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 27.07.2026.