



УДК 678.01:539.3:539.27

DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-6-6

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ
ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЕФОРМАЦИИ
МИКРОФАЗОВОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦ
ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

И.С. Деев

кандидат технических наук

Е.Н. Каблов

доктор технических наук

Л.П. Кобец

Л.В. Чурсова

кандидат технических наук

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

И.С. Деев¹, Е.Н. Каблов¹, Л.П. Кобец¹, Л.В. Чурсова¹

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОФАЗОВОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) по специальной методике высокого разрешения исследована деформация микрофазовой структуры поверхности разрушения полимерных матриц в эпоксидных угле-, стекло- и органопластиках при механическом нагружении. Установлено, что под действием механического нагружения композитов происходит перестройка структуры эпоксидной матрицы. Обнаружено, что термореактивные полимерные матрицы в процессе механического нагружения способны пластически (необратимо) деформироваться вплоть до частичного или полного распада ассоциатов частиц дисперсной фазы с образованием структур линейного типа. Показано, что степень деформации микрофазовой структуры полимерной матрицы зависит от скорости силового воздействия на композит. Разрушение полимерных матриц в угле-, стекло- и органопластиках при механическом нагружении определяется деформационными процессами «торсионного» (ротационного) типа, связанными с взаимным разворотом локальных объемов матрицы (торсионов).

Ключевые слова: микрофазовая структура, полимерная матрица, сканирующая электронная микроскопия, механическое нагружение, пластическая деформация, торсионы.

I.S. Deev, E.N. Kablov, L.P. Kobets, L.V. Chursova

RESEARCH OF THE SCANNING ELECTRON MICROSCOPY METHOD DEFORMATION OF MICROPHASE STRUCTURE OF POLYMERIC MATRIX AT MECHANICAL LOADING

The scanning electron microscopy method (SEM) by special technique of high resolution has investigates deformation of microphase structure of surface fracture of polymeric matrix in epoxy carbon-, glass- and organoplastics at mechanical loading. It is shown that under the influence of mechanical loading of composite there is reorganization of structure of matrix. It is revealed that thermosetting polymeric matrix in the

course of mechanical loading are capable (is plastically irreversible) to be deformed up to partial or complete disintegration associated particles of disperse phase with formation of structures of linear type. It is shown that of surface fracture epoxy carbon-, glass- and organoplastics at mechanical loading is defined by the deformation processes of «torsionny» (rotational) type connected with mutual turn of local volumes of matrix (torsions).

Keywords: *of microphase structure, polymeric matrixs, scanning electron microscopy, mechanical loading, plastically deformation, torsions.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

Новый уровень развития авиации и космонавтики связан с созданием принципиально новых материалов, в первом ряду которых находятся полимерные композиционные материалы (ПКМ). Эти материалы обеспечивают высокую удельную прочность, эксплуатационную надежность и долговечность [1–5], что очень важно не только для применения в авиационно-космической технике, но и в других отраслях промышленности (судостроении, энергетике, строительстве и т. п.). В условиях эксплуатации изделия и конструкции из ПКМ подвергаются различным видам механических напряжений, что может приводить к изменению их структуры и, соответственно, работоспособности [6–10]. Для оценки стабильности эксплуатационных характеристик и изменений микроструктуры ПКМ при силовом воздействии необходимо проведение физико-химических исследований с применением методов световой и сканирующей электронной микроскопии, микро- и наноиндентирования на различных структурных уровнях [11–17]. Целью данной работы является электронно-микроскопическое исследование микродеформаций фазовой микроструктуры полимерных матриц на поверхности разрушения ПКМ при разных видах силового воздействия.

Материалы и методы

Объектами исследований служили ПКМ (эпоксидные матрицы, стекло-, угле- и органические пластики) после испытаний при изгибе, сдвиге, отрыве, ударе и других видах силового воздействия.

Структуру поверхностей разрушения выбранных образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии по специальной методике высокого разреше-

ния на различных структурных уровнях: макро-, мезо-, микро- и частично наноуровнях [6–8]. С этой целью поверхности разрушения исследуемых образцов полимерных композитов приклеивали с помощью электропроводящего клея на основе серебра на специальные держатели, после чего высушивали при комнатной температуре. Для выявления тонкой структуры исследованных поверхностей с высоким разрешением применялось ионно-плазменное травление по выбранному режиму на установке Ion Sputter JFC-1100 фирмы Jeol (Япония).

Снятие эффектов электрической зарядки образцов (диэлектриков) при исследованиях с помощью высоковольтного сканирующего электронного микроскопа проводилось напылением тонкого (~10 нм) слоя электропроводящего покрытия на поверхность травленных сколов. Для этих целей применяли ионно-плазменное напыление тонкого (толщиной 5–10 нм) слоя золота в вакуумной установке Fine Coat JFC-1100 фирмы Jeol (Япония) по экспериментально подобранному режиму. Для проведения исследований применялся сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения JSM-840 фирмы Jeol (Япония). Исследования проводили во вторичных электронах при ускоряющем напряжении 10 кВ и рабочем расстоянии 15 мм при увеличениях – до $\times 40000$. Результаты проведенных электронно-микроскопических исследований приведены на рис. 1–12.

Результаты

Полученные результаты исследований трактуются с помощью предложенной ранее микрокомпозитной модели строения терморезистивных полимеров [7], согласно которой микрофазовая структура полимерной матрицы состоит из изотропной легко деформируемой дисперсионной среды («микроматрицы»), содержащей более жесткие частицы дисперсной фазы или их ассоциаты, разделенные прослойками микроматрицы.

При исследованиях, проведенных методом сканирующей электронной микроскопии, обнаружили, что микрофазовая структура терморезистивных полимерных матриц в процессе механического нагружения способна пластически деформироваться вплоть до частичного или полного распада ассоциатов частиц дисперсной фазы с образованием первичных частиц. На заключительной стадии механического разрушения образца эпоксидной матрицы при испытаниях на растяжение (см. рис. 1, б) и изгиб (см. рис. 1, в, г) в результате пластического деформирования матрицы упаковка частиц дисперсной фазы и их ассоциатов либо уплотняется (например, в зонах локального сжатия на гребне параболы), либо разрыхляется (например, в зонах локального растяжения внутри параболы) с изменением толщины прослоек между ними.

При воздействии нормальных напряжений (например, при испытаниях полимерной матрицы на ударную вязкость) наблюдается процесс дезагрегации ассоциатов дисперсных частиц вплоть до первичных коллоидных ультрадисперсного и наноразмерного уровня (см. рис. 2). Разрушение дисперсных частиц и их ассоциатов на первичные частицы сферической формы является доказательством их слабого взаимодействия друг с другом с помощью межмолекулярных связей через прослойки дисперсионной среды («микроматрицы»). Слабая связанность первичных частиц объясняет их легкую коагуляцию в ассоциаты и агрегаты дисперсных частиц на стадии структурообразования [9, 10].

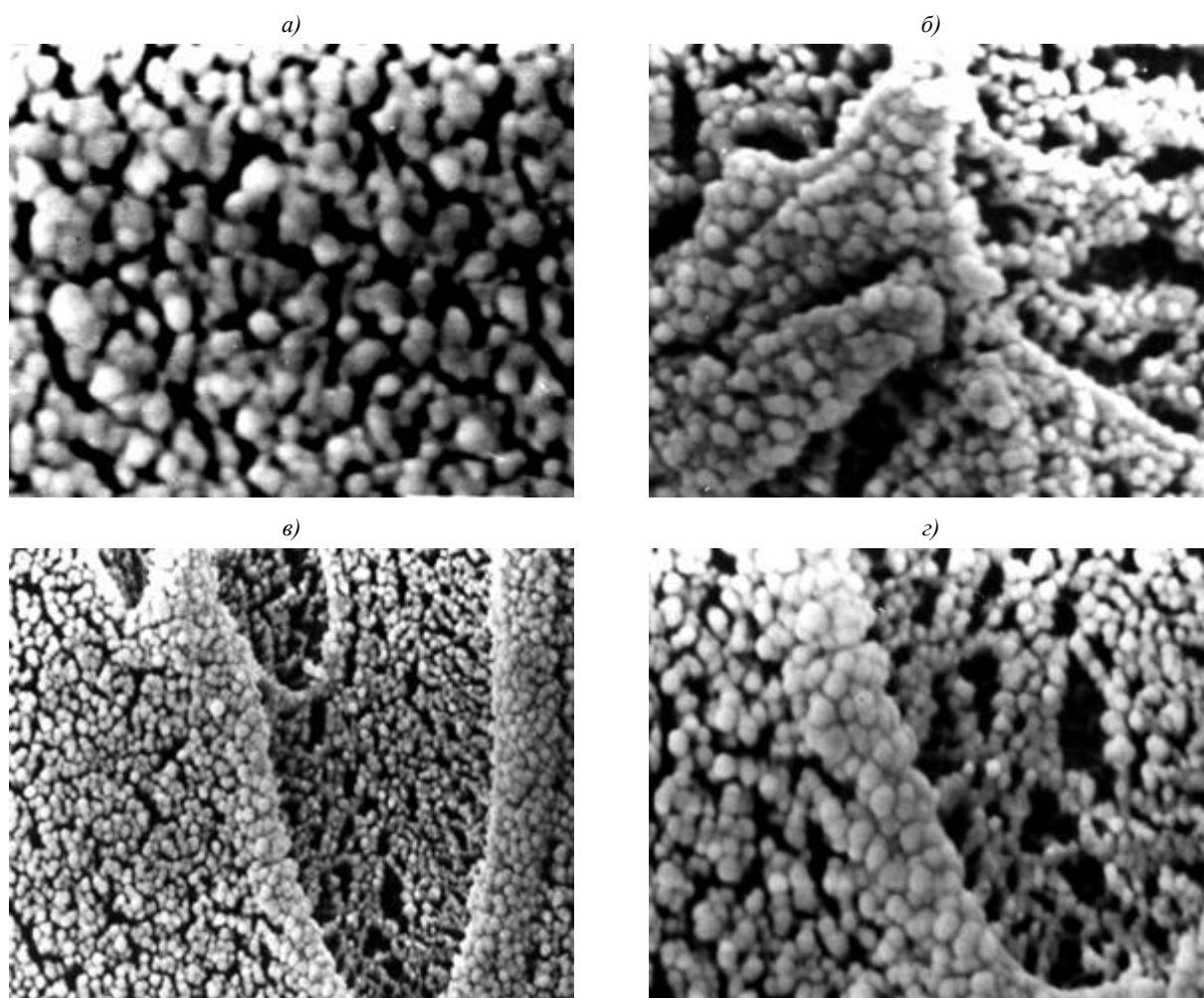


Рисунок 1. Изменение упаковки микрофазовой структуры (а, б, з – $\times 20000$; в – $\times 10000$) эпоксидной матрицы при силовом воздействии до испытаний (а) и после испытаний при растяжении (б) и статическом изгибе (в, з)

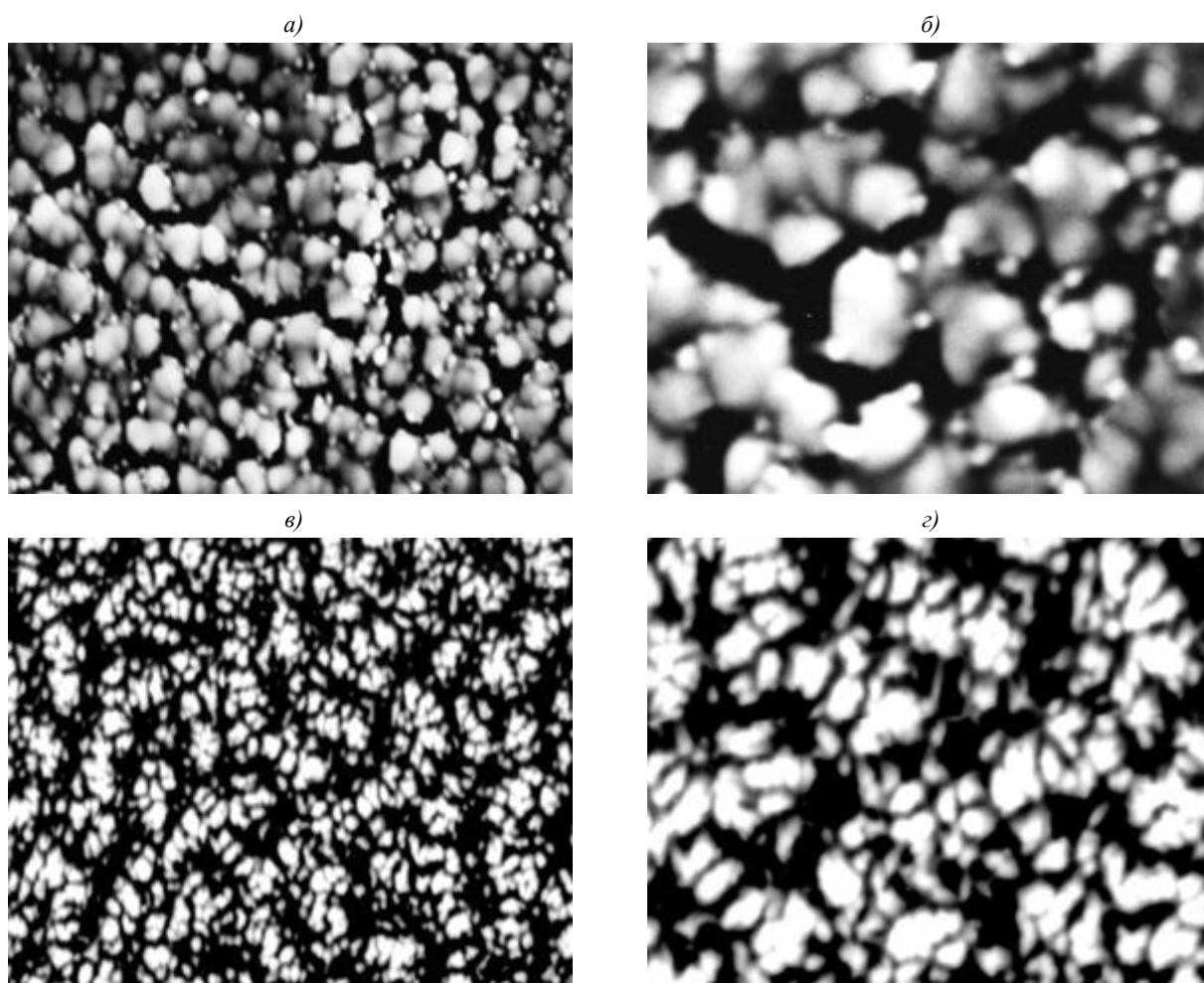


Рисунок 2. Дезагрегация микрофазовой структуры (*a, в* – $\times 10000$; *б, г* – $\times 20000$) полимерной матрицы при испытаниях на ударную вязкость в зеркальной (*a, б*) и шероховатой зонах (*в, г*)

При механическом нагружении ПКМ с пластичной матрицей и пластически недеформируемыми армирующими наполнителями (стеклянными и углеродными волокнами) пластическая деформация развивается только в микрофазовой структуре матрицы. Если на полимерную матрицу в композите действуют преимущественно касательные напряжения, например, при межслоевом сдвиге, то происходит сдвиговая перестройка дисперсных частиц и превращение их в анизотропные ориентированные структуры линейного типа (см. рис. 3 и 4). Необходимо отметить, что наблюдаемое явление анизотропии фазовой микроструктуры полимерной матрицы при силовом воздействии необратимо. Линейные структуры, состоящие из дисперсных частиц, располагаются по направлению главных напряжений, перемещаясь под их действием в пластически де-

формируемой дисперсионной среде. Этот факт указывает на высокую податливость дисперсионной среды, степень отверждения которой явно недостаточна [18–20].

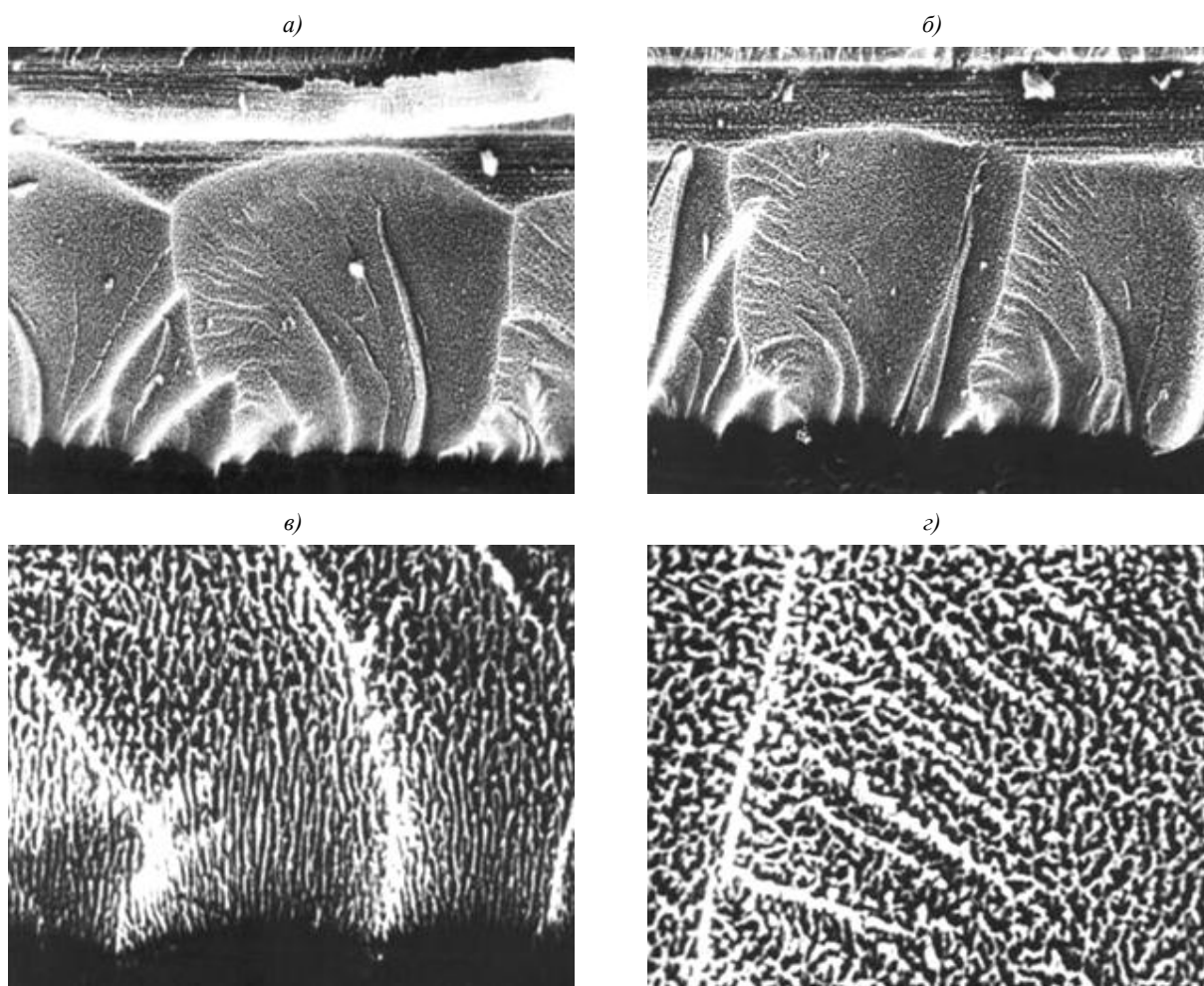


Рисунок 3. Деформация микрофазовой структуры полимерной матрицы на границе с волокнами при испытаниях углепластика на межслоевой сдвиг:

а, б – фрактография матрицы между углеродными волокнами ($\times 2000$); *в, з* – деформация микрофазовой структуры матрицы на границе с волокнами ($\times 10000$)

Расположение нитевидных ассоциатов дисперсных частиц в граничных с волокном слоях отражает энергетическую неоднородность его поверхности, которая, по сути, управляет процессом коагуляции коллоидных частиц связующего на стадиях смачивания – пропитывания армирующего наполнителя [15–17]. Кроме того, на образование граничных слоев матрицы с явно выраженной ориентацией дисперсных частиц у поверхности наполнителя (см. рис. 3, *в*) влияет не только химическая природа связующего и наполнителя, но и особенности строения поверхности и электропроводность наполнителя [9, 10].

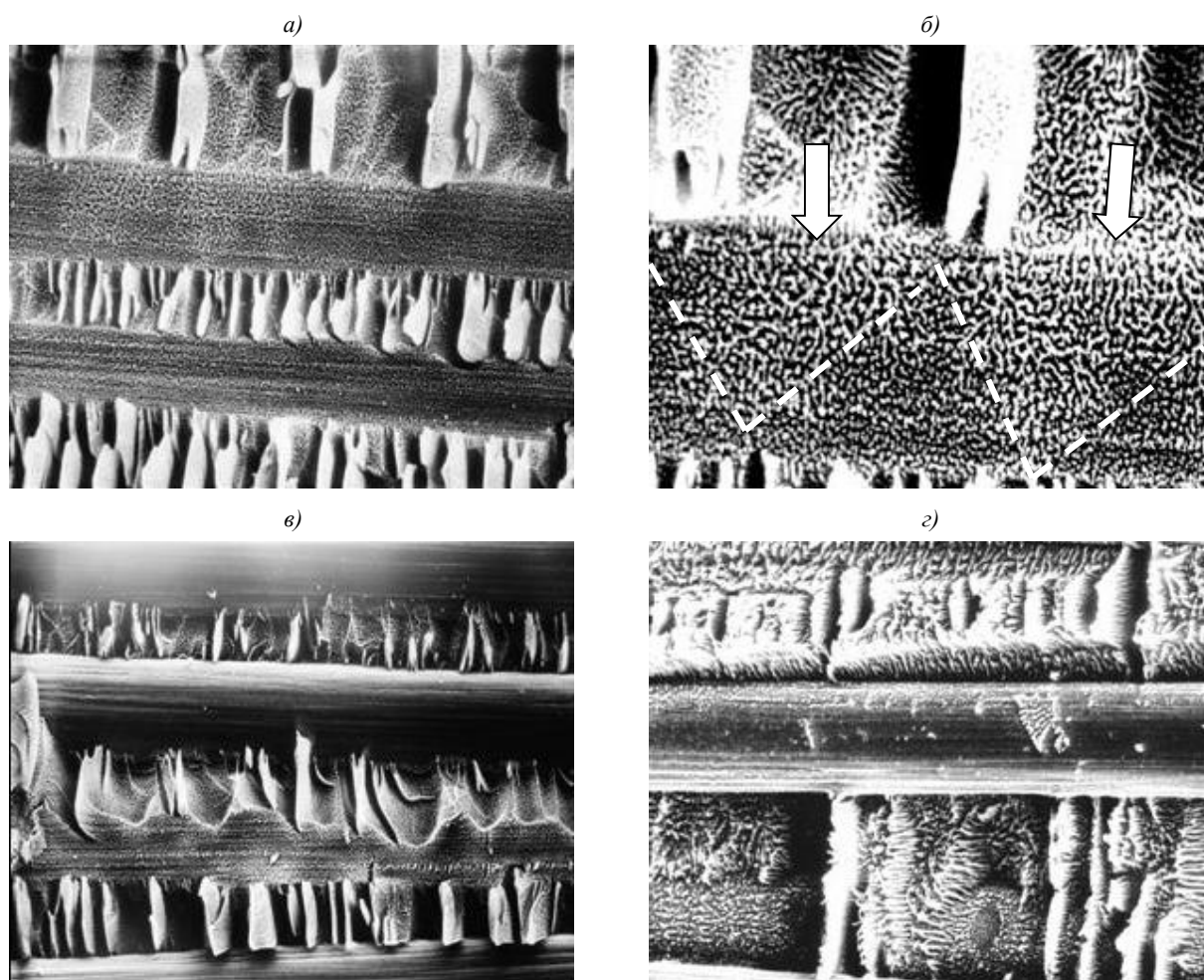


Рисунок 4. Деформация микрофазовой структуры (*а, в, г* – $\times 2000$; *б* – $\times 4000$) полимерной матрицы на начальной (высокая скорость; *а, б*), промежуточной (средняя скорость; *в*) и конечной (низкая скорость; *г*) стадиях расслоения углепластика

Авторами обнаружено, что степень деформации микрофазовой структуры полимерной матрицы зависит от скорости силового воздействия на композит (см. рис. 4 и 5). При высокой скорости нагружения происходит преимущественно распад ассоциатов дисперсных частиц на более мелкие (первичные) частицы (например, на начальном этапе при испытаниях углепластика на межслоевой сдвиг) и наблюдается слабое ($< 0,2\%$) проявление деформации (см. рис. 4, *а* и 5, *а*). При медленном силовом воздействии деформационная анизотропия проявляется сильнее (до 1–1,5%) с ориентацией дисперсных частиц вплоть до образования линейных структур (например, на конечном

этапе при испытаниях на межслоевой сдвиг – см. рис. 4, *г* и 5, *в*). Разрыхление и анизотропия микрофазовой структуры матрицы на поверхности микротрещины также зависят от скорости приложения силового воздействия. Наблюдаемая в данном случае значительная необратимая деформация микрофазовой структуры матрицы объясняется, очевидно, более длительной продолжительностью протекания процесса ее релаксации [11–14].

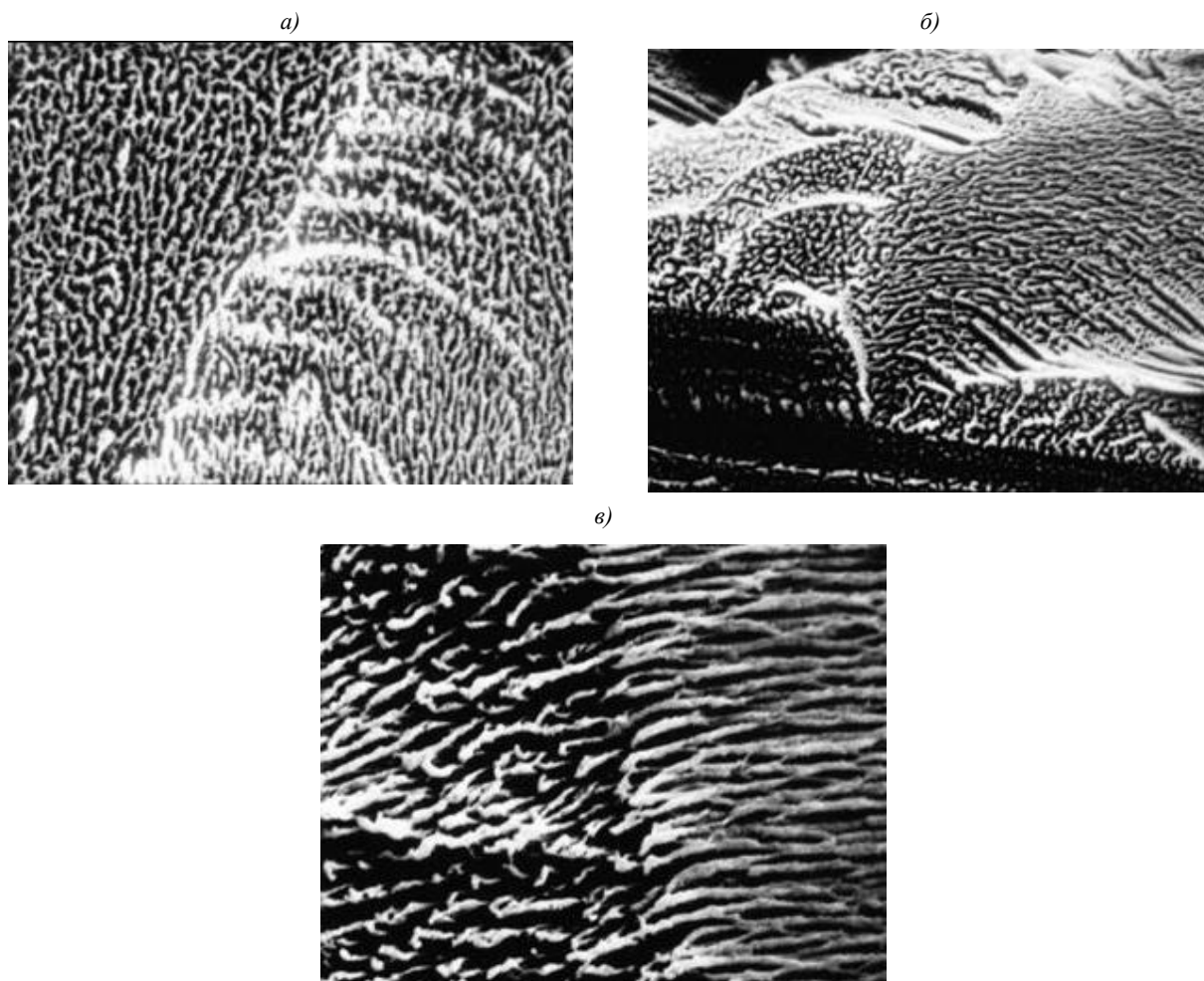


Рисунок 5. Деформация микрофазовой структуры ($\times 10000$) полимерной матрицы на начальной (высокая скорость; *a*), промежуточной (средняя скорость; *б*) и конечной (низкая скорость; *в*) стадиях расслоения углепластика

Электронно-микроскопические исследования на микро- и частично наноуровнях показали (см. рис. 6, *a–в*), что рост микротрещины в полимерной матрице происходит в дисперсионной среде (темное поле на микрофотографиях), при этом в кончике микротрещины наблюдается разрыхление фазовой микроструктуры матрицы, дисперсные частицы и их ассоциаты раздвигаются и поворачиваются на некоторый угол (см. рис. 6, *в, г*).

При фрактографическом анализе эпоксидных угле-, стекло- и органопластиков, испытанных при изгибе, межслоевом сдвиге, сжатии, нормальном отрыве и др., обнаружено [18–25], что разрушение с фрагментацией матрицы между волокнами на макро- и микроуровнях во многих случаях сопровождается деформационными процессами «торсионного» (ротационного) типа, связанными с взаимным разворотом объемов участков матрицы («торсионов») (см. рис. 7 и 8). Под «торсионом» понимается локальная область вращения, возникающая в нагруженном полимере или матрице композита при больших градиентах деформации. Торсионы могут иметь различные размеры (до 20 мкм), шаг, угол поворота и разнообразную форму: цилиндрическую, коническую, спиралевидную и другую (см. рис. 8 и 9). Направление ориентации торсионов совпадает с направлением силового воздействия. На боковой поверхности торсионов также хорошо видны нитевидные частицы дисперсной фазы, ориентированные в направлении вращения торсионов, т. е. пластическая деформация микрофазовой структуры полимерной матрицы (см. рис. 6, а, б).

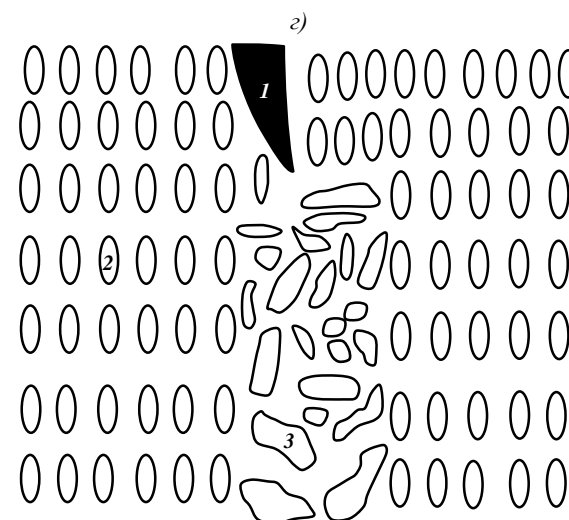
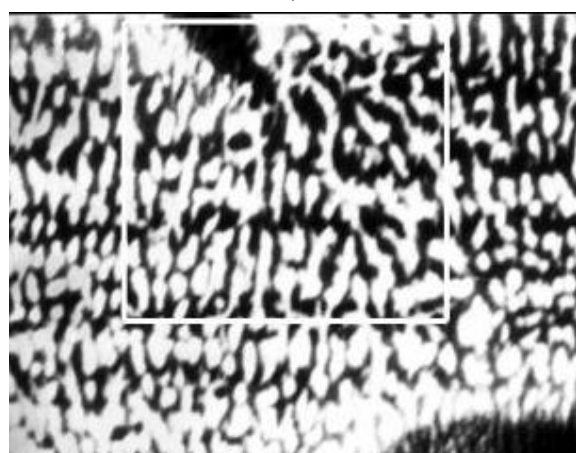
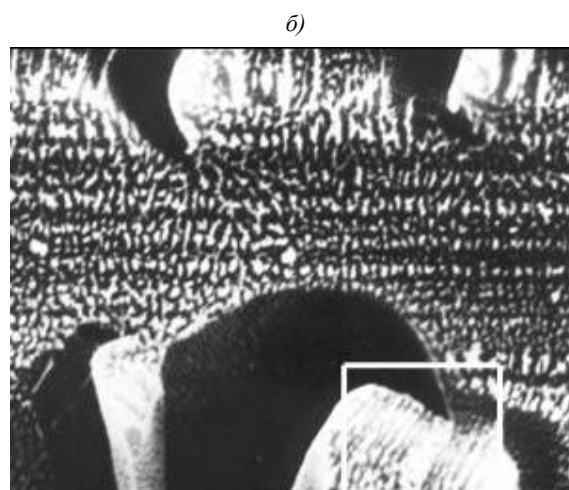
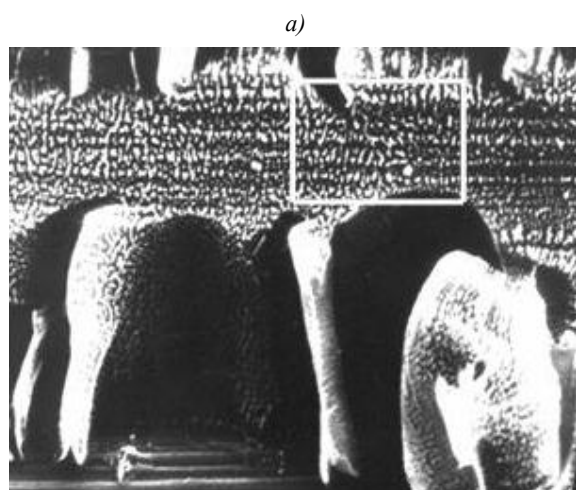


Рисунок 6. Деформация микрофазовой структуры ($a - \times 6000$; $b - \times 10000$; $в - \times 20000$) полимерной матрицы в углепластике при межслоевом сдвиге: $a, б$ – микротрещины и торсионы; микрофотография зоны ($в$) и схема ($г$) пластической деформации структуры матрицы в кончике микротрещины (1 – микротрещина; 2 – дисперсные недеформированные частицы вдали от кончика микротрещины; 3 – дисперсные деформируемые частицы вблизи кончика микротрещины)

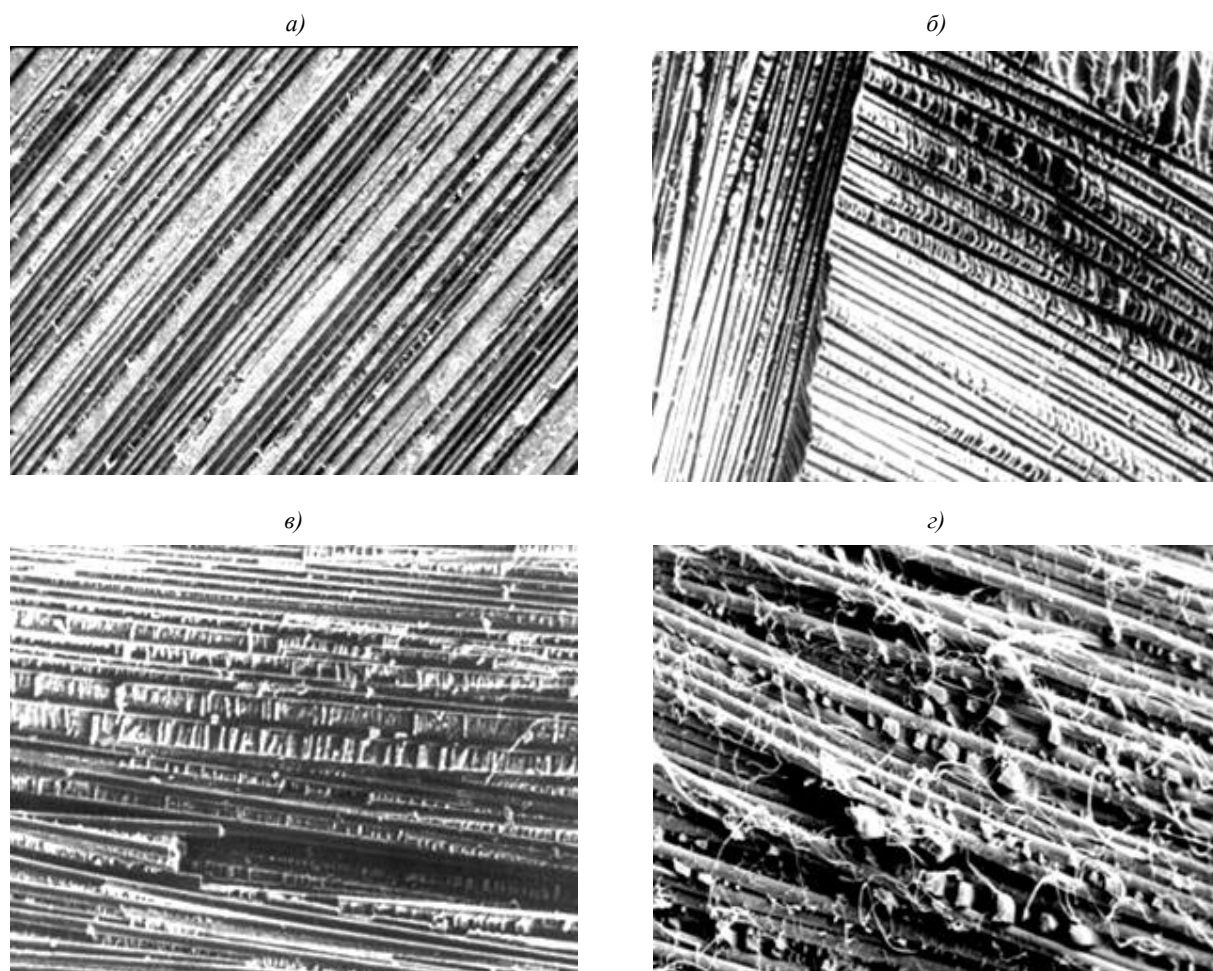


Рисунок 7. Торсионная микроструктура ($\times 200$) матрицы между волокнами на поверхности разрушения ПКМ до (a) и после испытаний при изгибе стеклопластика ($б$), углепластика ($в$) и органопластика ($г$)

На участках границы раздела с высокой адгезией матрицы к волокну происходит дробление торцев торсионов (торсионов первого порядка) на микроторсионы (торсионы второго порядка) (см. рис. 8 и 9).

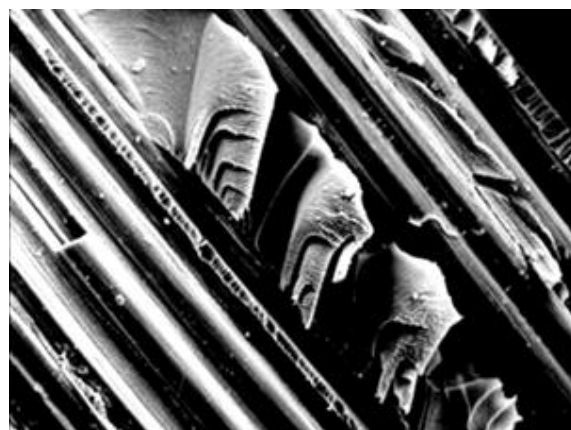
Особенностью торсионного разрушения при трехточечном изгибе полимерного композита является деление торсионов на «правые» и «левые» (см. рис. 10) по отношению к направлению действия индентора. Объяснение этого интересного эксперимен-

тального факта заключается в том, что при прогибе образца направления вращения торсионов справа и слева от индентора прямо противоположны: например, в растянутой зоне поворот торсионов, наблюдаемый справа, происходит по часовой стрелке, слева – против. В сжатой зоне направления вращения торсионов меняются: правые торсионы поворачиваются против, левые – по часовой стрелке (см. рис. 10, *а*). Причиной такой смены направления вращения торсионов, по всей вероятности, является наложение растягивающих деформаций на поле деформации кручения. Действительно, деформации и нормальные напряжения, возникающие при изгибе, можно разделить на правые и левые. Необходимым условием эффективности такого наложения должно быть несовпадение максимума касательных напряжений с нулевым значением нормальных. На рис. 10, *в*, *г* видно, что размер левых торсионов намного превышает размер правых.

а)



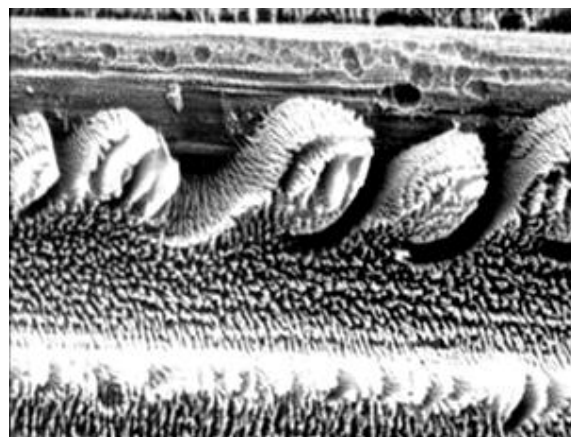
б)



в)



г)



д)



е)

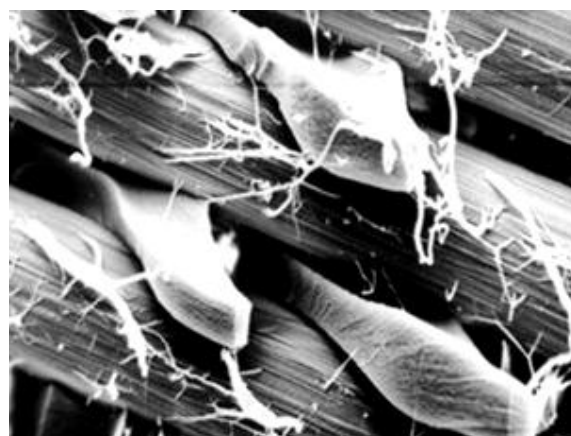


Рисунок 8. Виды торсионов в микрофазовой структуре (*a, б* – $\times 1000$; *в, д, e* – $\times 2000$; *з* – $\times 4000$) матрицы между волокнами на поверхности разрушения после испытаний при изгибе углепластика (*a–з*), стеклопластика (*д*) и органопластика (*e*)

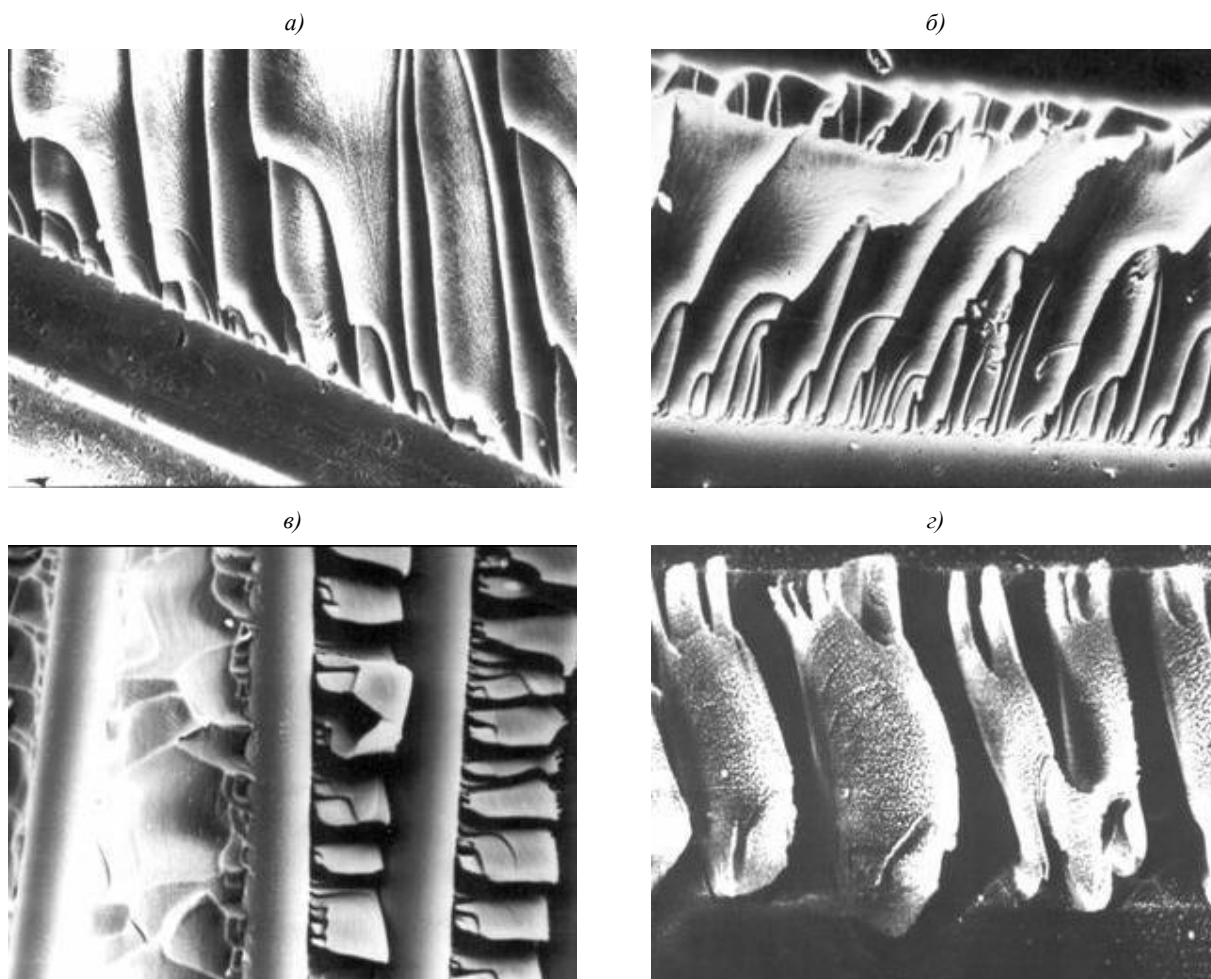


Рисунок 9. Влияние адгезии матрицы к волокнам на структуру (*a–в* – $\times 2000$; *з* – $\times 4000$) торсионов, образующихся при испытаниях при изгибе стеклопластика (*a–в*) и углепластика (*з*)

Таким образом, проведенные исследования деформации микрофазовой структуры полимерных матриц в эпоксидных угле-, стекло- и органопластиках при разных видах механического нагружения показали, что разрушение ПКМ представляет собой сложный многостадийный процесс, который наблюдается на различных структурных уровнях:

- на макро- и мезоуровнях происходит фрагментация пленки полимерной матрицы с образованием локальных областей вращения (торсионов);
- на микроуровне наблюдается процесс дробления торсионов на микроторсионы;

– на наноуровне идет дезагрегация ассоциатов дисперсных частиц до первичных наночастиц, их перестройка с образованием анизотропных структур линейного типа; в кончике микротрещины наблюдается разрыхление фазовой микроструктуры матрицы, дисперсные частицы и их ассоциаты раздвигаются и поворачиваются на некоторый угол.

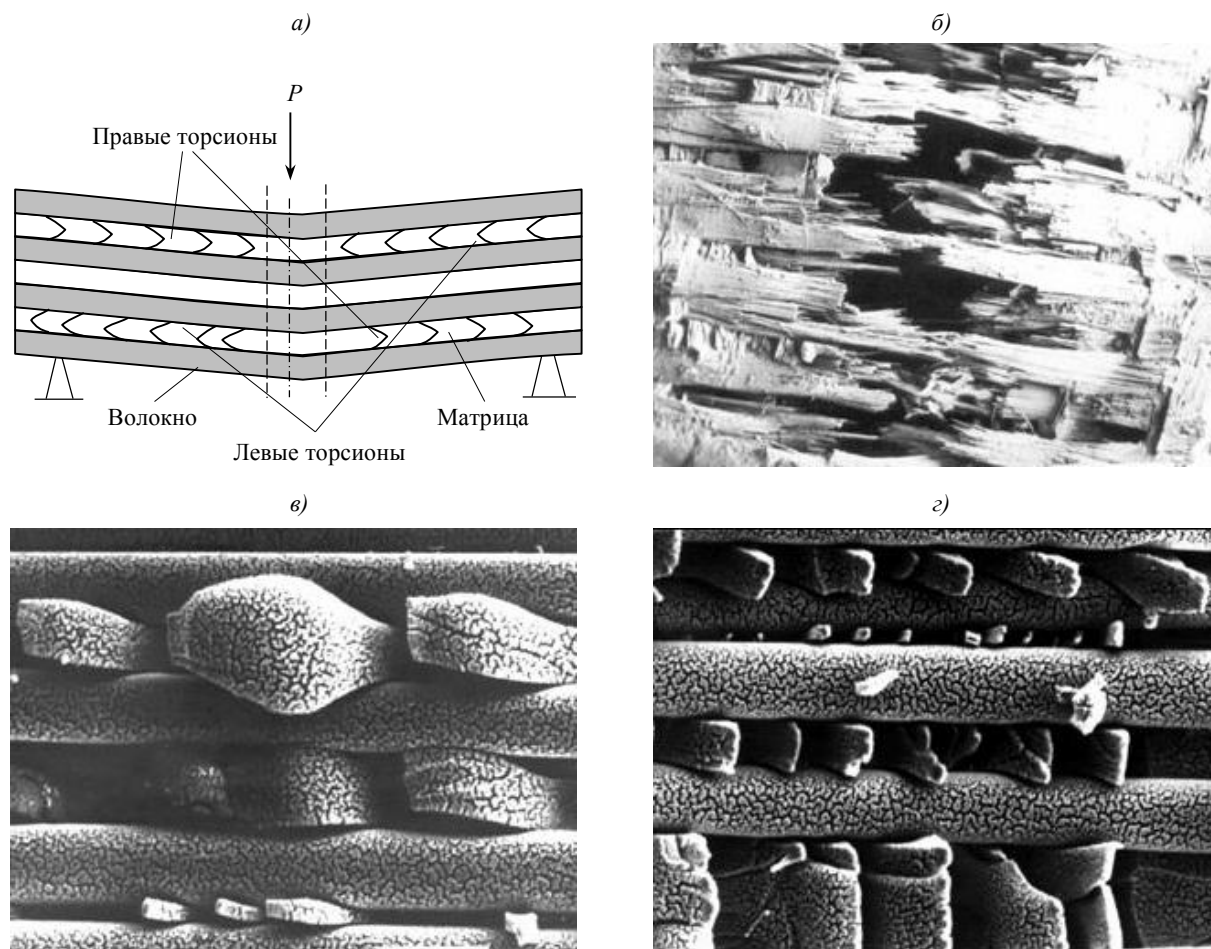


Рисунок 10. Схема образования (а), общий вид (б – $\times 20$; в, г – $\times 2000$) зоны разрушения (б), левые (в) и правые торсионы (г) в ПКМ при испытаниях на статический изгиб

Необходимо отметить, что исследованные структурные элементы разного масштаба вносят вклад и в деформацию, и в разрушение полимерных матриц, армирующих наполнителей и композиционных материалов на их основе.

Обнаруженное явление деформационной анизотропии микрофазовой структуры полимерных матриц имеет практическое применение. Например, его можно использовать для повышения прочности матриц и композитов путем предварительного деформационного упрочнения (на ранних стадиях формирования материала вследствие структурных перестроек при силовом нагружении). Так, в работе [26] показана воз-

возможность деформационного упрочнения эпоксидного полимера за счет предварительного деформирования микрофазовой структуры эпоксидного полимера на начальной стадии отверждения и ее перестройки из изотропной в анизотропную с более мелкими размерами частиц дисперсной фазы (см. рис. 11). Для улучшения микроструктуры и эксплуатационных свойств углепластика к препрегу применено сильное предварительное деформационное воздействие – высокое изостатическое давление сжатия (50–360 МПа). Показано (см. рис. 12), что высокое давление является важным технологическим фактором, позволяющим регулировать структуру и свойства полимерных матриц и композитов на их основе [27, 28]. Его использование открывает новые перспективы оптимизации структуры и свойств полимерных композитов.

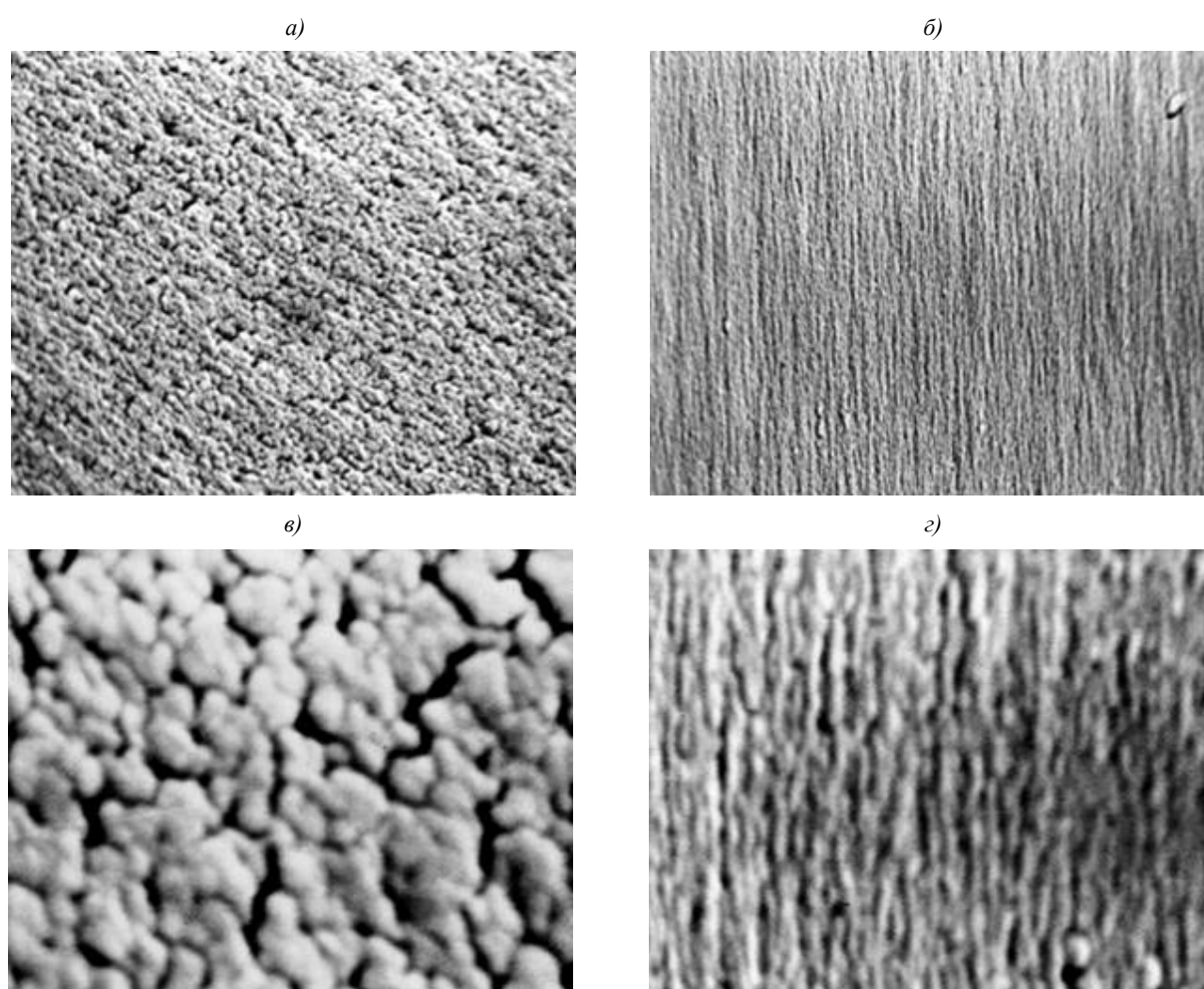


Рисунок 11. Деформация микрофазовой структуры (*а, б* – $\times 10000$; *в, г* – $\times 40000$) эпоксидной матрицы при предварительном деформационном упрочнении путем растяжения

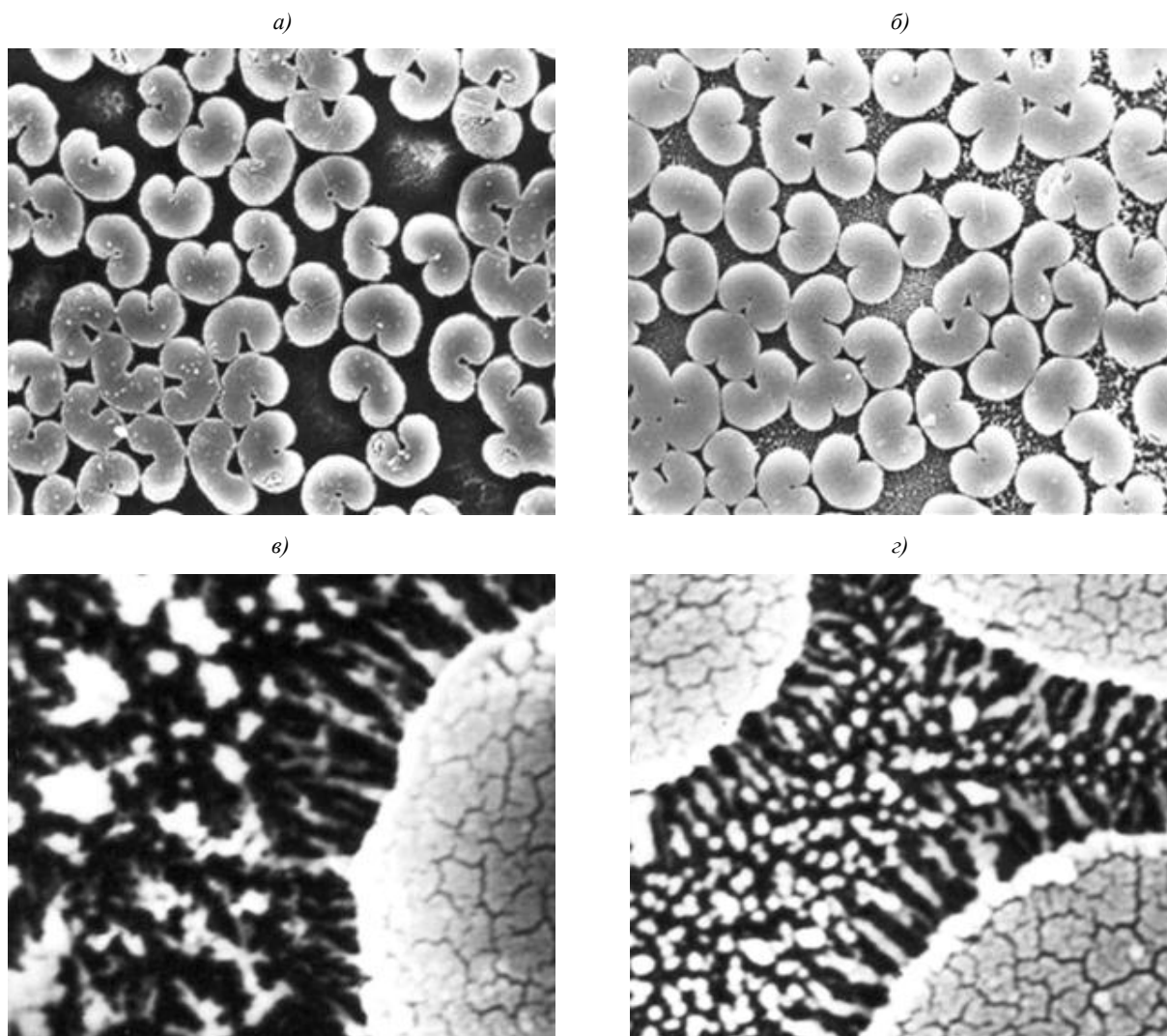


Рисунок 12. Изменение плотности упаковки волокон (*а, б*) и микрофазовой структуры (*а, б* – $\times 2000$; *в, г* – $\times 20000$) эпоксидной матрицы между волокнами (*в, г*) в углепластике при отверждении без высокого давления (*а, в*) и под высоким давлением всестороннего сжатия (*б, г*)

Обсуждение и заключения

По специальной методике высокого разрешения проведены электронно-микроскопические исследования деформации микрофазовой структуры поверхности разрушения полимерных матриц в эпоксидных угле-, стекло- и органопластиках при разных видах механического нагружения.

Показано, что при силовом воздействии разрушение ПКМ представляет собой сложный многостадийный процесс, который наблюдается на различных структурных уровнях.

Обнаружена анизотропия микроструктуры термореактивной матрицы в процессе силового воздействия на ПКМ. Это является результатом проявления значительных пластических деформаций матрицы, обусловленных высокой подвижностью ее структурных элементов.

Пластическая перестройка квазиизотропной микроструктуры матрицы в анизотропную нитевидную необратима и указывает на слабое взаимодействие между первичными коллоидными частицами, которые под влиянием внешней нагрузки способны перемещаться в микроматрице, ориентируясь в направлении действия главных напряжений.

Фрактографические исследования эпоксидных угле-, стекло- и органопластиков при различных видах силового воздействия показали, что разрушение матриц во многих случаях сопровождается деформационными процессами «торсионного» (ротационного) типа, связанными с взаимным разворотом объемов материала (торсионов).

Предложена классификация торсионов по их геометрическому признаку, предсказывающая наличие в полимерной матрице цилиндрических, конических, треугольных, спиралевидных и других объемных локальных областей.

Показано, что явление деформационной анизотропии микрофазовой структуры термореактивных матриц имеет практическое значение и его можно использовать для повышения прочности матриц и композитов путем предварительного деформационного упрочнения (на ранних стадиях формирования материала) вследствие структурных перестроек при силовом нагружении.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
2. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди /Под общ. ред. акад. РАН, проф. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ. 2012. 520 с.
3. Кириллов В.Н., Старцев О.В., Ефимов В.А. Климатическая стойкость и повреждаемость полимерных композиционных материалов, проблемы и пути решения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 412–423.

4. Мурашов В.В. Определение физико-механических характеристик и состава полимерных композиционных материалов акустическими методами //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 465–475.
5. Постнов В.И., Никитин К.Е., Бурхан О.Л., Петухов В.И., Орзаев В.Г. Исследование ультразвуковым методом структурных изменений в ПКМ в процессе формирования полимерных композиционных материалов //Авиационные материалы и технологии. 2009. №3. С. 25–29.
6. Деев И.С., Кобец Л.П. Микроструктура эпоксидных матриц //Механика композитных материалов. 1986. №1. С. 3–8.
7. Деев И.С., Кобец Л.П. Фрактография эпоксидных полимеров //Высокомолекулярные соединения. Сер. А. 1996. Т. 38. №4. С. 627–633.
8. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и микрополей деформаций в полимерных композитах методом растровой электронной микроскопии //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1999. Т. 65. №4. С. 27–34.
9. Деев И.С., Кобец Л.П. Структурообразование в наполненных терморезистивных полимерах //Коллоидный журнал. 1999. Т. 61. №5. С. 650–660.
10. Кобец Л.П., Деев И.С. Структурообразование в терморезистивных связующих и матрицах композиционных материалов на их основе //Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. №1. С. 67–78.
11. Механика разрушения. Разрушение материалов: Пер. с англ. /Под ред. Р.В. Гольдштейна. М.: Мир. 1979. 240 с.
12. Каблов Е.Н., Деев И.С., Ефимов В.А., Кавун Н.С., Кобец Л.П., Никишин Е.Ф. Влияние атмосферных факторов и механических напряжений на микроструктурные особенности разрушения полимерных композиционных материалов /В сб. докл. VII науч. конф. по гидроавиации «Гидроавиасалон–2008». Ч. 1. М. 2008. С. 279–286.
13. Гуль В.Е. Структура и прочность полимеров. М.: Химия. 1971. 334 с.
14. Нарисава И. Прочность полимерных материалов. М.: Химия. 1987. 400 с.
15. Kobets L.P., Deev I.S. Carbon fibres: structure and mechanical properties //Composites Science and Technology. 1997. V. 57. P. 1571–1580.
16. Литвинов В.Б., Кобец Л.П., Токсанбаев М.С., Деев И.С., Бучнев Л.М. Структурно-механические свойства высокопрочных углеродных волокон //Композиты и наноструктуры. 2011. №3. С. 36–50.

17. Деев И.С., Моргулец С.В., Шаньгина М.Н. Исследование особенностей строения и напряженно-деформированного состояния углеродных волокон с различной формой поперечного сечения //Материаловедение. 2011. №1. С. 23–28.
18. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и особенностей разрушения эпоксидных полимеров и композиционных материалов на их основе. Ч. 1 //Материаловедение. 2010. №5. С. 8–16.
19. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и особенностей разрушения эпоксидных полимеров и композиционных материалов на их основе. Ч. 2 //Материаловедение. 2010. №6. С. 13–18.
20. Деев И.С., Кобец Л.П. «Торсионное» разрушение эпоксидных полимеров и матриц в полимерных композиционных материалах /В сб. материалов IV Международной конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». М.: ИМЕТ РАН. 2011. С. 596–597.
21. Деев И.С., Кобец Л.П., Румянцев А.Ф. Фрактографические исследования эпоксидных углепластиков после испытаний на трещиностойкость по моде I //Композиты и наноструктуры. 2013. №2. С. 2–12.
22. Деев И.С., Кобец Л.П., Румянцев А.Ф. Исследование особенностей усталостного расслоения углепластиков в условиях отрыва и сдвига /В сб. материалов V Международной конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». М.: ИМЕТ РАН. 2013. С. 585–587.
23. Китаева Н.С., Муханова Е.Е., Деев И.С. Высокотеплостойкие гидрофобные покрытия для теплозащитного материала на основе кварцевого волокна //Труды ВИАМ. 2013. №6. Ст. 03 (viam-works.ru).
24. Ларионов С.А., Деев И.С., Петрова Г.Н., Бейдер Э.Я. Влияние углеродных наполнителей на электрофизические, механические и реологические свойства полиэтилена //Труды ВИАМ. 2013. №9. Ст. 04 (viam-works.ru).
25. Деев И.С., Белов П.А., Кобец Л.П. Деформационная анизотропия фазовой микроструктуры полимерных матриц при силовом воздействии /В сб. тезисов докл. VI Всероссийской Каргинской конф. «Полимеры–2014». Т. 1. М. 2014. С. 261.
26. Корхов В.П., Файтельсон Е.А., Молчанов Ю.М. Упорядочение эпоксидного полимера при ориентировании //Механика композитных материалов.1989. №6. С. 1103–1108.
27. Деев И.С., Мартынов А.М., Пасмор И.В., Алексагин В.М., Гаврилов И.К. Влияние высоких давлений на структурообразование эпоксидных олигомеров /В сб.

тезисов докл. IV Всесоюзной конф. по химии и физико-химии олигомеров. Черно-головка. 1990. С. 115.

28. Ильченко С.И., Гуняев Г.М., Румянцев А.Ф., Деев И.С., Алексагин В.М. Изостатическое формование полимерных композиционных материалов /В сб. Авиационные материалы и технологии. Вып. «Полимерные композиционные материалы». М.: ВИАМ. 2002. С. 40–44.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda [Strategic directions of development of materials and technologies to process them for the period up to 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
2. Istorija aviacionnogo materialovedenija. VIAM – 80 let: gody i ljudi [History of aviation materials. VIAM - 80 years: the years and people] /Pod obshh. red. akad. RAN, prof. E.N. Kablova. M.: VIAM. 2012. 520 s.
3. Kirillov V.N., Starcev O.V., Efimov V.A. Klimaticheskaja stojkost' i povrezhdaemost' polimernyh kompozicionnyh materialov, problemy i puti reshenija [Climatic resistance and defectiveness of polymeric composite materials, problems and solutions] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 412–423.
4. Murashov V.V. Opredelenie fiziko-mehaničeskikh harakteristik i sostava polimernyh kompozicionnyh materialov akustičeskimi metodami [Determination of physical and mechanical properties and composition of the polymer composite materials by acoustic methods] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 465–475.
5. Postnov V.I., Nikitin K.E., Burhan O.L., Petuhov V.I., Orzaev V.G. Issledovanie ul'trazvukovym metodom strukturnyh izmenenij v PKM v processe formovanija polimernyh kompozicionnyh materialov [Study of the ultrasonic method of structural changes in the RMB during the molding of polymeric composite materials] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2009. №3. S. 25–29.
6. Deev I.S., Kobec L.P. Mikrostruktura jepoksidnyh matric [Microstructure epoxy matrix] //Mehanika kompozitnyh materialov. 1986. №1. S. 3–8.
7. Deev I.S., Kobec L.P. Fraktografija jepoksidnyh polimerov [Fractography epoxy resins] //Vysokomolekuljarnye soedinenija. Ser. A. 1996. T. 38. №4. S. 627–633.
8. Deev I.S., Kobec L.P. Issledovanie mikrostruktury i mikropolej deformacij v polimernyh kompozitah metodom rastrojnoj jelektronnoj mikroskopii [The microstructure and de-

- formation microscopic fields in polymer composites by scanning electron microscopy] //Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov. 1999. T. 65. №4. S. 27–34.
9. Deev I.S., Kobec L.P. Strukturnoobrazovanie v napolnennyh termoreaktivnyh polimerah [Pattern formation in filled thermosetting polymers] //Kolloidnyj zhurnal. 1999. T. 61. №5. S. 650–660.
 10. Kobec L.P., Deev I.S. Strukturnoobrazovanie v termoreaktivnyh svjazujushchih i matricah kompozicionnyh materialov na ih osnove [Gelation in thermosetting binders and matrices of composite materials based on them] //Rossijskij himicheskij zhurnal. 2010. T. LIV. №1. S. 67–78.
 11. Mehanika razrushenija. Razrushenie materialov [Fracture mechanics. Fracture of Materials]: Per. s angl. /Pod red. R.V. Gol'-dshtejna. M.: Mir. 1979. 240 s.
 12. Kablov E.N., Deev I.S., Efimov V.A., Kavun N.S., Kobec L.P., Nikishin E.F. Vlijanie atmosferyh faktorov i mehanicheskikh naprjazhenij na mikrostrukturnye osobennosti razrushenija polimernyh kompozicionnyh materialov [Influence of weather conditions and mechanical stresses on the microstructural features of destruction of polymer composite materials] /V sb. dokl. VII nauch. konf. po gidroaviacii «Gidroaviasalon–2008». Ch. 1. M. 2008. S. 279–286.
 13. Gul' V.E. Struktura i prochnost' polimerov [The structure and strength of the polymer]. M.: Himija. 1971. 334 s.
 14. Narisava I. Prochnost' polimernyh materialov [Durability of polymeric materials]. M.: Himija. 1987. 400 s.
 15. Kobets L.P., Deev I.S. Carbon fibres: structure and mechanical properties //Composites Science and Technology. 1997. V. 57. P. 1571–1580.
 16. Litvinov V.B., Kobec L.P., Toksanbaev M.S., Deev I.S., Buchnev L.M. Strukturno-mechanicheskie svojstva vysokoprochnyh uglerodnyh volokon [Structural and mechanical properties of high carbon fibers] //Kompozity i nanostruktury. 2011. №3. S. 36–50.
 17. Deev I.S., Morgulec S.V., Shan'gina M.N. Issledovanie osobennostej stroenija i naprjazhenno-deformirovannogo sostojanija uglerodnyh volokon s razlichnoj formoj poperechnogo sechenija [The study of the structure and features of the stress-strain state of carbon fibers with different cross-sectional shape] //Materialovedenie. 2011. №1. S. 23–28.
 18. Deev I.S., Kobec L.P. Issledovanie mikrostruktury i osobennostej razrushenija jepoksidnyh polimerov i kompozicionnyh materialov na ih osnove. Ch. 1 [The microstructure and fracture features of epoxy polymers and composite materials based on them. Part 1] //Materialovedenie. 2010. №5. S. 8–16.

19. Deev I.S., Kobec L.P. Issledovanie mikrostruktury i osobennostej razrusheniya jepoksidnyh polimerov i kompozicionnyh materialov na ih osnove. Ch. 2 [The microstructure and fracture features of epoxy polymers and composite materials based on them. Part 2] //Materialovedenie. 2010. №6. S. 13–18.
20. Deev I.S., Kobec L.P. «Torsionnoe» razrushenie jepoksidnyh polimerov i matric v polimernykh kompozicionnykh materialakh [«Torsion» destruction of epoxy polymers and polymeric matrices in composite materials] /V sb. materialov IV Mezhdunarodnoj konf. «Deformacija i razrushenie materialov i nanomaterialov». M.: IMET RAN. 2011. S. 596–597.
21. Deev I.S., Kobec L.P., Rumjancev A.F. Fraktograficheskie issledovanija jepoksidnyh ugleplastikov posle ispytanij na treshhinostojkost' po *mode* I [Fractographic studies of epoxy carbon fiber after crack resistance tests in the *fashion* I] //Kompozity i nanostuktury. 2013. №2. S. 2–12.
22. Deev I.S., Kobec L.P., Rumjancev A.F. Issledovanie osobennostej ustalostnogo rassloeniya ugleplastikov v uslovijah otryva i sdviga [Investigation of the features of fatigue in carbon fiber bundle separation and shear conditions] /V sb. materialov V Mezhdunarodnoj konf. «Deformacija i razrushenie materialov i nanomaterialov». M.: IMET RAN. 2013. S. 585–587.
23. Kitaeva N.S., Muhanova E.E., Deev I.S. Vysokoteplostojkie gidrofobnye pokrytija dlja teplozashhitnogo materiala na osnove kvarcevogo volokna [Vysokoteplostojkie hydrophobic coatings for thermal barrier material based on silica fiber] //Trudy VIAM. 2013. №6. St. 03 (viam-works.ru).
24. Larionov S.A., Deev I.S., Petrova G.N., Bejder Je.Ja. Vlijanie uglerodnyh napolnitelej na jelektrofizicheskie, mehanicheskie i reologicheskie svojstva polijetilena [Influence of carbon fillers on the electrical, mechanical and rheological properties of polyethylene] //Trudy VIAM. 2013. №9. St. 04 (viam-works.ru).
25. Deev I.S., Belov P.A., Kobec L.P. Deformacionnaja anizotropija fazovoj mikrostruktury polimernykh matric pri silovom vozdejstvii [Deformation anisotropy phase microstructure of polymeric matrices by force action] /V sb. tezisov dokl. VI Vserossijskoj Karginskoj konf. «Polimery–2014». T. 1. M. 2014. S. 261.
26. Korhov V.P., Fajtel'son E.A., Molchanov Ju.M. Uporjadochenie jepoksidnogo polimera pri orientirovanii [Streamlining the epoxy resin in the orientation] //Mehanika kompozitnyh materialov. 1989. №6. S. 1103–1108.

27. Deev I.S., Martynov A.M., Pasmor I.V., Aleksashin V.M., Gavrilov I.K. Vliyanie vysokih davlenij na strukturoobrazovanie jepoksidnyh oligomerov [Effect of high pressures on structure of epoxy oligomers] /V sb. tezisov dokl. IV Vsesojuznoj konf. po himii i fiziko-himii oligomerov. Chernogolovka. 1990. S. 115.
28. Il'chenko S.I., Gunjaev G.M., Rumjancev A.F., Deev I.S., Aleksashin V.M. Izostaticeskoe formovanie polimernyh kompozicionnyh materialov [Isostatic molding of polymeric composite materials] /V sb. Aviacionnye materialy i tehnologii. Vyp. «Polimernye kompozicionnye materialy». M.: VIAM. 2002. S. 40–44.