

УДК 678.74.033.541.64.539.3

DOI 10.52928/2070-1616-2024-50-2-109-115

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО ЦЕОЛИТА НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ДИФфуЗИОННО-СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИОЛЕФИНОВ

д-р техн. наук, проф. С.Ф. ФОЗИЛОВ, И.И. ФАТОВЕВ, А.С. КАСИМОВ, А.И. ЗОИРОВА
(Бухарский инженерно-технологический институт)
канд. пед. наук, доц. И.В. БУРАЯ
(Полоцкий государственный университет имени Евфросинии Полоцкой)

Исследованы прочностные свойства полиолефинов (ПЭНП и ПЭВП), наполненных высокодисперсными частицами цеолита. Установлено, что увеличение содержания наполнителя приводит к росту растягивающего напряжения при разрыве. Неоднородность проявляется в разрушении всех без исключения стандартных литевых образцов при растяжении в той части рабочего участка, которая максимально удалена от литника. Обосновываются причины разрыва, снижения прочности и неодинаковая прочность по длине литевых образцов при растяжении.

Ключевые слова: прочность, цеолит, структурная макронеоднородность, разрушающие напряжения при растяжении, относительное удлинение при разрыве, литевые образцы, литье под давлением, высоконаполненный полиэтилен.

Введение. На текущий момент наибольшее распространение получили композиции на основе полиэтилена высокой плотности (ПЭВП) и активированных при механическом помоле частиц кальцита (CaCO_3), туфа, каолина, перлита, талька, графита и т.п. Они используются в различных отраслях народного хозяйства в качестве тары, труб, емкостей для хранения и транспортировки жидких сред, а также культурно-бытовых изделий. От степени однородности структуры существенно зависят эксплуатационные и технологические свойства полимерных композиций [1; 2]. Степень однородности полимерных композиций определяет возможность их переработки высокопроизводительными методами и, в особенности, литьем под давлением.

Следует особо отметить, что количественное определение структурной макронеоднородности дисперсно-наполненных полимерных композиционных материалов необходимо для оценки качества смешения композиции и формирования работоспособных изделий из них. С этой целью была предпринята попытка использовать стандартные литевые образцы для количественного анализа технологической неоднородности изделий из дисперсно-наполненных полимерных композиционных материалов.

В настоящей работе обобщены результаты экспериментального исследования структуры, прочностных и диффузионно-сорбционных свойств полиолефинов, наполненных высокодисперсными частицами цеолита.

Основная часть. Постановка задачи. Объектами исследования служили композиционные материалы на основе полиэтилена низкой плотности (ПЭНП) марки 11102-020 с плотностью $0,873 \text{ г/см}^3$ и полиэтилена высокой плотности (ПЭВП) марки 20908-040 (ГОСТ 16338-77¹) с показателем текучести расплава 4,9 г/10 мин и плотностью $0,945 \text{ г/см}^3$. В качестве наполнителя использовался цеолит с дисперсностью 7–10 мкм. Содержание наполнителя в полимерной матрице составляло 5, 20, 35 и 50% масс. Полимерные композиции получали в виде гранул методом активации поверхности наполнителей при механическом помоле. Образцы для испытаний – в виде двухсторонних лопаток с размерами $80 \times 5 \times 3 \text{ мм}$ (ГОСТ 11262-80², тип 5) литьем под давлением в соответствии с традиционной технологией. Разрушающее напряжение образцов при растяжении изучали на разрывной машине «Instron ТМ-М» при скорости подвижного зажима, равной 5 мм/мин. Каждая точка на прямых зависимости разрушающего напряжения при растяжении от длины образца (рисунок 1) является результатом усреднения более десяти параллельных испытаний. Поверхность разрушения образцов со стороны литника и с противоположной стороны изучали в проходящем свете с помощью микроскопа МБИ-6.

Методология исследований. Существенная структурная макронеоднородность изделий из полимерных композиционных материалов может быть обнаружена при стандартных механических испытаниях литевых образцов.

Экспериментально было установлено, что на физико-механические свойства литевых изделий из дисперсно-наполненных полимеров влияет не только микроструктура композиции, но и макроскопическая однородность изделия в целом. Неоднородность проявляется в разрушении всех без исключения стандартных литевых образцов при растяжении в той части рабочего участка, которая максимально удалена от литника.

¹ ГОСТ 16338-77 Полиэтилен низкого давления. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2005. – 35 с.

² ГОСТ 11262-80 Пластмассы. Метод испытания на растяжение (СТ СЭВ 1199-78). – М.: Гос. ком. СССР по стандартам, 1986. – 16 с.

Локализация места разрушения литевых образцов указывает на одну из причин неоднородности изделий: наличие остаточных напряжений, возникающих при течении остывающего расплава внутри формы и охлаждении образцов.

Справедливость такого предположения подтверждает существенная зависимость разрушающего напряжения при растяжении и относительного удлинения при разрыве стандартных литевых образцов от места разрушения [1; 2]: чем дальше от литника, тем ниже прочность образца. Полученные результаты представлены на рисунке 1.

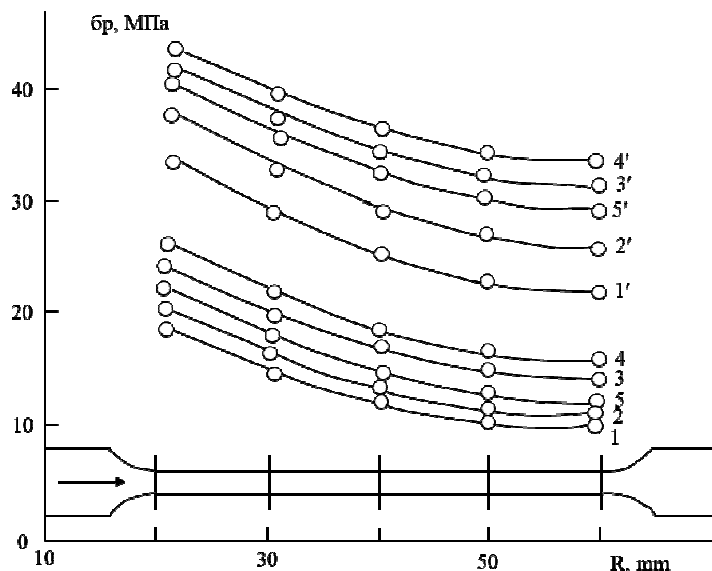


Рисунок 1. – Зависимости разрушающего напряжения при растяжении наполненных литевых образцов ПЭНП (1–5) и ПЭВП (1'–5') от расстояния до литника.
Содержание цеолита в полимере (% масс.): 1,1' – 0; 2,2' – 5; 3,3' – 20; 4,4' – 35; 5,5' – 50% (стрелкой показано направление литья)

Аналогичная закономерность установлена при изучении деформационных свойств дисперсно-наполненных полимерных композиционных материалов. Экспериментально доказано, что независимо от природы полимера и высокодисперсного наполнителя разрушающее напряжение при растяжении образцов вблизи литника существенно выше, чем в максимально удаленной от него точке.

Ранее [1] экспериментально было установлено, что и деформируемость образца вблизи литника почти вдвое больше, чем в максимально удаленной от него точке. Градиент прочности вдоль оси образца не столь значителен, но направлен также, как градиент деформационных свойств. Неодинаковая прочность стандартных образцов по длине лишь косвенно свидетельствует о структурной макронеоднородности изделий из полимерных композиционных материалов, поэтому было проведено исследование поверхностей разрушения образцов при изгибе. Характер поверхности излома образцов, содержащих 50% цеолита, указывает на смешанный (упруговязкий) процесс разрушения дисперсно-наполненных полимерных композиционных материалов. Часть исследованных поверхностей разрушения содержала визуально определяемые структурные макронеоднородности в виде сферических пустот или микрокапилляров преимущественно в центре сечения рабочего участка образцов, полученных литьем под давлением в холодных прессформах. Однако большинство образцов в местах разрушения не имело видимых дефектов. Причина разрушения литевых образцов в последнем случае не может быть установлена фактографически и не позволяет провести количественный анализ.

Экспериментально определено, что прочностные показатели композиции зависят от содержания цеолита и характера распределения частиц в объеме полимерной матрицы. Установлено, что наибольшей прочностью обладают композиции, полученные на основе ПЭВП. В области содержания наполнителя от 0 до 50% наполненные ПЭНП и ПЭВП имеют высокие прочностные показатели по сравнению с их величинами для ненаполненных полимеров. Это объясняется тем, что модифицирующая добавка, введенная в полимерную матрицу, распределяясь между макромолекулами аморфной фазы полимера, облегчает взаимное перемещение надмолекулярных структур, что способствует их взаимной ориентации, приводящей к повышению прочности полимерных материалов.

Отмечено, что с увеличением содержания наполнителя материал становится хрупким и величина относительного удлинения образцов при разрыве резко снижается.

Существенная структурная макронеоднородность литевых изделий из композиций обнаружена не только при стандартных механических испытаниях, но и методом набухания микрообразцов в физически активных

жидких средах [3], так что практически все стандартные литьевые образцы, испытываемые на прочность при одноосном растяжении, разрушаются в той части рабочего участка, которая максимально удалена от литникового канала [1]. Причем наблюдаемое явление не зависит от природы полимера и высокодисперсного наполнителя, а также от его содержания в полимерной матрице. Более того, предварительная термообработка готовых литьевых изделий из композиций в воздушной среде или неабсорбируемых жидкостях при температурах, близких к температуре плавления полимерной матрицы, не приводит к изменению места очагов разрушения. Однако до настоящего времени нет подробного описания этого явления.

Поскольку все полимерные изделия, полученные литьем под давлением, в той или иной степени ориентированы [4], то изменение гибкости цепочек молекул при ориентации макромолекул полимера должно приводить к изменению коэффициентов массопереноса низкомолекулярных веществ. Исследование кинетики сорбции низкомолекулярных веществ твердыми полимерными композициями является своеобразным «молекулярным щупом», позволяющим изучать структуру композитов и их дефектность, а также оценивать физические процессы, лежащие в основе сорбционных явлений [5].

Кинетика набухания образцов в физически активных жидкостях (*n*-гептане, *o*-ксилоле и тетрахлорметане (CCl₄)) изучалась сорбционным методом при 293±2 °С. Коэффициент диффузии (*D*) среды оценивали по кинетическим кривым набухания образцов согласно ГОСТ 12020-72³.

Поскольку ориентация и внутренние напряжения, возникающие в материале, распределяются по сечению и длине отливки неравномерно [6], то для оценки дефектности структуры наполненных материалов литьевые образцы разделили в зависимости от расстояния литника на три равные части, как это показано на рисунке 2.

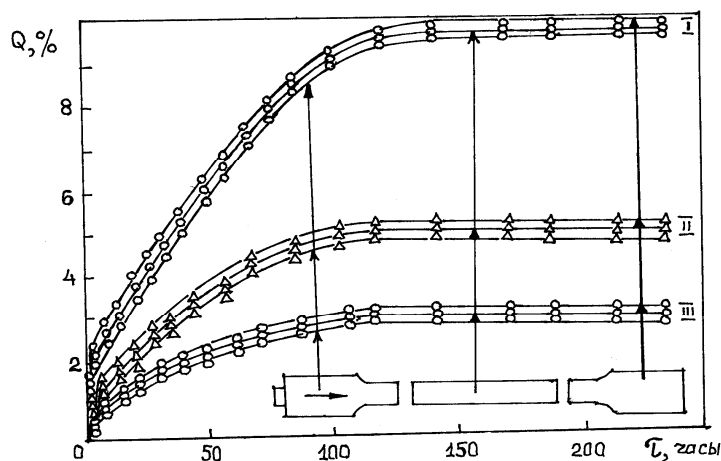


Рисунок 2. – Кинетика набухания литьевого наполненного ПЭВП, содержащего 50% масс. цеолита, в CCl₄ (I), *o*-ксилоле (II) и *n*-гептане (III) в зависимости от расстояния литника

Видно, что наибольший *D* и степень набухания в выбранных жидкостях имеют те образцы, которые максимально удалены от литникового канала. Аналогичная зависимость установлена в случае испытания литьевых образцов наполненных полимеров в указанных жидкостях независимо от содержания и природы наполнителя (кальцита, каолина, графита, туфа), введенного в полиэтиленовую матрицу.

Наблюдаемое явление объясняется тем, что максимальная степень ориентации достигается в зоне впрыска материала в форму, а у противоположной стенки формы она минимальная [6]. К тому же, ориентация макромолекул, происходящая, как правило, при литье под давлением, идет преимущественно поперек движения потока полимерного расплава [7]. Продольная ориентация макромолекул возникает только в тех случаях, когда расплав протекает в очень узких каналах с сечением менее 1 мм². Только на первом участке изделия, находящемся непосредственно после литникового канала, макромолекулы располагаются вдоль оси потока, и это приводит к увеличению прочности композиции. С увеличением степени ориентации макромолекул степень набухания образцов снижается. Кроме того, кристаллические ламели регулярно расположены в литьевых изделиях преимущественно перпендикулярно направлению литья [6]. Интенсивные сдвиговые воздействия на расплав полимера активизируют превращения, приводящие к изменению его молекулярно-массовых характеристик [7]. Следствием специфических условий литья под давлением является различие уровней изменения молекулярно-массовых характеристик полимера в объеме полости формы. Неоднородность этих характеристик полимера в сечении изделия, перпендикулярном направлению впрыска расплава, рассмотрена в работах [6–11]. По данным

³ ГОСТ 12020-72 Пластмассы. Методы определения стойкости к действию химических сред. – М.: Гос. ком. СССР по стандартам, 1980. – 23 с.

ИК-спектроскопии и гель-хроматографии установлено, что низкомолекулярная фракция полимера располагается у поверхности литьевого образца. Для ненаполненного ПЭВП [8], а также композиций [12] пребывание материала в узле пластикации, прохождение его через литниковую систему приводит к доминированию процесса деструкции. При этом на расстояниях 20 и 60 мм от литникового канала величина средней молекулярной массы (M_w) полимера составляет $201 \cdot 10^3$ и $140 \cdot 10^3$, соответственно. Это и приводит к снижению прочности и увеличению степени набухания дисперсно-наполненного полимерного материала.

Следует отметить, что деформационно-прочностные и диффузионно-сорбционные свойства полимерных композиций определяются природой и содержанием полимера и наполнителя, их строением и свойствами, формой, средним размером частиц наполнителя, их распределением в объеме полимерной матрицы, структурно-механической неоднородностью межфазной границы [13]. Дефектность структуры наполненных полимерных материалов непосредственно связаны со способами приготовления композиции и методами их переработки в изделия.

Введение наполнителей в расплав способствует перераспределению вблизи границы с наполнителем низко- и высокомолекулярных фракций полимера. В результате формируются граничные слои с измененной структурой. Регулярность упаковки макромолекул в них понижается [14], что приводит к появлению дефектов структуры.

Подчеркнем, что поверхность реальных твердых наполнителей никогда не бывает идеально гладкой. Она покрыта многочисленными неровностями с размерами от нескольких межатомных расстояний до десятков микрон. Разнообразные шероховатости, поры, микротрещины, неоднородности химического состава и локальные деформации оказывают сильное влияние не только на смачивание твердой поверхности наполнителя полимерным расплавом, но и на дефектность структуры получаемых полимерных композиций. В ряде случаев даже крайне незначительные примеси на поверхности наполнителя могут изменить характер смачивания и скорость кристаллизации. Царапины, параллельные направлению течения расплава, могут ускорять растекание, тогда как поперечные царапины вызывают его замедление. При увеличении коэффициента шероховатости скорость растекания уменьшается [15]. Кроме того, ряд дефектов структуры самого наполнителя (поры, узкие капилляры и т.д.) оказываются недоступными для высоковязкого расплава, причем их количество возрастает с увеличением молекулярной массы полимера и содержания наполнителя.

Наряду с этим контакт расплава с твердой поверхностью не бывает абсолютно полным даже в случае низковязкой жидкости. Краевой угол смачивания и вязкость расплава оказывают значительное влияние на кинетику процесса заполнения микрошероховатостей поверхности. Поверхности наполнителя, не смачиваемые расплавом полимера, могут препятствовать кристаллизации и приводить к дефектности структуры [16]. С другой стороны, увеличение поверхностной энергии наполнителя, повышая скорость зародышеобразования, приводит к подавлению роста кристаллов [17; 18]. К тому же на поверхности раздела фаз могут появиться микротрещины из-за неполного смачивания частиц наполнителя расплавом полимера и концентрации напряжений у полимерной матрицы и твердой поверхности. Концентрация напряжений возникает у границы раздела фаз на некотором расстоянии от поверхности наполнителя. При высоких содержаниях наполнителя уровень напряжений в полимерной матрице оказывается выше, чем на поверхности раздела. Если учесть высокую вязкость и низкую подвижность макромолекул в граничном слое [18], то полимер, находящийся здесь, не должен вспениваться. Следовательно, вспенивается полимер, находящийся в свободных и недоступных объемах наполненной композиции [19], что приводит к дефектности структуры наполненного полимера.

Полимерная матрица, у которой термический коэффициент расширения значительно выше, чем у высокодисперсного минерального наполнителя, «обжимает» частицы, что препятствует появлению подвижности фаз на границе раздела даже при слабой адгезионной связи. Термический коэффициент расширения полимера в поверхностном слое при температурах выше и ниже температуры стеклования закономерно увеличивается с ростом удельной поверхности наполнителя [20]. Это оказывает влияние на возникновение в тонких слоях полимера на наполнителе неплотной упаковки и увеличение на них доли свободного объема [21]. Иначе говоря, термический коэффициент расширения с увеличением содержания твердых частиц наполнителя обоснованно повышается.

Основная особенность кристаллического состояния полимеров заключается в том, что полимер никогда не бывает полностью закристаллизован. Большая роль дефектов в аморфно-кристаллических полимерах связана с тем, что кристаллизация полимеров идет, как правило, в неравновесных и неизотермических условиях. Но даже при определенной температуре кристаллизации вследствие полидисперсности полимера и нерегулярности его цепей возможен набор кристаллов разной дефектности, что и приводит к существенному изменению дефектности полимерных композиций в целом и интервала плавления. Дефектными участками могут быть также фрагменты макромолекул в граничных слоях, которые в силу топологических или кинетических ограничений потеряли способность кристаллизоваться [16; 21].

В процессе формирования изделий из расплава полимера охлаждение поверхности и внутреннего объема происходит неравномерно, что приводит к появлению внутренних напряжений и микроскопических трещин и пор на его поверхности. Своеобразие условий кристаллизации полимеров в литевых формах приводит

к получению изделий, имеющих сложную структуру. В литьевых изделиях возникают три области с различной структурой: поверхностная оболочка, средние слои и центральные слои блока⁴ [11; 22]. Более подробная информация о слоистом характере структуры упрочненных образцов полиэтилена получена нами [23] при оптико-поляризованном исследовании. Экспериментально показано, что упрочненные литьевые образцы имеют четырехслойную макроструктуру в отличие от трехслойной макроструктуры неупрочненных образцов, исследование которой проводилось рядом авторов⁴ [11; 22]. Авторы цитируемых работ отмечают, что выделенные слои неоднородны, в свою очередь подразделяются на зоны и характеризуются большими различиями по морфологии. Структурная макронеоднородность слоев приводит к существенному изменению деформационно-прочностных и диффузионно-сорбционных свойств упрочненных полимерных материалов. Если время выдержки под давлением меньше, чем время охлаждения литника, то центральная часть детали рыхлая с разрушенными образованиями и дефектами. При резком охлаждении рвутся напряженные цепи, а кристаллиты оказываются соединенными весьма ограниченным числом проходных цепей. Если кристаллическая фаза полимера состоит из крупных сферолитов, занимающих почти весь объем образца, он обычно разрушается по границам сферолитов из-за недостатка проходных цепей между ними. Заметим, что такой образец может обладать незначительной степенью кристалличности, т.к. сферолиты сами могут содержать относительно большую долю аморфного материала [24].

Ориентация макромолекул, происходящая при литье под давлением, обычно сопровождается изменением формы и относительного расположения молекул полимера, что вызывает перераспределение химических и межмолекулярных связей по направлению ориентации. При этом происходит пространственно-неравномерное образование поперечных связей, приводящее к возникновению участков полимера с высокой плотностью сшивок. Это провоцирует дефектность структуры и анизотропию свойств литьевых изделий.

Следует отметить, что основной причиной аномального изменения деформационно-прочностных и диффузионно-сорбционных свойств дисперсно-наполненных полиолефинов является неоднородность их структуры и состава. В реальных полимерах существуют участки с относительной упорядоченностью в расположении мономерных единиц (ближний порядок), которые чередуются с участками, где этот порядок нарушен. Последние возникают вокруг таких топологических структур, как петли, складки, различные переплетения полимерных цепей, а также на концах макромолекул. Вероятно, большинство участков с нарушенным ближним порядком (единицы нарушения порядка (ЕНП)) образуются при синтезе полимера или его осаждении из раствора, сохраняются в течение всего срока существования данного образца полимера и не исчезают даже при плавлении. Совокупность разнообразных ЕНП называется устойчивым топологическим беспорядком, определяющим многие свойства полимера.

Особенность кристаллизующихся полимеров (полиэтилена, полипропилена, полиамида и т.п.) – неполнота кристаллизации. Физической причиной, препятствующей полной кристаллизации полимерного вещества, является наличие устойчивого беспорядка в расположении полимерных цепей. Кристалличность, т.е. содержание кристаллического вещества, в таких полимерах варьирует, как правило, в широком интервале (от 20 до 80%) и может обратимо изменяться с температурой и, вероятно, давлением. Неполнота кристаллизации означает, что в индивидуальном гомополимере в некотором интервале температур и давлений существуют две фазы: кристаллическая и аморфная. Складки, узлы и переплетения длинных полимерных цепей являются центрами сорбции и не исчезают при плавлении полимера [25].

Центрами сорбции могут быть различные микропустоты, образование которых не связано непосредственно с беспорядком в расположении полимерных цепей и которые исчезают при прессовании образцов под повышенным давлением [26].

Существуют процессы, в которых присутствующие в полимерном веществе элементы топологического беспорядка можно рассматривать как частицы, в той или иной степени отличающиеся по свойствам и реакционной способности от окружающего их относительно упорядоченного вещества, а распределение элементов беспорядка в полимерном веществе можно рассматривать как негативное изображение его морфологической (надмолекулярной) структуры. Поэтому если не учитывать беспорядок в качестве отдельного компонента, свойства полимера не будут однозначной функцией его состава и молекулярно-массового распределения [25].

Заключение. Таким образом, установлено, что с помощью высокодисперсного цеолита как модифицирующей добавки можно регулировать технологические и физико-механические характеристики конструктивных полимерных материалов. Плотность упаковки макромолекул, дефектность структуры, степень кристалличности и прочностные показатели, а также диффузионно-сорбционные свойства литьевых изделий из полимерных композиционных материалов тесно связаны с неоднородностью молекулярно-массовых характеристик полимерной матрицы и неравномерностью распределения частиц наполнителя в морфологических зонах изделия и могут быть объяснены различием условий формирования материала.

⁴ Марусенко В.В. Исследование влияние основных технологических факторов процесса литья под давлением на качество деталей из полиолефинов: дис. ... канд. техн. наук. – М., 1972. – 160 л.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оценка макронеоднородности орпластов методом краевого надреза / В.Н. Манин, И.И. Фатоев, Г.А. Патрикеев и др. // Пласт. массы. – 1985. – № 9. – С. 36–38.
2. И.И. Фатоев, В.Н. Манин, А.В. Веселов А.В. и др. // Пласт. массы. – 1986. – № 7. – С. 36–38.
3. Фатоев И.И., Кондратов А.П. Дефектность структуры литевых полимерных изделий // Науч. вестн. Бухар. гос. ун-та. – 2001. – № 4. – С. 53–57.
4. Калинин Э.Л. // Пласт. массы. – 1978. – № 1. – С. 12–17.
5. Манин В.Н., Громов А.Н., Григорьев В.П. Дефектность и эксплуатационные свойства полимерных материалов. – Л.: Химия, 1986. – 184 с.
6. Ориентационные эффекты и структура литевых изделий из полиолефинов / С.П. Морозова, М.Л. Фридман, В.В. Абрамов и др. // Пласт. массы. – 1979. – № 9. – С. 39–42.
7. Натов М.А., Мицулов А.И. О надмолекулярной структуре // Высокомолекулярные соединения. Сер. А. – 1983. – Т. 25. – № 6. – С. 1140–1148.
8. Молекулярно-массовые характеристики ПЭНД при литье под давлением / М.С. Акутин, В.В. Абрамов, Д.А. Соиреф и др. // Пласт. массы. – 1984. – № 12. – С. 29–30.
9. Будтов В.П., Лопатин А.К., Тихонова Г.П. Механизм релаксационных процессов в микрообъемах литевых изделий из полиэтилена высокой плотности // Высокомолекулярные соединения. Сер. А. – 1985. – Т. 27. – № 1. – С. 144–155.
10. Влияние молекулярных характеристик на структуру литевых изделий из ПЭНД / Г.П. Тихонова, И.Э. Шехтмейстер, А.Л. Гольденберг и др. // Пласт. массы. – 1981. – № 10. – С. 39–40.
11. Калинин Э.Л., Кацевман М.М. Современные проблемы химии и химической промышленности. – М.: НИИТЭХИМ, 1976. – Вып. 10(35). – 73 с.
12. Фатоев И.И., Назаров Д., Ситамов С. Влияние многократной переработки на свойства высоконаполненного ПЭВП // Пласт. массы. – 1991. – № 7. – С. 40–41.
13. Нельсен Л. Механические свойства полимеров и полимерных композиций / пер. с англ. П.Г. Бабаевского. – М.: Химия, 1978. – 312 с.
14. Липатов Ю.С., Файнерман А.Е., Анохин О.В. О роли межфазных явлений в формировании смесей полимеров // Докл. АН СССР. – 1976. – Т. 231. – № 2. – С. 381–384.
15. Сумм Б.Д., Горюнов Ю.В. Физико-химические основы смачивания и растекания. – М.: Химия, 1976. – 232 с.
16. Бухина М.Ф. Кристаллизация каучуков и резин. – М.: Химия, 1973. – 240 с.
17. Особенности структурообразования в тонких полимерных пленках / Ю.М. Малинский, И.В. Эпельбаум, Н.М. Титова // Высокомолекулярные соединения. Сер. А. – 1968. – Т. 10. – № 4. – С. 786–798.
18. Малинский Ю.М. О влиянии твердой поверхности на процесс релаксации и структурообразования в пристенных слоях полимеров // Успехи химии. – 1970. – Вып. 39. – № 8. – С. 1511–1535.
19. Симонов-Емельянов И.Д., Кулезнев В.Н., Трофимичева Л.З. Влияние размера частиц наполнителя на некоторые характеристики полимеров // Пласт. массы. – 1989. – № 5. – С. 61–64.
20. Липатов Ю.С. Физико-химические основы наполнения полимеров. – М.: Химия, 1991. – 264 с.
21. Липатов Ю.С., Фабуляк Ф.Г., Сергеева Л.М. Определение величины свободного объема при температуре стеклования из данных по временам объемной релаксации // Высокомолекулярные соединения. Сер. Б. – 1968. – Т. 10. – № 7. – С. 527–529.
22. Калинин Э.Л., Саковцева М.В. Свойства и переработка термопластов. – Л.: Химия, 1983. – 288 с.
23. Фатоев И.И., Веселов А.В., Сальникова В.Н. Сопоставительный анализ структуры и свойств упрочненных и неупрочненных полимерных материалов // Композиционные и полимерные материалы. Структура, свойства и технологии получения. – Ташкент. УзРНТК «Фан ва тараккиет», 1996. – С. 148–154.
24. Джейл Ф.Х. Полимерные монокристаллы: [пер. с англ.] / под ред. С.Я. Френкеля. – Л.: Химия, 1968. – 552 с.
25. Шляпников Ю.А. Роль топологического беспорядка в физикохимии полимеров // Успехи химии полимеров. – 1997. – Т. 66. – № 11. – С. 1064–1076.
26. Тагер А.А., Аскадский А.А., Цилипоткина М.В. // Высокомолекулярные соединения. Сер. А. – 1975. – Т. 17. – С. 1346–1351.

REFERENCES

1. Manin, V.N., Fatoev, I.I., Patrikeev, G.A. i dr. (1985). Otsenka makroneodnorodnostinorplastov metodom kraevogo nadreza. *Plasticheskie massy*, (9), 36–38. (In Russ.)
2. Fatoev, I.I., Manin, V.N., Veselov, A.V., Sal'nikova, V.N., Patrikeev, G.A., Abramov, V.V. ... Kondratov, A.P. (1986). *Plasticheskie massy*, (7), 36–38. (In Russ.)
3. Fatoev, I.I. & Kondratov, A.P. (2001). Defektnost' struktury lit'evykh polimernykh izdelii. *Nauchnyi vestnik Bukharskogo gosuniversiteta*, (4), 53–57. (In Russ., abstr. in Engl.)
4. Kalinchev, E.L. (1978). *Plasticheskie massy*, (1), 12–17. (In Russ.)
5. Manin, V.N., Gromov, A.N. & Grigor'ev, V.P. (1986). *Defektnost' i ekspluatatsionnye svoistva polimernykh materialov*. Leningrad: Khimiya. (In Russ.)
6. Morozova, S.P., Fridman, M.L., Abramov, V.V., Simonov-Emel'yanov, I.D. & Zinchenko, S.A. (1979). Orientatsionnye efekty i struktura lit'evykh izdelii iz poliolefinov. *Plasticheskie massy*, (9), 39–42. (In Russ.)
7. Natov, M.A. & Mitsulov, A.I. (1983). O nadmolekulyarnoi strukture. *Vysokomolekulyarnye soedineniya. Seriya A*, 25(6), 1140–1148. (In Russ., abstr. in Engl.)
8. Akutin, M.S., Abramov, V.V., Soiref, D.A., Valiotti, N.N. & Paverman, N.G. (1984). Molekulyarno-massovye kharakteristiki PEND pri lit'e pod davleniem. *Plasticheskie massy*, (12), 29–30. (In Russ.)

9. Budtov, V.P., Lopatin, A.K. & Tikhonova, G.P. (1985). Mekhanizm relaksatsionnykh protsessov v mikroob'emakh lit'evykh izdelii iz polietilena vysokoi plotnosti. *Vysokomolekulyarnye soedineniya. Seriya A*, 27(1), 144–155. (In Russ., abstr. in Engl.)
10. Tikhonova, G.P., Shekhtmeister, I.E., Gol'denberg, A.L. & Leosko, E.A. (1981). Vliyanie molekulyarnykh kharakteristik na struktu-ru lit'evykh izdelii iz PEND. *Plasticheskie massy*, (10), 39–40. (In Russ.)
11. Kalinchev, E.L. & Katsevman, M.M. (1976). *Sovremennye problemy khimii i khimicheskoi promyshlennosti*, vypusk 10(35). Moscow: NIITEKHIM. (In Russ.)
12. Fatoev, I.I., Nazarov, D. & Sitamov, S. (1991). Vliyanie mnogokratnoi pererabotki na svoystva vysokonapolnennogo PEVP. *Plasticheskie massy*, (7), 40–41. (In Russ.)
13. Nel'sen, L. (1978). *Mekhanicheskie svoystva polimerov i polimernykh kompozitsii*. Moscow: Khimiya. (In Russ.)
14. Lipatov, Yu.S., Fainerman, A.E. & Anokhin, O.V. (1976). O roli mezhfaznykh yavlenii v formirovanii smesei polimerov. *Doklady AN SSSR*, 231(2), 381–384. (In Russ., abstr. in Engl.)
15. Summ, B.D. & Goryunov, Yu.V. *Fiziko-khimicheskie osnovy smachivaniya i rastekaniya*. Moscow: Khimiya. (In Russ.)
16. Bukhina, M.F. (1973). Kristallizatsiya kauchukov i rezin. Moscow: Khimiya. (In Russ.)
17. Malinskii, Yu.M., Epel'baum, I.V., Titova, N.M. & Kargin, V.A. (1968). Osobennosti strukturoobrazovaniya v tonkikh polimer-nykh plenkach. *Vysokomolekulyarnye soedineniya. Seriya A*, 10(4), 786–798. (In Russ., abstr. in Engl.)
18. Malinskii, Yu.M. (1970). O vliyani tverdoi poverkhnosti na protsess relaksatsii i strukturoobrazovaniya v pristennykh sloyakh polimerov. *Uspekhi khimii*, 39(8), 1511–1535. (In Russ., abstr. in Engl.)
19. Simonov-Emel'yanov, I.D., Kuleznev, V.N. & Trofimicheva, L.Z. (1989). Vliyanie razmera chastits napolnitelya na nekotorye kha-rakteristiki polimerov. *Plasticheskie massy*, (5), 61–64. (In Russ.)
20. Lipatov, Yu.S. (1991). *Fiziko-khimicheskie osnovy napolneniya polimerov*. Moscow: Khimiya. (In Russ.)
21. Lipatov, Yu.S., Fabulyak, F.G. & Sergeeva, L.M. (1968). Opredelenie velichiny svobodnogo ob"ema pri temperature steklovaniya iz dannykh po vremenam ob"emnoi relaksatsii. *Vysokomolekulyarnye soedineniya. Seriya B*, 10(7), 527–529. (In Russ., abstr. in Engl.)
22. Kalinchev, E.L. & Sakovtseva M.V. (1983). *Svoystva i pererabotka termoplastov*. Leningrad: Khimiya. (In Russ.)
23. Fatoev, I.I., Veselov, A.V. & Sal'nikova, V.N. Sopotavitel'nyi analiz struktury i svoystv uprochnennykh i neuprochnennykh polimernykh materialov. *Kompozitsionnye i polimernye materialy. Struktura, svoystva i tekhnologii polucheniya* (148–154). Tashkent: UzRNTK «Fan va tarakkiet». (In Russ.)
24. Dzheil, F.Kh. (1968). *Polimernye monokristally*. Leningrad: Khimiya. (In Russ.)
25. Shlyapnikov, Yu.A. (1997). Rol' topologicheskogo besporyadka v fiziko-khimii polimerov. *Uspekhi khimii polimerov*, 66(11), 1064–1076. (In Russ., abstr. in Engl.)
26. Tager, A.A., Askadskii, A.A. & Tsilipotkina, M.V. (1975). *Vysokomolekulyarnye soedineniya. Seriya A*, (17), 1346–1351. (In Russ., abstr. in Engl.)

Поступила 29.07.2024

THE EFFECT OF HIGHLY DISPERSED ZEOLITE ON THE STRENGTH AND DIFFUSION-SORPTION PROPERTIES OF POLYOLEFINS

S. FAZILOV, I. FATOEV, A. KASIMOV, A. ZOIROVA
(Bukhara Engineering-Technological Institute)
I. BURAYA
(Euphrosyne Polotskaya State University of Polotsk)

The paper investigates the strength properties of polyolefins (LDPE and HDPE) filled with highly dispersed zeolite particles. It has been found that an increase in the filler content leads to an increase in tensile stress at rupture. The heterogeneity manifests itself in the destruction of all standard injection molding samples without exception during stretching in the part of the working area that is as far away from the gate as possible. The reasons for the rupture, the decrease in strength and the uneven tensile strength along the length of the injection molding samples are explained.

Keywords: strength, zeolite, structural microuniformity, destructive tensile stresses, elongation at break, injection molding, injection molding, high-filled polyethylene.