

Введение В гетерофазных системах, каковыми являются смеси ПГБ с синтетическими полимерами, большое влияние на свойства оказывают межфазные явления, проявляющиеся на границе раздела фаз. Известно, что термоокислительная и фотодеструкция смесей с ПГБ протекает по радикально-цепному механизму окисления кислородом с участием перекрестных реакций между компонентами смеси [1-5]. В этом случае основными факторами, определяющими механизм и кинетику деструкции материала, будут структура компонентов, протяженность границы раздела фаз и строение межфазного слоя [6 -9]. Ориентационная вытяжка полимера с ПГБ может оказывать влияние на каждый из вышеперечисленных физических факторов [10 - 14]. Очевидно, что кинетика и механизм деструкционных процессов, развивающихся в ориентированных смесях полимеров с ПГБ, будут определяться характером изменения исходной структуры смеси в ходе ориентационной вытяжки. Также известно, что строение ПГБ определяет механизм деструкции самого полимера. Таким образом, ориентационная вытяжка смеси может изменить характер химических реакций, протекающих в ПГБ, определяя тем самым иницирующее или ингибирующее действие будет оказывать ПГБ на процесс, протекающий в соседнем компоненте, на кинетику деструкции как второго компонента смеси, так и смеси в целом. Таким образом, ориентационная вытяжка может оказать влияние на деструкцию смесей ПЭВП с ПГБ путем изменения структуры смеси и химического механизма процесса. Целью данной работы является установление влияния ориентационной вытяжки на структуру и свойства смеси ПЭВП с ПГБ. Экспериментальная часть Объектами исследования служили пленки смесей на основе полиэтилена высокой плотности марки Borstal MB 6561 (ПЭВП) и полигидроксibuтирата фирмы «Biomer» Germany Lot 16F (ПГБ). Содержание ПГБ в пленках составило 10% масс. Пленки получали из порошков (15-30 мкм), методом экструзии с раздувом. Использовали ПЭВП марки (273-73), ПТР = 3.0-5.0 г/10 мин, средневязкостная молекулярная масса равна 200 тыс., плотность 0.95г/см³. Разрушающее напряжение при разрыве составило 22 - 33 МПа, относительное удлинение при разрыве - 200 - 900 %. Основные характеристики ПГБ: ПТР = 3,2-3,6 г/10 мин (T=185°C, нагрузка 2,16 кг), средневязкостная молекулярная масса = 250 тыс., плотность 1.25г/см³, разрушающее напряжение при растяжении не менее 35 - 40 МПа, относительное удлинение при разрыве не менее 5 - 7 %; модуль упругости 3,5Гпа, температура стеклования 5 - 10°C, температура плавления изменяется в интервале 173 , 180°C. Степень кристалличности - 65 , 80 %. Пьезоэлектрический коэффициент составляет 1.67. Процесс смешения ПЭВП и ПГБ проводили при температуре 140°C для того, чтобы не подвергать плавлению ПГБ (175°C) и тем самым не снижать его термостабильность. Скорость вращения валков составила 50 об/мин, время смешения 1 мин. Полученные композиции в виде кусков были измельчены в лабораторной ножевой дробилке. Из измельченной массы методом экструзии с

раздувом была приготовлена рукавная пленка. Экструдирование проводили на одношнековом экструдере с кольцевым зазором. Использовали следующие технологические режимы переработки: скорость вращения червяка 60 об/мин, температуры цилиндра экструдера: $T_I = 175^{\circ}\text{C}$, $T_{II} = 185^{\circ}\text{C}$, $T_{III} = 190^{\circ}\text{C}$, температура на головке экструдера: $T_{\text{гол}} = 195^{\circ}\text{C}$. Образцы полученной экструзионной пленки были одноосно ориентированы на машине "INSTRON 1122" при температурах: 70, 80, 90, 100°C . Скорость движения зажимов составила 100 мм/мин. Размеры образцов: длина рабочего участка $l = 2$ см, ширина = 2,5 см. Показатель степени вытяжки – параметр (фактор) ориентации D_n полимерных макроцепей, устанавливали методом двойного лучепреломления. Физико-механические характеристики: разрушающее напряжение при растяжении (σ , МПа) и относительное удлинение при разрыве (ϵ_r , %) определяли на универсальной разрывной машине "EZ-40" при скорости растяжения 100 мм/мин при комнатной температуре. Исследование стойкости полимера к воздействию УФ-облучения в климатических условиях проводили в камере искусственной погоды Neitron 3001 (Германия) при $T = 23^{\circ}\text{C}$; время облучения $\tau = 500$ часов при влажности 60%, P атм; расстояние от лампы до образца составляло 35 см. Использовалась ртутная трубчатая лампа высокого давления типа ДРТ 375 (ТУ16 – 535.280 – 69). Основные технические данные: номинальная мощность 375 Вт ; номинальное напряжение на лампе 120 В; рабочий ток лампы, 3,7 А, Лучистый поток при $\lambda = 240\text{--}320$ Нм не менее 30 Вт, напряжение питания составляло 220 В. Теплофизические параметры ПЭВП и смеси ПГБ с ПЭВП получали методом ДСК на микрокалориметре ДСМ-10М. Скорость сканирования составляла 16 град/мин, навеску варьировали от 5 до 12 мг. Для определения степени кристалличности использовали величину теплоты плавления кристаллического ПГБ - 90 Дж/г, для ПЭВП - 295 Дж/г. Калибровку калориметра осуществляли по индию с $T_{\text{пл.}} = 156,6^{\circ}\text{C}$. Этот же метод использовали для изучения процесса термо- и термоокислительной деструкции пленок. Для этого образцы нагревали до 400°C при скорости 16 град/мин. Масса навески также варьировалась в пределах 5-12 мг. Погрешность определения температур составляла $\pm 0,5$ град, теплоты плавления и кристаллизации ± 10 %. Ошибка в определении физико-механических показателей не превышала 15-20 %. Результаты и их обсуждение

Структура ориентированных образцов ПГБ-ПЭВП Структура ориентированных образцов, прежде всего, определяется фазовой морфологией смеси ПГБ-ПЭВП. Изначально смесь этих полимеров является смесью несовместимых компонентов, т.е. гетерофазной системой. Поэтому механизм формирования новой структуры в ходе ориентационной вытяжки – процесс сложный. Об особенностях структуры ориентированных образцов смесей ПГБ-ПЭВП можно судить по зависимости величины приложенного напряжения от температуры вытяжки образца. Кривые таких зависимостей для пленок ПЭВП и смесей ПЭВП-ПГБ представлены на рис.1.

Рис. 1 - Зависимость напряжения вытяжки пленок от температуры ориентации

для ПЭВП (1) и смеси ПЭВП с 10 мас. % ПГБ (2) Из рисунка видно, что минимальное напряжение вытяжки для ПЭВП реализуется при 100 °С, в то время как для смесевой пленки данный показатель устанавливается уже при 80 °С и с повышением температуры от 80 до 100 °С его величина меняется незначительно. Снижение температуры минимального напряжения, вероятнее всего, обусловлено появлением в исходных смесях разрыхленных областей, способных к деформациям при низких напряжениях. Такие области могли возникнуть либо на границе раздела фаз ПЭ-ПГБ в виде межфазного слоя, либо в фазах вследствие значительного разрушения надмолекулярной структуры компонентов. Тот факт, что в области температур 80 - 100°С величина напряжения меняется незначительно можно объяснить армирующим действием дисперсионной фазы ПГБ на ПЭ матрицу. Как видно из представленных ниже микрофотографий, сделанных с помощью оптического микроскопа (рис. 2), фаза ПГБ в ориентированном образце представляет собой микроволокна, вытянутые вдоль направления экструзии. В случае образования межфазного слоя он может затруднять пластическую деформацию и ориентацию цепей. Действительно, это подтверждается данными зависимости фактора ориентации, определенного по коэффициенту двулучепреломления D_n , от температуры вытяжки для ПЭ и смесей. У последних величины фактора ориентации заметно ниже ($D_{n\text{смеси}}=0,046 - 0,041$, $D_{n\text{ПЭВП}}=0,059 - 0,047$ в интервале температур 70 - 100°С). Для установления роли ориентационной вытяжки в формировании структуры смеси ПЭВП с ПГБ были определены теплофизические параметры изученных образцов. Данные, полученные с помощью ДСК, представлены в таблице 1. Как видно из таблицы, с увеличением степени вытяжки чистого ПЭВП не наблюдается значительных изменений температуры $T_{пл}$ и теплоты $DH_{пл}$ ни первого, ни вторичного плавления (табл. 1). Ориентационная вытяжка не оказывает влияния также на температуру кристаллизации ПЭ. $T=70^{\circ}\text{C}$ $T=80^{\circ}\text{C}$ $T=90^{\circ}\text{C}$ $T=100^{\circ}\text{C}$ Рис. 2 - Микрофотографии поверхностей пленок ПГБ-ПЭВП, содержащего 10 вес. % ПГБ, ориентированных при разных температурах Анализ образцов прессованной пленки из чистого ПГБ подтвердил, что это высоко кристаллический полимер (степень кристалличности составила $73\pm 2\%$), $T_{пл}$ кристаллитов ПГБ достигает 171-174°С. Так как ПГБ жесткоцепной полимер, из-за низкой сегментальной подвижности его цепей формирование кристаллитов из расплава ПГБ значительно затруднено. Поэтому, в результате перекристаллизации после первичного плавления в условиях, аналогичных для ПЭ, его степень кристалличности уменьшается практически в два раза (~до 44% (таблица 1)). При этом $T_{пл}$ в максимуме пика упала на несколько градусов. Смешение ПЭ с ПГБ приводит к росту $T_{пл}$ ПЭВП на 2-3°С по сравнению с чистым ПЭ (таблица 1), по-видимому, за счет формирования более упорядоченной структуры кристаллитов. При ориентационной вытяжке с увеличением l наблюдается тенденция к увеличению $T_{пл}$ ПЭ. При повторном нагреве пленок

Тпл ПЭ практически одинакова для всех образцов ($131 \pm 1^\circ\text{C}$) (таблица 1), что может свидетельствовать об образовании в фазе ПЭ кристаллитов со структурой, близкой к равновесной. Таблица 1 - Теплофизические параметры изотропных и ориентированных пленок смесей ПЭВП с 10 мас.% ПГБ

Состав	λ тобл	мин	Режим	ΔН, Дж/г	æ, %	Тпл (Ткр), °C
ПЭВП 1 0 1	нагрев 125,45	охлаждение 42,52	128	охлаждение 153,32	51,97	111,1
ПЭВП 4 0 1	нагрев 147,74	охлаждение 50,08	128,4	охлаждение 176,39	59,79	111,2
ПЭВП 4 500 1	нагрев 168,90	охлаждение 57,25	126,6	охлаждение 176,28	59,76	111,8
ПЭВП 6 0 1	нагрев 154,52	охлаждение 52,38	129,6	охлаждение 171,17	58,02	110,6
ПЭВП 6 500 1	нагрев 195,90	охлаждение 66,41	124,1	охлаждение 183,10	62,07	111,1
ПЭВП 8 0 1	нагрев 158,96	охлаждение 53,89	130,3	охлаждение 175,11	59,36	111,6
ПЭВП 8 500 1	нагрев 175,17	охлаждение 59,38	125,6	охлаждение 202,86	68,77	109,6
ПГБ медл	охлаждение 0 0 1	нагрев 64,39	71,54	171,6	Прессованный	охлаждение 37,83
ПГБ быст	охлаждение 0 0 1	нагрев 59,62	66,25	172,8	Прессованный	охлаждение 39,06
ПЭВП + ПГБ 1 0 1	нагрев ПЭ 121,65	охлаждение 41,24	131,1	1	нагрев ПГБ 17,69	19,65
ПЭВП + ПГБ 4 0 1	нагрев ПЭ 146,40	охлаждение 49,63	130,6	1	нагрев ПГБ 15,15	16,83
ПЭВП + ПГБ 4 500 1	нагрев ПЭ 168,71	охлаждение 57,19	128,1	охлаждение 182,97	62,02	110,1
ПЭВП + ПГБ 6 0 1	нагрев ПЭ 154,29	охлаждение 52,30	133,6	1	нагрев ПГБ 13,31	14,79
ПЭВП + ПГБ 6 500 1	нагрев ПЭ 179,67	охлаждение 60,91	128,1	охлаждение 165,03	55,94	109,6
ПЭВП + ПГБ 8 0 1	нагрев ПЭ 162,42	охлаждение 55,06	133,6	1	нагрев ПГБ 11,76	13,07
ПЭВП + ПГБ 8 500 1	нагрев ПЭ 169,08	охлаждение 57,32	128,1	охлаждение 202,37	68,60	110,6

У компонента ПГБ в смесях с ростом l наблюдается явно выраженное падение Тпл. Так у образца смеси с $l=1$ Тпл пгб = $172,60^\circ\text{C}$, что соответствует температуре плавления чистого ПГБ, а у образца с $l=8$ Тпл пгб = $169,80^\circ\text{C}$. Однако величина Тпл ПГБ осталась достаточно высокой, что говорит о неизменности модификации кристаллитов полимера. Ориентационная вытяжка не приводит к значительным изменениям в теплоте как первого плавления кристаллитов ПЭ в смеси, так и второго по сравнению с первым (табл. 1). Следовательно, степень кристалличности при первом и втором плавлении ПЭ компонента как по сравнению с чистым ПЭ, так и между образцами с разной степенью вытяжки не меняется (табл. 1). В то же время кристалличность ПГБ в смесях резко падает. Так, у экструдированной пленки с $l=1$, она уменьшилась почти в 4 раза и составила 19,7% (табл. 1.) Увеличение степени вытяжки образцов смеси приводит к уменьшению $\Delta H_{\text{пл}}$ и, следовательно, степени кристалличности ПГБ. Падение степени кристалличности связано с негативным влиянием ПЭ-фазы на процессы кристаллизации ПГБ. Т.е. смешение ПГБ с ПЭ

само по себе приводит к его аморфизации. При этом в процессе ориентации пленок происходит дополнительная аморфизация ПГБ. Причем чем выше степень вытяжки ПГБ, тем большая часть ПГБ аморфизируется. И этот факт можно объяснить тем, что пластическая деформация макроцепей ПГБ в процессе ориентационной вытяжки приводит к усилению межмолекулярных взаимодействий ПГБ и ПЭ, следовательно, к формированию межфазного слоя. В этом случае межмолекулярные взаимодействия компонентов смеси мешают формированию кристаллитов ПГБ и приводят к аморфизации полимера. Полученный вывод подтверждают данные атомно-силовой микроскопии (рис. 3), а также микрофотография поверхности образца, полученная с помощью оптической микроскопии (рис. 2).

$\lambda=1$ $\lambda=8$ Рис. 3 - Микрофотографии, сделанные при помощи атомно-силовой микроскопии тех же пленок при $\lambda = 1$ и $\lambda = 8$

Физико-механические свойства В работе были исследованы физико-механические свойства ориентированных пленок с разной степенью вытяжки. На рис. 4 а представлены зависимости прочности пленки (s) от степени вытяжки для ПЭ и смесей. Для уточнения связи s и показателей ориентации цепей на рис. 4б представлены аналогичные зависимости для коэффициента двулучепреломления. Из рисунков видно, что прочность пленок линейно растет с увеличением степени вытяжки до $I=4$ у ПЭ и $I=6$ у смеси, затем с повышением степени вытяжки до $I=8$ прочность в случае ПЭ увеличивается незначительно, а в случае смеси не изменяется. Зависимости относительного удлинения при разрыве от степени вытяжки пленок для величины I и для коэффициента двулучепреломления показывают, что с ростом степени вытяжки до $I=6$ относительное удлинение пленок ПЭ резко уменьшается от 800%, а пленок смеси от 200% до 10%, и далее с увеличением степени вытяжки практически не меняется.

а б Рис. 4 – а - Зависимость прочности пленок ПЭВП (1) и смеси ПЭВП с 10% ПГБ (2) от степени вытяжки; б - та же зависимость для ПЭВП (1) и смеси ПЭВП с ПГБ (2) от коэффициента двулучепреломления

Для ПЭ это можно объяснить тем, что с увеличением степени вытяжки (ориентации) растет доля предельно выпрямленных проходных цепей полимера и, соответственно, уменьшается его способность к дальнейшей деформации в условиях эксперимента на растяжение. Исходные пленки смесей отличаются от гомополимера по величине относительного удлинения при разрыве примерно в 4 раза. Данный эффект можно объяснить отслоением полимера - матрицы от дисперсной фазы и образованием дефектов структуры у образцов с низкой I или ростом концентрации перенапряженных проходных цепей - у образцов с высокой I при растяжении смесевых пленок. Анализ зависимостей модуля упругости пленок от степени вытяжки для величины I и для коэффициента двулучепреломления показал монотонный рост (от 500 до 800 кг/см²) модуля упругости ПЭ пленок с увеличением степени вытяжки от 1 до 6 с резким возрастанием E до 1500 кг/см² при степени вытяжки $I = 6 \div 8$. В этом же

диапазоне степеней вытяжки такой же резкий рост модуля упругости (с 600 до 1000 кг/см²) при растяжении наблюдается и у смесей пленок. Однако в интервале степеней вытяжки $\lambda=1\div 4$ модуль смесей практически не изменяется. Наиболее ярко различия между ПЭ и смесями проявляются на зависимостях модуля от коэффициента двулучепреломления. Рост значения модуля упругости в высоко ориентированных образцах объясняется наиболее полной ориентацией макроцепей вдоль направления вытяжки пленок. При этом в случае гомополимера ПЭ материал обладает максимальной жесткостью из-за уплотнения аморфных областей в результате сближения выпрямленных участков макромолекул или проходных цепей. Что касается смесей полимеров, такое уплотнение, по-видимому, может происходить за счет взаимодействия макроцепей ПГБ и ПЭ в межфазных слоях в образцах с высокой степенью вытяжки. При низких λ у ПЭ происходит накопление доли предельно выпрямленных цепей, а у смесей большой вклад в показатель модуля упругости может вносить деформация фазы ПГБ, в виде микрофибрилл, армирующих ПЭ матрицу. Таким образом, представленные выше данные позволяют сделать вывод о том, что при больших деформациях макромолекул компонентов смеси в ходе ориентационной вытяжки может возникать межфазный слой. Строение этого слоя будет зависеть от условий ориентации и величины фактора ориентационной вытяжки полимера.

Термои термоокислительная деструкция

При исследовании термо и термоокислительной способности пленок ПЭВП было установлено, что термограммы как исходных, так и ориентированных образцов ПЭ характеризуются наличием одного эндотермического пика. Этот пик соответствует термодеструкции полимера. Начальная температура деструкции равна $T=353.60^{\circ}\text{C}$. В ориентированных образцах ПЭ, при увеличении степени вытяжки до $\lambda=7$, температура начала термодеструкции незначительно увеличивается, но при $\lambda = 8$ резко уменьшается почти на 20°C , что вероятно связано с разрывом перенапряженных проходных цепей, образующихся при деформации полимера (табл. 2). У чистого ПГБ также наблюдается только эндотермический пик, указывающий на протекание его термодеструкции. При этом начальная температура деструкции равна 260°C . Смесь ПЭ с ПГБ в отличие от ПЭ и ПГБ подвергается не только термо-, но и термоокислительной деструкции, это следует из наличия на термограмме двух пиков: эндо- и экзотермического пика соответственно. У образца смеси с $\lambda = 1$ термограмма имеет вид сходный с чистым ПЭ. В то же время, у образца с $\lambda = 4$ появляется пик термоокисления в области $226,6^{\circ}\text{C}$, при температуре существенно меньшей в сравнении с температурами термодеструкции чистых компонентов. Можно думать, что в этом образце наряду с термодеструкцией развивается термоокислительная деструкция ПЭ, которая, по-видимому, начинается с процесса окисления слабых перенапряженных связей в цепях полимера, образующихся при ориентационной вытяжке. Таблица 2 - Параметры

термодеструкции пленок ПЭВП и ПЭВП+ПГБ, полученные методом ДСК Состав λ Т начала деструкции ПЭ, °С Температурный интервал деструкции ПГБ, °С ПЭВП 1 353,6 ПЭВП 4 361,6 ПЭВП 6 364,1 ПЭВП 8 346 ПЭВП+ПГБ 1 ПГБ 249,6 ПЭВП 353,6 ПЭВП+ПГБ 4 ПГБ 250,6-269,6 ПЭВП 226,6 ПЭВП+ПГБ 6 ПГБ 239,6-278,6 ПЭВП 222,6 ПЭВП+ПГБ 8 ПГБ 238,1-285,6 ПЭВП 221,6 В то же время в образце смеси с $\lambda = 4$ происходит значительное расширение температурной области деструкции ПГБ, по-видимому, обусловленное неэквивалентностью реакции разрыва макромолекул, т.е. присутствуют цепи с разной структурой и меняется скорость их термодеструкции. При $\lambda = 6$ температурный интервал еще больше расширяется, при этом в образце начинает происходить окисление ПЭ (табл. 2). На термограмме образца смеси с $\lambda = 8$ появляется еще один экзотермический пик при 255-255оС – который можно отнести к процессу термоокислительной деструкции ПГБ. Возможно, что появление экзотерм термоокисления ПЭ и ПГБ, а также изменение формы эндотермы деструкции с изменением степени ориентации цепей обусловлено межмолекулярным взаимодействием ПЭ и ПГБ в межфазном слое этих образцов. Важно отметить тот факт, что низкомолекулярные радикалы ПГБ, образующиеся в ходе термодеструкции при более низкой температуре, могут инициировать термоокислительную деструкцию ПЭ. Низкомолекулярные радикалы ПГБ также могут инициирование окисление макромолекул самого ПГБ. Этому способствует наличие межмолекулярных контактов ПЭВП-ПГБ, так как в этом случае происходит перенос свободной валентности, образующейся при термодеструкции ПГБ, как на макромолекулы ПЭ, так и на ПГБ. Фотоокислительная деструкция Помимо деструкции ориентированных смесей ПЭ-ПГБ под действием высокой температуры и кислородной среды изучали процесс фотоокислительной деструкции. В результате фотоокисления наблюдалось снижение прочности пленок ПЭ, появлялись поверхностные микротрещины, величина которых возрастала с увеличением степени их вытяжки (рис. 5). ПЭВП+ПГБ необлуч. $\lambda=8$ ПЭВП+ПГБ облуч. $\lambda=8$ ПЭВП необлуч. $\lambda = 8$ ПЭВП облуч. $\lambda = 8$ Рис. 5 - Фотографии ориентированных облученных и необлученных пленок ПЭВП и ПЭВП+ПГБ В смесевых образцах этот эффект заметно усиливался, что было подтверждено исследованием структуры облученных пленок методом ДСК (табл. 1). Анализ данных, полученных при изучении облученных пленок ПЭВП и ПЭВП+ПГБ разной степени вытяжки, выявил, что облучение ориентированных образцов сначала приводит к росту степени кристалличности ПЭВП как чистого, так и компонента смеси. Как известно, структурные перестройки при облучении образцов: изменение содержания выпрямленных цепей в полимере и их кристаллизацию вызывает процесс окисления. При облучении смеси степень кристалличности ПЭ повышается в большей степени по сравнению с чистым ПЭВП, за исключением образца с $l=8$ (табл. 1). Это может быть связано с большей скоростью окисления аморфных областей и, следовательно, окислительной кристаллизации,

сопровожающий этот процесс. С ростом длительности облучения степень кристалличности обоих компонентов начинает падать. С увеличением степени вытяжки этот эффект усиливается. При этом пик плавления ПГБ - компонента исчезает. Можно думать, что облучение образцов смеси разрушает кристаллическую структуру ПГБ, что влечет за собой разрушение кристаллитов ПЭ-компонента, т.е. в образцах существует взаимодействие компонентов на межмолекулярном уровне. Помимо степени кристалличности облучение приводит к снижению $T_{пл}$ ПЭ-компонента в смесях. При этом величины $T_{пл}$ в окисленных образцах с разной степенью вытяжки практически одинаковы. Т.е. величина падения $T_{пл}$ при больших степенях вытяжки в результате облучения больше, чем при малых ($\lambda = 4$ (табл. 1)), что свидетельствует о большей степени разрушения кристаллитов. Однако разрушение кристаллитов происходит на фоне докристаллизации аморфных областей, происходит разрушение крупных кристаллитов и формирование мелких с более низкой $T_{пл}$. Наличие этого процесса доказывает увеличение степени кристалличности ПЭ-компонента в смеси по сравнению с необлученными образцами. Причем разница в значениях степени кристалличности при сравнении облученных и необлученных образцов с $\lambda = 6$ и 8, меньше, чем у образца с $\lambda = 4$ (табл. 1). Этот факт указывает на то, что в образцах с высокой степенью вытяжки разрушение кристаллитов происходит с большей скоростью, чем в образцах с малой степенью вытяжки. Т.е. чем теснее контакт ПЭ и ПГБ (в образцах с большей степенью вытяжки), тем быстрее разрушаются кристаллиты. Тот факт, что разрушение кристаллитов происходит на фоне окислительной кристаллизации, подтверждается данными таблицы 1. Из них видно, что $T_{кр}$ при облучении смесевых образцов не изменяется, в то же время $T_{пл}$ падает. Падение температуры плавления означает разрушение кристаллитов, но это должно приводить к падению $T_{кр}$. Однако в нашем случае $T_{кр}$ не меняется, что может быть при одновременном протекании разрушения кристаллитов и окислительной кристаллизации. Таким образом, совокупность полученных данных по характеру изменения структуры в ходе ориентационной вытяжки смесей ПГБ-ПЭВП и их свойствам позволяет заключить, что ориентационная вытяжка смеси ПГБ-ПЭВП способствует увеличению совместимости компонентов и формированию межфазного слоя. Это в свою очередь приводит к изменению кинетики и механизма процессов деструкции, протекающих в смесях.