

УДК 678.8

А.Е. Сорокин¹, М.В. Горошков², А.В. Наумкин²,
Г.Ф. Зюзина³, В.А. Соловьева², А.П. Краснов²

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА И УСЛОВИЙ ПЕРЕРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ПОЛИАРИЛАТА

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-32-38

Показано, что переработка высокомолекулярного полиарилата характеризуется деструктивно-структурирующими процессами с преобладанием гидролитической деструкции, что приводит к снижению молекулярной массы и в то же время улучшает однородность полимера в случае экструзии. Снижение содержания низкомолекулярной фракции полимера при экструдировании и коэффициента полидисперсности с 5,5 до 2,7 повышает теплостойкость и стабилизирует термофрикционные показатели материала. Переработка «высокомолекулярного» полиарилата ($\geq 150 \cdot 10^3$ а.е.м.) в инертной среде (Ar) способствует повышению теплостойкости, снижению и стабилизации показателя коэффициента трения при термофрикционном воздействии.

Ключевые слова: полиарилат, прессование, экструзия, переработка в инертной среде, трение, износ, молекулярная масса, теплостойкость.

A.E. Sorokin¹, M.V. Goroshkov², A.V. Naumkin²,
G.F. Zyuzina³, V.A. Soloviova², A.P. Krasnov²

INFLUENCE OF METHOD AND PROCESSING CONDITIONS ON PROPERTIES OF POLYARYLATE

The paper shows that the processing of high molecular weight polyarylate is characterized by destructive structuring processes with predominantly hydrolytic degradation, which leads to reduction of molecular weight and, simultaneously, improves polymer homogeneity during extrusion. Reduction of low molecular weight polymer fraction during extrusion and polydispersity index from 5,5 to 2,7 increases heat resistance and stabilizes thermofriction properties of the material. The processing of «high molecular» polyarylate ($\geq 150 \cdot 10^3$ a.m.u.) in an inert environment (Ar) promotes to increase heat resistance, reduce and stabilize friction ratio under thermofrictive influence.

Keywords: polyarylate, pressing, extrusion, processing in an inert environment, friction, wear, molecular weight, heat resistance.

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

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт элементоорганических соединений им. А.Н. Несмеянова Российской академии наук [Federal state budgetary institution of science A.N. Nesmeyanov Institute of Organoelement Compounds of Russian Academy of Sciences]; e-mail: larina@ineos.ac.ru

³Федеральное государственное унитарное предприятие «Федеральный научно-производственный центр «Прибор» [Federal state unitary enterprise «Federal research and production center «Pribor»]; e-mail: zuzinaGP@gmail.com

Введение

Полимерные термопластичные материалы, обладающие высокими эксплуатационными и функциональными показателями, находят широкое применение в авиационной, специальной технике и других областях народного хозяйства, в том числе в деталях и конструкциях, изготавливаемых методами 3D-печати [1–7]. Одним из классов таких полимеров являются ароматические полиарилаты, которые имеют ценный комплекс свойств, сочетающий высокие прочностные и антифрикционные

характеристики с теплостойкостью, огнестойкостью и стойкостью к УФ излучению [8, 9].

В СССР синтез первых полиарилатов на основе ароматических дикарбоновых кислот был проведен в ИНЭОС РАН В.В. Коршаком и С.В. Виноградовой с сотрудниками в 1958 г. [9]. В последующие годы сотрудниками института был разработан ряд методов синтеза полиарилатов. Наиболее перспективным из них является поликонденсация дихлорангидридов дикарбоновых кислот с двухатомными фенолами, которая

проводится высокотемпературной поликонденсацией в растворе или межфазным путем [10].

В 1970-х гг. в ряде стран полиарилаты широко использовали для изготовления конструкционных изделий и изделий бытового назначения. Выпускались литьевые полиарилаты с молекулярной массой $M_w \leq 60000$ а.е.м. марок: Д и ДВ серий (в СССР), U-polymers (компания Unitica Ltd, Япония [11]), гибридные полиэфиры марки Dagon 40 (компания DSM, США) [12], PAE-1 (компания Dynamite Noble [13]). Полиарилаты также применяли для изготовления смесевых композиций [14–16], терлостойких добавок, мембран и т. п. [17, 18]. Во ФГУП «ВИАМ» полиарилат был опробован в качестве термопластичной добавки в эпоксидное связующее для повышения ударной вязкости полимера. Полученные композиции на основе эпоксидной смолы при введении полиарилата приобретали требуемый комплекс технологических свойств [19].

В настоящее время в связи с организацией производства полиарилата марки ДВ с повышенной молекулярной массой ($M_w \geq 150000$ а.е.м.), его использование вновь стало перспективным. Изделия из этого материала характеризуются сочетанием высоких физико-механических показателей с улучшенными термофрикционными характеристиками [20].

Целью данной статьи является исследование влияния метода и условий переработки высокомолекулярных марок полиарилата ДВ на его термомеханические и трибологические показатели.

Работа выполнена в рамках реализации стратегического направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [21, 22].

Материалы и методы

В качестве базового материала для исследований выбран полиарилат марки ДВ производства НПО «Полимерсинтез» (г. Владимир), синтезированный водозмульсионной поликонденсацией из бисфенола А и эквимольной смеси хлорангидридов изо- и терефталевых кислот.

Образцы для исследования получены методом прямого компрессионного прессования из порошкового материала при температуре 330°C. Для проведения термофрикционных исследований использовали модифицированную машину торцевого трения типа И-47К54. Исследуемый образец представлял собой диск диаметром 22 мм и высотой 1,5 мм; контртело из стали 3Х13 – втулка с внешним диаметром 22 мм, внутренним диаметром 12 мм и толщиной 7 мм. Измерение температуры в зоне фрикционного контакта производили на расстоянии 1 мм от поверхности контртела с помощью термопары. Исследования проходили по единой для всех образцов методике при скоро-

сти скольжения 0,5 м/с, удельном давлении 0,05 МПа и скорости нагрева 5°C/мин.

Для термомеханических испытаний использовали пластометр ПП-1 [13]. Исследуемый образец представлял собой таблетку диаметром 6 мм и толщиной ~1 мм. Испытания образцов проводили при удельном давлении 10 МПа и скорости нагрева 10°C/мин.

Параметры молекулярно-массового распределения (ММР) определяли методом гелепроникающей хроматографии. Хроматографическая система оснащена насосом фирмы Клапе модель 64 HPLC 64, УФ детектором фирмы Milton Roy и хроматографической колонкой PL GEL 5u MIXC, 300×7,5 mm. В качестве растворителя использовали тетрагидрофуран. Процесс проводили при скорости элюирования 1 мл/мин, концентрации пробы в растворе 1 г/дл, объеме вводимой пробы 100 мкл, температуре 25°C. Для калибровки хроматографической системы использовали эталонный образец полистирола фирмы Waters, который имел узкое молекулярно-массовое распределение: $P=M_w/M_n=1,03$, где M_w – среднемассовая молекулярная масса; M_n – среднечисловая молекулярная масса.

Анализ процессов, происходящих в полимере при механическом и термическом воздействиях, проводили с помощью ИК спектроскопии. ИК спектры регистрировали на спектрофотометре UR-20 в интервале волновых чисел от 400 до 4000 см⁻¹. Образцы порошкообразных композиций готовили таблетированием с KBr или осаждали в виде пленок из раствора полимера в хлороформе. Пики поглощения характеристических полос анализируемых соединений сверяли по атласу спектральных данных.

Рентгеновские фотоэлектронные спектры регистрировали на спектрометре XSAM800 фирмы Kratos (Великобритания). В качестве источника возбуждения применяли магниевый анод с энергией характеристического излучения Mg K_α, равной 1253,6 эВ. Мощность, выделяемая на аноде во время регистрации спектров, не превышала 90 Вт. Каждая линия спектра аппроксимирована гауссовым профилем или их суммой, а фон, обусловленный вторичными электронами и фотоэлектронами, испытанными потери энергии, – прямой линией. Измерения проводили при давлении ~5·10⁻¹⁰ Торр (~665·10⁻¹⁰ Па). Спектры регистрировали в режиме постоянного относительного разрешения по энергии. Фотоэлектронные спектры регистрировали с шагом 0,1 эВ. Энергетическую шкалу спектрометра калибровали по стандартной методике с использованием следующих значений энергий связи:

Элемент	Cu (2p _{3/2})	Ag (3d _{5/2})	Au (4f _{7/2})
Энергия связи, эВ	932,7	368,3	84,0.

Результаты и обсуждение Влияние способа переработки на свойства полиарилата

Переработка полиарилата марки ДВ сопровождается изменениями структуры, что влияет на комплекс его свойств. Термомеханическая кривая полиарилата в исходном состоянии состоит из двух участков: низкотемпературного (160°C) – до 30% деформации и вязкого течения – при более высокой деформации. Термомеханические кривые полиарилата после экструзии и прессования резко изменяются по сравнению с исходным полимером (рис. 1). Экструдированный полиарилат характеризуется более высоким значением температуры размягчения (175°C) по сравнению с исходным (160°C) и прессованным материалом (165°C). При переработке этими способами наблюдаются уменьшение диапазона вязкого течения и увеличение угла наклона кривых к оси абсцисс, что свидетельствует о повышении однородности и снижении вязкости расплава материала. Такие изменения в свойствах экструдированного и прессованного материала могут свидетельствовать о протекании химических превращений в полимере, происходящих в условиях его переработки и приводящих к изменению ММР в полимере.

Анализ молекулярно-массового распределения (рис. 2) полиарилата до и после переработки показывает, что экструдирование сопровождается снижением молекулярной массы в ~1,8 раза, а прессование – в ~2,6 раза. Процессы переработки материала приводят к снижению полидисперсности с 5,53 до 2,71 – при экструзии и до 2,96 – при прессовании. Процесс экструдирования сопровождается менее интенсивным снижением молекулярной массы полиарилата, чем при прессовании, что связано, вероятно, с более активным вовлечением низкомолекулярной фракции в химические процессы, возникающие при интенсивном смещении вязкотекучего материала (рис. 2). Активное деформирование, вероятно, сопровождается химическим взаимодействием макромолекул по концевым группам и по сложноэфирным связям, обеспечивающим более высокие характеристики ММР.

На термомеханические свойства полиарилата при экструзии положительно влияет и изменение строения образовавшейся низкомолекулярной фракции. На рис. 3 видно, что экструдированный материал содержит ~15% низкомолекулярной фракции с M_w до $2 \cdot 10^4$ а.е.м., а исходный ~12%. Однако в экструдированном полиарилате происходит изменение соотношения внутри низкомолекулярной фракции (НМФ): повышается количество более высокомолекулярной части (M_w – до $2 \cdot 10^4$ а.е.м.) – с 5 до 9%, по сравнению с исходным полимером, и снижается количество низкомолекулярной части (M_w – до 10^4 а.е.м.) – с 7,5 до 6%. Еще более значительная разница наблюдается

в составе НМФ экструдированного полимера (по сравнению с прессованным). В этом случае и общее количество низкомолекулярной части 25%, и ее внутренний состав 13% (M_w – до $2 \cdot 10^4$ а.е.м.) имеют увеличенное значение (по сравнению с экструдированным полимером).

Вероятно, наличие относительно высокой молекулярной массы в НМФ (M_w – до $2 \cdot 10^4$ а.е.м.) при низких значениях полидисперсности определяет более высокое значение температуры размягчения полимера.

Основные химические процессы, протекающие при переработке полиарилата марки ДВ, определяли методами ИК и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

Качественную оценку характера превращений полиарилата при переработке проводили с помощью ИК спектроскопии. Полученные ИК спектры (рис. 4) не имеют различий в типах пиков при сравнении образцов исходного порошкообразного, прессованного и гранулированного полиарилата. Результаты свидетельствуют об отсутствии возможного образования качественно новых химических связей и соединений при переработке материала.

Определение основных химических процессов, происходящих при прессовании полиарилата марки ДВ, проведено с помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии поверхности и зарегистрирован 1s спектр углерода (рис. 5). Исходя из расчета соотношения количеств углерода и кислорода, а также состояний, в которых находятся атомы углерода, построен смоделированный 1s спектр углерода для полиарилата марки ДВ (рис. 5, а). При таком подходе оказывается, что интенсивность пика группы O=C–O является завышенной, что указывает на присутствие в спектре состояний, связанных с поверхностными загрязнениями. Далее проведена оптимизация параметров пика группы O=C–O и пересчитаны интенсивности других пиков в соответствии с химической формулой. Полученный результат представлен на рис. 5, б, из которого следует, что ~15% атомов углерода принадлежит группе C–O–N, по-видимому, образовавшейся в процессе термоокислительной и гидролитической деструкции полимера. Таким образом, в процессе прессования полиарилата марки ДВ на поверхности полимерного образца происходит накопление гидроксильных групп, что связано с ее (поверхности) деструкцией. Это коррелирует с результатами молекулярно-массового распределения полиарилата марки ДВ до и после прессования (рис. 3).

Исследование трибологических свойств экструдированного и прессованного образцов проводили в режиме термофрикционных испытаний (рис. 6). Экструдированные образцы характеризуются более стабильным коэффициентом трения в широком температурном интервале –

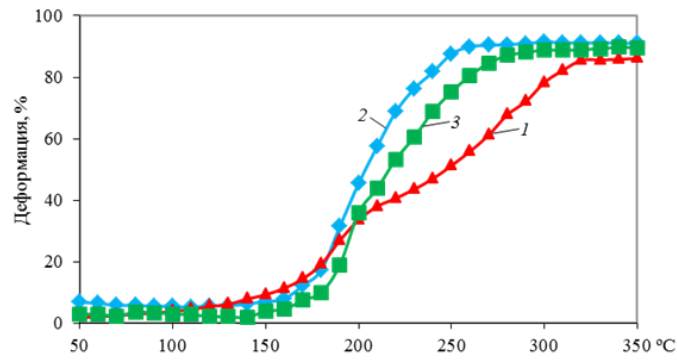


Рис. 1. Термомеханические кривые полиакрилата марки ДВ в исходном состоянии (1), прессованного (2) и экструдированного (3)

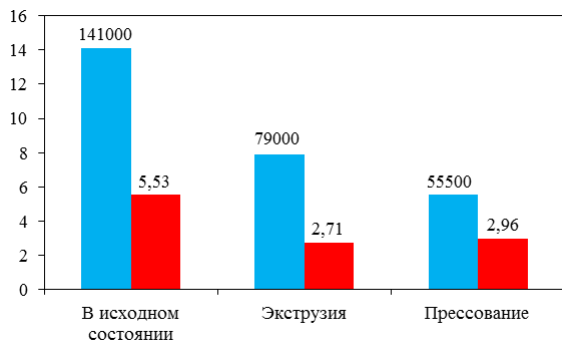


Рис. 2. Изменение молекулярной массы $M_w \cdot 10^4$ а.е.м. (■) и полидисперсности (■) полиакрилата марки ДВ до и после переработки

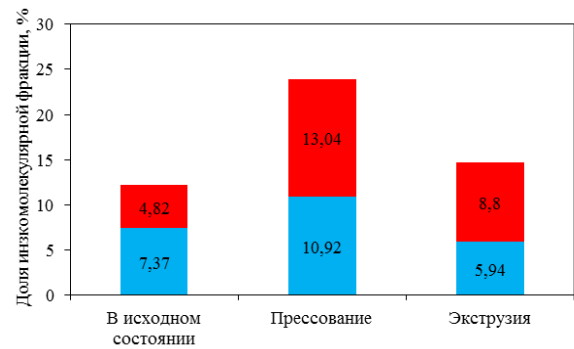


Рис. 3. Влияние способа переработки на состав низкомолекулярной фракции с молекулярной массой M_w до 10^4 а.е.м. (■) и фракции с M_w от 10^4 до $2 \cdot 10^4$ а.е.м. (■)

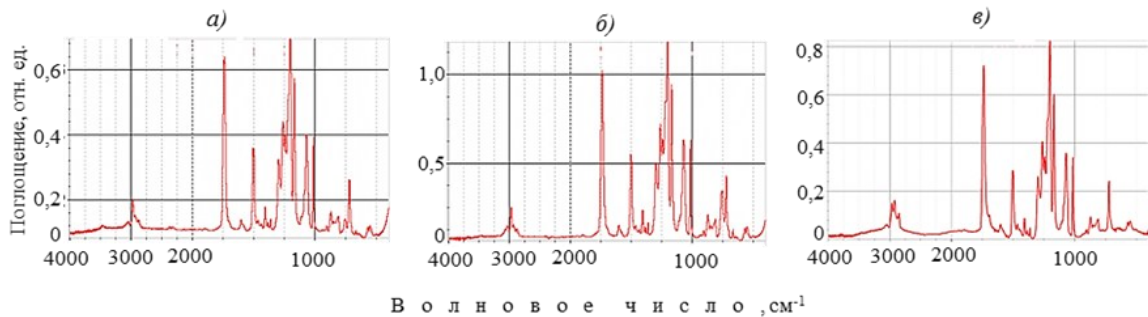


Рис. 4. ИК спектры полиакрилата марки ДВ в исходном состоянии (а), прессованного (б) и экструдированного (е)

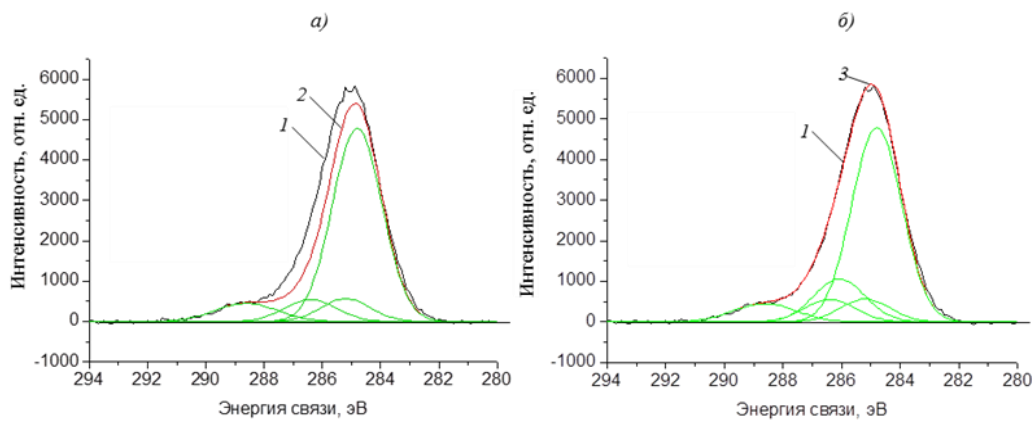


Рис. 5. Углеродный спектр 1s, полученный с помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии для прессованного полиакрилата марки ДВ (1), смоделированного (2) и оптимизированного спектров (3)

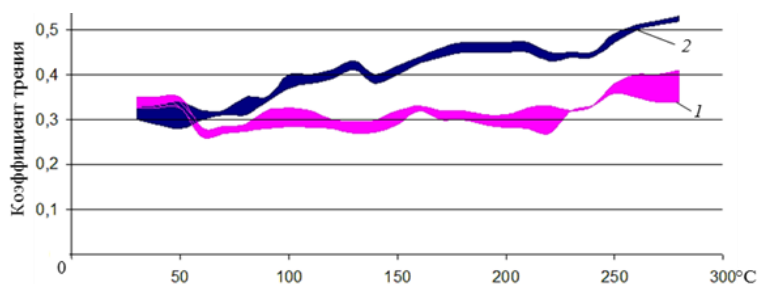


Рис. 6. Термофрикционные кривые образцов, прессованных из гранул (1) и порошка (2) полиакрилата марки ДВ

от комнатных температур до $\sim 230^{\circ}\text{C}$, в отличие от прессованных образцов, где скачкообразное повышение коэффициента трения проходит уже с $\sim 70^{\circ}\text{C}$. Вероятно, обеспечение стабильности трибологических характеристик осуществляется благодаря более высоким показателям ММР экструзионного полиакрилата (по сравнению с прессованными образцами).

Влияние переработки в инертной среде на свойства полиакрилата

Значительное изменение химического состава полиакрилата при переработке, обусловленное в первую очередь процессами гидролитической и термоокислительной деструкции, определило интерес к проведению его высокотемпературной технологической переработки в условиях инертной среды.

Важная особенность переработки полиакрилата в инертной среде (аргон) обнаружена при проведении термомеханических испытаний «высокомолекулярного» ($M_w=254 \cdot 10^3$ а.е.м. и $P=7,0017$) и «низкомолекулярного» ($M_w=132 \cdot 10^3$ а.е.м. и $P=4,9812$) полиакрилатов (рис. 7).

Температура размягчения «высокомолекулярного» полиакрилата составляет $\sim 160^{\circ}\text{C}$ при прессовании на воздухе и $\sim 170^{\circ}\text{C}$ – в инертной среде, для «низкомолекулярного» полиакрилата – соответственно ~ 180 и $\sim 190^{\circ}\text{C}$. Вероятно, пониженное значение температуры размягчения «высокомолекулярного» полимера вызвано широким молекулярно-массовым распределением ($P=7,0017$). Наличие в этом образце значительных количеств НМФ приводит к более четко выраженному пере-

гибу на термомеханической кривой. Ранее (рис. 1) показано, что при экструзии (в отличие от прессования) происходит перестройка структуры полиакрилата. При высокотемпературной переработке происходят изменения, приводящие к исчезновению «перегиба» на термомеханической кривой. У «низкомолекулярного» образца перегиб на термомеханической кривой выражен менее четко, что, вероятно, связано с меньшей полидисперсностью полимера.

Характер термомеханических кривых, полученных на плоскостном пластометре, свидетельствует о резком увеличении в обоих случаях вязкости при температуре 300°C (испытание в среде аргона), в то время как у образцов, отпрессованных на воздухе, продолжает возрастать деформация, что может свидетельствовать о развитии окислительно-деструктивных и обменных процессов при испытании в воздушной среде. Вероятно, деструкции в основном подвержена НМФ, и при прессовании образца в среде аргона интенсивность деструкции этой фракции снижается. В то же время НМФ обладает низкой вязкостью расплава и повышенной реакционной способностью, так как ее концевые группы не блокированы. В результате образцы, отпрессованные в среде аргона, при термомеханических испытаниях имеют пониженную деформацию (по сравнению с образцами, испытанными в воздушной среде) благодаря формированию разветвленной структуры. Причем для полимера с высокой молекулярной массой в среде аргона наблюдается большая величина недеформируемой части.

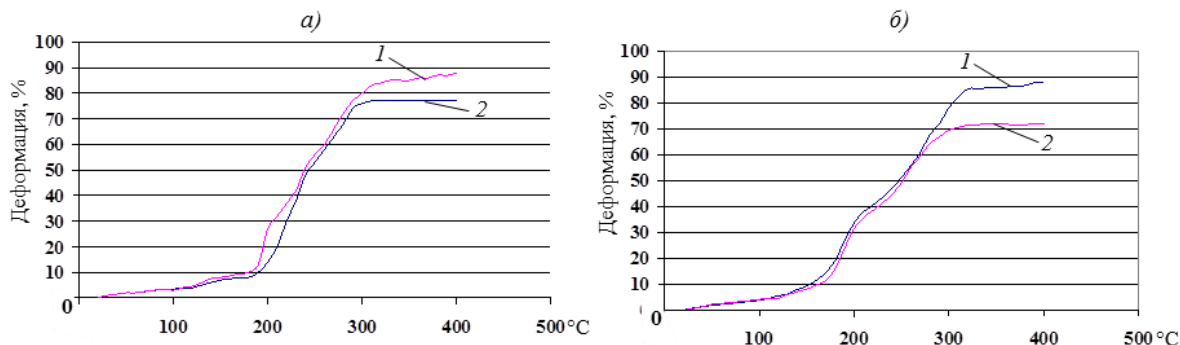


Рис. 7. Термомеханические кривые образцов «высоко-» (а) и «низкомолекулярных» (б) полиакрилатов, прессованных на воздухе (1) и в аргоне (2)

Трибологические свойства полиарилата

Полиарилат	Среда прессования	Среда испытания	Продолжительность испытания, ч	Температура нагрева фракции, °С	Коэффициент трения	Износ образца за 1 ч, г
«Высокомолекулярный»	Воздух	Воздух	1	56	0,45–0,69	0,0008
			2	48	0,45–0,66	0,0006
	Аргон	Воздух	1	52	0,48–0,6	0,0018
			2	52	0,24–0,33	0,0006
	Аргон	Аргон	1	45	0,3–0,36	0,0016
			2	45	0,24–0,3	0,0011
«Низкомолекулярный»	Воздух	Воздух	1	47	0,18–0,36	0,0042
			2	44	0,18–0,24	0,0035
	Аргон	Воздух	1	41	0,33–0,36	0,0036
			2	45	0,21–0,3	0,0022
	Аргон	Аргон	1	52	0,36–0,45	0,0034
			2	48	0,24–0,3	0,0042

При исследовании влияния различных факторов на характер трения «низко»- и «высокомолекулярного» полиарилатов проведено сравнение коэффициентов трения, величин весовых износов и термофрикционных зависимостей образцов: отпрессованных и испытанных на воздухе, отпрессованных в среде аргона и испытанных на воздухе, отпрессованных и испытанных в среде аргона (см. таблицу).

Как видно из данных таблицы, прессование и испытание на трение в среде аргона

«высокомолекулярного» полиарилата приводят к снижению температуры саморазогрева и коэффициента трения, в то время как износ образца увеличивается. Такое поведение материала подтверждает отсутствие деструкции и наличие процессов диффундирования НМФ на поверхность при прессовании в среде аргона. В результате НМФ работает как расходоуемая смазка в процессе трибологических испытаний.

В случае «низкомолекулярного» полиарилата неоднородность его структуры выражена менее

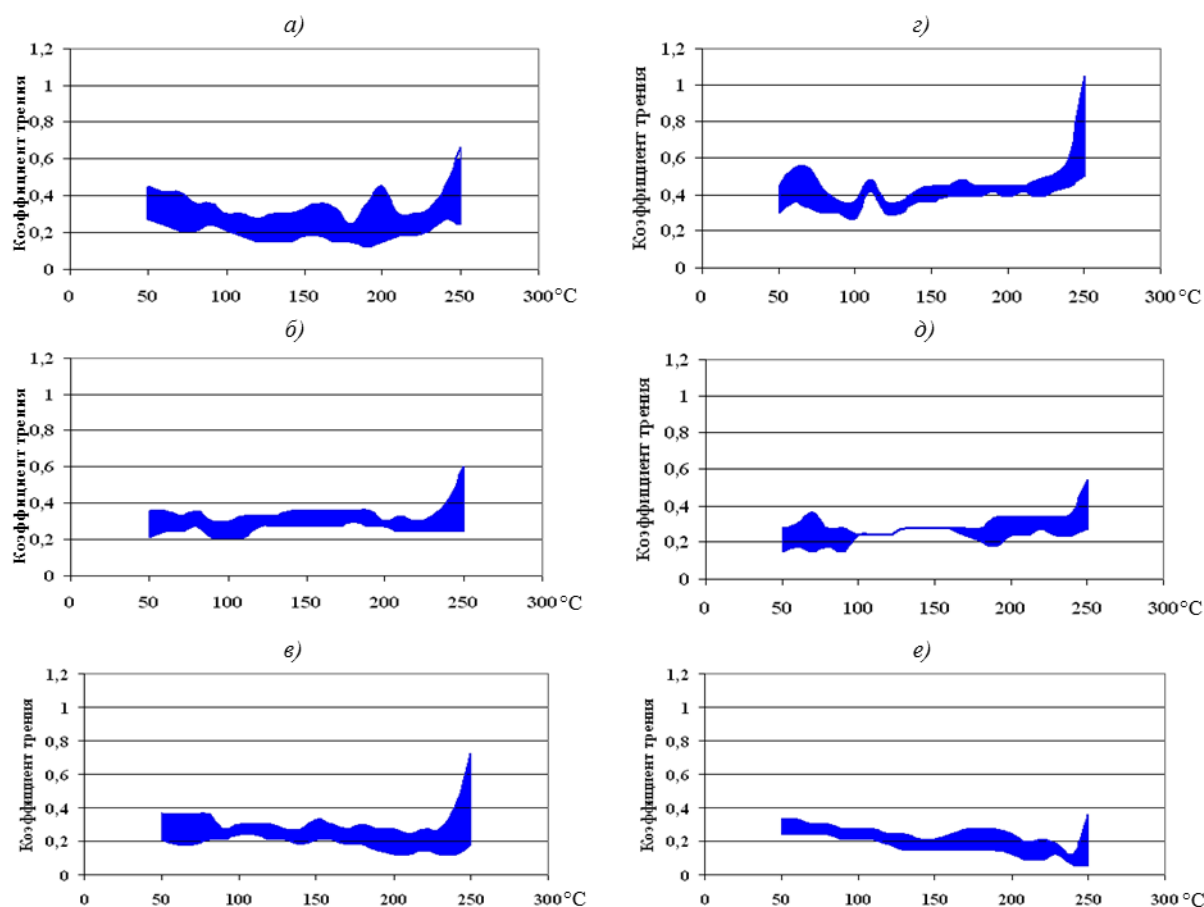


Рис. 8. Термофрикционные кривые полиарилатов «низко» (а–в) и «высокомолекулярного» (г–е) строения: а, г – прессование и испытание в воздушной среде; б, д – прессование в среде аргона, испытание в воздушной среде; в, е – прессование и испытание в среде аргона

ярко, что снижает интенсивность процессов диффузии НМФ на поверхность образца при прессовании. В результате прессование в среде аргона препятствует деструкции более высокомолекулярных фракций полимера, что увеличивает его жесткость. Это приводит к увеличению температуры саморазогрева и коэффициента трения полимера при сохранении значения износа на одном уровне. Следует также отметить, что у «низкомолекулярного» полиарилата износ в 3–4 раза выше, чем у «высокомолекулярного» полиарилата, что свидетельствует о смещении ММР поверхности полимера в сторону более низких значений молекулярной массы.

Термофрикционные кривые (рис. 8) показывают, что прессование в аргоне приводит к снижению и стабилизации коэффициента трения. Испытание на трение в аргоне образцов, предварительно отпрессованных в среде инертного газа, также способствует снижению и стабилизации коэффициента трения, что, по-видимому, связано со снижением интенсивности протекания окислительно-деструктивных процессов.

Следует отметить, что «низкомолекулярный» полиарилат характеризуется более высоким значением и амплитудой колебания коэффициента тре-

ния при термофрикционных испытаниях по сравнению с «высокомолекулярным» полиарилатом.

Заключения

Установлено, что процесс переработки полиарилата марки ДВ сопровождается термоокислительной и гидролитической деструкциями, обуславливающими снижение молекулярной массы, но в то же время приводящих к уменьшению ширины молекулярно-массового распределения.

Интенсивные сдвиговые деформации при перемешивании реакционной массы полиарилата при переработке экструзией способствуют снижению содержания низкомолекулярной фракции в полимере, что приводит к повышению теплостойкости и стабилизации термофрикционных показателей материала.

Переработка «высокомолекулярного» полиарилата в инертной среде (аргон) способствует повышению его теплостойкости, снижению и стабилизации значений коэффициента трения при термофрикционных испытаниях. Для «низкомолекулярного» полиарилата переработка в среде аргона не оказывает значительного влияния на трибологические показатели.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение: итоги и перспективы // Вестник Российской академии наук. 2002. Т. 72. №1. С. 3–12.
2. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. №1. С. 36–39.
3. Платонов М.М., Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Барботько С.Л. Полимерная композиция на основе полидодекалактама для технологии 3D-печати расплавленной полимерной нитью // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №10. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.05.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-9-9.
4. Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Сапего Ю.А., Платонов М.М. Реологические свойства термопластичной композиции на основе поликарбоната: зависимость от температуры переработки; влияние на механические характеристики и размерную стабильность объектов, созданных по FDM-технологии // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №4 (52). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.05.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-4-9-9.
5. Петрова Г.Н., Бейдер Э.Я. Литые термопластичные материалы авиакосмического назначения // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. №1. С. 41–45.
6. Платонов М.М., Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Барботько С.Л. Оптимизация состава полимерной композиции с пониженной пожарной опасностью на основе поликарбоната для технологии 3D-печати расплавленной полимерной нитью // Известия высших учебных заведений. Сер.: Химия и химическая технология. 2017. Т. 60. №1. С. 87–94.
7. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Перфилова Д.Н. Полимерные композиционные материалы на термопластичной матрице // Известия высших учебных заведений. Серия: Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. №10. С. 61–71.
8. Коршак В.В., Виноградова С.В. Полиарилаты. М.: Наука, 1964. 72 с.
9. Аскадский А.А. Физико-химия полиарилатов. М.: Химия, 1968. 216 с.
10. Виноградов С.В., Васнев В.А. Поликонденсационные процессы и полимеры. М.: Наука, МАИК «Наука/Интерпериодика», 2000. 373 с.
11. Tabuti Nobuhide. Polyarylates «U-polymers» // Japan Energy and Technology Intelligence. 1986. Vol. 6. P. 69–72.
12. Mapleston B.Y. Polyesters: properties spectrum in broadening // Modern Plastic International. 1993. Vol. 7. P. 26–27.
13. Burya A.I., Chigvintseva O.P. The influence of carbon fibre content on the tribological properties of polyarylate based composites materials // Science in China (Series A). 2001. Vol. 44. P. 281–286.
14. Tae Oan Ahn, Byeong Uk Nam, Muyoung Lee, Han Mo Jeong. Miscibility of polyarylate copolymers with poly(styrene-co-acrylonitrile) // Polymer. 1997. Vol. 38. P. 577–580.
15. Jyongsik Jang, Jongseob Won. Crystallisation and phase behaviour of poly(butylene terephthalate)/polyarylate blends // Polymer. 1998. Vol. 39. P. 4335–4342.
16. Bastida S., Eguiazabal J.I., Nazabal Etxeberria J. Phase and mechanical characterization of poly(ether imide)/polyarylate injection moulded blends // European Polymer Journal. 1996. Vol. 32. P. 1229–1234.
17. Paul D.R., Pixton M.R. Polyarylate gas separation membranes // Macromolecular Symposia. 1997. Vol. 118. P. 401–406.
18. McCaig M.S., Paul D.R. Effect of film thickness on the changes in gas permeability of a glassy polyarylate due to physical aging. Part I. Experimental observations // Polymer. 2000. Vol. 41. P. 629–637.
19. Чурсова Л.В., Душин М.И., Коган Д.И., Панина Н.Н. и др. Пленочные связующие для RFI-технологии // Российский химический журнал. Т. LIV. №1. 2010. С. 63–66.
20. Зюзина Г.Ф. и др. Трибологические свойства модифицированного литьевого полимера-полиарилата // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2010. №4. С. 17–22.
21. 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.
22. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.