

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИОЛЕФИНОВ И ТЕХНИЧЕСКОГО УГЛЕРОДА

© Н. Т. Кахраманов, Х. В. Аллахвердиева, Ф. А. Мустафаева

Институт полимерных материалов НАН Азербайджана,
AZ5004, г. Сумгайыт, ул. С. Вургуна, д. 124
E-mail: najaf1946@rambler.ru

Поступила в Редакцию 1 июля 2022 г.
После доработки 18 октября 2022 г.
Принята к публикации 30 октября 2022 г.

Приводятся результаты исследования влияния содержания технического углерода с размером частиц 18–20 нм и компатибилизаторов на удельную электропроводность композитов на основе таких полиолефинов, как полиэтилен высокой плотности, полиэтилен низкой плотности, полипропилен, сополимер этилена с гексеном, рандом сополимер полипропилена. В качестве компатибилизаторов использовали функционализированный малеиновым ангидридом полиэтилен высокой плотности и полипропилен. В задачу исследования входило изучить механизм формирования электропроводящих цепочечных структур и кластеров применительно к рассматриваемым объектам исследования. Концентрацию технического углерода варьировали в интервале 1–30 мас%. По данным электронно-микроскопических снимков было показано, что частицы углерода распределяются преимущественно в межсферолитном аморфном пространстве, образуя цепочечную структуру, ответственную за электронную или туннельную проводимость. При этом чем больше степень кристалличности исходного полиолефина, тем при более низком содержании углерода достигается максимальная удельная электропроводность композитов. На примере полимерных смесей полиэтилена высокой плотности и этилен-пропилен-диенового каучука изучено влияние степени кристалличности полимерной матрицы на удельную электропроводность композитов. По мере увеличения содержания этилен-пропилен-диенового эластомера от 10 до 70 мас% в составе наполненного техническим углеродом полиэтилена высокой плотности наблюдается снижение удельной электропроводности композитов.

Ключевые слова: цепочечные кластеры; компатибилизатор; электронная проводимость; туннельная проводимость; электропроводность; термомеханические кривые; наночастицы; композиты; технический углерод

DOI: 10.31857/S0044461822080084; EDN: NXQEXH

В литературе при оценке электрофизических характеристик полимерных материалов приводятся весьма неоднозначные мнения о механизме процесса электропроводности [1, 2]. В ряде случаев приводятся весьма противоречивые сведения о получении и трактовке экспериментальных данных, которые в совокупности не позволяют обобщить их в единую

цельную теорию [3–7]. Объясняется это обстоятельство тем, что некоторые ученые, оценивая результаты исследования электропроводности полимеров, не принимают во внимание структурные особенности полимерных композитов. Проблема приобретает еще большую актуальность, когда в качестве объекта исследования используются полимерные

нанокompозиты, содержащие в своем составе различные электропроводящие наполнители или полярные группы компатибилизатора [1, 8, 9]. Возникла необходимость выявления доказательной базы по механизму формирования электропроводящих цепочек или кластеров в межфазной области композитов на основе различных типов полиолефинов и эластопластов [10].

Интерес к использованию полиолефинов в качестве полимерной матрицы обусловлен как собственно свойствами матрицы, так и способностью к смешиванию с широким набором неорганических веществ.

Цель работы — исследование структуры и электрофизических свойств композита на основе полиолефинов и эластопластов, содержащего наночастицы углерода и компатибилизатор.

Экспериментальная часть

Полиэтилен высокой плотности марки PETILEN YU I668 (UV) (PETKIM) — разрушающее напряжение 31.3 МПа, прочность на изгиб 34.4 МПа, относительное удлинение 435%, плотность $965 \text{ кг} \cdot \text{м}^{-3}$, теплостойкость по Вика 139°C , температура плавления 145°C , кристалличность 82%, показатель текучести расплава 5.6 г/10 мин.

Полиэтилен низкой плотности марки 108-14 (SOCAR-POLYMER) — плотность $923 \text{ кг} \cdot \text{м}^{-3}$, показатель текучести расплава 7.8 г/10 мин при нагрузке 5 кг, разрушающее напряжение 9.6 МПа, прочность на изгиб 16.2 МПа, относительное удлинение 360%, теплостойкость по Вика 85°C , температура плавления 101°C , степень кристалличности 59%.

Изотактический полипропилен марки HP500M (SOCAR-POLYMER) — разрушающее напряжение 33.0 МПа, относительное удлинение 30%, теплостойкость по Вика 160°C , температура плавления 169°C , плотность $903 \text{ кг} \cdot \text{м}^{-3}$, кристалличность 65%, показатель текучести расплава 3.6 г/10 мин.

Сополимер этилена с гексеном марки PE6438R (ПАО «Нижнекамскнефтехим») — линейный полиэтилен низкой плотности со следующими характеристиками: плотность $936 \text{ кг} \cdot \text{м}^{-3}$, разрушающее напряжение 37.4 МПа, относительное удлинение 810%, модуль упругости при изгибе 712 МПа, температура плавления 122°C , теплостойкость по Вика 115°C , показатель текучести расплава 3.2 г/10 мин, степень кристалличности 75%.

Рандом сополимер полипропилена марки RP2400 (ОПФ АТЕКС) — термопластичный статистический сополимер этилена с пропиленом со следующими характеристиками: разрушающее напряжение

28.5 МПа, относительное удлинение 600%, показатель текучести расплава 1.78 г/10 мин, плотность $904 \text{ кг} \cdot \text{м}^{-3}$, температура плавления 146°C , теплостойкость 131°C .

Синтетический этилен-пропилен-диеновый каучук марки СКЭПТ-40 (ПАО «Нижнекамскнефтехим») с вязкостью по Муни 37–43. Наполненный сажей СКЭПТ-40 имеет предел прочности при растяжении 18.0 МПа, относительное удлинение 350%.

Компатибилизаторы — функционализированный малеиновым ангидридом полиэтилен высокой плотности Exxelgor PO1040 (ExxonMobil Chemical), предназначенный для улучшения совместимости технического углерода со всеми типами полиэтилена. Функционализированный малеиновым ангидридом полипропилен Exxelgor PO1020 (Vanderbilt Chemicals, LLC), предназначенный для улучшения совместимости технического углерода с полипропиленом и рандом сополимером полипропилена. Степень прививки малеинового ангидрида в обоих компатибилизаторах составляет 5–6 мас%.

Технический углерод марки Printex XE 2B (Orion Engineered Carbons) — высокоструктурированная аморфная газовая сажа с частицами размером 18–20 нм.

Размер частиц технического углерода определяли на лазерном дифракционном анализаторе модели Mastersizer-3000 (Malvern). В основе метода лежит измерение угловой зависимости интенсивности рассеянного света при прохождении лазерного луча через диспергированный образец. Диапазон определения размера частиц 0.01–3000 мкм.

Термомеханические свойства определяли на приборе Канавца в соответствии с ГОСТ Р 56723–2015 «Пластмассы. Термомеханический анализ». Пенетрация образцов проводилась под действием груза 0.5 кг при последовательно изменяющихся температурах в интервале 20– 170°C .

Степень кристалличности композитов определяли по рентгенограммам, полученным на приборе порошковой рентгеновской дифракции Miniflex 600 (Rigaku). Электронно-микроскопические снимки были выполнены на микроскопе Leo 912 AB (Omega). Дериwаtографический анализ композитов проводили на синхронном термическом анализаторе STA 6000 (Perkin Elmer) в температурном интервале 20– 750°C в среде азота.

Электропроводность композитов определяли в соответствии с ГОСТ 20214–74 «Пластмассы электропроводящие». Прессование полимерных образцов для испытания проводили при температуре 160°C в течение 4–6 мин до получения пленки толщиной 150 мкм.

Измерение объемного электрического сопротивления (для дальнейшего расчета удельного объемного сопротивления ρ и удельной объемной электропроводности σ) на постоянном токе осуществляли с помощью тераомметра E6-13A (ОПФ МЕТРОТЕКС). Толщину образцов измеряли оптическим измерителем ИЗВ-2. Обработка экспериментальных данных осуществлялась с помощью программы Microsoft Excel 2016.

С целью модификации структуры вышеуказанных полиолефинов в их состав на горячих вальцах при температуре 170°C вводили до 2.0 мас% компатибилизатора, а затем в расплавленную полимерную смесь по частям добавляли технический углерод (фрикция вальцев составляла 1.29). Полученные образцы содержали 1.0, 3.0, 5.0, 10, 15, 20, 30 мас% углерода в составе полиолефинов.

Полимерные смеси на основе полиэтилена высокой плотности и этилен-пропилен-диенового эластомера получали следующим образом: на горячих вальцах при температуре 170°C расплавляли полиэтилен высокой плотности, затем вводили 2.0 мас% компатибилизатора и эластомер в количестве от 10 до 70 мас%. Концентрация углерода во всех образцах составляла 30 мас%.

Обсуждение результатов

В качестве полимерной матрицы использовали полиолефины и эластопласты, которые являются диэлектриками с электропроводностью 10^{-12} – 10^{-13} Ом $^{-1}$ ·м $^{-1}$. Для придания полиолефинам электропроводящих свойств в их состав вводили углерод. С повышением концентрации углерода наблюдается общая тенденция к росту электропроводности композитов. Независимо от типа полиолефина максимальное

значение электропроводности достигается при 10–20 мас%-ном содержании углерода и составляет 10^{-2} Ом $^{-1}$ ·м $^{-1}$, что характерно для класса проводников. Наибольшую электропроводность при относительно низких концентрациях углерода проявляют композиты на основе полиэтилена высокой плотности, который характеризуется высокой степенью кристалличности (рис. 1, а, кривая 1).

Даже при минимальных концентрациях углерода (1.0–3.0 мас%) образцы характеризуются сравнительно высокими значениями электропроводности. Наиболее близкими к полиэтилену высокой плотности по характеру концентрационной зависимости электропроводности являются композиты на основе сополимера этилена с гексенем (рис. 1, а, кривая 2). Электропроводность этих образцов при содержании углерода 10 мас% составляет 10^{-2} Ом $^{-1}$ ·м $^{-1}$. Дальнейшее увеличение содержания углерода в составе полиэтилена высокой плотности и сополимера этилена с гексенем не приводит к каким-либо заметным изменениям этого показателя. Максимальное значение электропроводности (10^{-2} Ом $^{-1}$ ·м $^{-1}$) композитов полиэтилена низкой плотности достигается при 15 мас%-ном содержании углерода. Композиты на основе полипропилена и рандом сополимера полипропилена имеют максимальное значение электропроводности при содержании углерода 20 мас%. Полученные результаты позволяют считать, что тип полиолефина оказывает существенное влияние на характер изменения электропроводности композитов в зависимости от концентрации углерода.

С целью улучшения совместимости неполярного полиолефина с частицами углерода возникла необходимость исследования селективного влияния компатибилизатора на электропроводность композитов на основе полиолефинов (рис. 1, б). В случае

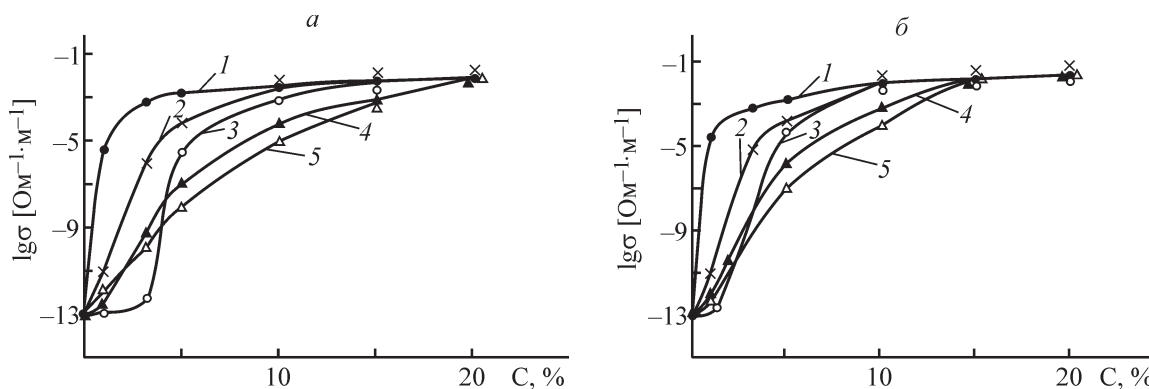


Рис. 1. Зависимость электропроводности от содержания углерода в композитах без компатибилизатора (а), с компатибилизатором (б): Eххelог PO1040 в полиэтилене высокой плотности (1), сополимере этилена с гексенем (2), полиэтилене низкой плотности (3) и с Eххelог PO1020 в полипропилене (4), рандом сополимере полипропилена (5).

добавления компатибилизатора высокое значение электропроводности ($10^{-2} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$) при содержании углерода 10 мас% достигается не только в образцах на основе полиэтилена высокой плотности и сополимера этилена с гексенем, но и полиэтилена низкой плотности (рис. 1, б, кривые 1–3). Максимальное значение электропроводности в композитах на основе полипропилена и рандом сополимера полипропилена зафиксировано при 15 мас%-ном содержании углерода. В присутствии компатибилизатора максимальные значения электропроводности полиэтилена низкой плотности, полипропилена и рандом сополимера полипропилена достигаются при сравнительно низкой концентрации углерода.

Введение углерода в композит на основе полиолефинов уменьшает текучесть расплава: так, при введении в образцы на основе полиэтилена высокой плотности 0, 5, 10, 20 мас% углерода значение показателя текучести расплава снижается (5.6, 2.4, 1.2, 0.5 г/10 мин соответственно). С целью соблюдения технологических условий переработки электропроводящих нанокompозитов необходимо, чтобы показатель текучести расплава составлял ≥ 1.0 г/10 мин. Поэтому для сохранения показателя текучести расплава выше этого значения содержание углерода в композитах не должно превышать 15 мас%.

Ранее [11] нами было показано, что в процессе охлаждения и роста кристаллических образований часть частиц участвует в образовании гетерогенных центров «зародышеобразования», а оставшиеся частицы вытесняются в межсферолитную аморфную область. Накопление частиц наполнителя в межсферолитной области приводит к увеличению ее плотности и, как следствие, повышению вероятности формирования электропроводящей цепочечной структуры. Подтверждением этому являются результаты электронно-микроскопического анализа образцов композитов, согласно которым при 5.0 мас%-ном содержании углерода в узком межсферолитном пространстве полиэтилена высокой плотности формируются цепочечные электропроводящие структуры (рис. 2, а). С увеличением содержания углерода до 20 мас% плотность межсферолитной области возрастает настолько, что образуются электропроводящие кластеры (рис. 2, б), сохраняющие на высоком уровне электронную проводимость композитов.

При исследовании механизма электропроводности композитов немаловажная роль отводится оценке соотношения туннельной и электронной проводимости. Туннельная проводимость зависит от толщины слоя диэлектрика между частицами и поэтому регулируется содержанием углерода [12–14]. С увеличением

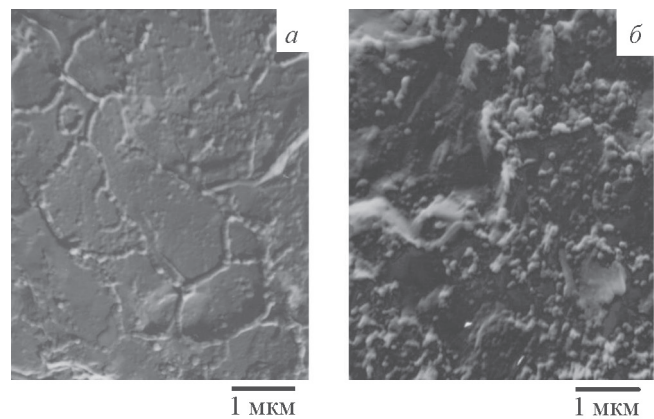


Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки композитов полиэтилена высокой плотности с 5.0 (а) и 20 мас% технического углерода (б).

содержания углерода в композитах возрастает количество наполнителя в межсферолитном пространстве, в результате чего прослойка диэлектрика между частицами становится все более тонкой, что приводит к увеличению туннельной проводимости (рис. 3, а). При определенном соотношении компонентов в композитах возможно формирование структурной единицы смешанного типа, характеризующейся одновременно и электронной, и туннельной проводимостью (рис. 3, б). Электронная проводимость возникает при непосредственном контакте частиц друг с другом (рис. 3, в, г), и поэтому после достижения максимальной проводимости ($10^{-2} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$) дальнейшее повышение концентрации углерода уже не влияет на величину этого показателя, что хорошо согласуется с данными по исследованию электропроводности композитов (рис. 1, а, б).

Процесс формирования электропроводящей структуры в межсферолитном пространстве композита на основе полиэтилена высокой плотности начинается при концентрации углерода 1.0–3.0 мас%. В межфазной области образуется цепочечная структура частиц углерода, разделенная слоем полиолефинового диэлектрика. Такая структура обеспечивает преимущественно туннельную проводимость.

Следует отметить, что в процессе роста кристаллических образований в межсферолитное пространство вытесняются не только частицы углерода, но и сегменты макроцепи компатибилизатора, содержащие полярные группы. Скопление полярных групп малеинового ангидрида и углерода в узком межсферолитном пространстве создает благоприятные условия не только для улучшения совместимости смешиваемых компонентов смеси, но и значительного возрастания адгезии малеинизированных участков макроцепей

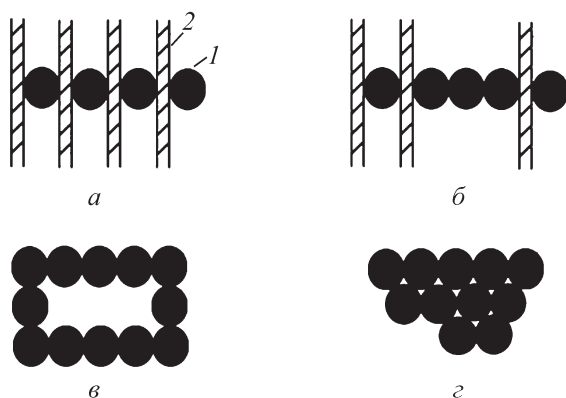


Рис. 3. Схематическое изображение различных вариантов структуры композитов на основе полиолефинов.

а — частицы, разделенные слоем диэлектрика; б — смешанная структурная единица — одновременно частицы, разделенные слоем диэлектрика, и контактируемые частицы; в — цепочечные кластеры частиц; г — агломераты частиц.

1 — частицы, 2 — слой диэлектрика.

на поверхности частиц. Это обстоятельство способствует повышению вероятности формирования цепочечных структур с преобладанием в них электронной проводимости.

По всей вероятности, при достижении 10 мас%-ного содержания углерода в составе полиэтилена высокой плотности, сополимера этилена с гексеном и полиэтилена низкой плотности (рис. 1, б) происходит образование «цепочечных кластеров», в результате чего исключительно за счет электронной проводимости достигается максимум электропроводности композитов (рис. 3, в). Дальнейшее повышение содержания углерода до 20 мас% не приводит к изменению значения электропроводности ($10^{-2} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$). Этому варианту структуры соответствует формирование агломератов частиц (рис. 3, г). Аналогичный эффект достигается в композитах полипропилена и рандом сополимера полипропилена при содержании углерода 15 мас%, дальнейшее увеличение концентрации углерода (свыше 10–15 мас%) не приводит к изменению величины электропроводности композитов. Таким образом, максимальной электропроводности соответствует вариант структуры (рис. 3, в, г) — сплошная цепочечная структура частиц, обеспечивающая электронную проводимость композитов.

Для получения представления о роли степени кристалличности исходной полимерной матрицы в изменении механизма электропроводности композитов представлялось интересным на примере полиэтилена высокой плотности с 2.0 мас% компатибилизатора и

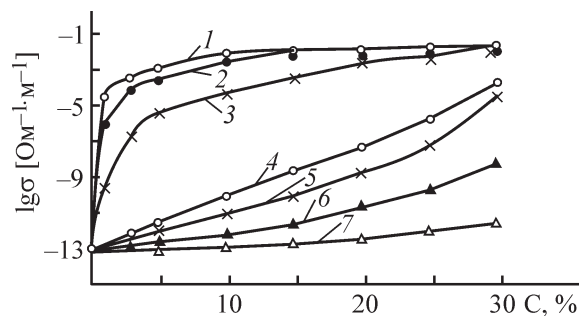


Рис. 4. Влияние содержания углерода на электропроводность полимерных смесей полиэтилен высокой плотности + этилен-пропилен-диеновый каучук (эластомер). Количество эластомера (мас%): 1 — 0, 2 — 10, 3 — 30, 4 — 40, 5 — 50, 6 — 70; 7 — эластомер.

различным содержанием этилен-пропилен-диенового эластомера оценить электропроводность полимерных смесей (рис. 4). Было установлено, что с увеличением содержания эластомерного компонента в составе полиэтилена высокой плотности электропроводность композитов падает. Обусловлено это тем, что по мере увеличения содержания эластомера от 10 до 70 мас% происходит снижение степени кристалличности композитов в полимерной смеси в следующей последовательности: 82% — исходный полиэтилен высокой плотности, 71% — 10 мас% эластомера, 52% — 30 мас% эластомера, 42% — 40 мас% эластомера, 33% — 50 мас% эластомера, 18% — 70 мас% эластомера. Следовательно, по мере возрастания степени аморфности композитов появляются затруднения в построении цепочечной структуры наночастиц, в связи с чем для повышения электропроводности композитов требуется введение значительно большего количества углерода.

При определенном соотношении кристаллического и аморфного компонентов смеси наблюдается инверсия фаз, которая происходит при содержании этилен-пропилен-диенового эластомера 40 мас%. Об этом свидетельствуют характерные различия в закономерности изменения электропроводности композитов полимерных смесей, содержащих этилен-пропилен-диеновый эластомер >30 мас%.

Есть основание полагать, что именно при 40 мас%-ном содержании эластомера начинается процесс нарушения цепочечной структуры частиц с преимущественным формированием утолщенных прослоек диэлектрика, способствующих затруднению даже туннельной проводимости. Таким образом, можно констатировать, что разработанные нами композиты по своим электропроводящим свойствам

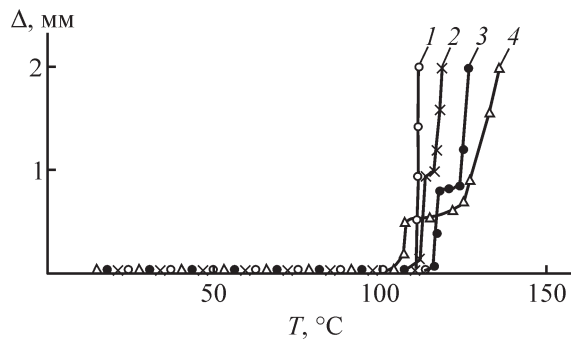


Рис. 5. Термомеханические кривые зависимости деформации от температуры композитов на основе компатибилизированного сополимера этилена с гексеном (1) при различном содержании углерода (мас%): 2 — 5.0, 3 — 10, 4 — 20.

можно разбить на три класса следующим образом: проводники — $\sigma = 10^{-2} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, полупроводники — $\sigma = 10^{-3} - 10^{-6} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, антистатики — $\sigma = 10^{-7} - 10^{-9} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$.

По мере увеличения концентрации углерода в компатибилизированных композитах на основе сополимера этилена с гексеном наблюдаются существенные изменения в характере зависимости деформации от температуры (рис. 5). Так, например, по мере роста концентрации углерода в составе сополимера этилена с гексеном от 0 до 10 мас% происходит некоторое повышение температуры размягчения образцов (фазовый переход первого рода из твердого в вязкотекучее состояние) от 112 до 115°C (рис. 5, кривая 3). Температура размягчения композита с 20 мас% углерода ниже, чем у исходного сополимера этилена с гексеном, и составляла 105°C (рис. 5). Важным обстоятельством является то, что в отличие от исходного сополимера этилена с гексеном в композитах в области вязкотекучего состояния регистрируется своеобразное плато. С увеличением концентрации углерода в составе сополимера этилена с гексеном температурная область плато заметно расширяется. В композите с 5.0 мас% углерода при деформации 0.92 мм регистрируется плато в температурной области 114–117°C (рис. 5, кривая 2). В образце с 10 мас%-ным содержанием углерода зафиксировано плато при деформации 0.8 мм в интервале 117–125°C, в то время как в образцах с 20 мас% углерода эта область значительно расширяется и начинается при деформации 0.52 мм в температурном интервале 108–124°C. Чем больше содержание углерода в композитах, тем при более низкой деформации регистрируется плато. С введением 20 мас% углерода температура начала размягчения композита становится ниже, чем у исходного сополимера этилена с гексеном.

По данным дериватографического анализа температура плавления композитов в зависимости от концентрации углерода изменяется в следующей последовательности: исходный сополимер этилена с гексеном — 122°C, 5.0% — 124°C, 10% — 127°C, 15% — 128°C, 20% — 120°C. Результаты термомеханических исследований температуры размягчения композитов хорошо согласуются с данными дериватографического анализа по температуре плавления.

Высокомолекулярные фракции полимеров в процессе охлаждения и кристаллизации из расплава способны участвовать в одновременном формировании нескольких сферолитных образований, в результате чего в межсферолитном пространстве образуются своеобразные проходные цепи, определяющие деформационные характеристики композитов [15]. С увеличением содержания углерода в полимерной матрице высокомолекулярные фракции макромолекул в большей степени расходуются на ориентационные процессы на развитой поверхности наполнителя с образованием своеобразного монослоя, в результате чего часть частиц инициирует образование гетерогенных центров зародышеобразования. Оставшиеся частицы в процессе роста кристаллических образований вытесняются в узкую межсферолитную область с образованием электропроводящих цепочек или кластеров. При концентрации углерода свыше 10 мас% межсферолитная область преобразуется в монолитный слой из агломератов наночастиц, ответственный за электронную проводимость композитов. По-видимому, в процессе охлаждения и кристаллизации композитов формирование кристаллических структурных образований на гомогенных центрах зародышеобразования осуществляется преимущественно за счет оставшихся несвязанными низкомолекулярных макромолекул, которые характеризуются сравнительно низкой температурой плавления. Такое утверждение хорошо согласуется с приведенными выше результатами дериватографического и термомеханического анализа композитов с 20 мас%-ным содержанием углерода.

Выводы

На примере широкого набора полиолефинов, эластопластов и компатибилизаторов установлено влияние содержания углерода на электропроводность наполненных систем, согласно которым выделено три класса композитов с различной электропроводностью: проводники — $\sigma = 10^{-2} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, полупроводники — $\sigma = 10^{-3} - 10^{-6} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, антистатики — $\sigma = 10^{-7} - 10^{-9} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$. Использование

компатибилизаторов Exxelor PO1040 и Exxelor PO1020 показало перспективность их применения для улучшения совместимости углерода с полиолефинами и, как следствие, увеличения электропроводности композитов на их основе. Данные рентгенофазового анализа структуры композитов на основе различных типов компатибилизированных полиолефинов и эластопластов подтвердили, что чем больше степень кристалличности полимерной матрицы, тем при более низком содержании углерода достигается максимальная их электропроводность, равная 10^{-2} Ом⁻¹·м⁻¹. Результаты анализа различных вариантов схематического изображения структурных единиц в межсферолитном пространстве позволили выявить наиболее вероятный механизм электронной и туннельной проводимости. Эти предположения нашли подтверждение в электронно-микроскопических снимках структуры композитов с 5.0 и 20 мас% углерода в полиэтилене высокой плотности, в которых наглядно иллюстрируется электропроводящая цепочечная структура в межсферолитном пространстве. Результаты исследования закономерности изменения термомеханических кривых композитов на основе сополимера этилена с гексеном в интервале температур 20–170°C позволили определить фазовый переход первого рода, температуру размягчения и температурную область горизонтального «плато» в зависимости от содержания углерода.

Благодарности

Работа выполнена с использованием измерительных приборов Института радиационных проблем и Института геологии и геофизики НАН Азербайджана.

Финансирование работы

Работа выполнена в соответствии с планом научно-исследовательских работ Института полимерных материалов НАН Азербайджана.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов, требующего раскрытия в данной статье.

Информация об авторах

Кахраманов Наджаф Тофик оглы, д.х.н., проф.
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0889-7591>

Аллахвердиева Хаяла Вагиф гызы, к.х.н., доцент
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5337-516X>

Мустафаева Фатима Алимурза гызы
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6117-6216>

Список литературы

- [1] Liang J. X., Yang Q. Mechanical properties of carbon black-filled high-density polyethylene antistatic composites // *J. Reinf. Plast. Compos.* 2008. V. 28. N 3. P. 295–304. <https://doi.org/10.1177/0731684407081376>
- [2] Kim J., Lee J., You J., Park M.-S., Hossain M. S. A., Yamauchi Y., Kim J. H. Conductive polymers for next-generation energy storage systems: Recent progress and new functions // *Mater. Horiz.* 2016. V. 3. N 6. P. 517–535. <https://doi.org/10.1039/C6MH00165C>
- [3] Shi Y., Peng L., Ding Y., Zhao Y., Yu G. Nanostructured conductive polymers for advanced energy storage // *Chem. Soc. Rev.* 2015. V. 44. P. 6684–6696. <https://doi.org/10.1039/C5CS00362H>
- [4] Wang X., Zhao J., Chen M., Ma L., Zhao X., Dang Z.-M., Wang Z. Improved self-healing of polyethylene/carbon black nanocomposites by their shape memory effect // *J. Phys. Chem. B.* 2013. V. 117. P. 1467–1474. <https://doi.org/10.1021/jp3098796>
- [5] Cheng X., Bao C., Wang X., Zhang F., Dong W. Soft surface electrode based on PDMS-CB conductive polymer for electrocardiogram recordings // *Appl. Phys. A.* 2019. V. 125. ID 876. <https://doi.org/10.1007/s00339-019-3124-5>
- [6] Gómez I. J., Sulleiro M. V., Mantione D., Alegret N. Carbon nanomaterials embedded in conductive polymers: A State of the art // *Polymers.* 2021. V. 13. N 5. ID 745. <https://doi.org/10.3390/polym13050745>
- [7] Paszkiewicz S., Szymczyk A., Zubkiewicz A., Subocz J., Stanik R., Szczepaniak J. Enhanced functional properties of low-density polyethylene nanocomposites containing hybrid fillers of multi-walled carbon nanotubes and nano carbon black // *Polymers.* 2020. V. 12. N 6. ID 1356. <https://doi.org/10.3390/polym12061356>
- [8] Zaccone M., Frache A., Torre L., Armentano I., Monti M. Effect of filler morphology on the electrical and thermal conductivity of PP/carbon-based nanocomposites // *J. Compos. Sci.* 2021. V. 5. N 8. ID 196. <https://doi.org/10.3390/jcs5080196>
- [9] Zhang Q., Wang J., Zhang B.-Y., Guo B.-H., Yu J., Guo Z.-X. Improved electrical conductivity of polymer/carbon black composites by simultaneous dispersion and interaction-induced network assembly // *Compos. Sci. Technol.* 2019. V. 179. P. 106–114. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2019.05.008>

- [10] *Yang J., Liang J.* A modified model of electrical conduction for carbon black–polymer composites // *Polym. Int.* 2010. V. 60. P. 738–742. <https://doi.org/10.1002/pi.3002>
- [11] *Аллахвердиева Х. В.* Физико-механические свойства нанокompозитов на основе технического углерода и полиолефинов // *Материаловедение.* 2022. № 6. С. 42–48. <https://doi.org/10.31044/1684-579X-2022-0-6-42-48>
- [12] *Gao J.* Fabrication of conductive polymer composites and their applications in sensors // *Polym. Nanocomposite Mater.* 2021. P. 21–52. <https://doi.org/10.1002/9783527826490.ch2>
- [13] *Калистратова Л. Ф., Егорова В. А.* Упорядочение аморфной фазы как одна из характеристик над-молекулярной структуры аморфно-кристаллического полимера // *Материаловедение.* 2019. № 1. С. 3–5 [*Kalistratova L. F., Egorova V. A.* Ordering of the amorphous phase as one of the characteristics of supramolecular structure of amorphous-crystalline polymer // *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2019. V. 10. P. 933–938. <https://doi.org/10.1134/S2075113319040208>].
- [14] *Njuguna J., Pielichowski K., Desai S.* Nanofiller-reinforced polymer nanocomposites // *Polym. Adv. Technol.* 2008. V. 19. N 8. P. 947–959. <https://doi.org/10.1002/pat.1074>
- [15] *Kryszewski M.* On the influence of interfacial effects on the properties of filled polymers and blends // *Acta Polym.* 2003. V. 39. N 1–2. P. 37–41. <https://doi.org/10.1002/actp.1988.010390108>
-