

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и
медицинской химии Российской академии наук

На правах рукописи

Черепанов Иван Александрович

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОТКОЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ
И УДАРНУЮ СЖИМАЕМОСТЬ ПОЛИМЕРОВ
В СЛАБЫХ УДАРНЫХ ВОЛНАХ**

1.3.17 Химическая физика, горение и взрыв, физика экстремальных состояний
вещества

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель: к.ф.-м.н. Савиных А.С.

Черноголовка– 2026

Оглавление

Список сокращений и условных обозначений.....	4
Введение.....	5
ГЛАВА 1 ЭВОЛЮЦИЯ УДАРНЫХ ВОЛН В ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ.....	11
1.1 Одномерное сжатие конденсированных сред	11
1.2 Откольное разрушение твердых тел	16
1.3 Волновые взаимодействия при ударном сжатии полимеров	20
1.4 Физико-химические свойства некоторых полимерных материалов, в том числе при ударном воздействии	23
1.4.1 Поликарбонаты.....	23
1.4.2 АБС-пластик.....	26
1.4.3 Сверхвысокомолекулярный полиэтилен	28
1.5 Температурный фактор при ударно-волновом нагружении.....	30
1.6 Заключение к главе 1	37
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА.....	38
2.1 Методы генерации плоских ударных волн	38
2.2 Лазерный Доплеровский измеритель скорости VISAR	42
2.3 Метод регистрации профилей скорости свободной поверхности полимерных материалов в широком диапазоне температур.....	47
2.4 Экспериментальные способы измерения ударной адиабаты	51
2.4 Методы измерений откольной прочности твердых тел.....	57
2.5 Заключение к главе 2	59
ГЛАВА 3 СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОЛИКАРБОНАТА В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ	60
3.1 Постановка задачи	60
3.2 Анализ волновых профилей образцов поликарбоната при повышенных температурах. Влияние температуры на откольную прочность	63
3.3 Определение ударной сжимаемости поликарбоната при повышенных температурах	66

3.4 Определение откольной прочности поликарбоната и скорости деформирования поликарбоната в волне сжатия	71
3.5 Заключение к главе 3	75
ГЛАВА 4 ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АБС-ПЛАСТИКА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ НАЧАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	77
4.1 Постановка экспериментальной задачи.....	77
4.2 Результаты измерений полных волновых профилей образцов АБС-пластика.....	79
4.3 Ударная сжимаемость АБС-пластика	83
4.4 Откольная прочность и скорость деформирования перед откольным разрушением образцов АБС-пластика.....	85
4.5 Заключение к главе 4	87
ГЛАВА 5 УДАРНАЯ СЖИМАЕМОСТЬ И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТ -120 ДО 145°С	89
5.1 Постановка экспериментальной задачи.....	89
5.2 Определение ударных адиабат СВМПЭ.....	93
5.3 Критические растягивающие напряжения в СВМПЭ и ПЭВП при отколе	97
5.4 Заключение к главе 5	106
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	108
Список литературы	110

Список сокращений и условных обозначений

АБС	акрилонитрил бутадиен стирол
ВВ	взрывчатое вещество
ДСК	дифференциальная сканирующая калориметрия
ПБТ	полибутилентерефталат
ПММА	полиметилметакрилат
ПТФЭ	политетрафторэтилен
ПЭВП	полиэтилен высокой плотности
СВМПЭ	сверхвысокомолекулярный полиэтилен
ФЭУ	фотоэлектронный умножитель
VISAR	Velocity interferometer system for any reflector
c_1	продольная скорость звука
c_b	объемная скорость звука
$\dot{\epsilon}$	скорость деформирования
h	толщина образца, ударника
σ_{sp}	откольная прочность
T_g	степень кристалличности
Δu_{fs}	декремент скорости
u_p	массовая скорость
U_s	скорость ударной волны

Введение

Актуальность темы

Благодаря относительной простоте получения, а также присущим эксплуатационным характеристикам полимеры повсеместно заменяют многие привычные материалы. Сочетание различных свойств, в особенности: низкой плотности, прозрачности, высокой механической прочности и химической стойкости дают конкурентное преимущество перед металлами или керамиками. По этой причине полимерные материалы на сегодняшний день активно используются в авиационной технике, космических аппаратах, а также в качестве конструкционных материалов, в тех областях, где могут быть подвержены высокоскоростным ударам. Среди ряда ударопрочных полимерных материалов отдельно можно выделить поликарбонат и сверхвысокомолекулярный полиэтилен, которые часто применяются в качестве бронезащиты, а также АБС-пластик с возможностью «напечатать» из него многие конструкционные изделия.

Одной из ключевых особенностей полимерных материалов является их высокая чувствительность к температуре, что существенно влияет на прочностные характеристики и, как следствие, на эксплуатационные свойства изделий из полимеров. Поэтому важной фундаментальной проблемой является вопрос о влиянии температуры, в том числе в области перехода из стеклообразного в высокоэластичное состояние (температуры стеклования) или плавления на прочностные характеристики полимерных материалов при высокоскоростном нагружении [1]. В связи с этим задачи изучения свойств полимеров при интенсивных динамических нагрузках, необходимых для построения адекватных моделей их поведения при высоких скоростях деформирования в широком диапазоне температур являются на сегодняшний день важными и актуальными.

Еще одна причина исследования температурных зависимостей для полимеров заключается в схожести их поведения выше температуры

стеклования с теоретическими моделями при высоких скоростях деформации неньютоновских жидкостей. Использование при высокоскоростном ударе таких материалов в качестве жидких бронежилетов повышают актуальность работы [2].

Степень разработанности темы исследования

Влияние температуры на характеристики материалов при динамическом нагружении в основном изучено для металлов и сплавов. Известно [3], что для некоторых металлов рост температуры приводит к т.н. атермическому упрочнению, связанному с увеличением тепловых колебаний атомов, приводящих к торможению распространения дислокаций и, как следствие, к аномальному росту предела упругости. С другой стороны, температура влияет на величину откольной прочности, снижая сопротивляемость растягивающим напряжениям при откольном разрушении [2].

Влиянию температуры на прочностные характеристики полимерных материалов посвящено относительно небольшое количество работ. Отмечается, что рост температуры, как правило, приводит к снижению значений величин различных механических характеристик полимеров, таких как, например, предел прочности [4], предел текучести [5–7] и модуль Юнга [6, 7]. Рост температуры влияет также на уменьшение скорости деформирования [8] и на коэффициенты ударной адиабаты [9]. При этом большинство из существующих работ относятся к статическим или квазистатическим условиям нагружения, при скоростях деформирования меньше 10^2 с^{-1} .

Особое внимание из-за недостаточности экспериментальных данных стоит уделить оценке сопротивляемости полимерных материалов высокоскоростному удару при температуре близкой к температуре стеклования полимера и выше после его перехода из стеклообразного состояния в высокоэластичное. Такое исследование было проведено для

полиметилметакрилата [10], где были построены ударные адиабаты, а также исследована сопротивляемость сжимающим и растягивающим напряжениям при различных начальных температурах.

Цель работы: определить влияние температуры, процессов стеклования и плавления на прочностные свойства ударопрочных полимерных материалов: поликарбоната, АБС-пластика и сверхвысокомолекулярного полиэтилена.

В соответствии с поставленной целью решались следующие **задачи:**

1. Отработать методику ударно-волнового нагружения полимерных материалов для определения ударной сжимаемости при различных начальных температурах.
2. Отработать методику ударно-волнового нагружения полимерных материалов для измерения критических растягивающих напряжений в условиях откольного разрушения при различных начальных температурах.
3. Провести измерения ударных адиабат в виде U_S-u_p в широком начальном температурном диапазоне образцов поликарбоната, АБС-пластика и СВМПЭ.
4. Провести эксперименты по динамическому нагружению образцов поликарбоната, АБС-пластика и СВМПЭ с целью измерения величины откольной прочности при различных начальных температурах.
5. Провести анализ полученных экспериментальных данных и оценить влияние температуры на динамические характеристики изученных полимерных материалов.

Научная новизна результатов

Предложены и отработаны экспериментальные схемы нагрева и охлаждения при высокоскоростном деформировании полимеров с

одновременной регистрацией профилей скорости свободной поверхности полимерных материалов в широком температурном диапазоне.

Впервые получены данные об ударной сжимаемости и откольной прочности поликарбоната, АБС-пластика и СВМПЭ при напряжениях сжатия до 1.3 ГПа в области повышенных и отрицательных температур, в которых реализуются различные состояния полимеров.

Теоретическая и практическая значимость результатов работы

Полученные в работе экспериментальные данные по ударной сжимаемости и откольной прочности исследованных полимеров в широком диапазоне давлений и температур могут быть использованы для построения моделей деформирования и разрушения полимерных материалов, а также для расчетов сопротивления растягивающим напряжениям в конструкционных изделиях.

Методология и методы, использованные в диссертационной работе

Метод исследований основан на регистрации и последующем анализе полных волновых профилей скорости свободной поверхности исследуемых образцов при различных начальных температурах и максимальных напряжениях сжатия в процессе высокоскоростного удара. Физико-химические свойства исследуемых образцов определяли с использованием ДСК, рентгеноструктурного анализа, оптической микроскопии, гидростатического взвешивания и акустического анализа.

Положения, выносимые на защиту:

- 1) Методика измерения растягивающих напряжений для полимерных материалов при ударно-волновом нагружении в широком температурном диапазоне, включая отрицательные температуры.
- 2) Снижение откольной прочности полимеров с ростом температуры с ключевым влиянием переходов через области стеклования и плавления.

- 3) Отсутствие однозначной корреляции наклона ударных адиабат (в виде зависимости скорости ударной волны от массовой скорости) с ростом температуры при снижении свободного члена адиабаты, определяемого скоростью звука при нулевом давлении.
- 4) Неоднородность откольного разрушения термопластов: характер разрушения и крутизна откольного импульса зависят от внутренней структуры и физического состояния, в котором находится полимер.

Личный вклад автора. Экспериментальные исследования, в том числе, постановка задач, проведение измерений, регистрация и анализ волновых профилей, создание и модернизация экспериментальных «сборок» проведены автором лично или при его непосредственном участии. Записи кривых дифференциальной сканирующей калориметрии выполнены в лаборатории инженерного материаловедения ФФФХИ МГУ имени Ломоносова Комовым Е.В. и Марясева А.В., а также в лаборатории полимерных резистов ФИЦ ПХФ и МХ РАН Черняевым Д.А. Рентгеновская дифрактометрия выполнена руководителем группы химии импульсных воздействий ФИЦ ПХФ и МХ РАН Жуковым А.Н. Образцы АБС-пластика были подготовлены в научно-исследовательском центре СИБУР ПолиЛаб, образцы СВМПЭ подготовлены в лаборатории механики полимерных композиционных материалов ИФПМ СО РАН Алексенко В.О.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность представленных экспериментальных результатов опирается на воспроизводимость массива данных, полученных при ударно-волновом нагружении исследуемых образцов полимерных материалов с использованием апробированного метода регистрации профилей скорости свободной поверхности VISAR и последующем анализе волновых профилей, а также не противоречит данным из литературы.

По материалам диссертации опубликовано 6 печатных работ, из них 3 статьи в рецензируемом научном издании, рекомендованном ВАК [11-13], 3 тезисов докладов.

Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на Международной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Ломоносов» (г. Москва, 2025), Школе молодых ученых «Закономерности критичности при многомасштабной фрагментации керамик в широком диапазоне интенсивностей нагружения» (г. Пермь, 2024, online), I Всероссийской школе по газодинамике и физике взрыва Национального центра физики и математики (г. Саров, 2023); LXIV Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (г. Екатеринбург, 4 – 8 апреля 2022).

Структура диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения и списка литературы. Работа изложена на 121 странице. Содержит 53 рисунка и 3 таблицы. Список литературы включает 109 библиографических наименований.

ГЛАВА 1

ЭВОЛЮЦИЯ УДАРНЫХ ВОЛН В ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

(обзор литературы)

В данной главе рассмотрены основные принципы физики ударных волн. Также рассматривается влияние температуры на свойства материалов при ударно-волновом нагружении и изложены основные физико-химические свойства исследуемых полимеров, в том числе их поведение при ударном воздействии.

1.1 Одномерное сжатие конденсированных сред

Ударно-волновое нагружение веществ часто рассматривают, как одномерное движение среды. При этом описание такого движения можно выразить с использованием системы уравнений, включающей законы сохранения массы, количества движения и энергии, а также уравнения состояния вещества – соотношения, связывающие величины P , V , E [14]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial \rho u_p}{\partial x} = 0 \quad (1.1)$$

$$\rho \frac{\partial u_p}{\partial t} + \rho u \frac{\partial u_p}{\partial x} = -\frac{\partial P}{\partial x} \quad (1.2)$$

$$\frac{dE}{dx} = -P \frac{\partial V}{\partial t} \quad (1.3)$$

$$P = P(V, E), \quad (1.4)$$

где t – время, x – Эйлера координата, ρ – плотность, V – единичный объем, u_p – скорость вещества, E – внутренняя энергия, P – напряжение сжатия по оси x (силы, обусловленные вязкостью, релаксацией напряжением и т.д.).

Интегрирование уравнений на ударном скачке (1.1) – (1.3) приводит к следующим соотношениям:

$$\rho(U_s - u_p) = \rho_0(U_s - u_0) \quad (1.5)$$

$$P - P_0 = \rho_0(U_s - u_0)^2(V_0 - V) = \rho_0(U_s - u_0)(u_p - u_0) \quad (1.6)$$

$$E - E_0 = \frac{(P+P_0)(V_0-V)}{2} \quad (1.7)$$

где U_s – скорость распространения ударной волны относительно невозмущенной среды, индекс “0” указывает на невозмущенное состояние среды [15]. Под ударной волной будем подразумевать скачок параметров вещества, характеризующих состояние среды в каждой точке пространства и их изменение при распространении фронта возмущения. Сравнивая напряжения за и перед фронтом ударной волны, можно принять начальное давление равным нулю. Также равной нулю можно считать скорость частиц невозмущенной среды [15]. С учетом этого уравнения (1.5–1.7) примут вид:

$$V = V_0 \frac{U_s - u_p}{D} \quad (1.8)$$

$$P = \rho_0 U_s u_p \quad (1.9)$$

$$E = E_0 + \frac{P(V_0 - V)}{2} \quad (1.10)$$

Система соотношений (1.8–1.10) совместно с уравнением состояния определяют его ударную адиабату [15]. Ударная адиабата – это совокупность всех возможных состояний, которые возникают при сжатии вещества ударными волнами различной интенсивности [16]. При этом каждое из возможных состояний можно получить только в одном эксперименте, поэтому при известных начальных характеристиках материала до прохождения ударного фронта можно оценить состояние вещества за ударной волной.

В области умеренных давлений ударные адиабаты конденсированных сред как правило описываются соотношением вида [15]:

$$U_s = c_0 + b u_p \quad (1.11)$$

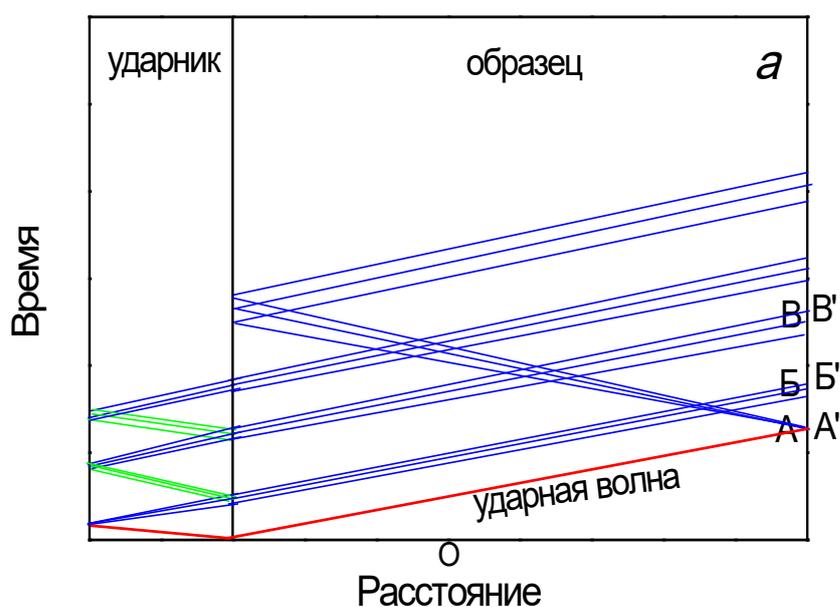
здесь c_0 – скорость звука при нулевом давлении, b – коэффициент, определяющий наклон адиабаты и степень сжатия материала с изменением давления [17].

Для описания движения ударно-сжатой среды и анализа волновых взаимодействий наиболее удобен метод характеристик, позволяющий в координатах время – расстояние и давление – массовая скорость наглядно представлять реализуемые состояния вещества [18].

Возмущения могут распространяться в виде волн сжатия и разрежения. Если при движении каждого элемента среды давление в нем возрастает, то такое движение называют волной сжатия. Если давление падает, то это волна разрежения. Из-за снижения скорости звука в волнах разрежения, наклоны характеристик уменьшаются, и они расходятся. Если характеристики простой волны выходят из одной точки в плоскости $x-t$, что соответствует мгновенному достижению средой определенной скорости (в случае ударных волн выходу ударной волны на свободную поверхность), то такая волна называется центрированной волной разрежения [18].

Используя диаграмму время – Лагранжева координата ($t-x$) (рис. 1 (а)) можно в любой момент времени проследить распространение и взаимодействие волн внутри образца. На диаграмме представлено одномерное сжатие исследуемого мягкого материала (например, из поликарбоната) с использованием жесткого, относительно исследуемого вещества, ударника (например, из алюминия) в виде плоских пластин. Таким образом от контактной поверхности распространяется ударная волна (изображена красным цветом), как по ударнику, так и по образцу. Точка A на $P-U$ диаграмме (рис. 1 (б)), соответствующая пересечению адиабат ударника и образца, позволяет определить значение давления в ударно-сжатом материале перед выходом ударной волны на свободную поверхность. Точка A' на $t-x$ диаграмме соответствует моменту выхода ударной волны на свободную поверхность, на $P-U$ диаграмме данной точке соответствует

удвоенное значение массовой скорости образца при нулевом давлении – это результат разгрузки. На профиле скорости свободной поверхности (рис. 1 (в)) это выражается в скачке скорости. После выхода на свободную поверхность ударная волна отражается в виде центрированной волны разрежения (изображена синим цветом, рис. 1 (а)). Отражение волны разрежения в образце от материала с большим динамическим импедансом происходит с сохранением знака нагрузки, то есть в виде волны разрежения. Отражение волны разрежения от материала с меньшим динамическим импедансом, как это происходит в ударнике, сопровождается сменой знака нагрузки, то есть в виде волны сжатия (изображена зеленым цветом) [1]. В результате переотражения волн, происходящих в ударнике на $P-U$ диаграмме происходит снижение давления в образце (точка B), а также уменьшение значения массовой скорости при выходе на свободную поверхность (точка B'). В результате на профиле скорости свободной поверхности регистрируется «ступенчатая» форма волны разгрузки, рис. 1 (в). Решая систему уравнений (1.1)–(1.4) можно точно определить месторасположение характеристик, которые несут на себе состояния каждой из точек среды в любой момент времени [1].



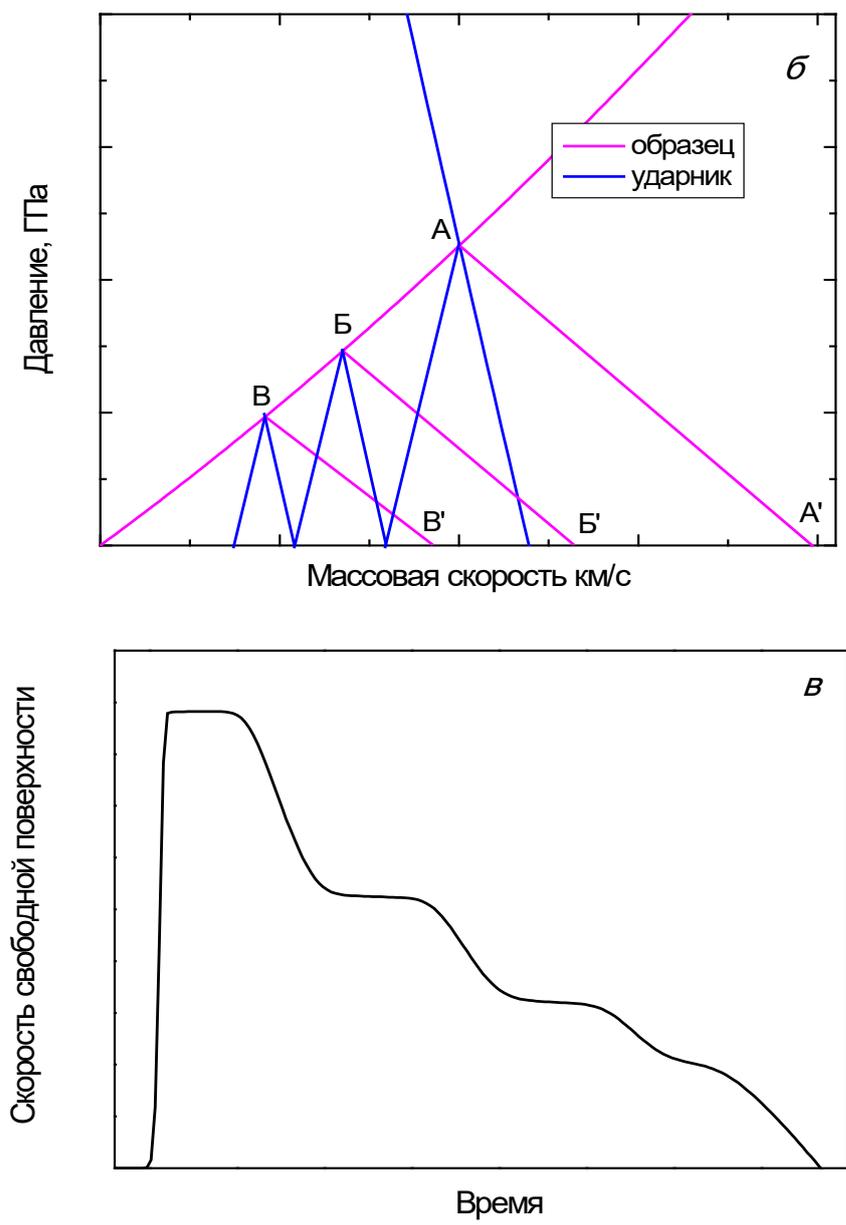


Рисунок 1 – (а) $t-x$, (б) $P-U$ диаграммы и (в) профиль скорости свободной поверхности при соударении жесткого ударника с мягким образцом.

При ударном сжатии в области умеренных давлений, являющейся характерической особенностью конкретного материала, ударная волна может расщепляться на упругую и пластическую, из-за различия сжимаемостей в упругой и пластической областях деформирования. Максимальное давление, до которого материал ведет себя упруго, определяется динамическим пределом упругости (σ_{HEL}). Динамический

предел упругости для многих веществ измерен с хорошей точностью [15]. Если напряжения внутри исследуемого материала превышают динамический предел упругости в ударной волне выделяется упругий предвестник, распространяющийся с продольной скоростью звука c_l :

$$c_l = \sqrt{\frac{K + \frac{4G}{3}}{\rho}}, \quad (1.12)$$

где K – модуль всестороннего сжатия, G – модуль сдвига [19].

Пластическая волна сжатия распространяется по уже сжатому материалу с меньшей скоростью и в области нулевых давлений определяется “объемной” скоростью звука [19]:

$$c_b = \sqrt{\frac{K}{\rho}}. \quad (1.13)$$

Объемная скорость звука при нулевом давлении также может быть определена с использованием формулы:

$$c_b = \sqrt{c_l^2 - 4c_s^2/3}, \quad (1.14)$$

где c_s – сдвиговая скорость звука [9].

Скорость пластической ударной волны возрастает с увеличением давления и при превышении значения продольной скорости звука двухволновая конфигурация исчезает [19].

1.2 Откольное разрушение твердых тел

Прочность материалов при динамических нагрузках можно оценить с помощью анализа “откольных” явлений. В результате после отражения импульса сжатия от поверхности и при взаимодействии внутри тела с волной разрежения, пришедшей с тыльной стороны ударника генерируются растягивающие напряжения, которые вызывают возникновение и рост многочисленных трещин, пор и полостей внутри исследуемого материала. Дальнейшее слияние данных дефектов в конечном итоге может привести к внутреннему разрыву с отделением откольной пластины. Объемное

внутреннее разрушение твердых тел в результате взаимодействия волн разрежения называется откольным разрушением [1].

На рисунке 2 изображены $t-x$ и $P-u$ диаграммы, которые отражают волновые взаимодействия при отражении импульса сжатия от свободной поверхности тела. После выхода на свободную поверхность образца ударная волна (обозначена красным цветом на $t-x$ диаграмме) вызывает скачкообразное увеличение скорости поверхности до величины u_0 . Затем, она отражается от поверхности в виде центрированной волны разрежения (обозначена на $t-x$ диаграмме зеленым цветом). За ударной волной на поверхность выходит падающая волна разгрузки, которая приводит к падению скорости поверхности. Максимальные растягивающие напряжения реализуются во время распространения хвостовой характеристики центрированной волны разрежения. Состоянию вещества непосредственно перед началом разрушения соответствует точка D на $P-u$ диаграмме.

В плоскости образца, при достижении растягивающих напряжений превышающих критическое для данного вещества значение, произойдет разрушение – откол. Если разрушение происходит мгновенно, то напряжение в откольной плоскости релаксирует до нуля, что соответствует состоянию свободной поверхности. В результате в обе стороны от поверхности откола пойдут волны сжатия (фиолетовые линии на $t-x$ диаграмме). После выхода волны сжатия на свободную поверхность ее скорость вновь возрастает до u_0 , таким образом на экспериментальном профиле возникает, так называемый «откольный импульс». В действительности скорость свободной поверхности оказывается ниже, чем u_0 , что связано с ненулевым конечным временем релаксации [20].

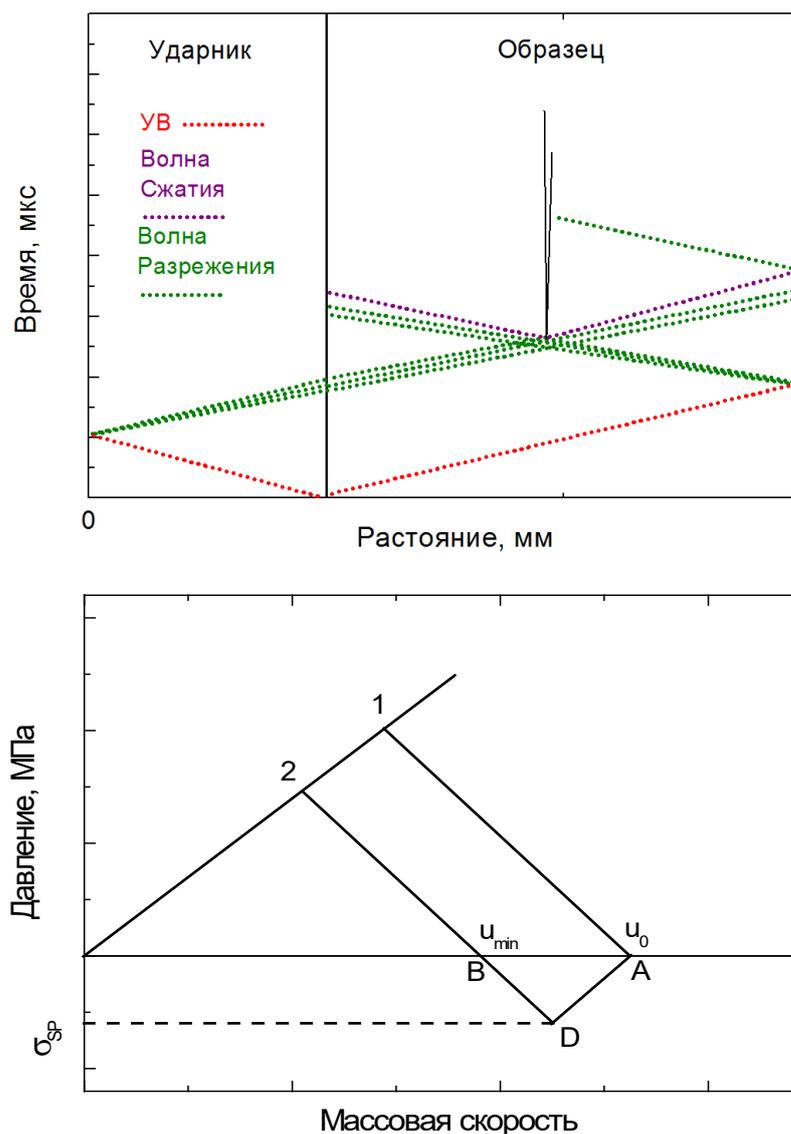


Рисунок 2 – Волновые взаимодействия при отколе: а) $t-x$ – диаграмма
 б) $P-u$ диаграмма волновых взаимодействий.

Дальнейшая реверберация волн между откольной и свободной поверхностями материала приводит свободную поверхность в движение в виде затухающих колебаний, при этом скорость стремится к среднему значению. Амплитуда таких волн со временем падает из-за диссипативных потерь [1]. При этом по наклону откольного импульса на профиле можно определить характер разрушения. Например, разрушение вязких материалов будет сопровождаться слабым откольным импульсом с плавным нарастанием и быстрым затуханием скорости поверхности. В хрупких материалах,

например, в керамиках [21–23] и в сапфире [24], в области упругого деформирования нарастание скорости во фронте откольного импульса мало, так как откольное разрушение проходит в сильно локализованной области и нет задержки разрушения по времени [19].

При откольном разрушении профиль скорости свободной поверхности имеет структуру, которая определяется не только реологическими свойствами среды, но и кинетикой разрушения, что наглядно проявляется при формировании откольного импульса. Например, при мгновенном отколе формируется откольный импульс с ударным скачком на фронте, в то время как медленное, вязкое разрушение может не приводить к образованию откольного импульса, а лишь к излому профиля скорости свободной поверхности [25]. Акустический анализ течения показывает [25], что откольный импульс формируется лишь при условии, что скорость роста удельного объема пор будет превышать в четыре раза скорость расширения вещества в разгрузочной части импульса.

Способность сопротивляться растягивающим напряжениям определяется откольной прочностью материала. Она определяет величину критических разрушающих напряжений и является одной из основных прочностных характеристик материала при динамическом нагружении. Откольная прочность определяет условия разрушения материала. Для завершения процесса разрушения кинетическая энергия отрываемого слоя тратится, в том числе на образование и рост трещин и пор, которые в конечном итоге должны соединиться в одну магистральную трещину. Поскольку скорости образования и роста дефектов в материале ограничены, то при более высоких скоростях растяжения, то есть при более быстром приложении нагрузки, в материале возникают более высокие разрушающие напряжения. С другой стороны, чем короче импульс ударной нагрузки, тем выше величина прочности на отрыв [2].

1.3 Волновые взаимодействия при ударном сжатии полимеров

Полимерные материалы при динамическом нагружении показывают иное поведение, нежели металлы или керамики. В то время как реакция плотно упакованных металлов и керамик при слабом ударе выражается в виде формирования локализованных областей для дальнейшего роста макроскопических деформаций, полимеры отвечают сжатием, преодолевая сопротивление слабых Ван-дер-Ваальсовых сил или поперечных связей. При всех особенностях реакции полимера при ударе в первую очередь необходимо учитывать кинетику уплотнения материала, чтобы полностью согласовать наблюдаемые состояния с нагруженными микроструктурами [17].

В работе [26] при ударном сжатии полиметилметакрилата (ПММА) было показано, что потеря прочности материала всегда занимала 10 нс и не могла быть ускорена увеличением ударного давления. Авторы высказывают предположение, что скорость потери прочности была ограничена необходимостью коллективных перемещений полимерных цепей длиной 30–40 нм. При этом скорости и амплитуды процесса релаксации увеличивались с увеличением продолжительности удара и величины давления.

Отличия во внутренней структуре влияют и на характер известных зависимостей. Так в работе [27] на основании экспериментальных данных было предложено для полимерных материалов при одномерном сжатии рассчитывать динамический предел упругости не с использованием предела текучести, а находить из соотношения:

$$\sigma_{HEL} = \frac{6(1-\nu)\tau_0}{3(1-2\nu)-2a(1+\nu)} \quad (1.25)$$

где τ_0 – модуль сдвига при нулевом давлении, ν – коэффициент Пуассона, a – коэффициент пропорциональности давлению. При этом величина откольной прочности для полимеров в твердой фазе при комнатной температуре при импульсах нагрузки порядка 10^{-7} – 10^{-6} с находится в диапазоне 0.1 – 0.3 ГПа [15].

Еще одной характеристической особенностью у полимерных материалов можно считать отсутствие упругого предвестника и наличие только пластической деформации. При этом существуют различные объяснения происхождения такого поведения полимерных материалов, такие как отсутствие определенного предела текучести, сходные скорости упругих и пластических волн, а также совокупный вклад зависящей от скорости вязкоупругости, пластичности и закалки [28].

Как и в случае с металлами [29–30] или графитом [31] при быстропротекающем ударном воздействии в полимерных материалах способны происходить фазовые переходы. Такое явление было зарегистрировано, например, в политетрафторэтилене (ПТФЭ) [32–33]. В работе [32] авторы отмечают, что в отличие от статических условий, где фазовый переход происходил при гидростатическом давлении в 0.54 ГПа, при ударном воздействии такой же переход произошел при давлении 0.5 ГПа. Такое снижение по давлению фазового превращения, по мнению авторов, связано в первую очередь с ударным нагревом. В работе [33] было показано не только более высокое значение давления фазового перехода ~ 0.7 ГПа чем в [32], но и то, что при ударном сжатии, превышающем давление фазового перехода в ПТФЭ, произошло увеличение степени кристалличности материала, с 38 % до ~ 53 %, что было определено с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Также в статических условиях с помощью алмазных наковален в диапазоне давлений до 40 ГПа были обнаружены два фазовых перехода в кристаллическом полиэтилене при давлении 6 ГПа и 14–16 ГПа [34]. Авторы работы [35] на основании измеренных рентгеновских дифрактограмм предполагают, что в СВМПЭ и ПЭВП были обнаружены при статическом нагружении в алмазных наковальнях фазовые переходы из орторомбической R_{nm} в моноклинную $A2/m$ при давлении всего 0.6 ГПа.

Еще одна особенность полимерных материалов связана с линейной зависимостью скорости ударной волны от массовой скорости. Так в металлах объемная скорость звука c_b , рассчитанная из измеренных продольной скорости звука c_l и сдвиговой скорости звука c_s при нормальных условиях (1.14), совпадает с значением c_0 , полученного с помощью соотношения $U_S=c_0+bu_p$. В полимерных материалах инструментальное определение c_b , получается ниже значения c_0 , определенного из ударной адиабаты. Полученное из измерений ударных адиабат полимеров значение c_0 как правило превышает измеренное значение продольной скорости звука [17].

В работе [36] показывается, что при превышении порога давления в 20–30 ГПа наблюдаемое поведение полимеров меняется и становится подобно поведению однородного твердого вещества, что авторы связывают с перестройкой на молекулярном уровне и в частности возможным возникновении межцепочечного взаимодействия. Особо отмечается, что в полимерах, содержащих в своей мономерной структуре кольца и которые демонстрируют наибольшее изменение объема при высоком давлении, возможен разрыв ковалентных связей углерод-углерод вдоль цепей и образование тетрагональных связей между цепями аналогично превращению графита в алмаз. Кроме того авторы [17] отмечают, что при значениях давлений ниже 20–30 ГПа на основании экспериментальных данных вместо линейной зависимости U_S-u_p стоит использовать полином.

В литературе представлено множество моделей поведения нагружаемых полимеров при высокоскоростном ударе, в том числе гидродинамических, континуальных, созданных на основе неравновесных уравнений состояния или молекулярной динамики. Все модели описывают ограниченный по температурам и давлениям диапазон с большим количеством поправок и допущений, как правило исключая переход из стеклообразного в высокоэластичное состояние [17, 37–44].

1.4 Физико-химические свойства некоторых полимерных материалов, в том числе при ударном воздействии

Морфологически полимеры можно разделить на две группы: аморфные и кристаллические полимеры. Аморфные полимеры не обладают регулярностью в расположении цепей: отсутствует четкая дифракционная картина рентгеновских лучей, характерная для кристаллических полимеров. Они обычно существуют в виде твердых, стеклообразных пластиков при температуре ниже температуры стеклования T_g и в виде мягких, гибких, эластичных материалов при температуре выше температуры стеклования выше T_g [45].

Термин "кристаллический полимер" на самом деле является не до конца верным, поскольку ни один полимер не является на 100% кристаллическим и потому содержит как кристаллические, так и аморфные области. Полимерные цепи упаковываются вместе более эффективно и плотнее в кристаллической области R_c , чем в аморфной R_a , следовательно, плотность кристаллической области обычно будет больше, чем у соответствующей аморфной области. По этой причине плотность полимера увеличивается со степенью его кристалличности X_c [45]. При этом вообще плотность часто является единственным параметром, который связан с физическими и механическими свойствами полимеров. Для многих полимеров свойства, зависящие от кристалличности (например, жесткость, прочность на разрыв, твердость, химическая стойкость, температура размягчения, предел текучести), имеют тенденцию к увеличению с увеличением плотности. Другие свойства (например, проницаемость для газов и жидкостей, ударная вязкость, срок службы при изгибе) имеют тенденцию к снижению с увеличением плотности [46].

1.4.1 Поликарбонаты

Поликарбонаты представляют собой линейные полиэфиры угольной кислоты с общей формулой $(-O-R-O-CO-)_n$ (рис. 3).

В зависимости от природы заместителя R поликарбонаты можно разделить на группы: алифатические, жирноароматические и ароматические. На сегодняшний день наибольшее промышленное значение имеют ароматические поликарбонаты, в первую очередь на основе Бисфенола А [47].

Поликарбонат на основе Бисфенола А имеет аморфное строение, при этом при комнатной температуре он находится в стеклообразном состоянии, в котором наряду с ближним порядком появляются упорядоченные области дальнего порядка [47].

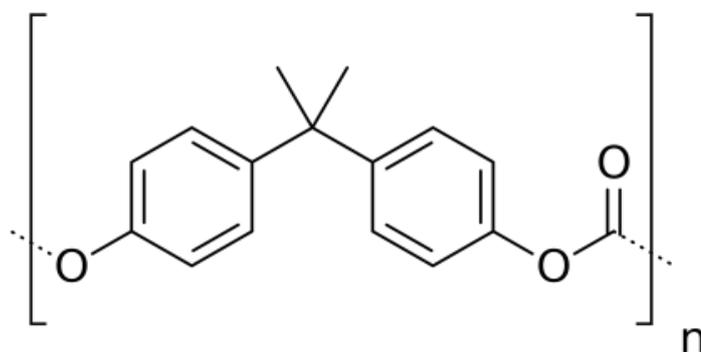


Рисунок 3 – Структурная формула поликарбоната.

Макромолекулы поликарбонатов характеризуются большой жесткостью, ограниченным вращением ароматических ядер и наличием сравнительно больших участков, не содержащих полярных групп. Поэтому поликарбонаты имеют слабую тенденцию к кристаллизации, высокую температуру стеклования. Выше температуры стеклования поликарбонаты начинают размягчаться, переходя в высокоэластичное состояние. Температуры стеклования можно определить достаточно точными и воспроизводимыми физическими методами [47].

Поликарбонат характеризуется комплексом высоких механических показателей, которые могут зависеть от молекулярного веса, структуры, степени кристалличности. Поликарбонат обладает высокой ударной вязкостью, для него характерно высокое разрушающее напряжение при

изгибе (при температуре 20°C и давлении 590–686 кПа), которое зависит от времени действия нагрузки [47]. Также из-за сочетания своих прочностных характеристик и прозрачности поликарбонат используется не только как основа для создания различных инженерных конструкций, но и в качестве бронестекла в автомобилях, военных самолетах и банках, а также в защитных шлемах, в том числе и для космонавтов [48].

Исследование прочностных характеристик поликарбоната при высокоскоростном ударе проводилось в работе [49]. В диапазоне до 4 ГПа была определена зависимость скорости ударной волны от массовой скорости в виде $U_S = 1.87 + 2.41u_p$. Значение c_0 (из соотношения 1.11) имеет то же значение, что и рассчитанная объемная скорость звука (1.14), что для полимеров является аномалией. Прочность на сдвиг после прохождения ударной волны растет с увеличением амплитуды напряжения. Авторы не обнаружили в экспериментах выделения упругого предвестника в поликарбонате, однако, предположили, используя экспериментальные данные по сдвиговой прочности, что динамический предел упругости, полученный расчетным методом в поликарбонате очень низкий, меньше 0.1 ГПа. Что отличает поликарбонат от некоторых других полимеров, например, от полиметилметакрилата – 0.75 ГПа и полиэфирэфиркетона – 1 ГПа [49].

Определение ударной адиабаты поликарбоната проведены в широком диапазоне давлений [50–52]. Помимо этого, в работе [50] было изучено влияние интенсивности ударного сжатия на его сопротивляемость растягивающим напряжениям, было найдено, что с увеличением скорости удара до 1 км/с откольная прочность поликарбоната сначала остается неизменной и равной 0.195 ГПа, однако, при пиковом напряжении 1.6–1.9 ГПа происходит размягчение материала и снижение прочности до 0.153 ГПа. Сопротивление поликарбоната растяжению также изучалось в работе [53] при воздействии на образец лазерного импульса, когда скорость деформирования составляла 10^7 с⁻¹. На основании экспериментальных

данных была построена гидродинамическая модель, пренебрегающая вязкоупругими эффектами, а также оценено максимальное значение откольной прочности, составившее для этих условий нагружения 1.3 ГПа.

1.4.2 АБС-пластик

АБС-пластик – сополимер трех мономеров: акрилонитрила, бутадиена и стирола сегодня является одним из самых перспективных полимерных материалов.

АБС-пластик обладает высокой прочностью (даже в холодных условиях), достаточной жесткостью, хорошей термостойкостью и высокой устойчивостью к химическому воздействию и растрескиванию под воздействием окружающей среды. Простота формования позволяет изготавливать детали из АБС-пластика со стабильными размерами и ровной поверхностью. Молекулярные и морфологические факторы имеют первостепенное значение при определении свойств АБС. Состав матрицы и молекулярная масса, тип каучука, объемное соотношение каучука и сплошной фазы, размер частиц каучука, структура привитого каучука и содержание добавок также играют важную роль. На самом деле, ударная вязкость АБС-пластика может варьироваться и это может быть достигнуто путем регулирования размера частиц каучука, их распределения и микроструктуры. Так, например, для получения более высокой ударной вязкости можно увеличить содержания бутадиенового каучука [54].

Активное применение АБС-пластика в качестве продукта для 3D печати вместе с его механическими свойствами предполагает его широкое использование в конструкционных целях [55]. В связи с возможностью использования изделий из АБС-пластика при эксплуатации, в том числе, и при импульсных нагрузках стоит вопрос об изучении его свойств при высоких скоростях деформирования в широком диапазоне температур. В первую очередь, это связано с тем, что большинство теоретических и математических моделей, описывающих разрушение полимерных

материалов при высоких скоростях деформирования обычно опираются на экспериментальные данные преимущественно по поликарбонату, либо полиметилметакрилату.

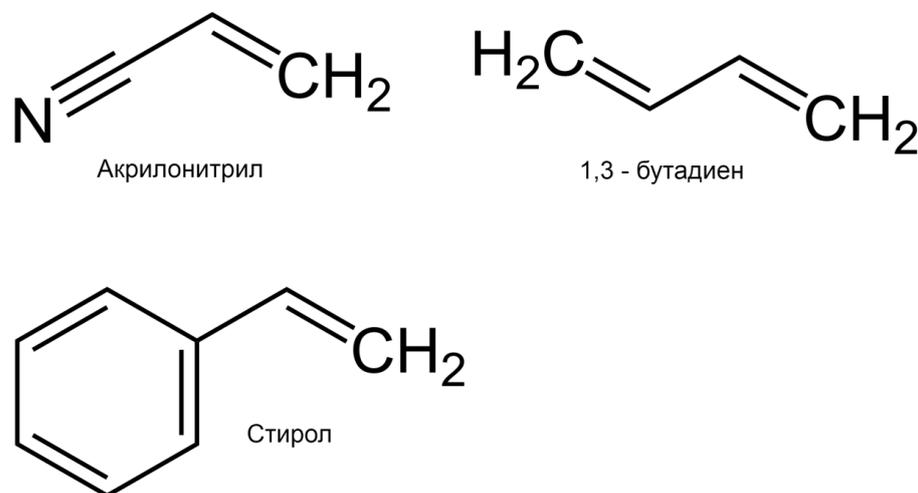


Рисунок 4 – Структурная формула мономеров, составляющих АБС-пластик.

Сопротивление АБС-пластика растягивающим напряжениям показано в работах [56–57]. Так было отмечено, что при комнатной температуре предел текучести, модуль Юнга и скорость деформационного упрочнения увеличиваются с увеличением скорости, а также предложена феноменологическая модель, описывающая поведение деформации АБС-пластика при динамических растягивающих напряжениях. В работе [57] была отмечена схожесть между экспериментальными данными, полученными для исходного материала и образцов, прошедших процедуру 3 D печати.

Одним из перспективных направлений по использованию АБС-пластика можно считать «металлизацию». В результате которой на поверхность изделия наносится слой металла, что позволяет улучшить его исходные свойства. Однако исследований, касающихся прочностных свойств металлизированного АБС – пластика недостаточно. В работе [58] было показано, что в статических условиях при нанесении на поверхность меди и

никеля повышается предел прочности на растяжение на 47% процентов по сравнению с чистым образцом. Также при испытании падающим грузом было отмечено улучшение ударопрочности в сравнении с исходным образцом [54]. Однако данные о влиянии металлизированного слоя на динамические характеристики отсутствуют.

1.4.3 Сверхвысокомолекулярный полиэтилен

Повышенная прочность, износостойкость, а также коррозионная устойчивость позволяют рассматривать сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) как наилучший по сумме характеристик материал, в том числе для его использования в аэрокосмической, военной или медицинской сферах в экстремальных условиях эксплуатации [59–61]. Использование изделий из СВМПЭ при высоких скоростях деформирования в широком температурном диапазоне ставит актуальным вопрос о влиянии температуры на характер разрушения материала и его прочностные характеристики.

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен представляет собой термопласт, состоящий из звеньев $(C_2H_4)_n$, где n – степень полимеризации. Отличие СВМПЭ от других типов полиэтилена выражается в первую очередь в величине молекулярной массы (свыше 1 млн г/моль) [62].

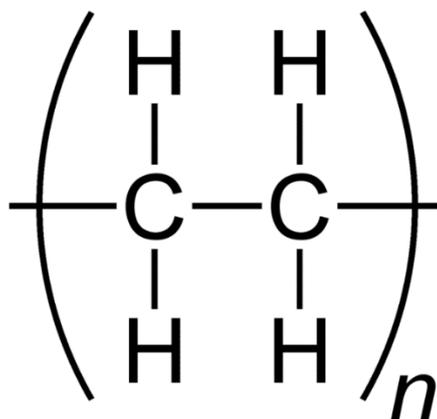


Рисунок 5 – Структурная формула полиэтилена и СВМПЭ.

Влияние внутренней структуры и молекулярной массы на прочностные характеристики рассматривалось в работах [63–65]. В работе [63] с использованием компьютерного моделирования было показано, что при динамическом растяжении прочность кристаллов полиэтилена, содержащих короткие цепочки, возрастает на $\sim 60\%$ при увеличении скорости деформации с 10^{10} с^{-1} до 10^{13} с^{-1} . Авторы предполагают, что это может быть связано с изменением механизма разрушения: от скольжения по концам цепи к непосредственному разрыву вдоль цепи. С увеличением молекулярной массы влияние скорости деформации на прочность происходит при более низких значениях. Результаты показывают, что прочность полиэтилена при растяжении при высоких скоростях деформации может превосходить прочность, определенную при низких скоростях.

В работе [64] с использованием сервогидравлической машины производилось квазистатическое сжатие образцов полиэтилена высокой плотности (ПЭВП) и СВМПЭ. Было показано, что образцы ПЭВП демонстрируют значительно более высокий предел текучести за счет равномерного течения. В свою очередь, образцы СВМПЭ демонстрируют значительное деформационное упрочнение при превышении его предела текучести. При динамических нагрузках и высоких значениях максимального напряжения ударного сжатия существенных различий между двумя типами полиэтилена с различной молекулярной массой СВМПЭ и ПЭВП не наблюдается. Так при ударном сжатии при давлениях свыше 33 ГПа значения ударных адиабат, а также ударной сжимаемости одинаковы в пределах погрешности [65]. Однако показано, что при более низких давлениях [64], несмотря на разницу в плотности всего 3% ударные адиабаты отличаются: $U_S=2.50+1.49u_p$ для ПЭВП и $U_S=2.33+1.56u_p$ для СВМПЭ.

Измерения откольной прочности СВМПЭ проводились в работе [67]. Показано, до определенного уровня она не зависит от величины максимального напряжения ударного сжатия и остается постоянной ~ 70

МПа, при превышении максимального давления ударного сжатия значения 0.9 ГПа величина откольной прочности снижается. Это явление объясняется авторами двумя конкурирующими факторами: ростом скорости деформации при растяжении и ударным нагревом, а как следствие размягчением материала. Там же были получены значения ударной адиабаты СВМПЭ в диапазоне до 2 ГПа в виде зависимости $U_S=2.34+1.895u_p$. Данные о значениях U_S-u_p при более высоких давлениях представлены в работе [65].

1.5 Температурный фактор при ударно-волновом нагружении

При высоких скоростях деформирования поведение материалов может отличаться от поведения при нормальных условиях [2]. Так, например, известно, что в обычных условиях предел текучести металлов уменьшается с ростом температуры. Однако в работе [68] проведено динамическое нагружение образцов алюминия при комнатной и повышенной температуре и был показан рост амплитуды упругого предвестника с ростом температуры (рис. 6), а как следствие и повышение напряжения пластического течения. Такое аномальное упрочнение можно объяснить с помощью «фононного трения», [69] вклад которого в торможение движения дислокаций растет с ростом температуры.

Температура также влияет на фазовое состояние вещества. Жидкости, как и твердые тела, обладают сопротивлением всестороннему растяжению, что может быть интерпретировано как объемная прочность [2]. При этом сопротивляемость растягивающим напряжениям при сравнении твердых и расплавленных материалов значительно отличается в пользу первых. Так в работе [70] измерена откольная прочность висмутово-свинцового эвтектического сплава (рис. 7) и было показано, что происходит падение данной величины более чем в пять раз при фазовом переходе из твердого состояния в жидкое.

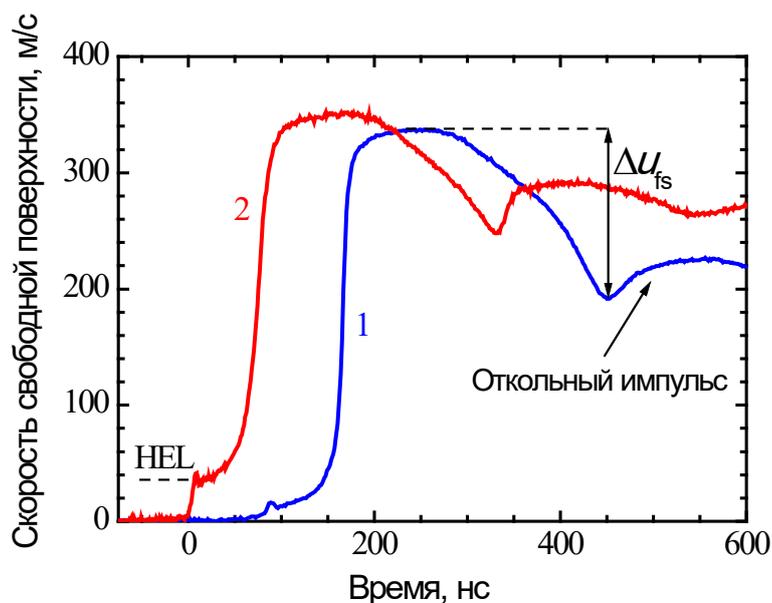


Рисунок 6 – Профили скорости свободной поверхности образцов алюминия при скорости удара 355 м/с. (1) – 20°C; (2) – 498°C (Рисунок взят из работы [68]).

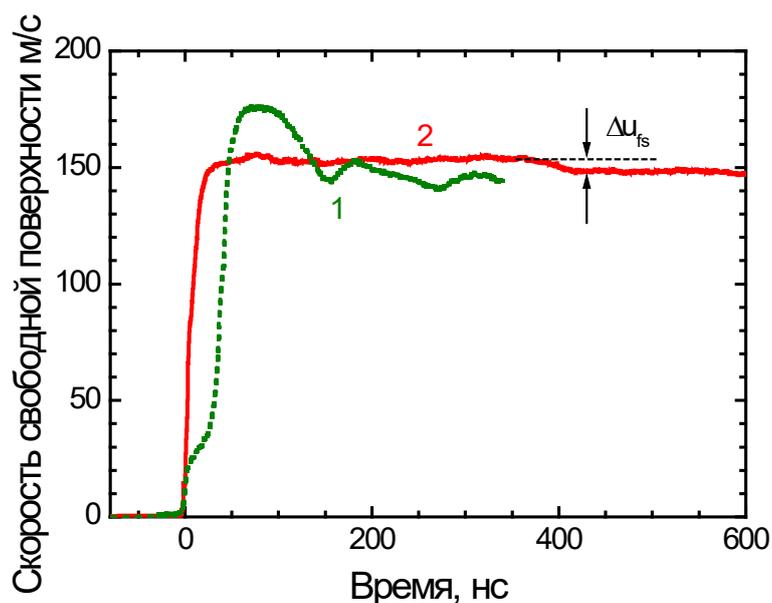


Рисунок 7 – Профили скорости свободной поверхности образцов висмутово-свинцового сплава. (1) – при 20°C; (2) – расплав при 150°C (Экспериментальные профили взяты из работы [70]).

Для полимерных материалов в первую очередь температура влияет на его состояние: вязко-текучее, стеклообразное, высокоэластичное [71]. Для

каждого из таких состояний необходимо отдельно исследовать характеристики материала.

Основная особенность полимера, находящегося в высокоэластичном состоянии – это способность к большим обратимым деформациям без изменения объема при приложении небольших механических нагрузок. В таком состоянии происходит тепловое движение мономерных звеньев и сегментов, но не перемещение макромолекул как отдельных единиц. Примером высокоэластичного полимера можно считать натуральный каучук. Он способен обратимо растягиваться до значений, многократно превышающих деформацию обычных твердых тел. В то же время другие свойства, например, коэффициенты термического расширения и адиабатической сжимаемости у каучука ближе к обычным жидкостям. Находясь в высокоэластичном состоянии способны полимеры, обладающие достаточно высокой гибкостью цепей, в противном случае оно проявляется слабо или отсутствует вовсе [71].

Вязко-текучее состояние характеризуется интенсивным тепловым движением. В этом состоянии полимер ведет себя как вязкая жидкость – под действием силы проявляет необратимую деформацию. В стеклообразном состоянии отсутствует не только движение макромолекул, но и сегментальная подвижность, при этом сохраняется движение мелких структурных единиц: мономерных звеньев и атомных групп.

Свойства полимерных материалов в стеклообразном и высокоэластичном состоянии могут сильно отличаться между собой. Границей между этими состояниями можно считать температуру стеклования – это температура, ниже которой сегментарная подвижность ламелей «замораживается», увеличивается вязкость. Полимеры в различных состояниях отличаются друг от друга в первую очередь гибкостью цепей и подвижностью макромолекул [72]. Это приводит к тому, что плавное изменение различных свойств с ростом температуры внутри одного

состояния при переходе через границу в виде температуры стеклования сменяется резким скачком.

Разработано множество моделей и методологий, основанных на экспериментальных данных, позволяющие предсказать влияние температуры на прочностные характеристики поликарбоната в динамических экспериментах [73–76]. Так, с использованием стержня Гопкинсона и динамического механического анализа (DMA-тест) для поликарбоната и полиметилметакрилата в работе [73] была построена прогностическая модель, которую можно использовать и для других аморфных полимеров с целью определения их прочностных свойств в широком диапазоне скоростей деформирования и температур. Также была разработана новая модель [74], основанная на экспериментальных данных и включающая модель [73], учитывающая влияние α и β переходов на механические характеристики поликарбоната. В такой модели α -компонент используется для деформации с низкой скоростью, а β -компонент для деформации с высокой скоростью.

В работе [4] при проведении испытаний на растяжение поликарбоната с помощью универсальной испытательной машины была показана обратная зависимость предела прочности от температуры в диапазоне 20–80°C. Рост температуры влиял на образование шейки – явления, которое вызывает переход от фазы малых деформаций к фазе больших деформаций: с ростом температуры все больше частиц приходит в движение и тем дольше задерживается образование шейки.

В работе [6] приведены зависимости модуля Юнга, предела текучести, а также скорость деформационного упрочнения от температуры и скорости деформации для полиметилметакрилата, поликарбоната и полиамидимида. Было показано, что увеличение скорости деформации приводит к росту исследуемых величин, в то время как рост температуры дает обратную зависимость. Так же, в этой работе, была предложена новая модель, описывающая предел текучести в широком диапазоне температур, включая

область стеклования. Подобное влияние температуры и скорости деформирования на прочностные характеристики при квазидинамическом сжатии отмечались в работе [77] для полиэфиркетона и поливинилдифлюорида.

Существуют попытки повысить прочностные характеристики поликарбоната при повышенных температурах путем введения дополнительных наполнителей [7, 78]. Так в работе [7] в качестве добавки были выбраны наночастицы глины и оксида графена. Несмотря на сопоставимое при сравнении с чистым поликарбонатом снижение предела текучести при повышении температуры, его значение все равно выше, нежели у беспримесного образца. Однако существует определенный предел, при процентном повышении относительно общей массы образца, которого происходит спад исследуемых характеристик. Также предпринимаются попытки повлиять на прочностные характеристики в широком температурном диапазоне за счет других полимерных материалов. Так в работе [78] представлены результаты по измерению ударной вязкости смесей поликарбоната с полибутилентерефталатом (ПБТ) и полиэтилентерефталатом (ПЭТ). В частности, на примере смеси ПК – ПБТ (40%) было продемонстрировано увеличение ударной вязкости при температурах, находящихся между температурами стеклования смешанных компонентов по сравнению с чистым поликарбонатом. Кроме того, опираясь на полученные экспериментальные данные, авторы делают вывод, что в таких бинарных системах, в которых полимерные составляющие отличаются по температуре стеклования, переход одного из компонентов или его части в высокоэластичное состояние является необходимым условием для получения ударопрочного материала.

Влияние температуры на характеристики АБС-пластика при динамических нагрузках было рассмотрено в работе [8]. Так было показано, что из-за размягчения материала с ростом температуры снижается скорость

деформирования вне зависимости от величины исходного импульса. Также в работе была отмечена прямая зависимость между скоростью деформирования и приложенной нагрузкой, однако увеличение скорости деформирования вплоть до значения 4000 с^{-1} приводит к полному разрушению образцов. Зависимость механических свойств от скорости деформации при температурах ниже температуры стеклования, хорошо описывающая поведение материала в рамках временного подхода была представлена в работе [71], как это происходит в металлах. В этой работе подробно изложен характер разрушения и показан характер зарождения и распространения трещин по материалу. Математическая модель по растяжению в статических условиях при температуре до 130°C предложена в [79]. Авторами отмечается важность перехода через температуру стеклования, что было реализовано путем деления модели на две части и при этом дает хорошую согласованность с экспериментальными данными.

Экспериментально установлено снижение коэффициентов a и b ударной адиабаты (1.11) при повышении температуры до 200°C для тефлона [9]. Кроме того, в работе [5] показано снижение предела текучести при нагревании до 100°C (температуре, близкой температуре стеклования) для ПММА при постоянных скоростях деформации $\dot{\epsilon} \sim 4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Оценка сопротивляемости полимерных материалов высокоскоростному удару при температуре близкой к температуре стеклования полимера, а также в результате перехода из кристаллического состояния в стеклообразное была проведена для полиметилметакрилата [10]. В данной работе были построены ударные адиабаты, а также исследована сопротивляемость сжимающим и растягивающим напряжениям при различных температурах (рис. 8).

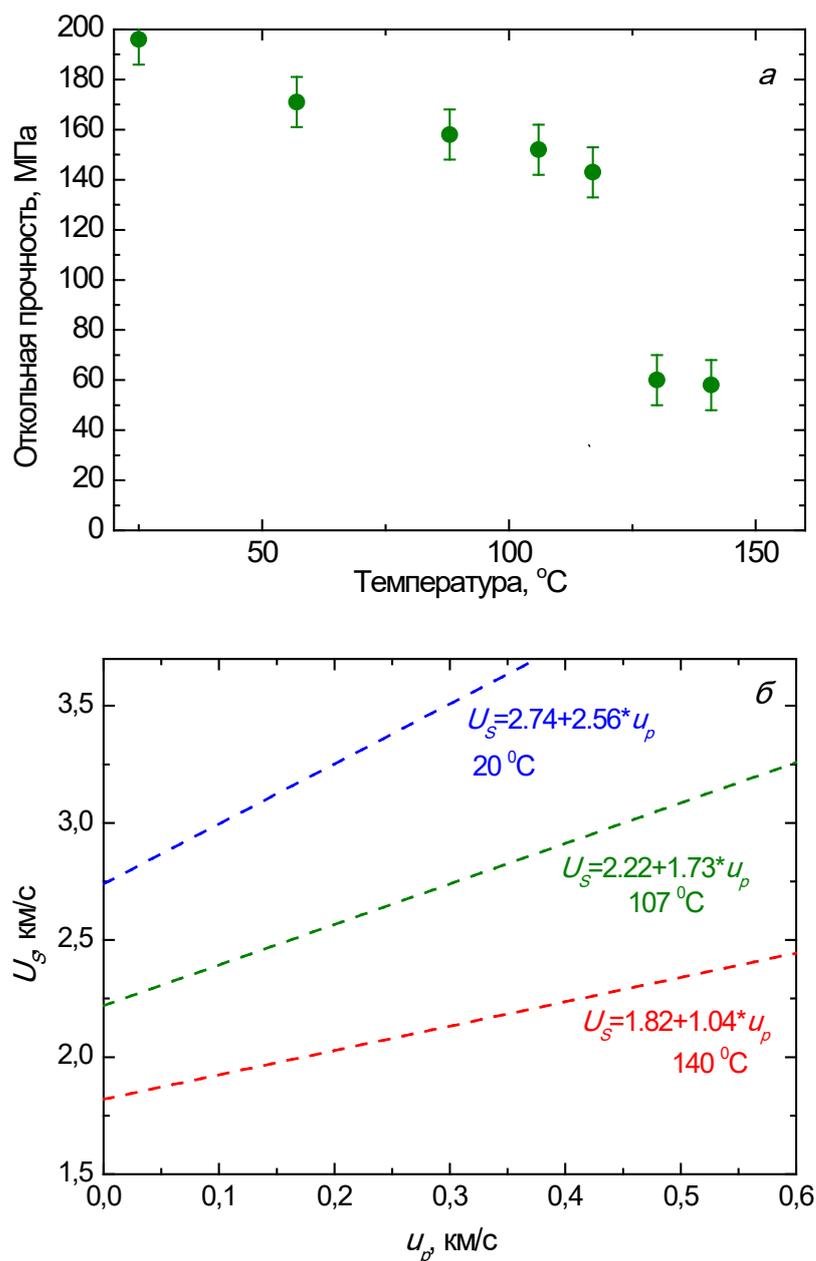


Рисунок 8 – Влияние температуры на динамические характеристики ПММА. (а) – зависимость откольной прочности от температуры [10]; (б) – зависимости скорости ударной волны от массовой скорости в диапазоне температур 20–140°C (Рисунки взяты из работы [10]).

Показано, что, начиная с $T=88^{\circ}\text{C}$, прочность на сжатие ПММА плавно снижается с повышением температуры и практически исчезает при 140°C , при этом температура стеклования полиметилметакрилата составляет $T_g = 120^{\circ}\text{C}$. Откольная прочность ПММА снижается от ~ 196 МПа при 25°C до ~ 140 МПа при 118°C , выше температуры стеклования при 130°C резко

падает до ~ 60 МПа. Таким образом, при высоких температурах материал сохраняет небольшую сопротивляемость только растягивающим напряжениям. Авторы объясняют этот эффект увеличивающейся с температурой роли объемной вязкости в сравнении со сдвиговой в сопротивлении разрушению. Повышение температуры также влияет и на характер зависимости скорости ударной волны от массовой скорости.

1.6 Заключение к главе 1

Анализ литературы позволяет сделать вывод, что выбранные в качестве исследуемых образцов полимерные материалы широко применяются, в том числе при ударных нагрузках. Поликарбонат, АБС – пластик и СВМПЭ относятся к категории ударопрочных пластиков и могут использоваться в военной, космической и медицинской сферах. При этом диапазон температур, в котором могут использоваться данные пластики, не ограничивается комнатной температурой. На сегодняшний день существует интерес к изучению влияния температуры на прочностные характеристики материалов. С одной стороны, это необходимо для подтверждения или опровержения существующих теорий, часто опирающихся лишь на статические эксперименты, либо эксперименты, проведенные только при комнатных температурах. С другой стороны, важно также получить массив данных, описывающий поведение материала в широком диапазоне температур, который может быть использован в дальнейшем для компьютерного моделирования высокоэнергетических импульсных воздействий, высокоскоростных ударов и т.п.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В главе приведено описание основных экспериментальных методик, используемых для определения прочностных характеристик при динамическом нагружении. Представлены методы генерации ударных волн и метод регистрации профилей скорости свободной поверхности при различных температурах, а также описание основных характеристик, определяемых в данных экспериментах.

2.1 Методы генерации плоских ударных волн

На сегодняшний день для формирования в веществе ударно-сжатого состояния, а также регистрации соответствующих параметров было создано множество методик нагружения и изучения параметров среды. Так метательные устройства условно можно классифицировать по скоростям нагружения, что позволяет реализовать различные давления в исследуемых материалах. В сводной таблице 1 представлены существующие на сегодняшний день типы таких устройств их преимущества и недостатки, а также достижимые скорости ударника или реализуемые давления.

Таблица 1 Сводный список существующих методов получения ударно-сжатого состояния вещества

Тип метода	Краткое описание метода	Рабочий диапазон скоростей	Недостатки
Баллистические установки [80, 81]	Метание ударника в трубе под действием сжатого газа	0.4 – 2.5 км/с – пороховые; < 14 км/с – легкогазовые	Высокая стоимость создания и эксплуатации установки
Генераторы ударных волн на основе ВВ [82]	Подрыв на поверхности образца заряда ВВ	< 6 км/с (плоские)	Потенциальная опасность метода. Дискретный набор давлений (определяемый количеством ВВ и ударником) со сложностями в получении промежуточных значений

Электрические и электромагнитные ускорители [83]	Разгон ударника плотной плазмой, образовавшейся при электрическом взрыве проводников при разряде на них конденсаторной батареи	0.1 – 18 км/с	Образование неустойчивости в процессе электровзрыва; проблема сохранения целостности ударников
Лазерные [84]	Образование вблизи поверхности под действием лазера плазменного слоя. При замедлении испарения он будет создавать в твердом теле ударную волну	Интенсивность ударной волны ~10 – 1000 ГПа	Сложности, связанные с ограничениями на параметры мишени и лазерного импульса

Основной метод для генерации ударной волны в исследуемом образце в данной работе основывался на использовании пневматической ствольной установки ПП-50 диаметром 50 мм (рис. 9). Баллистические установки, в зависимости от их конструкции, позволяют достигать различных скоростей удара (таблица 1). Данный метод был выбран в качестве основного по нескольким причинам. Во-первых, эксперименты проводятся в вакууме, что позволяет избежать появления воздушной волны, формирующейся перед летящим ударником и влияющей на регистрацию профиля скорости свободной поверхности. Отсутствие воздуха при нагреве образца позволяет избежать его окисления. Во-вторых, варьируя материал и вес стакана (Mg – 166 гр., сплав Д16Т – 255, 362 или 550 гр.) за счет толщины стенки (рис. 10) и/или изменяя начальное давление в камере высокого давления (до 150 атм.) (рис. 9), а также используя в качестве рабочего газа воздух или гелий, можно менять с небольшим шагом скорость стакана в диапазоне 100–650 м/с. Меняя материал ударника (алюминий, ПММА, медь, вольфрам и т.д.), при одной скорости стакана, можно также изменять максимальное давление в исследуемом образце. Еще одним преимуществом можно считать возможность контролировать перекос ударника во время полета относительно поверхности исследуемого образца, что производится при помощи электроконтактных датчиков. Сам перекос из-за хорошо подобранных внутреннего диаметра трубы разгона стакана и внешнего

диаметра стакана, на котором располагается ударник, в данных экспериментах минимален и не превышает 1.1 мрад. Кроме того, возможно подключение дополнительной аппаратуры и датчиков, в частности термопар.

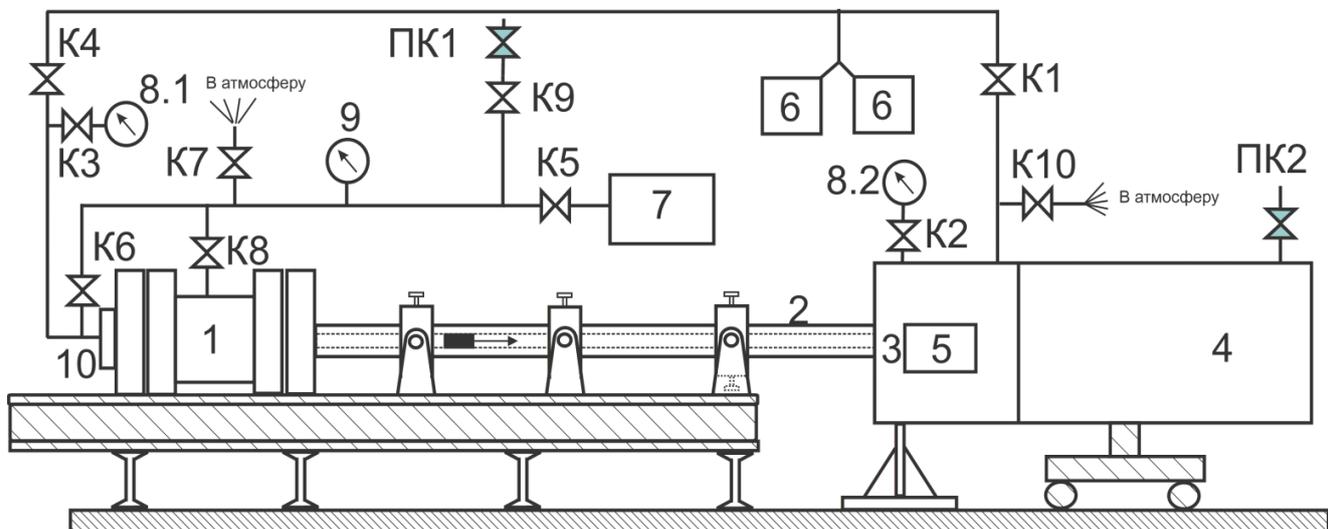


Рисунок 9 – Схема устройства пневматической ствольной установки ПП-50 и ее фотография. 1 – камера высокого давления; 2 – труба разгона ударника 3 – регистрационная камера; 4 – блок остановки ударника; 5 – диагностическое окно; 6 – форвакуумный насос; 7 – компрессор; 8 – вакуумметр; 9 – манометр; 10 – заглушка тыльной стороны трубы разгона ударника; K1 – K10 – клапаны высокого давления; ПК 1, ПК 2 – предохранительные клапаны.

В качестве дополнительного метода возбуждения ударной волны в исследуемом образце в данной работе использовался генератор ударных волн на основе взрывчатых веществ (рис. 11). Метание ударника с помощью продуктов взрыва необходимо для получения более высоких скоростей удара, по сравнению с легкогазовой пушкой, а как следствие более высоких амплитуд ударных волн.

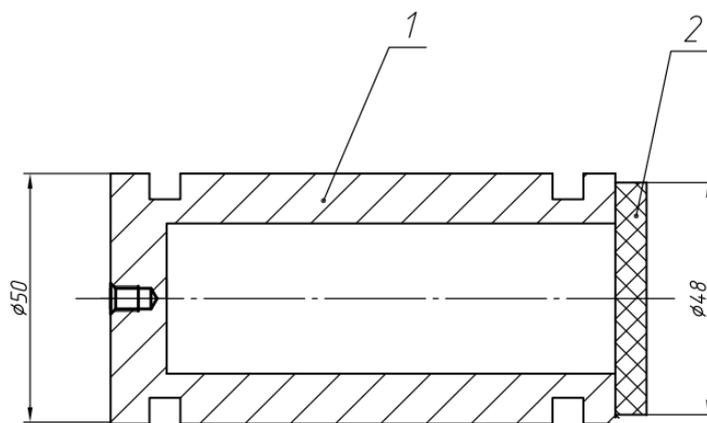


Рисунок 10 – Схема системы стакан – ударник, нагружающей образец в процессе высокоскоростного удара в пневматической ствольной установке. 1 – стакан (алюминий), 2 – ударник или подложка (ПММА).

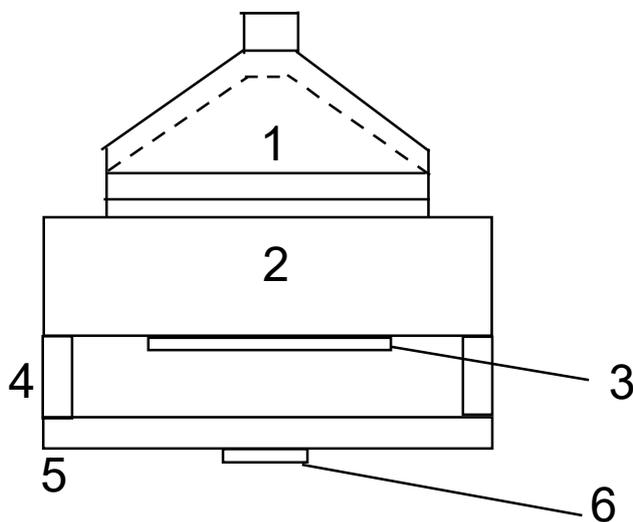


Рисунок 11 – Схема устройства для метания плоских ударников с использованием взрывчатых веществ, используемая в данной работе 1 – плосковолновой генератор; 2 – стальной ослабитель; 3 – алюминиевый ударник; 4 – база полета; 5 – алюминиевый экран, 6 – образец. Ударник: алюминий, толщина 0.9 мм, скорость: 660 м/с.

Разогнанный продуктами взрыва ударник формирует при соударении в образце ударную волну, поддерживающую постоянное состояние в течение времени циркуляции волны в ударнике. Одномерность движения среды обеспечивается достаточными поперечными размерами образца и ударника, такими, что волны разгрузки, распространяющиеся от боковых поверхностей, не оказывают влияния на процесс измерения [1].

Скорости метания ударников также зависят от толщины ударника и материала, из которого он изготовлен, а также от типа и массы используемого ВВ. Еще одним способом влияния на входящий в образец ударный импульс, можно считать использование ослабителя, который позволяет снизить амплитуду ударной волны [1].

2.2 Лазерный Доплеровский измеритель скорости VISAR

Основой измерений характеристик ударной волны при динамическом нагружении исследуемых образцов является тот факт, что при прохождении ударной волны по материалу в зависимости от его состояния она изменяет свою форму. И таким образом, регистрируя эволюцию ударной волны по мере ее распространения в образце, можно получить информацию о свойствах материала образца. Лучшими в отношении пространственно-временного разрешения и точности измерений считаются лазерные интерферометрические методы регистрации свободных поверхностей. С помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR измеряются профили скорости свободной или контактной поверхности [85].

Регистрация скорости вещества с использованием лазера в опытах с ударными волнами основано на применении эффекта Доплера [86]. Используя высокочувствительные двухлучевые интерферометры, детектируются малые сдвиги (порядка 0.01 \AA) длины волны зондирующего излучения при отражении от перемещающейся поверхности (рис. 12).

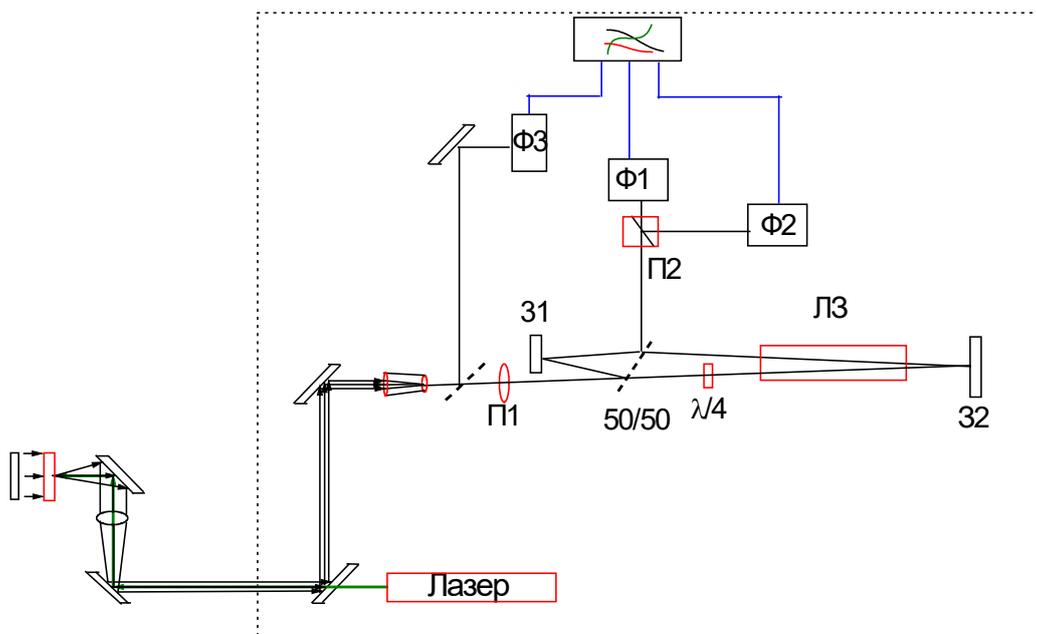


Рисунок 12 – (а) – схема регистрации волновых профилей лазерным доплеровским измерителем скорости: П1 – поляризатор, ориентированный под углом 45° к горизонтали, П2 – поляризационный светоделитель; 50/50 – 50% светоделитель; 31, 32 – концевые зеркала; ЛЗ – стеклянная линия задержки; $\lambda/4$ – четвертьволновая пластина; Ф1, Ф2 – фотоприемники входного излучения; Ф3 – фотоприемник контроля интенсивности, (б) – часть используемой в данной работе оптической системы отмеченная пунктиром.

Чтобы обеспечить высокое пространственное разрешение лазерное излучение фокусируется на исследуемом образце в пятно диаметром порядка 0.1 мм (рис. 13). Современные установки позволяют получить временное разрешение 1–2 нс. Это связано с особенностями при фиксации интерференционных биений с использованием современных фотоэлектронных умножителей (ФЭУ) [15].

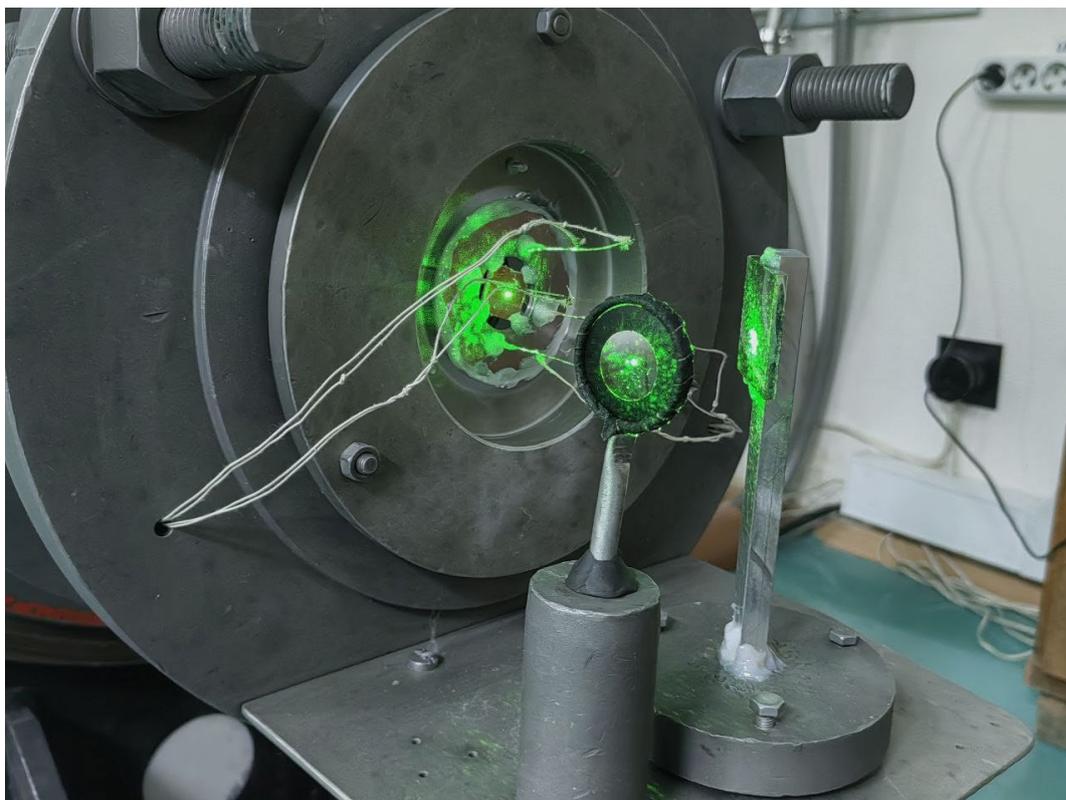


Рисунок 13 – Формирование пятна на исследуемом образце размером 0.1 мм

При интерференции двух лучей, отраженных от движущейся поверхности происходит изменение интенсивности света, что позволяет зарегистрировать изменения скорости отражающей поверхности. При этом из-за наличия сдвига по времени, величина Доплеровского эффекта для интерферирующих лучей оказывается разной. Биения интенсивности задетектированные фотоприемниками обладают частотой, пропорциональной ускорению поверхности отражения и значению сдвига по времени. По их количеству $N(t)$ можно определить текущее значение изменяющейся скорости отражающей поверхности $W(t)$

$$W(t) = \frac{\lambda N(t)}{2\Delta t(1+\delta)} \quad (2.1)$$

$$\delta = \lambda \frac{n}{n^2-1} \frac{dn}{d\lambda} \quad (2.2)$$

где λ – длина волны зондирующего излучения, δ – поправка на изменение показателя преломления [87]. Приращение скорости, которое приходится на одно биение интенсивности – постоянная интерферометра, которая также зависит от длины линии задержки [15]:

$$\Delta W = \frac{\lambda}{2\Delta t(1+\delta)}. \quad (2.3)$$

Профиль измеряемой скорости $W(t)$ получается в результате обработки трех осциллограмм (рис. 14 (а), (б)). Следующие соотношения связывают между собой $W(t)$, $I(t)$ – интенсивность попадающего в ФЭУ света, $A(t)$ – относительная интенсивность попадающего в интерферометр света и $K(t)$ – величина интерференционного контраста:

$$I_1(t) = \frac{1}{2}J_{10}A(t) \left\{ 1 + K(t)\sin \left[2\pi \frac{W(t)}{\Delta W} + \gamma \right] \right\} + i_1^{min} A(t) \quad (2.4)$$

$$I_2(t) = \frac{1}{2}J_{20}A(t) \left\{ 1 + K(t)\sin \left[2\pi \frac{W(t)}{\Delta W} + \gamma + \theta \right] \right\} + i_2^{min} A(t) \quad (2.5)$$

$$I_3(t) = \frac{1}{2}J_{30}A(t) \quad (2.6)$$

где γ – начальная фаза биений, θ – сдвиг по фазе между биениями интенсивности вертикально и горизонтально поляризованных компонент света на выходе из интерферометра, J_{10} , J_{20} – начальный размах биений, J_{30} – начальное значение интенсивности входящего в интерферометр света, i_1^{min} , i_2^{min} – отклонения лучей осциллографов в минимумах биений, при этом их значение обычно равняется $\approx 0.1J_0$. Такие отклонения возникают из-за несовершенства поверхности образца так и приборной погрешности [15].

Непосредственно из анализа профиля скорости свободной поверхности без каких-либо предположений рассчитываются прочностные и упругопластические характеристики материала, такие как откольная прочность, динамический предел упругости, текучести. Также рассчитывается давление фазового перехода (если он есть), скорость

деформирования, толщина откольной пластины. Точность измерений не зависит от абсолютных значений измеряемых скоростей и составляет 3–5 м/с.

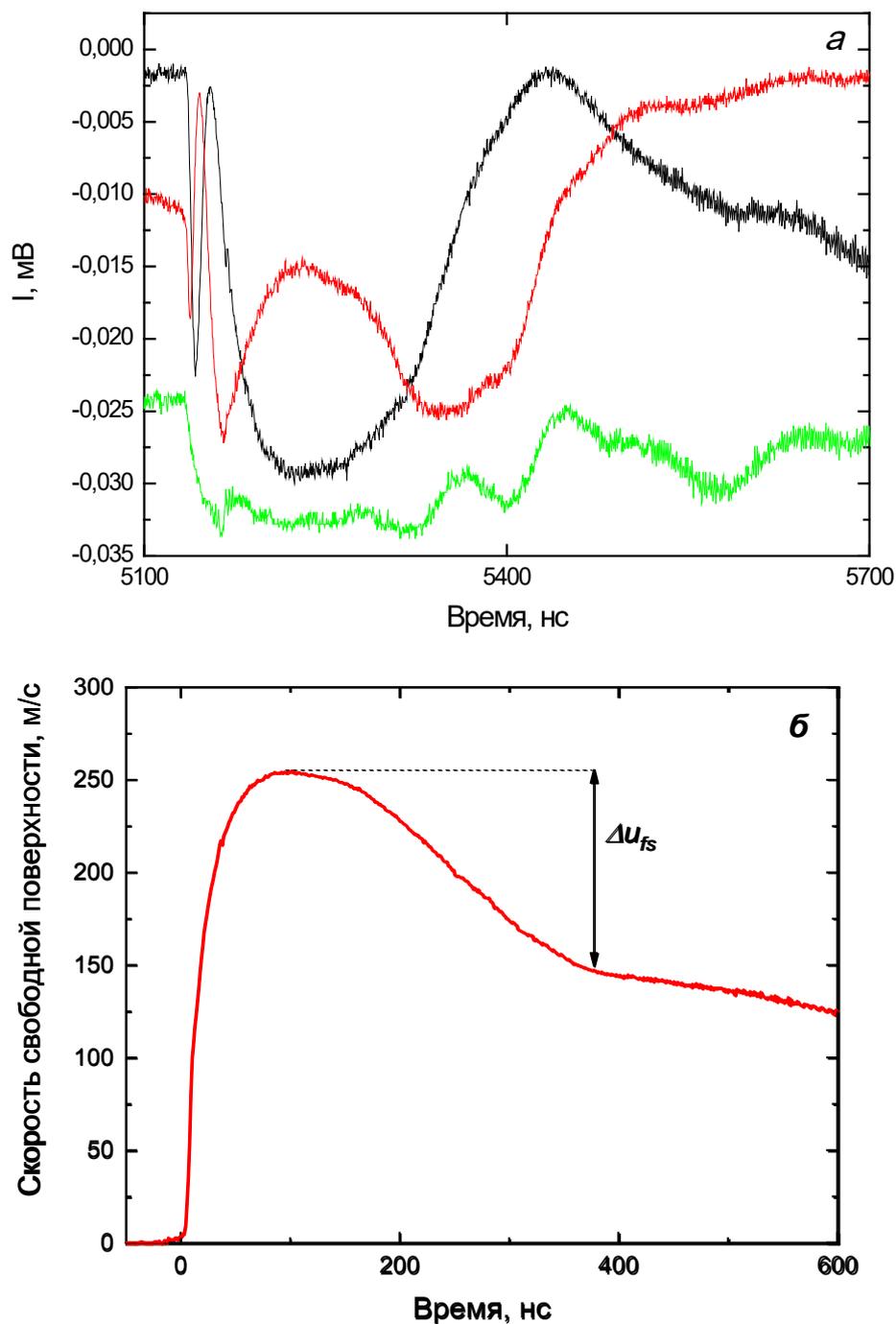


Рисунок 14 – Экспериментальные осциллограммы (а) и результат их обработки (б) для поликарбоната.

В данной работе использовался доплеровский измеритель скорости свободной поверхности в котором в качестве источника зондирующего излучения выступал твердотельный лазер с диодной накачкой с частотой 532 нм, мощностью до 5 Вт. Быстродействующие ФЭУ с временным разрешением 1–2 нс, использовались для регистрации интерференционной картины. Показания фотоумножителей фиксировались цифровым осциллографом “Tektronix MS056”, с разрешением 0.3 нс на точку при длине записи 62.5 млн точек. Полученные сигналы в цифровом виде обрабатываются с использованием специализированного программного обеспечения.

2.3 Метод регистрации профилей скорости свободной поверхности полимерных материалов в широком диапазоне температур

Эксперименты по ударно-волновому нагружению при различных начальных температурах связаны с большим количеством трудностей и ограничений. Неравномерный прогрев образца, тепловое излучение от нагревательного прибора, различные коэффициенты температурного расширения у соприкасающихся элементов «сборки» – эти и другие особенности могут повлиять на конечный результат измерений. Проблемы в методиках проведения экспериментов при различных начальных температурах для керамик, металлов и сплавов частично, либо полностью преодолены, что подтверждается большим количеством проведенных работ [68, 70, 88, 89]. В случае с полимерными материалами необходимо также учитывать и иные особенности, связанные с низкой теплопроводностью, зависимостью процесса стеклования от скорости нагрева, а также отсутствием отражающих свойств, что вынуждает использовать вспомогательные доработки образцов для экспериментов с интерферометром в виде приклеенной тонкой фольги на тыльную поверхность образца или напыления на нее тонкого отражающего металлического слоя.

В независимости от нагрева или охлаждения образец помещался на экран или пластину с отверстием, которые сделаны из материала, обладающего хорошей теплопроводностью. Из-за отсутствия непосредственного контакта источника холода или тепла с образцом такая конфигурация позволяла обеспечить плавное охлаждение или нагревание без сильных перепадов температур. При этом исследуемый температурный диапазон не влияет в значительной степени на свойства стали, меди или алюминия, материалов из которых сделаны экран или установочная пластина. Для значительного замедления теплообмена с окружающей средой, а также с установочным фланцем нагревательный элемент или холодильная камера покрывались слоем минеральной ваты. Контроль температуры осуществлялся двумя хромель-алюмелевыми термопарами. Одна термопара клеивалась в образец на удалении $\sim 6-7$ мм от места регистрации скорости свободной поверхности, вторая с торца образца или с торца экрана в экспериментах по измерению откольной прочности. Разница между показаниями термопар не превышала $7-8^{\circ}\text{C}$ для поликарбоната, $2-3^{\circ}\text{C}$ для АБС-пластика и СВМПЭ. Разница между показаниями температур связана в первую очередь с теплопроводностью материалов, объемностью сборки, а также толщиной образца. Использование двух термопар позволяло однозначно контролировать начало процесса стеклования, а также равномерность прогрева образца. Значение температуры, при которой проводился эксперимент, фиксировалось непосредственно перед ударом.

Нагрев образцов осуществлялся с помощью керамического нагревателя с нихромовой спиралью, который размещался у тыльной поверхности образца. В случае если эксперимент проводился с использованием экрана, то нагреватель располагался на его поверхности, в случае отсутствия экрана, размещался на установочной пластине, как это показано на рисунке 15 (отмечены пунктиром, как опциональные элементы сборки). Средняя

скорость нагрева образцов составляла $\sim 0.1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для поликарбоната и СВМПЭ и $\sim 0.05^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для АБС - пластика.

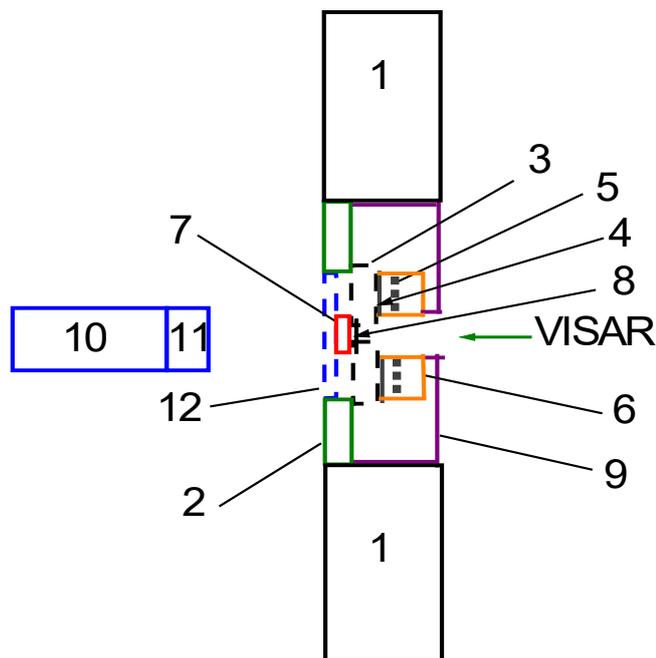


Рисунок 15 – Экспериментальная сборка для проведения ударного нагружения и регистрации профилей скорости свободной поверхности натриево-известкового стекла и образцов поликарбоната при повышенных температурах. 1 – установочный фланец; 2 – крепежное кольцо; 3 – установочная пластина (опционально); 4 – слюда; 5 – нихромовая спираль; 6 – керамическая печь; 7 – образец; 8 – алюминиевая фольга 7 мкм; 9 – теплоизолятор, 10 – разгоняемый в установке ПП50 стакан; 11 – ударник; 12 – экран (опционально).

Охлаждение осуществлялось с использованием камеры из низкопористого пенопласта, полость которой заполнялась жидким азотом (рис. 16). Для поддержания длительного времени (15–20 минут), необходимого для создания вакуума в регистрационной камере криогенной температуры, использовался «аккумулятор холода» в виде массивного стального кольца, прикрепленного к экрану.

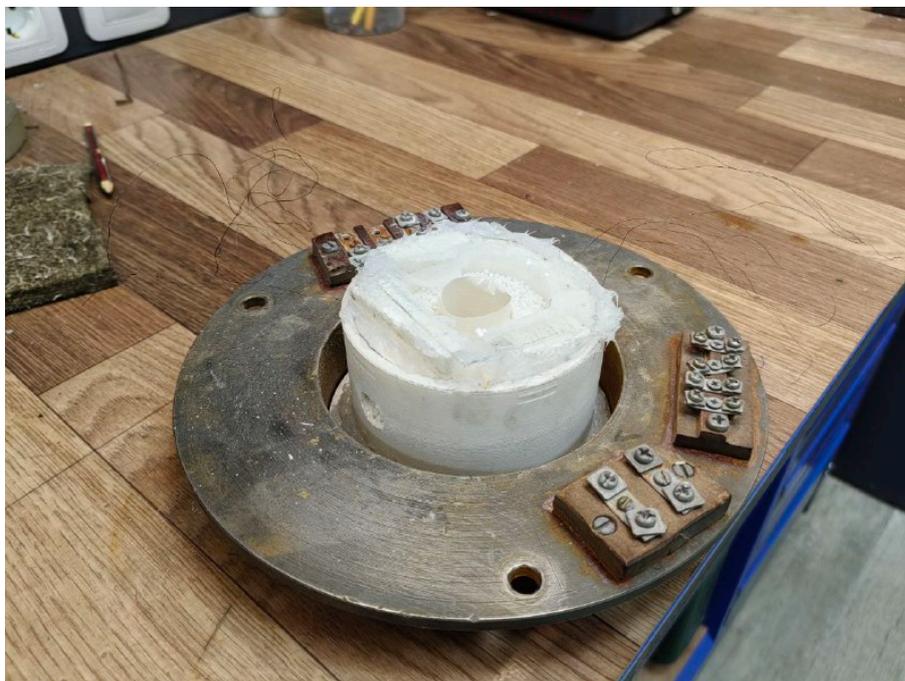
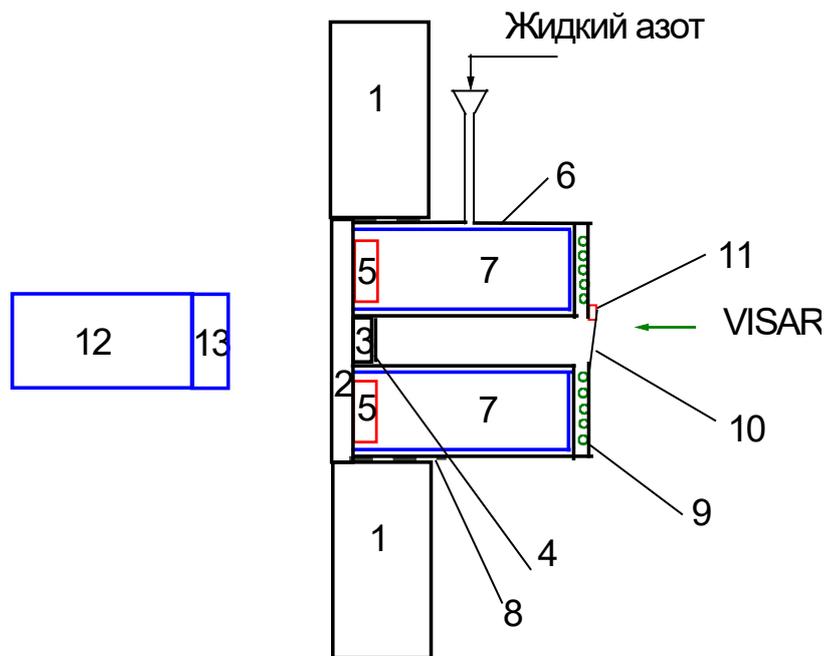


Рисунок 16 – Схема и фотография экспериментальной сборки для проведения ударного нагружения и регистрации профилей скорости свободной поверхности натриево-известкового стекла и образцов СВМПЭ при отрицательных температурах: 1 – установочный фланец; 2 – экран; 3 – образец; 4 – алюминиевая фольга 7 мкм; 5 – стальное кольцо; 6 – пенопластовая камера; 7 – полость для жидкого азота; 8 – минеральная вата; 9 – силикагель; 10 – стекло; 11 – крепежный элемент; 12 – разгоняемый стакан; 13 – ударник.

Для предотвращения образования конденсата, мешающего измерению скорости поверхности, полость с образцом в камере изолировалась и осушалась с использованием силикагеля. Натриево-известковое окно закреплялось под углом относительно образца, чтобы избежать попадания отражения от поверхности стекла в ФЭУ. Чтобы предупредить образования инея на поверхности окна перед вакуумированием камеры стекло покрывалось изопропиловым спиртом. Средняя скорость охлаждения образцов составляла ~ 0.5 град/с.

Из-за отсутствия возможности отражения лазерного луча напрямую от поверхности образца у исследуемых полимерных материалов во всех экспериментах в качестве отражателя зондирующего лазерного излучения использовалась алюминиевая фольга толщиной 7 мкм. Отражающая фольга приклеивалась к образцу при помощи эпоксидного клея. В экспериментах с АБС-пластиком и СВМПЭ использовался двухкомпонентный эпоксидный клей на основе эпоксидной смолы ЭД-20 и отвердителя ПЭПА (в соотношении 1:10), рабочий диапазон которого не превышает 120°C и является достаточным для проведения экспериментов с повышенной температурой. Эксперименты с поликарбонатом проводились, в том числе, и при температурах до 180 градусов, поэтому в них использовалась высокотемпературная эпоксидная смола ПЭО 90-К, верхняя граница рабочего диапазона которой составляет 200°C .

2.4 Экспериментальные способы измерения ударной адиабаты

Для построения адиабаты Гюгонио ударно-сжатого материала в виде $U_S = c_0 + bu_p$, необходимо измерить два параметра: U_S – скорость ударной волны и u_p – массовую скорость [85]. Эти измерения необходимо провести в одном эксперименте, так как с ростом давления растет сжимаемость материала, меняется скорость распространения возмущений по сжатой среде. Проведя серию экспериментов и построив искомую зависимость на

основании нескольких точек, мы также сможем определить и скорость звука при нулевом давлении – как пересечение с осью ординат в U_s-u_p координатах. Таким образом, экспериментально полученные данные скорости распространения ударной волны, а также массовой скорости за фронтом ударной волны при различных начальных температурах помогут установить уравнения состояния, а также сделать оценку распространения волн сжатия и разрежения.

В данной работе при различных температурах и давлениях ударного сжатия производилось определение массовой скорости u_p и скорости ударной волны U_s . Метод, используемый при определении ударной адиабаты поликарбоната, основывается на регистрации электроконтактными датчиками [90] времени входа ударной волны в образец при одновременной регистрации лазерным доплеровским измерителем скорости VISAR момента выхода ударной волны на свободную поверхность материала.

Электроконтактные датчики, представляющие собой отрезок коаксиального кабеля марки РК 50-0.6-25С, клеивались с использованием эпоксидной смолы и зашлифовывались в одной плоскости с тыльной поверхностью образца. Проводящий алюминиевый ударник или слой алюминиевой фольги, в экспериментах с использованием в качестве ударника ПММА, в момент удара замыкал датчики. На рисунке 17 изображена осциллограмма, показывающая момент срабатывания датчиков, а также момент выхода ударной волны на свободную поверхность.

Скорость ударной волны рассчитывалась по формуле

$$U_s = \frac{h_s}{\Delta t} \quad (2.8)$$

где h_s – толщина образца, а Δt – разность между временем выхода ударной волны на свободную поверхность и отметкой времени, зарегистрированной при помощи электроконтактных датчиков, срабатывание которых происходит в момент удара алюминиевой пластины о тыльную поверхность образца. Для повышения точности измерений и возможности фиксации

перекося ударника использовались четыре датчика, расположенных на расстоянии 19 мм от центра образца. Так как в экспериментах использовались две пары датчиков, то время Δt определялось как среднее арифметическое.

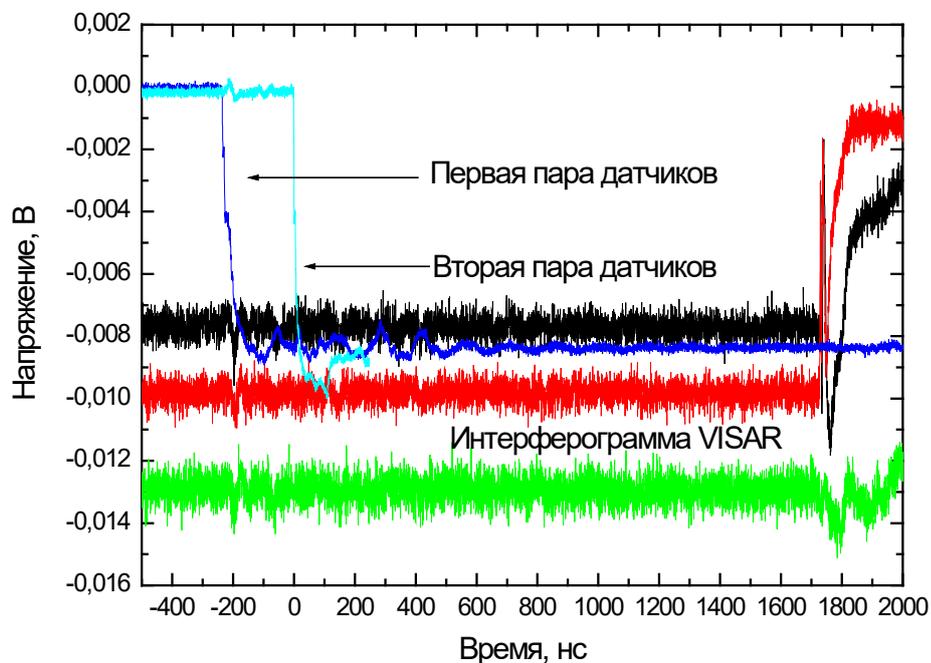


Рисунок 17 – Экспериментальная осциллограмма по определению скорости ударной волны.

Другой способ был выбран для определения ударной адиабаты АБС-пластика и сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Это связано с тем, что размягчение полимерного материала при превышении температуры стеклования влияло на положение электроконтактных датчиков во время эксперимента и сказывалось на точности измерений. Поэтому был выбран способ, заключающийся в измерении скорости свободной поверхности пластины-свидетеля находящей в контакте с исследуемым образцом. В качестве пластины-свидетеля выбрано натриево-известковое стекло. Суть данного метода заключается в том, что после прохождения ударной волны через образец происходит многократная реверберация волн в стеклянной пластине-свидетеле. Максимальные напряжения сжатия (σ_{max}) при первом переотражении волны в натриево-известковом стекле не превышают

динамический предел упругости (σ_{HEL}) данного стекла: 0.82 ГПа или 1.02 ГПа для экспериментов с АБС-пластиком и 0.8 ГПа, 1.0 ГПа и 1.3 ГПа для экспериментов с СВМПЭ. Значения σ_{HEL} для натриево-известкового стекла по данным работы [91] составляют от 3.5 до 7 ГПа, то есть реверберация волн в натриево-известковом стекле в этих экспериментах происходит в упругой области. Используемая толщина стекла, равная 1.2 мм при более высоком значении скорости звука (в стекле $c_l = 5.720$ км/с) позволяет получить несколько переотражений волн в стекле без взаимодействия с волной сжатия отраженной от экрана. Такая постановка дает возможность определить сразу несколько точек на ударной адиабате в одном эксперименте. Данный алгоритм уже использовался в литературе именно для полимерных материалов, так схожим образом были проведены эксперименты по измерению ударной сжимаемости в полимочевине [92].

Порядок определения ударной адиабаты в данном методе описан на примере АБС-пластика. На профилях скорости свободной поверхности (рис. 18) регистрируются скачки скорости, являющимися результатом многократного переотражения упругой волны в виде волн сжатия при отражении от полимерного образца, обладающего меньшей динамической жесткостью, и волн разрежения при отражении от свободной поверхности стекла. Для анализа полученных результатов брались первые 2–4 ступени в каждом эксперименте, отличающиеся гладким фронтом и отсутствием значительных осцилляций.

На рисунке 19 представлен алгоритм восстановления значений давления и массовой скорости на каждой «ступеньке» при реверберации волны в стекле на примере профиля скорости свободной поверхности, показанного на рисунке 18. При выходе ударной волны из полимерного образца в стекло оба материала приобретают одинаковую массовую скорость и давление. Соответствующая точка на P - u диаграмме определяется как пересечение ударной адиабаты стекла, построенной из значения массовой

скорости равной нулю, и изэнтропы разгрузки, построенной из значения массовой скорости равной скорости свободной поверхности на первой ступеньке.

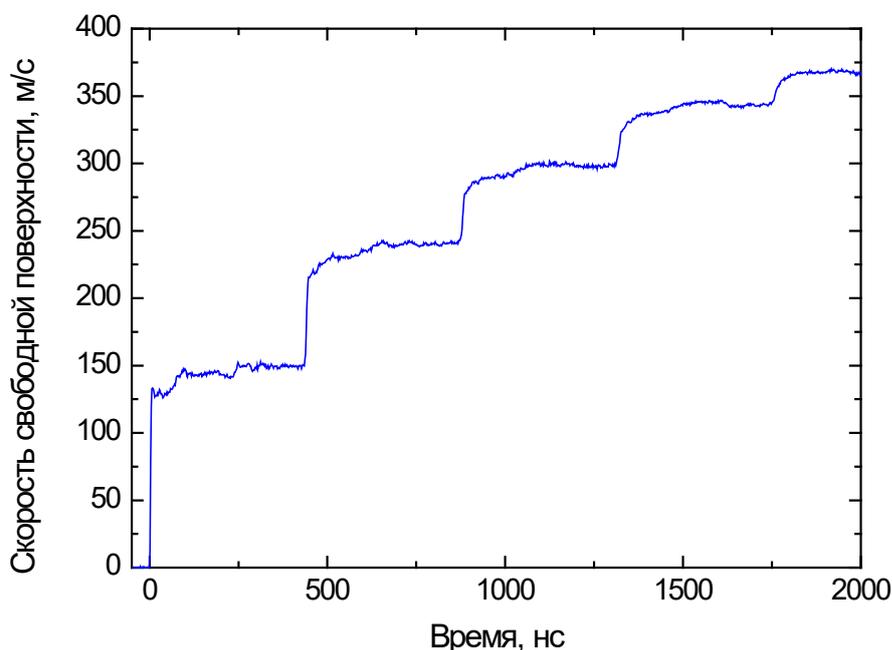


Рисунок 18 – Профиль скорости свободной поверхности образца АБС-пластика при комнатной температуре, полученный при определении его ударной адиабаты методом многократного переотражения волн в стекле. Нагружение алюминиевым ударником толщиной 7 мм разогнанного до скорости 260 м/с.

В области упругого деформирования стекла зеркально отраженная адиабата относительно точки пересечения полностью должна совпадать с изэнтропой разгрузки. После следующего отражения волны разгрузки от АБС-пластика в виде волны сжатия алгоритм определения дальнейших точек равенства давлений и массовых скоростей аналогичен определению первой, за исключением того, что ударная адиабата стекла выходит из точки со значением скорости свободной поверхности предыдущей ступени, а адиабата, описывающая волну разгрузки, из точки со значением скорости свободной поверхности следующей ступени. Каждая такая точка на границе АБС-пластик – стекло на рисунке 19 (а). отмечена красным квадратом. Точки

на рисунке 19 (а), отмеченные красной звездой, являются искомыми значениями давление – массовая скорость для АБС-пластика, полученные с помощью зеркального отражения относительно пересечения с адиабатой алюминия, выходящей из значения скорости ударника. Из полученных зависимостей $P-u_p$ для АБС-пластика с использованием соотношения $P=\rho_0 U_S u_p$ определялась зависимость U_S-u_p .

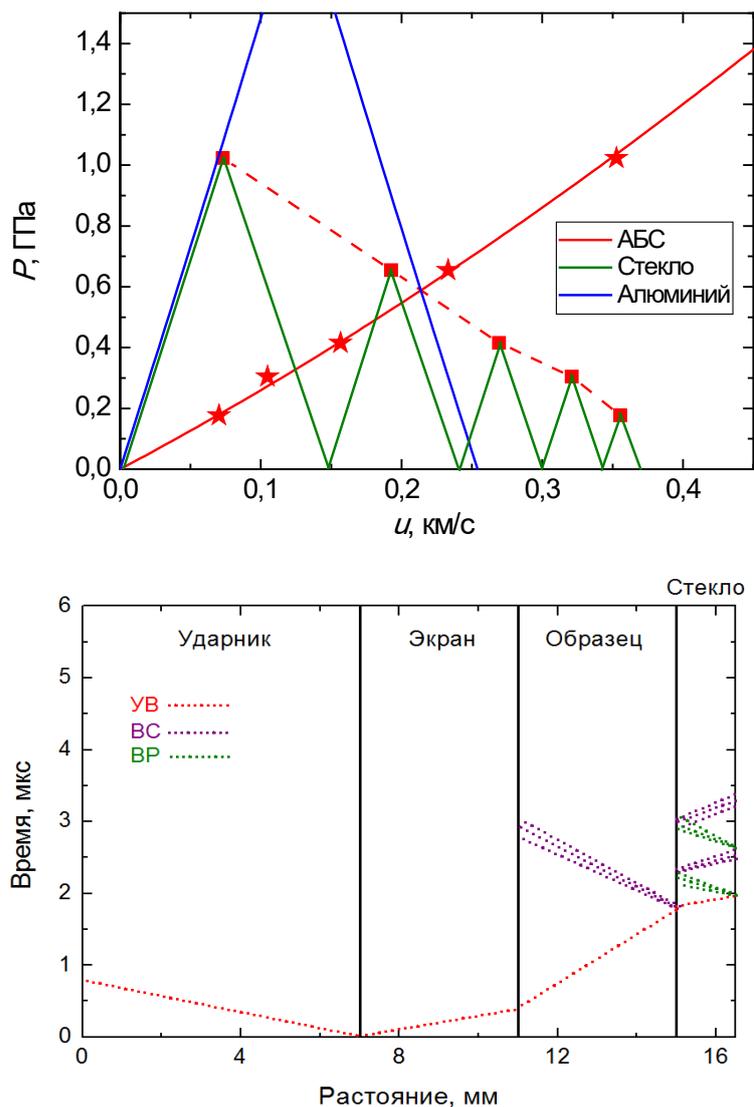


Рисунок 19 – (а) $P-u$ и (б) $t-x$ диаграммы ударно-волновых взаимодействий в экспериментах по измерению ударных адиабат полимеров.

Аналогичный алгоритм использовался для определения ударных адиабат сверхвысокомолекулярного полиэтилена. При построении адиабат натриево-известкового стекла при температурах, отличных от комнатных,

использовались данные об изменении скорости звука и плотности стекла в зависимости от температуры из работ [93–95].

2.4 Методы измерений откольной прочности твердых тел

Определение откольной прочности связано с определенными трудностями по причине того, что растягивающие напряжения формируются внутри материала. Существуют два основных способа определения откольной прочности: металлографическое изучение зоны откола в сохраненных образцах и инструментальное измерение сопротивления динамическому разрушению [90]. Метод, который использовался в данной работе, основывается на определении разрушающих напряжений при отколе путем измерения и последующего анализа профиля скорости свободной поверхности образца. Величина, определяющая сопротивление растягивающим напряжениям, пропорциональна начальной плотности материала ρ_0 и объемной скорости звука c_b . Величина откольной прочности пропорциональна декременту скорости Δu_{fs} – разнице между максимальным значением скорости свободной поверхности и минимальным в волне разгрузки, которые находятся непосредственно из профиля скорости свободной поверхности (рис. 20) [20]. Величину откольной прочности в акустическом приближении можно определить как [1]:

$$\sigma_{sp} = \frac{\rho_0 c_b \Delta u_{fs}}{2} \quad (2.9)$$

Значение объемной скорости звука c_b принималось равной c_0 в зависимости $U_S - u_p$ (соотношение 2.7) при $u_p = 0$. В случае, если откольное разрушение происходит в упругой области, (как, например, в работе [22]), то в соотношении (2.9) используется продольная скорость звука c_1 .

Для тела, проявляющего упругопластические свойства, в соотношении (2.9) необходимо учесть поправку на разницу между скоростью

распространения разгрузочной части падающего импульса сжатия и скоростью фронта откольного импульса [96]:

$$\sigma^* = \frac{\rho_0 c_b (u_0 - u_{min} + \delta u)}{2} \quad (2.10)$$

При этом величина поправки оценивается как:

$$\delta u = \left(\frac{h}{c_0} - \frac{h}{c_l} \right) \frac{|\dot{u}_1 \dot{u}_2|}{|\dot{u}_1| + \dot{u}_2}, \quad (2.11)$$

где h – толщина откольной пластины, \dot{u}_1, \dot{u}_2 – градиенты скорости свободной поверхности в падающей волне разрежения и во фронте откольного импульса соответственно [96].

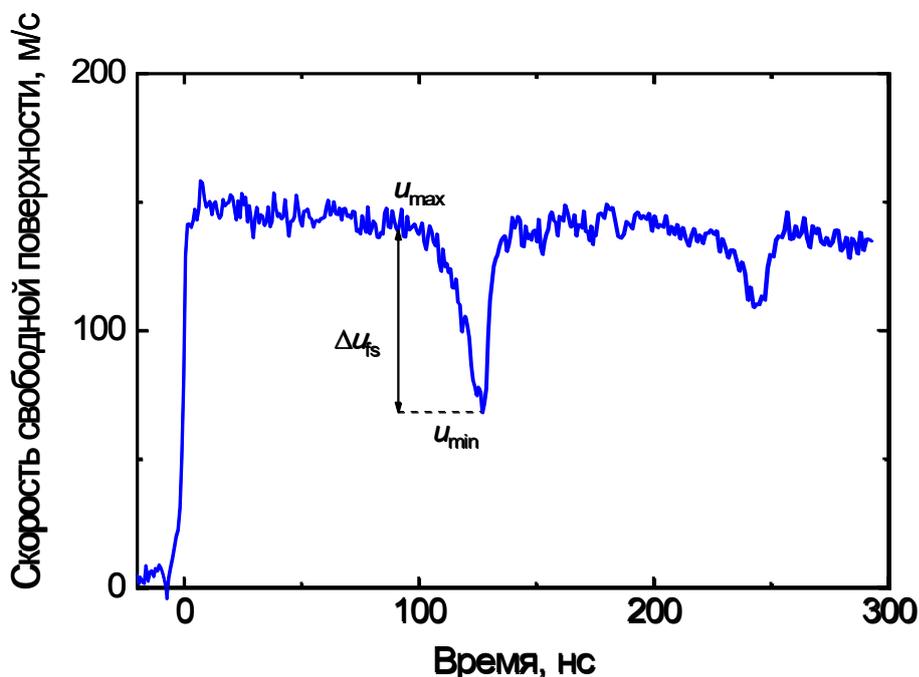


Рисунок 20 – Профиль скорости свободной поверхности карбида вольфрама (Рисунок взят из работы [22]).

Величина δu дает возможность оценить лишь максимальное значение коррекции и чтобы свести ее к минимуму необходимо использовать треугольные импульсы ударной нагрузки. В таком случае δu обычно составляет не более 5–7% [96].

Достоверность определения откольной прочности с использованием профилей скорости поверхности была доказана с помощью экспериментов, в

которых амплитуда ударного нагружения сопоставима с величиной откольной прочности. В случае, если интенсивность ударной нагрузки меньше, чем значение σ^* , откольный импульс не регистрируется. При увеличении амплитуды ударного нагружения выше величины откольной прочности на профилях скорости поверхности регистрируются признаки откола. С помощью металлографического анализа было показано, что в первом случае происходит лишь зарождение разрушения [1].

2.5 Заключение к главе 2

В главе приводится обзор методов для формирования интенсивных ударных нагрузок, и методов регистрации процессов распространения ударной волны (эволюции) в динамических исследованиях прочностных свойств полимерных материалов. В данной работе ударно-волновое нагружение осуществлялось с использованием пневматической ствольной установки, а также с использованием ударно-волновых генераторов на основе взрывчатых веществ.

Описана работа лазерного доплеровского измерителя скорости свободной поверхности VISAR, а также пересчет полученных экспериментально осциллограмм в профили свободной поверхности.

В данной главе также описаны два различных способа определения ударной сжимаемости (ударных адиабат) полимерных материалов при ударно-волновом нагружении и измерения их откольной прочности при различных температурах образцов.

Для проведения экспериментов в широком температурном диапазоне, включающем отрицательные и повышенные начальные температуры, были разработаны и отработаны соответствующие экспериментальные сборки, учитывающие, в том числе свойства и особенности работы с полимерными материалами.

ГЛАВА 3

СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОЛИКАРБОНАТА В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ

В главе представлены результаты измерений откольной прочности поликарбоната при максимальном напряжении сжатия 0.6 ГПа и в диапазоне начальных температур 20–185°C. Выявлено значительное снижение откольной прочности при достижении поликарбонатом температуры стеклования. Определены скорости деформирования в пластической волне сжатия в зависимости от максимального напряжения при однократном и ступенчатом ударном сжатии. Построены зависимости скорости ударной волны U_S от массовой скорости u_p в диапазоне максимальных напряжений ударного сжатия до 0.8 ГПа при различных температурах. Результаты экспериментов, а также установленные зависимости и выводы, описанные в данной главе, представлены в публикации [11].

3.1 Постановка задачи

Эксперименты проведены с образцами поликарбоната марки BORREX толщиной 1.8 ± 0.1 мм и 3.4 ± 0.1 мм, диаметром 50 мм, вырезанными из одного листа соответствующей толщины. Начальная температура образцов варьировалась в диапазоне от 20°C до 185°C. Измерения температуры стеклования образца проводились в лаборатории инженерного материаловедения МГУ имени М.В. Ломоносова. Температура стеклования поликарбоната, определенная методом дифференциальной сканирующей калориметрии [97], находится в диапазоне 142°C–152°C (рис. 21). Измеренная методом гидростатического взвешивания плотность поликарбоната составила $\rho_0 = 1.194$ г/см³, измеренная продольная скорость звука равна $c_1 = 2.242$ км/с.

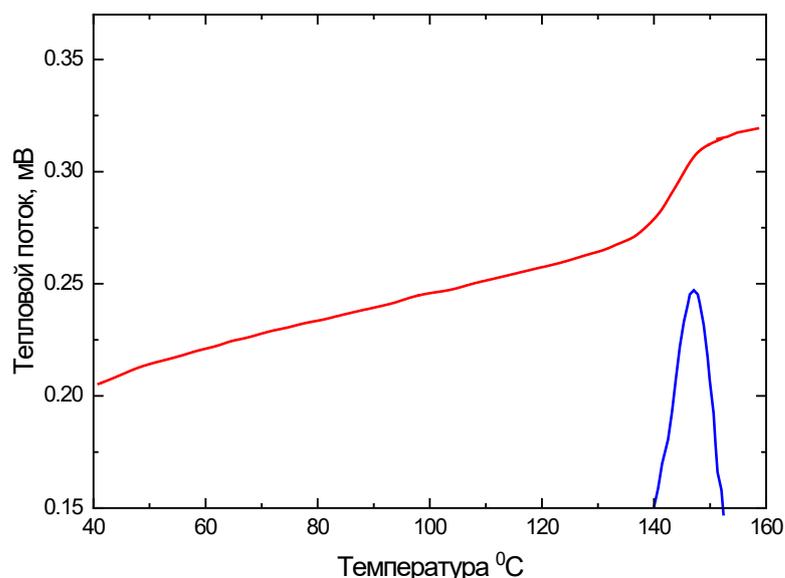


Рисунок 21 – Кривая ДСК, полученная при нагреве со скоростью $10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ образца поликарбоната. Синим цветом указана первая производная теплового потока по времени.

Измерение откольной прочности проводилось при нагружении исследуемых образцов толщиной 1.8 мм алюминиевым ударником толщиной 0.7 мм, разогнанного до скорости 360 ± 10 м/с. Схема постановки экспериментов измерения откольной прочности поликарбоната показана на рисунке 22 (а). Для предотвращения прогиба ударника в процессе разгона последний наклеивался на подложку из ПММА толщиной 5 мм, расположенную на пустотелом дюралюминиевом цилиндре. Для предотвращения формирования ступенчатой разгрузки в поликарбонате, возникающей из-за разницы динамических импедансов образца и ударника, образец располагался на медном экране толщиной 3.6 мм. Максимальное напряжение сжатия в поликарбонате при такой постановке экспериментов составляло 0.56 ГПа.

Для построения зависимости скорости ударной волны U_s от массовой скорости u_p (ударной адиабаты поликарбоната) была выполнена вторая серия экспериментов по нагружению образцов толщиной 3.4 мм алюминиевым ударником толщиной 4 мм, как показано на рисунке 22 (б). Скорости

ударников составляли 130 ± 10 м/с, 280 ± 10 м/с и 316 ± 10 м/с, что соответствует максимальным напряжениям сжатия 0.23, 0.59 и 0.74 ГПа при комнатной температуре. Диапазон реализуемых давлений в этой серии экспериментов включает в себя давления, при которых проводились измерения откольной прочности.

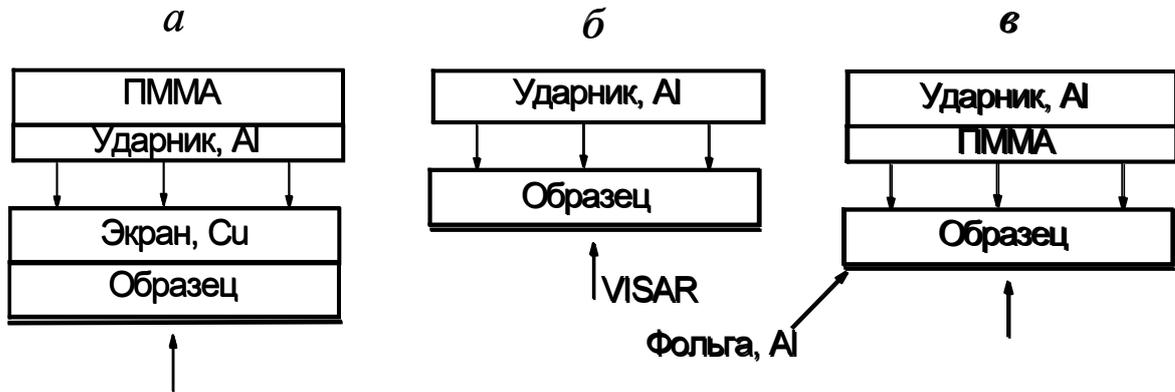


Рисунок 22 – Схема экспериментов ударного нагружения образцов поликарбоната при комнатной и повышенной температурах. (а) – измерение откольной прочности, (б) – построения зависимостей U_S-u_p , (в) – ступенчатое нагружение.

С целью уточнения измеренных зависимостей U_S-u_p в работе была проведена третья серия экспериментов по ступенчатому ударному сжатию образцов. Ступенчатое ударное сжатие образцов толщиной 3.4 мм реализовывалось с помощью ударника, составленного из алюминиевой пластины толщиной 7 мм и со стороны образца – пластины ПММА толщиной 1.2 ± 0.1 мм. Составной ударник и схема нагружения показаны на рисунке 22 (в). В результате его соударения с образцом в плексигласовой пластине между образцом и алюминием происходили многократные переотражения ударной волны. Толщина пластины ПММА выбиралась с одной стороны такой, чтобы разность времени выхода между первой и второй волнами сжатия была достаточной для установления постоянства скорости свободной поверхности после выхода первой волны на поверхность

образца. С другой стороны, чтобы результат отражения первой волны сжатия от свободной поверхности не мог приводить к существенным искажениям второй волны. Скорость составного ударника в этих экспериментах составляла 338 ± 10 м/с.

3.2 Анализ волновых профилей образцов поликарбоната при повышенных температурах. Влияние температуры на откольную прочность

На рисунке 23 представлены профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната толщиной 1.8 мм, полученные в диапазоне начальных температур от 20 до 185°C. На профилях регистрируется выход на поверхность пластической волны сжатия. Каких-либо признаков упругопластического перехода на фронте волны сжатия зарегистрировано не было. После отражения ударной волны от свободной поверхности в виде волны разрежения и взаимодействия последней с падающей волной разрежения, приходящей от тыльной стороны ударника, внутри образца создаются растягивающие напряжения, приводящие к его откольному разрушению. Далее регистрируется выход на поверхность откольного импульса в виде второго подъема скорости, связанного с его выходом на свободную поверхность образца.

Профили скорости свободной поверхности, полученные при температурах «внутри» диапазона стеклования, определенного с помощью ДСК, демонстрируют значительные отличия даже при разнице начальных температур 1–2°C (рис. 24). При температуре стеклования и выше пропадает системность в формировании откольных импульсов. Регистрируются профили с крутизной откольного импульса как выше (140°C) чем при комнатной температуре, так и ниже (139°C, 141°C), так и с отсутствием откольного импульса. Повышение температуры приводит к неоднородной сегментарной подвижности макромолекул, что отражается на общей

структуре образца. Потому эксперименты, проведенные в данном диапазоне, имеют общие черты как с экспериментами, проведенными при температуре, ниже температуры начала стеклования так и при температуре превышающей окончания процесса стеклования.

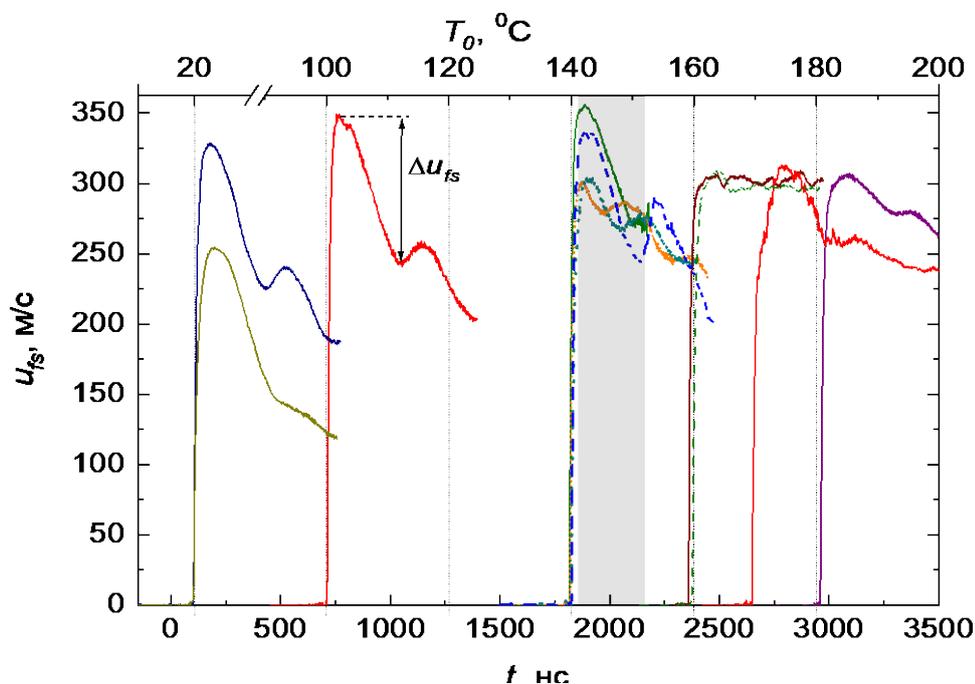


Рисунок 23 – Профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната толщиной 1.8 мм при ударе алюминиевой пластиной толщиной 0.7 мм со скоростью 360 ± 10 м/с в диапазоне температур от 20°C до 185°C . Заштрихованная область температур соответствует диапазону стеклования поликарбоната.

На рисунке 25 показана зависимость декремента скорости Δu_{fs} от начальной температуры образца. Видно, что до достижения образцами температуры стеклования декремент скорости практически не изменяется, а с началом процесса стеклования резко падает. При температурах выше температуры окончания стеклования наблюдается незначительное увеличение Δu_{fs} . Можно отметить, что при комнатной температуре (рис. 23) интенсивность ударного сжатия (0.42 ГПа и 0.56 ГПа) не влияет на величину декремента скорости в волне разгрузки.

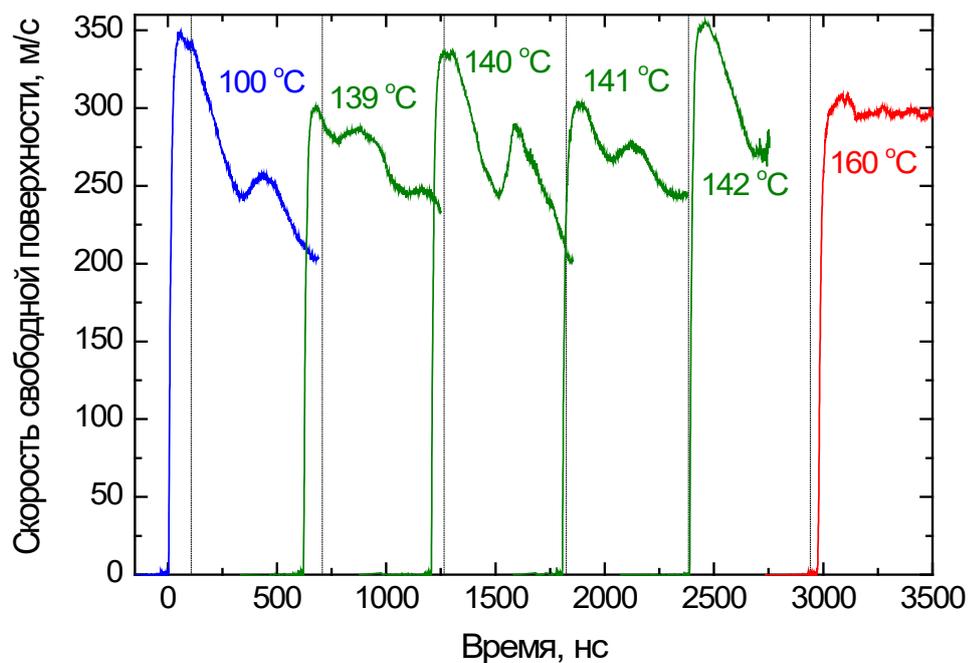


Рисунок 24 – Профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната, начальная температура которых находится ниже (синий) выше (красный) и внутри (зеленый) диапазона стеклования.

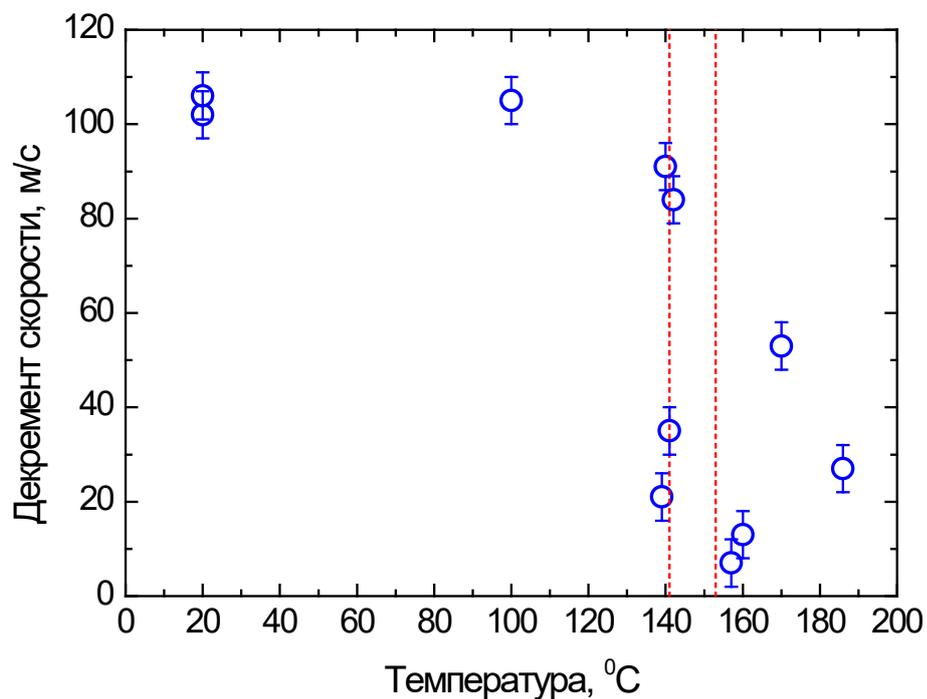


Рисунок 25 – Зависимость величины Δu_{fs} поликарбоната от температуры, пунктирами показаны температуры начала и окончания стеклования.

3.3 Определение ударной сжимаемости поликарбоната при повышенных температурах

Для определения значений объемной скорости звука при комнатной и повышенных температурах была проведена вторая серия экспериментов, в которой измерялась ударная сжимаемость поликарбоната в виде зависимости скорости ударной волны от массовой скорости при комнатной и повышенной температурах. Массовая скорость u_p определялась как

$$u_p = \frac{u_{max}}{2} \quad (3.1)$$

где u_{max} – максимальное значение скорости свободной поверхности.

На рисунке 26 представлены профили скорости свободной поверхности, полученные при нагружении образцов поликарбоната толщиной 3.4 мм алюминиевым ударником толщиной 4 мм, разогнанного до скоростей 130 ± 10 м/с, 280 ± 10 м/с и 316 ± 10 м/с, полученные результаты также представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты экспериментов с образцами поликарбоната для построения ударной адиабаты

$T_0, ^\circ\text{C}$	$h_s, \text{мм}$	$u_p, \text{м/с}$	$U_s, \text{км/с}$	$P, \text{ГПа}$
20	3.345	90.2	2.169	0.23
20	3.355	214.7	2.327	0.59
20	3.340	247	2.516	0.74
100	3.348	90	1.794	0.19
100	3.342	220.3	2.103	0.54
100	3.341	248.2	2.171	0.63
138	3.34	90.5	1.779	0.19
138	3.337	227	2.062	0.55
138	3.352	245.3	2.152	0.61
170	3.335	98.8	-	-

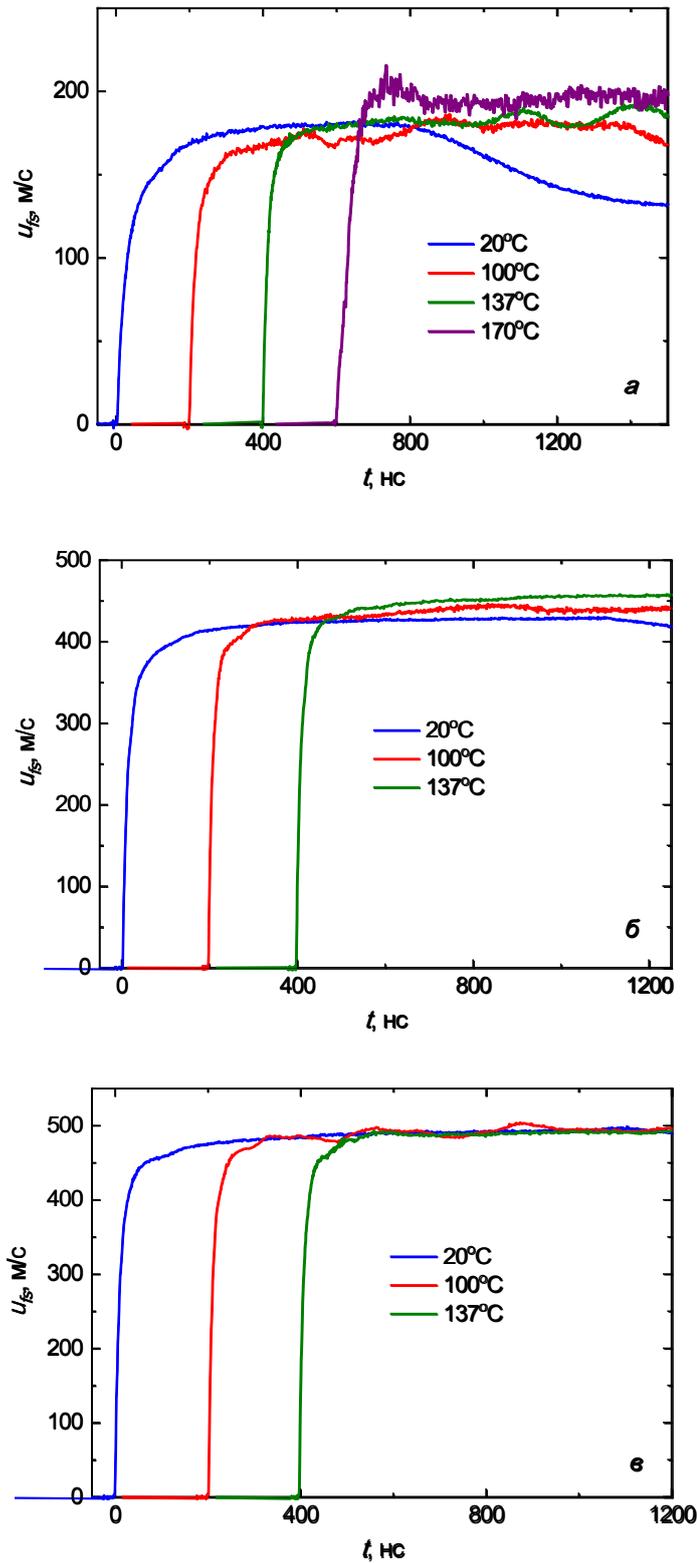


Рисунок 26 – Профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната толщиной 3.4 мм при ударе алюминиевой пластиной толщиной 4 мм со скоростями 130 м/с (а), 280 м/с (б) и 316 м/с (в).

Измерение профилей скорости свободной поверхности проводилось в диапазоне начальных температур образцов 20°C–170°C. С увеличением температуры наблюдается уменьшение времени нарастания во фронте ударной волны, что свидетельствует о снижении вязкости исследуемого материала. С ростом начальной температуры образца регистрируется увеличение скорости свободной поверхности при одной скорости удара, что свидетельствует о снижении динамического импеданса поликарбоната при повышении температуры.

На рисунке 27 суммированы полученные зависимости U_S-u_p для поликарбоната при начальных температурах 20, 100 и 138°C. Видно, что при комнатной температуре полученная ударная адиабата хорошо согласуется с данными, приведенными в работах [51–52]. С ростом температуры полученные зависимости U_S-u_p лежат ниже, чем адиабаты при более низкой температуре. Существенного влияния начальной температуры образцов на коэффициент b выявлено не было.

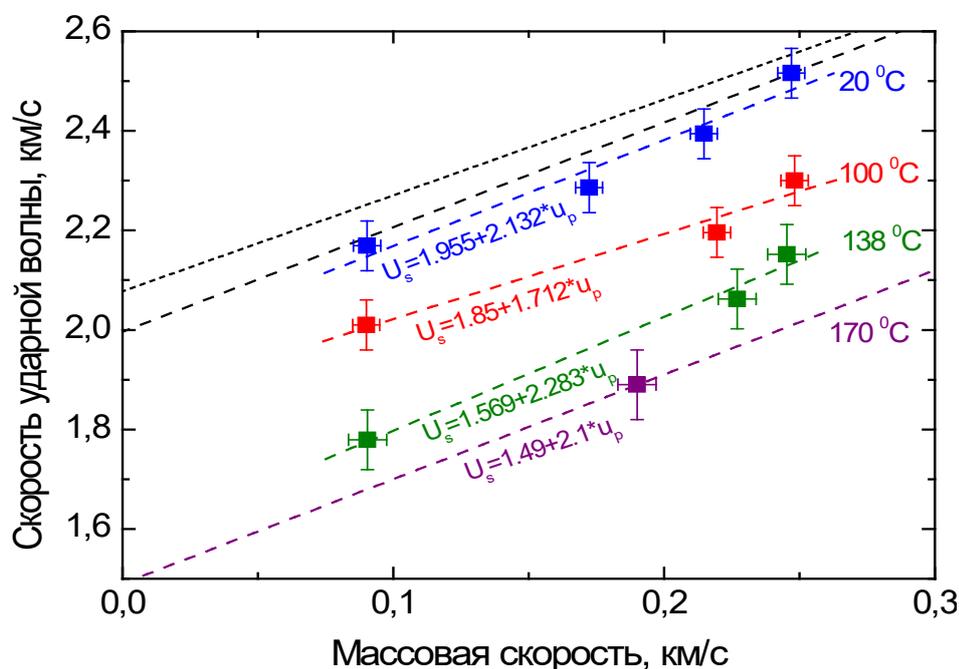


Рисунок 27 – Результаты измерений ударной адиабаты поликарбоната в диапазоне температур 20°C–170°C. Линейная зависимость при 170°C получена в результате расчетов. Пунктир – данные работы [51], точки – данные работы [52].

Полученное значение c_b из ударной адиабаты поликарбоната при комнатной температуре ($c_b=1.955$ км/с) ниже, чем измеренная продольная скорость звука ($c_l=2.242$ км/с). При массовой скорости 0.140 км/с скорость ударной волны равна значению c_l , т.е. расщепление ударной волны с выделением упругого предвестника выше этой скорости невозможно. При массовой скорости 0.09 км/с (рис. 26 (a)) расщепление ударной волны с выделением упругого предвестника, распространяющегося с продольной скоростью звука, также не было зарегистрировано. По всей видимости, предел текучести поликарбоната при ударном нагружении очень мал. Упругий предвестник в экспериментах при ударном нагружении поликарбоната в близком диапазоне массовых скоростей не был зарегистрирован и в работе [50]. В эксперименте с поликарбонатом при 170°C и скорости удара 130 м/с регистрируется особенность волнового фронта волны сжатия в виде формирования двухволновой конфигурации (рис. 28), возможно связанная с выделением упругого предвестника, что, в свою очередь, может быть связано с переходом поликарбоната в высокоэластичное состояние при этих условиях [98]. Подобная особенность наблюдалась в экспериментах с ПММА при начальных температурах превышающих температуру стеклования [10].

Проведенные эксперименты для определения ударной сжимаемости с начальной температурой образцов 170°C и выше содержали большую погрешность измерения скорости ударной волны, что, возможно, связано с изменением положения электроконтактных датчиков при размягчении образца. По этой причине была проведена дополнительная серия экспериментов по ступенчатому сжатию образцов поликарбоната, в которых предполагалось оценить время выхода второй волны на свободную поверхность.

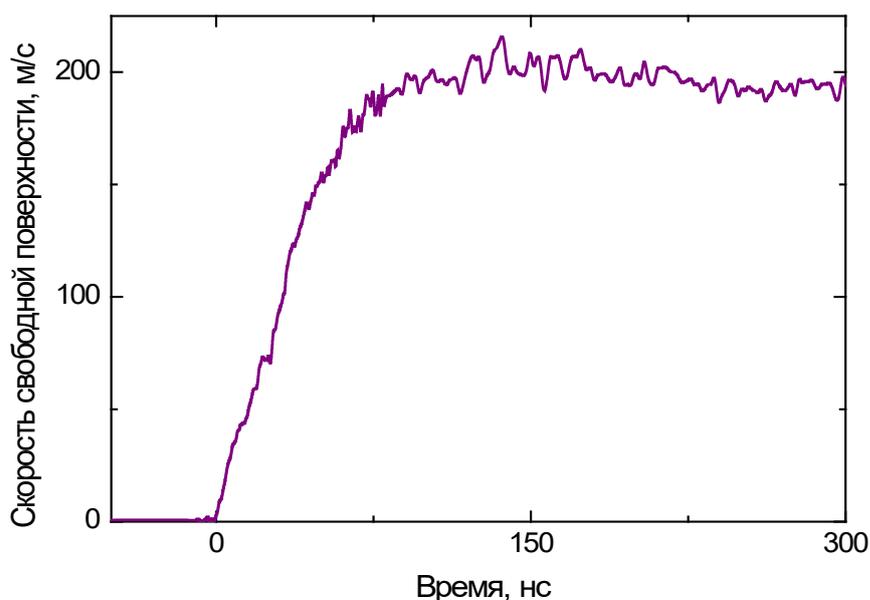


Рисунок 28 – Профиль скорости свободной поверхности образца поликарбоната толщиной 3.4 мм при ударе алюминиевой пластиной толщиной 4 мм со скоростью 130 м/с при температуре 170°С.

На рисунке 29 показаны профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната, нагружаемых разогнанным до скорости 338 ± 10 м/с составным ударником из ПММА и алюминия (рис. 22 (в)). Эксперименты были проведены при комнатной и повышенных до 100°С, 137°С и 170°С температурах. Рост начальной температуры так же, как и в экспериментах по измерению ударной сжимаемости приводил к увеличению скорости свободной поверхности. Изменение времени выхода на поверхность образца второй волны оказалось более существенным – время выхода второй волны сжатия, относительно первой при 20°С составило 500 нс, а при 170°С – 360 нс.

Проведенный анализ распространения первой и второй волн сжатия показал, что использование в расчете полученных зависимостей U_S-u_p при 20°С, 100°С и 137°С хорошо согласуются с результатами измерений профилей скорости свободной поверхности. При построении $t-x$ диаграмм ударно-волновых взаимодействий с хорошей точностью были определены времена выхода на свободную поверхность вторых пластических волн

сжатия. Измеренная ударная адиабата при 170°C не позволила определить точное время выхода второй волны сжатия на свободную поверхность. Поэтому для построения ударной адиабаты при 170°C была решена обратная задача. Используя данные, полученные в эксперименте по ступенчатому сжатию, была рассчитана зависимость U_S-u_p , как $U_S=1.49+2.1u_p$. Более поздний выход второй волны сжатия в эксперименте при 100°C в сравнении с экспериментом при 20°C связан с незначительной разницей в толщине ударника и образца.

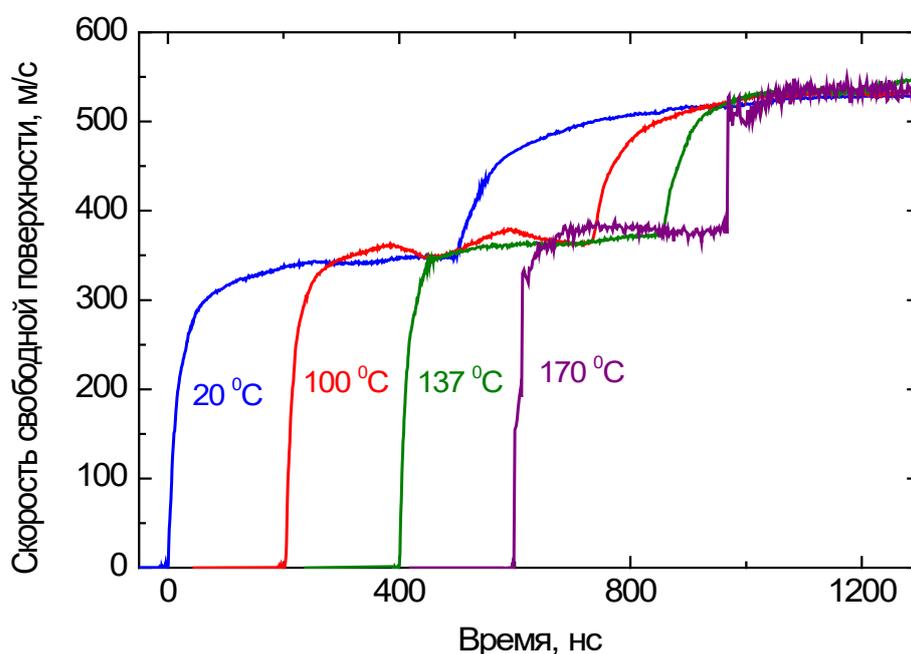


Рисунок 29 – Профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната при ударе составным ударником со скоростью 338 ± 10 м/с.

3.4 Определение откольной прочности поликарбоната и скорости деформирования поликарбоната в волне сжатия

По измеренному декременту скорости Δu_{fs} рассчитывалась в линейном (акустическом) приближении величина растягивающих максимальных напряжений с использованием соотношения (2.2). В связи с отсутствием проявления упругих свойств поликарбоната при ударном сжатии величина поправки δ при расчете откольной прочности принималась равной нулю. Для

расчета изменения плотности с ростом температуры использовались данные [99].

На рисунке 30 представлены полученные значения откольной прочности поликарбоната в диапазоне температур 20°C – 185°C. Для расчета откольной прочности при 160°C и 185°C использовалось расчетное значение объемной скорости звука, полученное из эксперимента по ступенчатому нагружению при 170°C. Из рисунка видно, что увеличение температуры образцов до температуры стеклования приводит к плавному снижению величины откольной прочности. Начало стеклования и дальнейший нагрев приводит к относительно резкому падению всех параметров (плотности, декремента скорости Δu_{fs} , объемной скорости звука), и, как следствие, снижению величины откольной прочности поликарбоната. Это можно объяснить, с одной стороны, природой процесса стеклования, так как с полученной энергией повышается подвижность цепочек полимера – происходит его «размягчение», и при этом снижается его прочность.

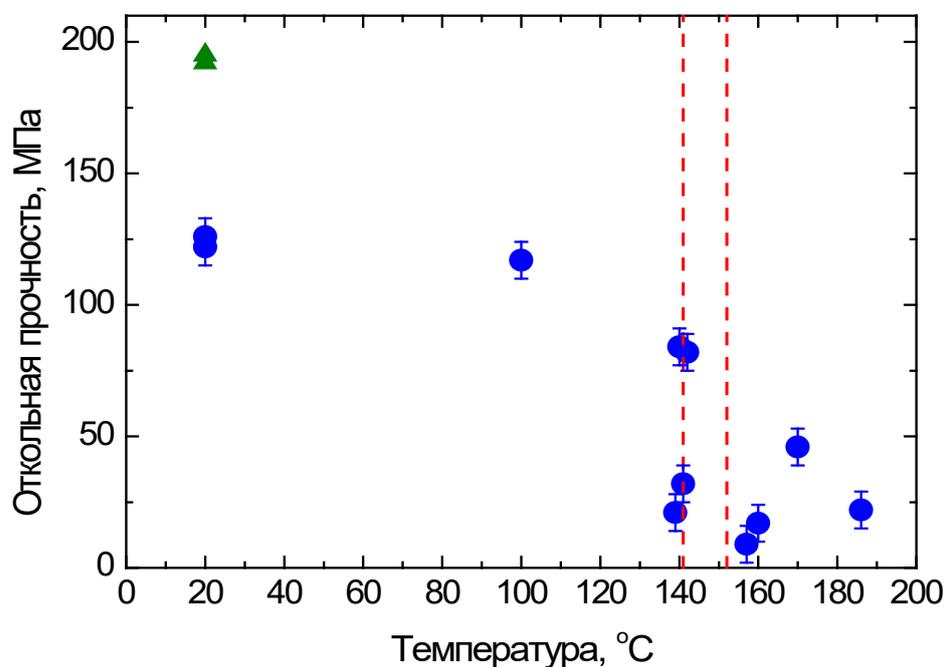


Рисунок 30 – Зависимость откольной прочности поликарбоната от начальной температуры. Треугольник – результаты работы [50].

Оцененная по спаду скорости поверхности образца в волне разгрузки скорость деформирования [1] перед откольным разрушением практически не зависит от начальной температуры образца и находится в диапазоне $0.7\text{--}1.2 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. В работе [50] при близких скоростях деформирования получено значение откольной прочности поликарбоната 0.195 ГПа, что значительно выше ее величины, измеренной в данной работе, однако, исследованные там образцы имеют другие характеристики (плотность, продольная скорость звука), что может быть связано с технологией изготовления.

На волновых профилях, показанных на рисунках 26 и 29, наблюдается существенное изменение времени роста скорости свободной поверхности до максимальных значений при различных максимальных напряжениях сжатия и начальных температурах. По измеренным профилям скорости свободной поверхности, проводилась оценка максимальной скорости сжатия в первой и во второй пластических ударных волнах и рассчитывались максимальные напряжения сжатия при выходе ударных волн на свободную поверхность. Скорость сжатия определялась как

$$\dot{\epsilon}_x = \frac{\dot{u}_{fs}}{2U_s} \quad (3.3)$$

где \dot{u}_{fs} – максимальное ускорение поверхности в пластической ударной волне, U_s – скорость пластической ударной волны. Максимальное напряжение сжатия определялось как

$$\sigma_x = \rho_0 U_s u_p \quad (3.4)$$

На рисунке 31 представлены зависимости скорости деформирования от максимального напряжения сжатия, полученные в экспериментах по определению массовой скорости и в экспериментах по ступенчатому нагружению образцов при выходе первой волны. Как видно на рисунке, с ростом максимального напряжения сжатия в ударной волне в исследованном диапазоне начальных температур скорость сжатия изменяется подобным образом и может быть описана степенной зависимостью

$$\dot{\varepsilon}_x = A \left(\frac{\sigma_x}{\sigma_0} \right)^\beta \quad (3.5)$$

где ($\sigma_0=1$ ГПа). С ростом температуры в диапазоне максимальных напряжений сжатия до 1 ГПа значения степенного коэффициента β уменьшаются с 1.45 при 20°C до 1.24 при 137°C. В исследованном диапазоне напряжений сжатия скорость деформирования при 137°C в два раза выше, чем при 20°C, что свидетельствует об уменьшении вязкости материала при приближении к температуре начала стеклования. С ростом максимального напряжения сжатия эта разница незначительно уменьшается.

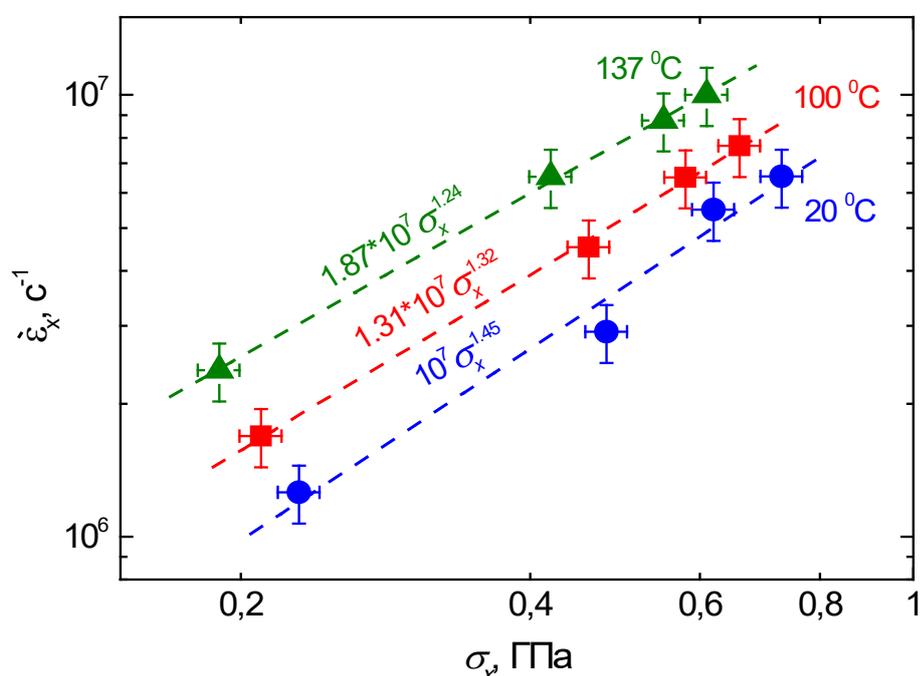


Рисунок 31 – Зависимости скорости деформации в пластической волне от максимального напряжения сжатия.

На рисунке 32 сравниваются результаты измерения скорости деформирования в первой и во второй пластических ударных волнах при различных температурах. Сравнение сделано в зависимости от приращения напряжения сжатия в пластической ударной волне. Целые точки показывают значения скорости деформирования для первой пластической волны, значения для пустых точек брались, как разность между напряжениями сжатия за второй и за первой пластическими ударными волнами. Точки,

описывающие вторые пластические волны, располагаются ниже зависимостей для первых волн. С ростом температуры также растет скорость деформации во второй пластической волне.

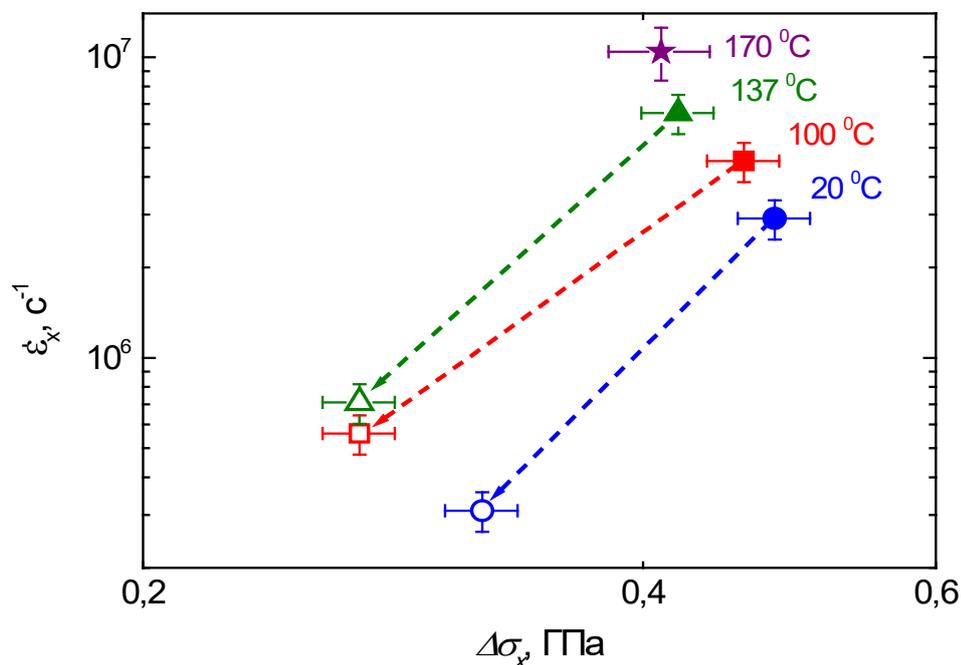


Рисунок 32 – Скорости сжатия поликарбоната в зависимости от приращения напряжения сжатия в пластической ударной волне. Стрелки соединяют параметры первой и второй пластических волн одного опыта.

3.5 Заключение к главе 3

В данной главе рассматриваются результаты экспериментов по регистрации полных волновых профилей с помощью лазерного интерферометра VISAR образцов поликарбоната при ударном сжатии до 0.8 ГПа в диапазоне температур 20°C–185°C. Из анализа волновых профилей определены значения откольной прочности поликарбоната в зависимости от температуры при максимальном напряжении сжатия 0.6 ГПа. Найдено, что переход поликарбоната из стеклообразного в высокоэластичное состояние приводит к снижению сопротивления растягивающим напряжениям сильнее, чем рост температуры до и после данного перехода. Кроме того, найдено, что в высокоэластичном состоянии поликарбоната на волновых профилях

меняется форма откольного импульса. Для расчета откольной прочности поликарбоната при повышенной температуре, температуре начала стеклования и высокоэластичном состоянии проведены измерения массовой скорости и скорости ударной волны.

По полученным экспериментальным данным построены ударные адиабаты поликарбоната в диапазоне максимальных напряжений ударного сжатия до 0.8 ГПа. Показано, что с ростом начальной температуры, значение объемной скорости звука, первого члена линейной зависимости $U_S=c_0+bu_p$, падает, а коэффициент b меняется незначительно. Признаков упругопластического поведения поликарбоната при ударном сжатии зарегистрировано не было. Определены скорости деформирования в пластической волне в зависимости от максимального напряжения при однократном и ступенчатом ударном сжатии. Максимальные скорости деформирования при сжатии реализуются при повышенных температурах.

ГЛАВА 4

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АБС-ПЛАСТИКА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ НАЧАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В данной главе приведены результаты исследования влияния температуры на прочностные характеристики АБС-пластика при высокоскоростном деформировании. Измерена его откольная прочность при максимальном напряжении ударного сжатия 0.6 ГПа при повышенных начальных температурах. Построены ударные адиабаты в диапазоне максимальных напряжений ударного сжатия от 0.1 ГПа до 1.0 ГПа в широком температурном диапазоне. Результаты данной главы представлены в работе [12].

4.1 Постановка экспериментальной задачи

Эксперименты проведены с образцами АБС-пластика марки 2332 компании СИБУР, подготовленными в научно-исследовательском центре СИБУР ПолиЛаб, толщиной 2 ± 0.1 мм и 4 ± 0.1 мм, диаметром 30 мм, вырезанными из одного листа соответствующей толщины. Начальная температура образцов варьировалась в диапазоне от 20°C до 115°C. Температура стеклования T_g АБС-пластика была определена с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии и составила $T_g = 105^\circ\text{C}$ (рисунок 33). Измерения температуры стеклования образца проводились в лаборатории инженерного материаловедения МГУ имени М.В. Ломоносова. Измеренная методом гидростатического взвешивания плотность АБС-пластика составила $\rho_0=1.040$ г/см³, измеренная продольная скорость звука равна $c_l=2.199$ км/с.

Откольная прочность измерялась при нагружении образцов толщиной 2 мм алюминиевыми ударниками толщиной 1 мм, которые разгонялись до скорости 250 м/с. Схема экспериментов по определению откольной прочности АБС-пластика показана на рисунке 34 (а). Максимальное

напряжение сжатия в АБС-пластике при такой постановке составляло 0.58 ГПа. Кроме того, при комнатной температуре были проведены эксперименты по измерению откольной прочности АБС-пластика при нагружении алюминиевыми ударниками толщиной 2 и 0.9 мм, разогнанных до скорости 360 м/с и 190 м/с, что соответствует максимальным напряжениям сжатия 0.86 ГПа и 0.43 ГПа.

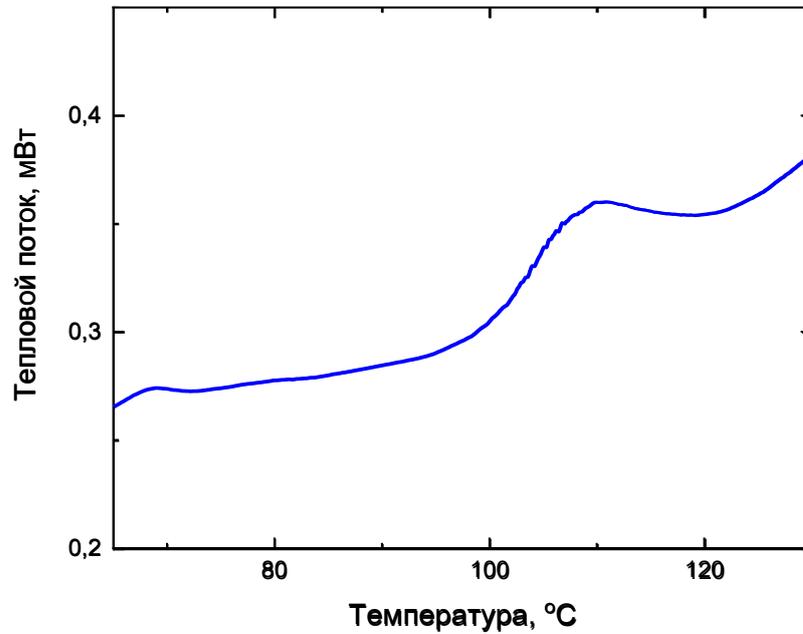


Рисунок 33 – Кривая ДСК, полученная при нагреве со скоростью 10°С/мин образца АБС-пластика.

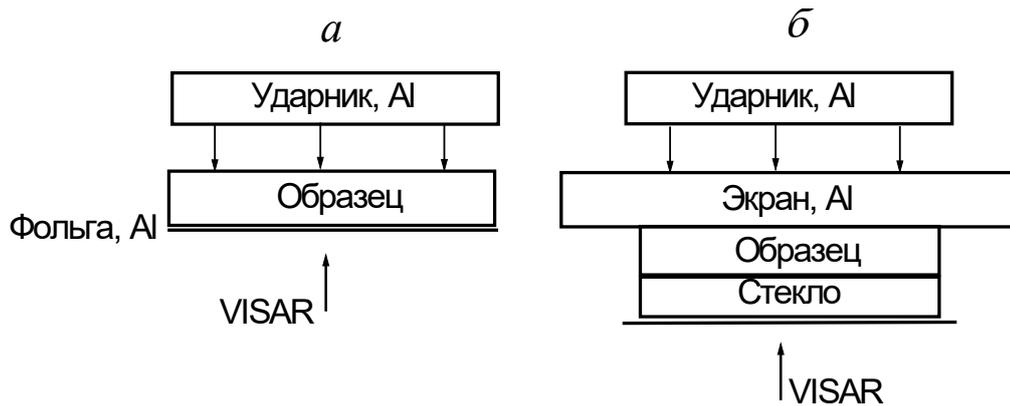


Рисунок 34 – Схемы экспериментов ударного нагружения и регистрации профилей скорости свободной поверхности образцов АБС-пластика и натриево-известкового стекла при комнатной и повышенной температурах. (а) – измерение откольной прочности, (б) – измерения зависимостей U_S-u_p .

Для построения зависимости скорости ударной волны U_S от массовой скорости u_p (ударной адиабаты) была выполнена вторая серия экспериментов. Схема нагружения показана на рисунке 34 (б). Ударно-волновое нагружение осуществлялось алюминиевым ударником толщиной 7 мм, разогнанным до скоростей 210 ± 10 м/с или 260 ± 10 м/с. Нагружение образца осуществлялось через алюминиевый экран толщиной 5 мм, на котором размещались исследуемый образец толщиной 4 мм с неизвестной ударной адиабатой и натриево-известковое стекло толщиной 1.2 мм.

4.2 Результаты измерений полных волновых профилей образцов АБС-пластика

На рисунке 35 представлены профили скорости свободной поверхности образцов АБС-пластика толщиной 2 мм, полученные при комнатной температуре при нагружении алюминиевыми ударниками толщиной 0.9, 1, и 2 мм со скоростями 190, 250 и 360 м/с, соответственно. Максимальные напряжения сжатия, реализуемые в этих экспериментах, составили 0.43, 0.58 и 0.86 ГПа. На профилях отсутствуют признаки упругого деформирования в виде выхода на свободную поверхность упругого предвестника. Регистрируется выход на свободную поверхность только пластической волны сжатия. После достижения максимальной скорости поверхности регистрируется выход части волны разрежения, предшествующей откольному разрушению. На профилях поверхности не регистрируется откольный импульс в виде слабой волны сжатия. Вместо него наблюдается уменьшение градиента скорости поверхности в волне разгрузки. Увеличение максимального напряжения сжатия приводит к росту скорости ударной волны и соответственно волны разрежения, что приводит к уменьшению времени выхода на свободную поверхность момента откольного разрушения (пунктирная линия).

На рисунке 36 представлены профили скорости свободной поверхности образцов АБС-пластика толщиной 2 мм, полученные в диапазоне начальных температур от 20°C до 115°C при нагружении алюминиевым ударником толщиной 1 мм, разогнанного до скорости 250 м/с. С ростом температуры скорость свободной поверхности меняется незначительно, немного снижаясь при превышении температуры стеклования. Время выхода на поверхность откольного импульса, отмеченное стрелками, для всех экспериментов совпадает.

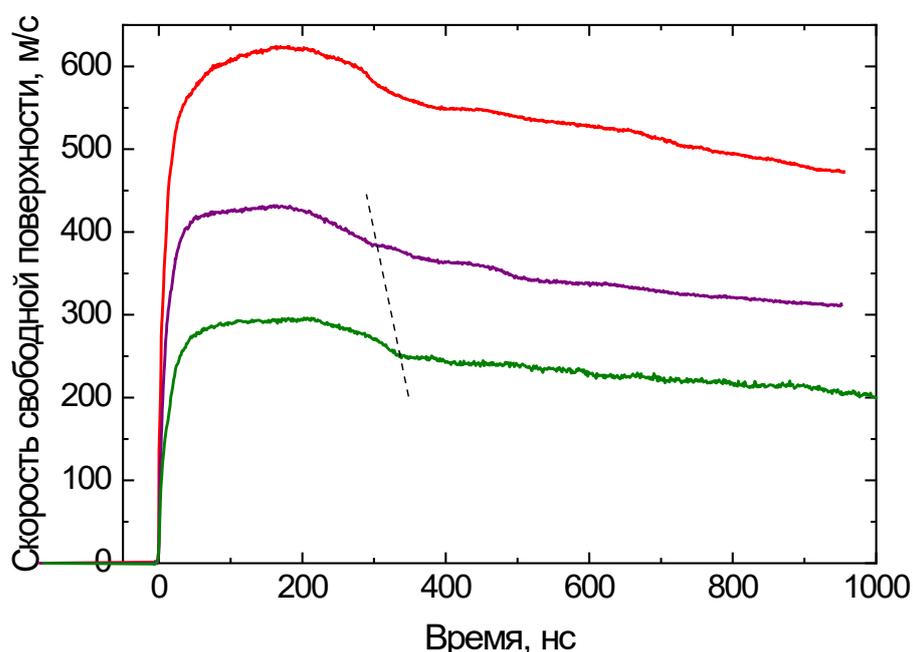


Рисунок 35 – Профили скорости свободной поверхности образцов АБС-пластика толщиной 2 мм при 20°C при нагружении алюминиевыми ударниками толщиной 0.9, 1, и 2 мм со скоростями 190, 250 и 360 м/с, соответственно.

Из волновых профилей видно, что характер откольного разрушения АБС-пластика при температурах ниже температуры стеклования (20°C, 60°C и 95°C) больше напоминает процесс динамического разрушения в эластомерах [100], чем в термопластах, таких как полиметилметакрилат [10] и поликарбонат [11]. После выхода на поверхность части волны разрежения при растяжении откольный импульс не регистрируется: в течение

длительного времени происходит торможение отрывающегося поверхностного слоя, который сохраняет связь с основной частью образца. Таким образом, как и в резине [100], измеренное значение откольной прочности может характеризовать условия зарождения микронесплошностей, но не условия ее полного разрыва. Затянутое уменьшение скорости свободной поверхности после начала откольного разрушения определяется сопротивлением растяжению АБС-пластика.

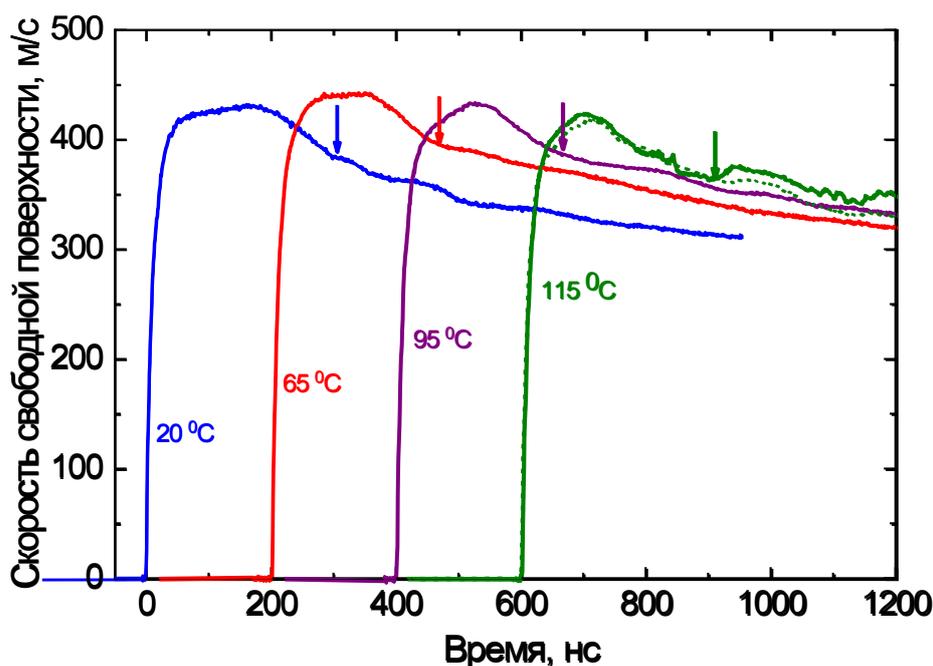


Рисунок 36 – Профили скорости свободной поверхности образцов АБС-пластика в диапазоне температур от 20°C до 115°C при нагружении алюминиевым ударником толщиной 1 мм со скоростью 250 м/с. Стрелками указаны моменты времени начала откольного разрушения.

При температуре 115°C откольный импульс становится более выраженным. Основываясь на данных работы [71], можно предположить, что объяснение данного явления может лежать в механизмах разрушения материала. Авторы отмечают, что в отличие от низкотемпературных экспериментов, где четко выражена слоистость, при достижении температуры в 100°C материал начинает гомогенизироваться.

Откольная прочность АБС-пластика определялась с использованием соотношения (2.9). В связи с отсутствием проявления упругих свойств АБС-пластика при ударном сжатии величина поправки δ при расчете откольной прочности принималась равной нулю. Зависимость плотности АБС-пластика от начальной температуры была взята из работы [101]. На рисунке 37 приведены декременты скорости свободной поверхности, взятые из профилей скорости свободной поверхности, представленные на рисунках 35 и 36. При комнатной температуре в отличие от поликарбоната [11] увеличение интенсивности ударного сжатия приводит к увеличению величины Δu_{fs} в исследуемом диапазоне. При росте температуры до достижения образцами температуры стеклования декремент скорости снижается незначительно, а после окончания процесса стеклования – растет.

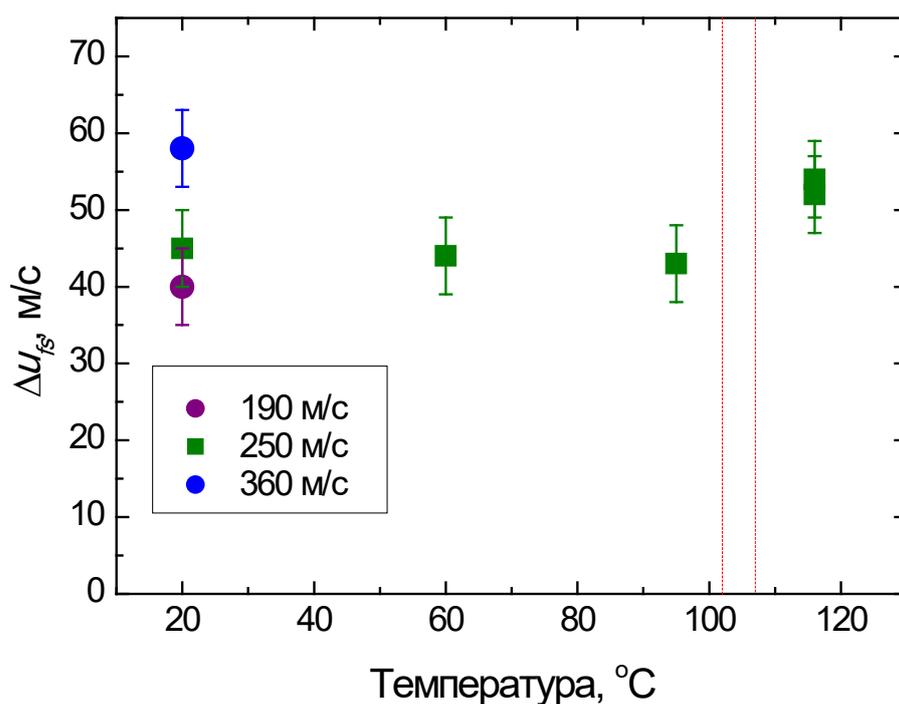
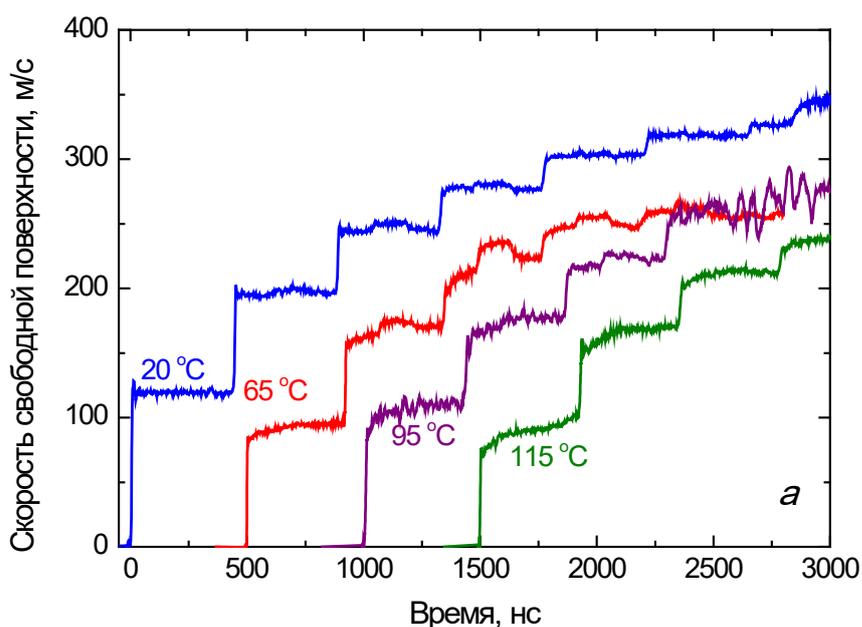


Рисунок 37 – Зависимость величины декремента скорости АБС-пластика от температуры при различных скоростях удара. Пунктирами показаны температуры начала и окончания стеклования.

4.3 Ударная сжимаемость АБС-пластика

Значения объемной скорости звука определялись во второй серии экспериментов при реверберации упругой волны в натриево-известковом стекле, с использованием достаточно толстого образца АБС-пластика (рисунок 34 (б)). Измеренные профили скорости свободной поверхности стеклянной пластины-свидетеля в диапазоне начальных температур 20°C–115°C при нагружении алюминиевым ударником толщиной 7 мм разогнанного до скоростей 210 м/с и 260 м/с представлены на рисунке 38.

По мере роста температуры скорость свободной поверхности после выхода первой и последующих волн сжатия незначительно уменьшается. Время выхода на свободную поверхность переотраженных упругих волн определяется толщиной стеклянной пластины и толщиной фольги. Результаты измерений с хорошей точностью демонстрируют равенство времен для каждой ступени внутри каждого эксперимента. Отношение толщины стеклянной пластины с учетом наклеенной фольги к разнице времени между выходами на свободную поверхность ступеней с хорошей точностью определяет измеренное значение продольной скорости звука натриево-известкового стекла.



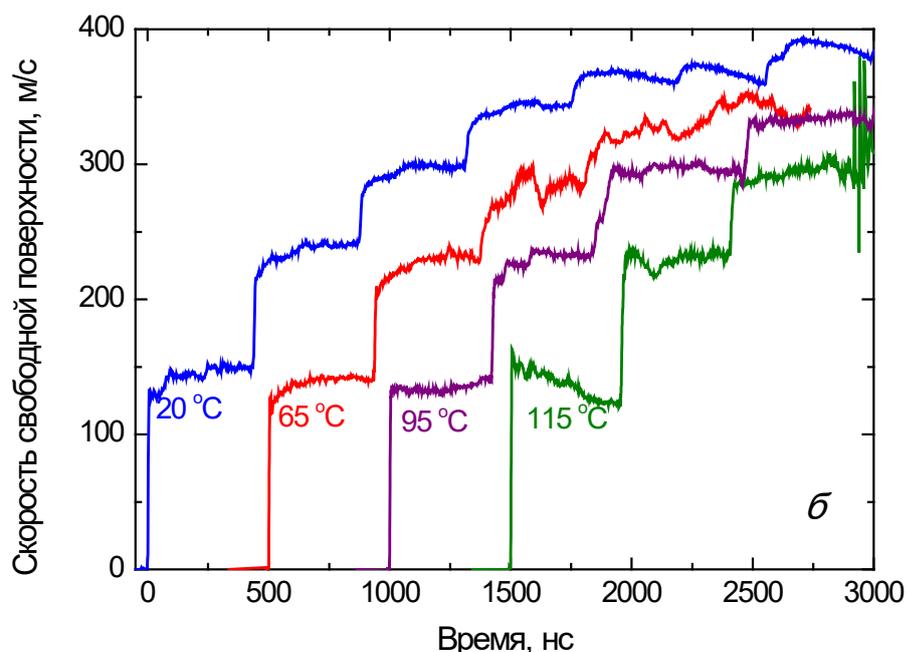


Рисунок 38 – Профили скорости свободной поверхности образцов АБС-пластика в диапазоне температур 20°C – 115°C при нагружении алюминиевым ударником толщиной 7 мм разогнанного до скорости: (а) 210 м/с; (б) 260 м/с.

На рисунке 39 представлены полученные с помощью метода, описанного во второй главе, зависимости U_S-u_p для АБС-пластика в исследуемом температурном диапазоне. Значение объемной скорости звука c_b для расчета откольной прочности принималось равной c_0 в зависимости скорости ударной волны U_S от массовой скорости u_p , $U_S=c_0+bu_p$, где коэффициент b определяется наклоном линейной зависимости. С ростом температуры полученные зависимости U_S-u_p лежат ниже, чем адиабаты при более низкой температуре, как следствие с ростом температуры снижается объемная скорость звука. Наклон ударных адиабат, характеризуемых коэффициентом b , остается приблизительно одинаков до температуры стеклования, при ее превышении наблюдается значительное снижение этой величины. Следует отметить, что измеренное значение продольной скорости звука в АБС-пластике при комнатной температуре равно 2.199 км/с

значительно ниже $c_0=2.371$ км/с, поэтому выход упругого предвестника на свободную поверхность невозможен.

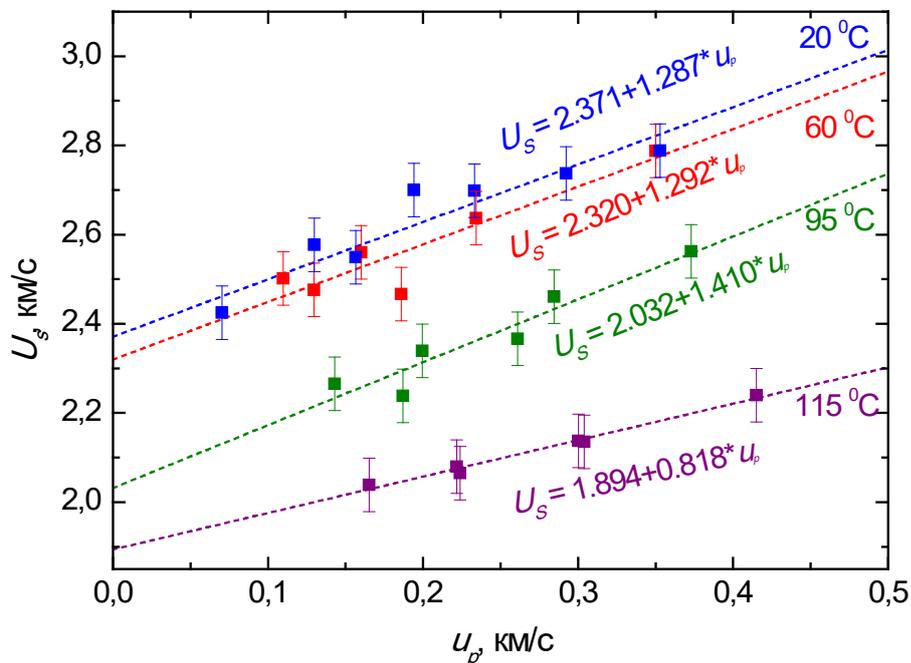


Рисунок 39 – Результаты измерений ударной адиабаты АБС-пластика в диапазоне температур 20°C–115°C.

4.4 Откольная прочность и скорость деформирования перед откольным разрушением образцов АБС-пластика

На рисунке 40 представлены полученные значения откольной прочности АБС-пластика в диапазоне температур 20°C – 115°C. Можно отметить, что увеличение температуры образцов до температуры стеклования приводит к плавному снижению величины откольной прочности. Начало стеклования и дальнейший нагрев приводит к резкому падению таких параметров материала, как плотность и объемная скорость звука, но при этом происходит рост декремента скорости Δu_{fs} . Видно, что величина откольной прочности при превышении температуры стеклования не падает резко, как это происходит для поликарбоната [11] или ПММА [10],

а лишь незначительно снижается. Причем, по сравнению с откольной прочностью АБС-пластика при температуре 95°C – температуре чуть ниже температуры стеклования, она даже несколько возрастает.

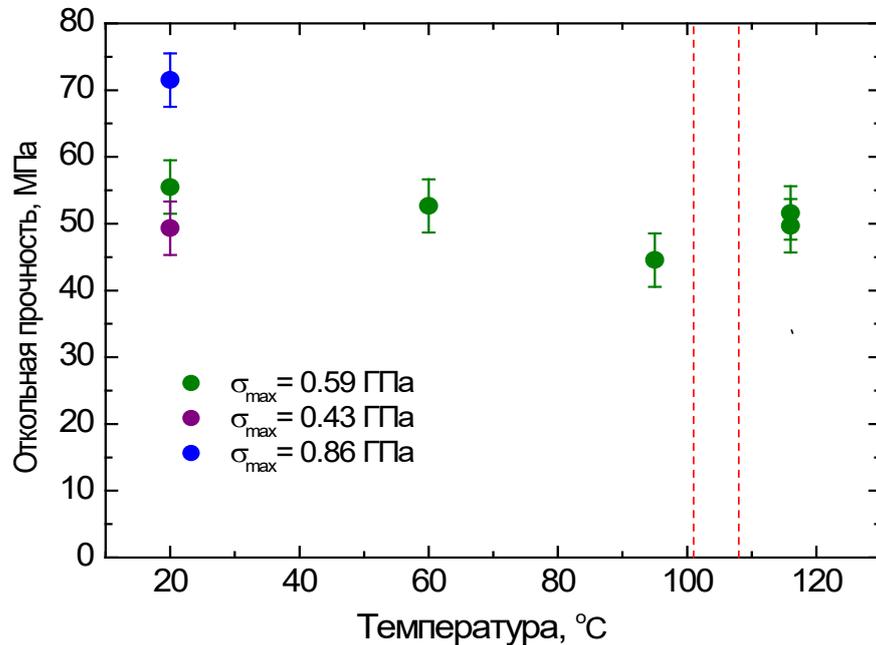


Рисунок 40 – Зависимость откольной прочности АБС-пластика от начальной температуры, пунктирами показаны температуры начала и окончания стеклования.

Причину этого явления можно объяснить влиянием конкурирующих факторов. С одной стороны, при стекловании должна повышаться подвижность цепочек полимера, увеличиваться его пористость и, как следствие, должна снижаться его сопротивляемость растягивающим напряжениям. С другой стороны, увеличение температуры образцов, как показано в работе [71], приводит к увеличению гомогенности материала. Вполне вероятно, что именно отсутствие гомогенности в АБС-пластике является причиной невысокой откольной прочности при низких температурах.

Скорость деформации материала перед отколом фактически является скоростью расширения вещества в волне разрежения и находится как [102]:

$$\dot{\varepsilon} = -\frac{\dot{u}_{fsr}}{2c_b}. \quad (4.1)$$

где \dot{u}_{fsr} скорость спада скорости свободной поверхности в волне разгрузки перед отколом. Оценка скоростей деформирования в волне разгрузки перед откольным разрушением показана на рисунке 41. При росте температуры от 20°C до 95°C регистрируется незначительное увеличение скорости деформирования от $9.3 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ до $11.2 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, соответственно. При 115°C скорость деформирования перед откольным разрушением уменьшилась и составила $5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$.

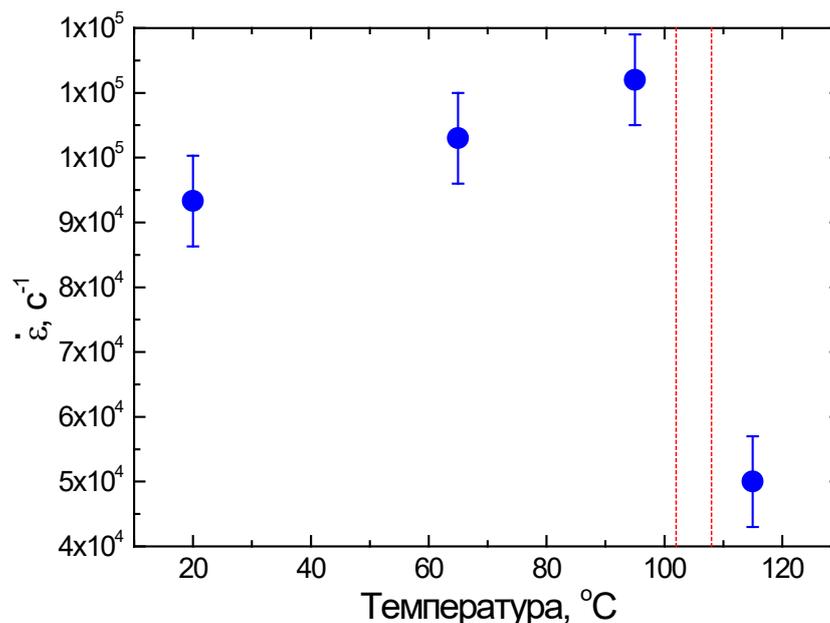


Рисунок 41 – Зависимость скорости деформирования перед откольным разрушением АБС-пластика от начальной температуры, пунктирами показаны температуры начала и окончания стеклования.

4.5 Заключение к главе 4

В данной главе приведены результаты экспериментов по ударно-волновому нагружению образцов АБС-пластика амплитудой до 0.86 ГПа в диапазоне температур 20°C–115°C с регистрацией профилей скорости свободной поверхности лазерным интерферометром VISAR. Из анализа волновых профилей установлена зависимость величины откольной прочности от температуры при максимальном напряжении сжатия 0.6 ГПа. Зарегистрирован аномальный рост величины откольной прочности при переходе из стеклообразного состояния в высокоэластичное, предложено

объяснение этого явления вследствие изменения внутренней структуры материала.

Откольная прочность АБС-пластика в исследуемом температурном диапазоне рассчитывалась на основании проведенных измерений массовой скорости и скорости ударной волны. Из полученных экспериментальных данных с использованием известных характеристик натриево-известкового стекла построены ударные адиабаты АБС-пластика в диапазоне максимальных напряжений ударного сжатия до 1 ГПа. Найдено, что с ростом температуры объемная скорость звука – первый член линейной зависимости $U_s = c_0 + b u_p$ – падает, а коэффициент b меняется незначительно до температуры стеклования и резко снижается при ее превышении.

ГЛАВА 5

УДАРНАЯ СЖИМАЕМОСТЬ И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТ -120 ДО 145°С

В главе представлены результаты измерения профилей скорости свободной поверхности образцов сверхвысокомолекулярного полиэтилена, определены зависимости скорости ударной волны U_S от массовой скорости u_p в диапазоне максимальных напряжений ударного сжатия от 0.3 ГПа до 1.3 ГПа при начальных температурах -95°С–95°С, измерена его откольная прочность в диапазоне начальных температур (-120°С–145°С) при максимальном напряжении ударного сжатия 0.8 ГПа. Результаты экспериментов, а также установленные зависимости и выводы, описанные в данной главе, представлены в публикации [13].

5.1 Постановка экспериментальной задачи

Эксперименты проведены с образцами СВМПЭ, спеченными из порошка марки GUR-2122 (Ticona, Германия) молекулярной массой 4.5 млн и размером частиц 5–15 мкм с использованием гидравлического пресса. Образцы подготовлены в лаборатории механики полимерных композиционных материалов ИФПМ СО РАН Алексеенко В.О. Плотность СВМПЭ, измеренная методом гидростатического взвешивания с помощью аналитических весов ME204T, составила $\rho_0=0.938$ г/см³, измеренная продольная скорость звука равна $c_1=2.268\pm 0.010$ км/с.

С помощью дифференциального сканирующего калориметра DSC200L были проведены тепловые измерения (ДСК) образцов СВМПЭ. Запись выполнена в лаборатории полимерных резистов ФИЦ ПХФ и МХ РАН Черняевым Д.А. На рисунке 42 представлена кривая ДСК, полученная при температуре образцов в диапазоне -100°С–220°С. Скорость нагрева V составила 10 град/мин. На кривой зафиксирован тепловой эффект,

отвечающий процессу плавления: $T_1=122^\circ\text{C}$ – температура начала плавления, $T_2=150^\circ\text{C}$ – температура окончания процесса плавления. Исходя из кривой ДСК, была определена энтальпия плавления образца $H_m=171$ Дж/г, при этом температуру стеклования T_g установить не удалось. Согласно работе [103] ее значение составляет -160°C . С помощью соотношения

$$\chi_c = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \times 100\%$$

и энтальпии плавления совершенного кристалла $H_m^0=293$ Дж/г [104] была определена степень кристалличности $\chi=59.1\%$.

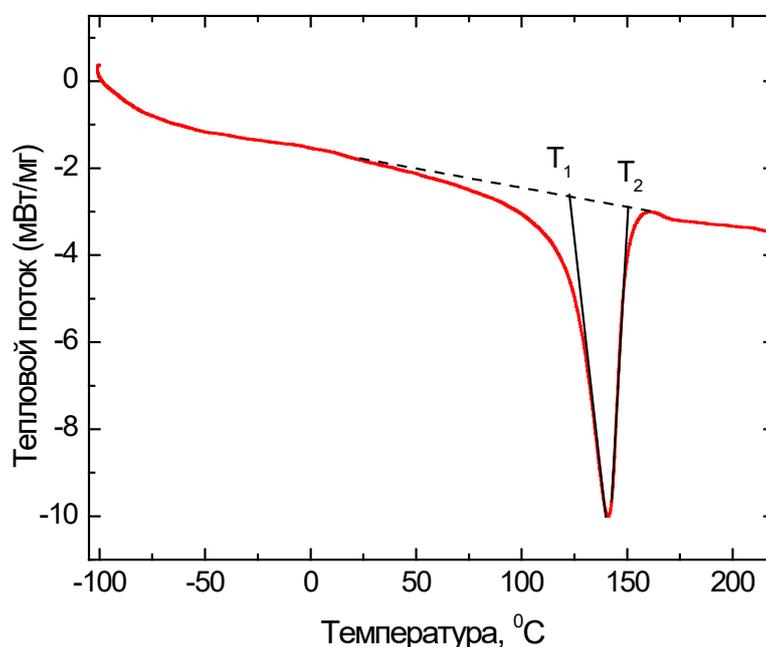


Рисунок 42 – Кривая ДСК образца СВМПЭ. Скорость нагрева $V=10^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Степень кристалличности образцов СВМПЭ была также определена с помощью рентгеновской дифрактометрии (рис 43). Дифрактометрия выполнена руководителем группы химии импульсных воздействий ФИЦ ПХФ и МХ РАН Жуковым А.Н. Съёмка рентгенограмм проводилась в геометрии Брегга-Брентано с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4, излучение генерировалось на медном аноде при напряжении 33 кВ и токе 15 мА. Для выделения линии $K\alpha$ меди использовался Ni фильтр.

Дифракционная картина сканировалась в пошаговом режиме с шагом $\Delta 2\theta = 0.05^\circ$ и временем набора $\tau=2$ с. Дифракционные пики СВМПЭ $2\theta = 21.5$ и 23.8 обусловлены отражениями (110) и (200) [105]. Степень кристалличности определялась как отношение площади пиков кристаллической фазы к общей площади кристаллической и аморфной фаз [106]:

$$\chi_c = \frac{A_{cr}}{A_{cr} + A_a} \times 100\%$$

и составила $\chi=64\%$, что незначительно отличается от результата, полученного с помощью метода ДСК.

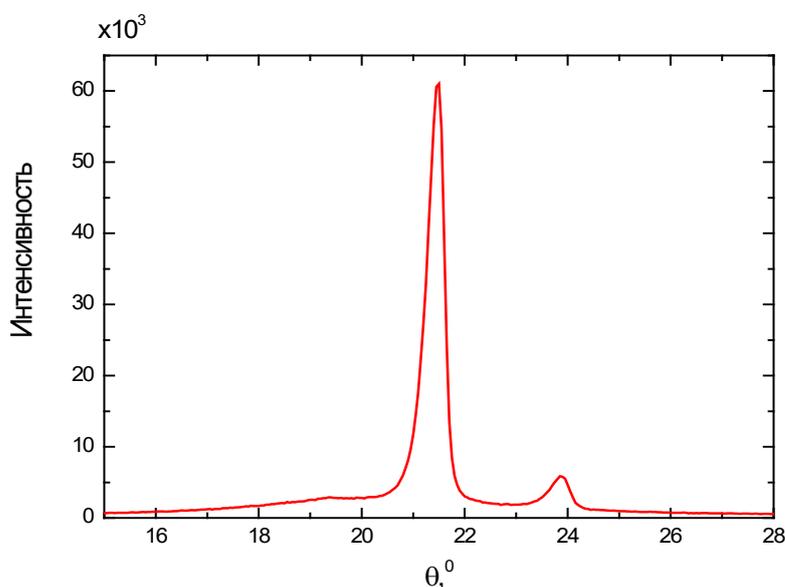


Рисунок 43 – Рентгеновская дифрактограмма СВМПЭ.

В работе проведено три серии экспериментов. В первой серии экспериментов определялась зависимость скорости ударной волны U_s от массовой скорости u_p (ударная адиабата) СВМПЭ в диапазоне начальных температур -95°C – 95°C и максимальных напряжений сжатия σ_{max} до 1.3 ГПа. Схема экспериментов первой серии показана на рисунке 44 (а). Ударно-волновое нагружение осуществлялось алюминиевым ударником толщиной 7 мм, разогнанного до скоростей 210 ± 10 м/с, 260 ± 10 м/с и 315 м/с с помощью пневматической ствольной установки диаметром 50 мм. Нагружение образца осуществлялось через алюминиевый экран толщиной 4 мм, на котором

размещался составной образец, состоящий из СВМПЭ толщиной 6 мм и натриево-известкового стекла толщиной 1.2 мм. При прохождении ударной волны из СВМПЭ в натриево-известковое стекло, в последнем реализуются максимальные напряжения сжатия σ_{\max} равные 0.8 ГПа, 1.0 ГПа и 1.3 ГПа соответственно, что существенно ниже динамического предела упругости используемого стекла. В экспериментах регистрировались упругие переотражения в стекле между свободной поверхностью стекла и контактной поверхностью с образцом СВМПЭ. Высокие значения скорости звука в стекле ($c_1=5.720$ км/с) в сравнении с исследуемым образцом позволяет получить несколько переотражений упругой волны в стекле до выхода на границу СВМПЭ – стекло отраженной волны сжатия от экрана.

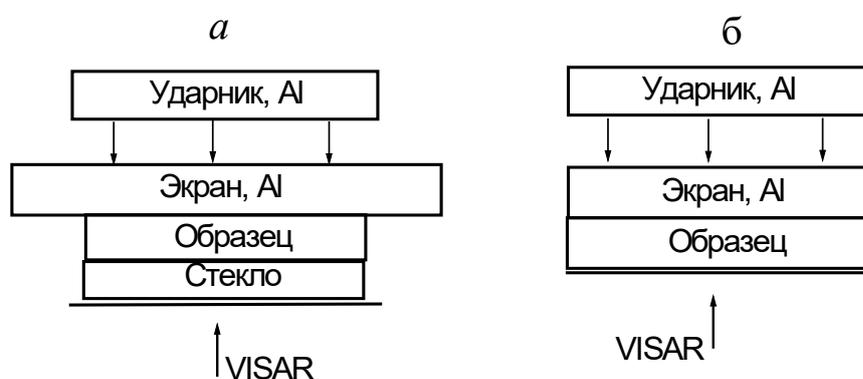


Рисунок 44 – Схемы ударного нагружения и регистрации профилей скорости свободной поверхности (а) – натриево-известкового стекла для построения зависимостей $U_s - u_p$, (б) – образцов СВМПЭ по измерению откольной прочности.

Во второй серии определялась зависимость величины откольной прочности от максимального напряжения сжатия при начальных температурах 20°C и -54°C. Образцы СВМПЭ толщиной 2 мм нагружались алюминиевыми ударниками толщиной 0.4, 0.7 и 0.9 мм и скоростями 360 и 660 м/с. В качестве экрана использовались алюминиевые пластины толщиной 2 или 3 мм. Подробная информация об исходных параметрах экспериментов, а также значения максимального напряжения сжатия, реализуемого в образцах, представлены в таблице 3. Нагружение образцов ударниками,

разогнанных со скоростью 360 ± 10 м/с осуществлялось с помощью пневматической пушки, со скоростью 660 ± 20 м/с – с использованием взрывных устройств [1].

Зависимость откольной прочности от начальной температуры образцов СВМПЭ исследовалась в третьей серии экспериментов, в которой нагружение образцов толщиной 2 мм осуществлялось алюминиевыми ударниками толщиной 0.7 мм разогнанными до скорости 360 м/с в диапазоне начальных температур от -120°C до 145°C . Данная постановка была выбрана на основании результатов второй серии экспериментов. Схема экспериментов второй и третьей серий экспериментов показана на рисунке 44 (б).

Таблица 3. Условия экспериментов и результаты измерений откольной прочности σ_{sp} в зависимости от максимального напряжения сжатия σ_{max} . h_{bp} – толщина экрана, h_{imp} – толщина ударника, u_{imp} – скорость ударника, $\dot{\epsilon}_x$ – скорость деформирования в волне разрежения.

№	$T_0, ^{\circ}\text{C}$	$h_{bp}, \text{мм}$	$h_{imp}, \text{мм}$	$u_{imp}, \text{м/с}$	$\sigma_{max}, \text{ГПа}$	$\dot{\epsilon}_x, 10^5\text{с}^{-1}$	$\sigma_{sp}, \text{МПа}$
1	20	1.970	0.383	360 ± 10	0.45	0.6	128
2	20	3.001	0.731	360 ± 10	0.69	1.1	130
3	20	2.998	0.734	660 ± 20	1.36	1.2	82
4	20	2.975	0.945	660 ± 20	1.57	1.5	69
5	-54	2.996	0.738	360 ± 10	0.75	0.6	148
6	-54	2.980	0.950	660 ± 20	1.44	1.7	179

5.2 Определение ударных адиабат СВМПЭ

Для определения зависимостей U_S-u_p в диапазоне начальных температур от -95°C до 95°C , была проведена регистрация профилей

скорости свободной поверхности натриево-известкового стекла, наклеенного на образец СВМПЭ толщиной 6.3 мм, при нагружении алюминиевым ударником толщиной 7 мм. Диапазон скоростей ударника составил 210–315 м/с. На рисунке 45 представлены профили скорости свободной поверхности натриево-известкового стекла при максимальном напряжении сжатия 0.8, 1.0 ГПа и 1.3 ГПа. Регистрируемые «ступеньки» скорости на профилях скорости являются результатом переотражения упругой волны в стекле в виде волны разрежения от свободной поверхности и волны сжатия от поверхности образца СВМПЭ, обладающего меньшим динамическим импедансом.

При изменении температуры амплитуда упругой волны (рисунок 45), соответствующая амплитуде первой ступени, меняется незначительно. При этом измерения скорости свободной поверхности корректны для первых двух-трех ступенек, т.к. впоследствии возникают значительные искажения регистрируемой интерферограммы из-за боковой разгрузки. Регистрируемое время выхода очередной «ступеньки» на свободную поверхность стекла определяется отношением удвоенной толщины стекла к измеренной продольной скорости звука и хорошо согласуется с расчетным для комнатной температуры. В исследуемом диапазоне температур продольная скорость звука стекла по данным работы [93] меняется незначительно.

Значения массовой скорости и давления в сверхвысокомолекулярном полиэтилене при «реверберации» упругой волны в стекле находились с использованием алгоритма, подробно описанного во второй главе. Основываясь на зависимостях продольной скорости звука и плотности натриево-известкового стекла от температуры [93–95] и измеренного профиля скорости свободной поверхности, с помощью построения диаграмм ударно-волновых взаимодействий определялись зависимости $P-u_p$.

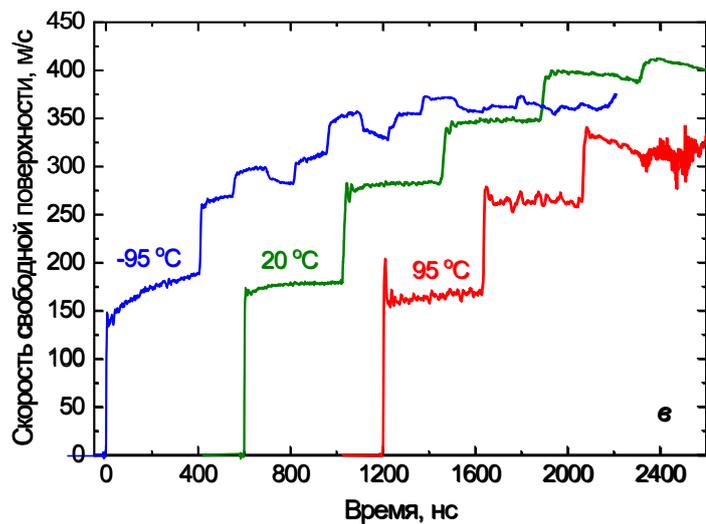
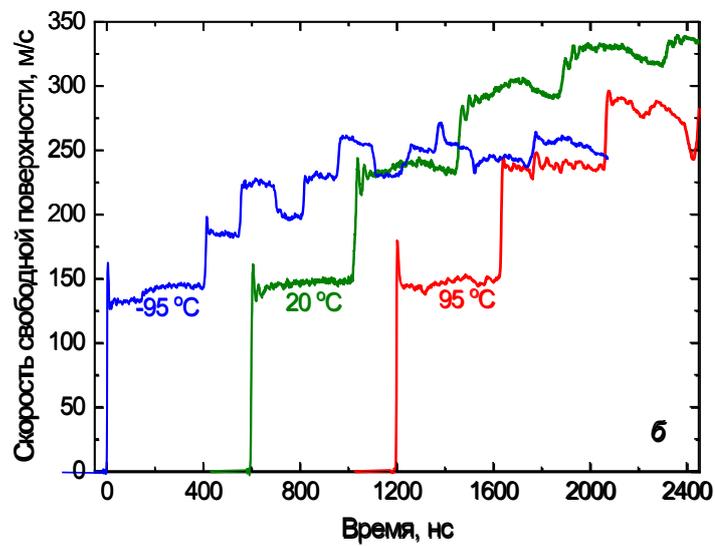
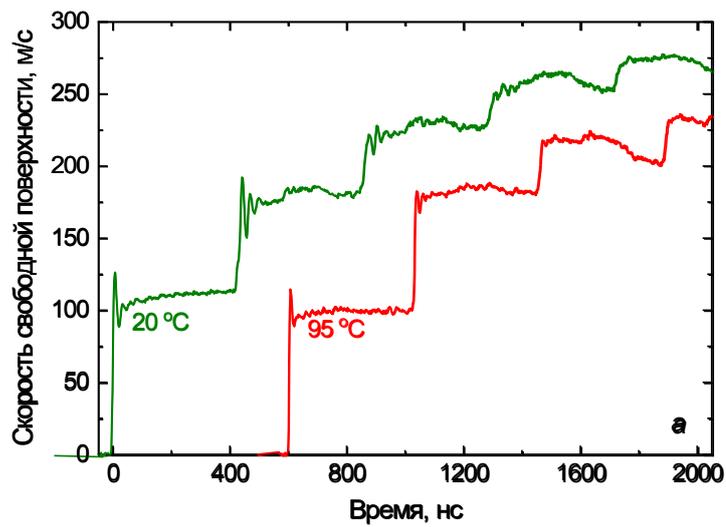


Рисунок 45 – Профили скорости свободной поверхности образцов натриево-известкового стекла при нагружении алюминиевым ударником толщиной 7 мм, разогнанного до скорости (а) 210 м/с (б) 260 м/с и (в) 315 м/с при -95°C, 20°C и 95°C.

Значения u_p из измеренного профиля скорости стекла брались на первых 2–3 ступенях, отличающихся отсутствием значительных осцилляций. Используя соотношение $P=\rho_0 U_S u_p$, определялась зависимость U_S-u_p .

На рисунке 46 представлены полученные зависимости скорости ударной волны U_S от массовой скорости u_p для СВМПЭ в исследуемом температурном диапазоне. Зависимость определена в виде $U_S=c_0+bu_p$, где c_0 – константа, принимающая значение объемной скорости звука, b – коэффициент, определяемый из наклона линейной зависимости. С ростом температуры полученные зависимости U_S-u_p лежат ниже, чем адиабаты при более низкой температуре, как следствие с ростом температуры снижается объемная скорость звука.

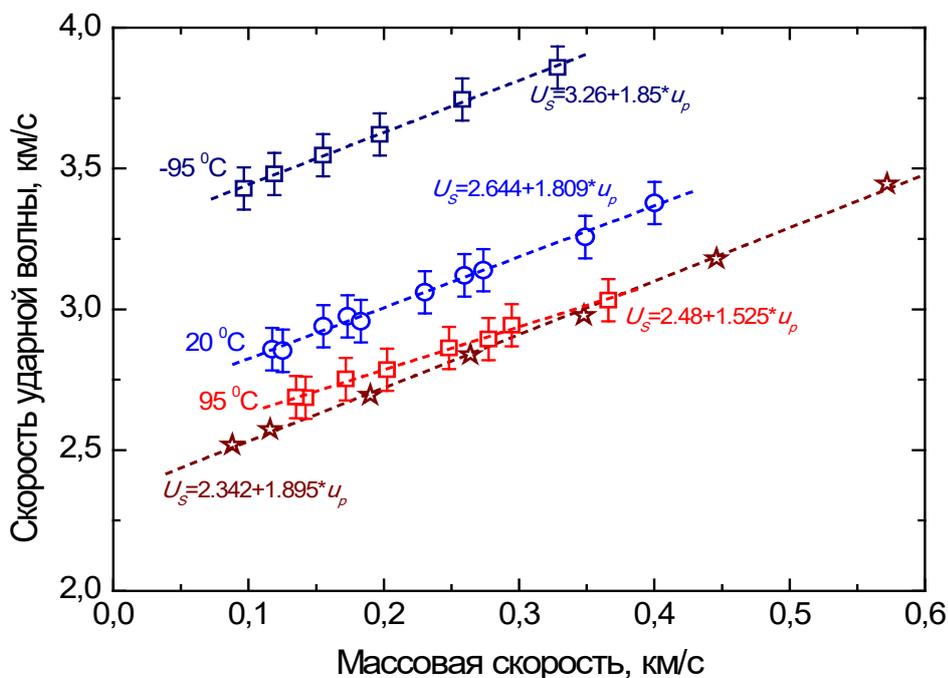


Рисунок 46 – Результаты измерений ударной адиабаты СВМПЭ в диапазоне температур -95°C – 95°C . Звездочкой обозначены данные работы [67].

Наклон ударных адиабат, характеризуемых коэффициентом b , при комнатной температуре и при температуре -95°C остается практически одинаковым, при температуре 95°C , приближающейся к температуре плавления, снижается значительно. Разницу величины c_b при комнатной

температуре от этой величины, полученной в работе [67], можно объяснить различием в образцах СВМПЭ, отличающихся как степенью кристалличности, так и молекулярной массой. При этом наклон ударных адиабат с хорошей точностью можно считать одинаковым. Следует отметить, что измеренное значение $c_1=2.268$ км/с в СВМПЭ при комнатной температуре значительно ниже $c_0=2.644$ км/с, поэтому выхода упругого предвестника на свободную поверхность не регистрируется.

5.3 Критические растягивающие напряжения в СВМПЭ и ПЭВП при отколе

На рисунке 47 представлены профили скорости свободной поверхности образцов СВМПЭ толщиной 2 мм, полученные при комнатной температуре и температуре -54°C при нагружении алюминиевыми ударниками толщиной 0.4, 0.7 и 0.9 мм со скоростями 360 м/с и 660 м/с, соответственно. Максимальные напряжения сжатия на свободной поверхности, реализуемые в этих экспериментах, рассчитывались с помощью соотношения $\sigma_{\max}=\rho_0 U_{\text{sup}}$ и не превышали 1.6 ГПа (табл.3). На профилях регистрируется выход на свободную поверхность только пластической волны сжатия, признаки упругого деформирования отсутствуют. Скорость свободной поверхности оказалась ниже расчетной, что связано со значительным затуханием ударной волны при ее распространении по образцу вследствие того, что скорость волны разгрузки со стороны ударника значительно превышает скорость ударной волны. После достижения максимальной скорости поверхности регистрируется выход части волны разрежения, предшествующей откольному разрушению, после которого откольный импульс, наблюдаемый в других термопластах при схожей температуре [10–11], отсутствует.

Скорость деформирования в волне разгрузки определялась с использованием соотношения (4.1), полученные значения представлены в таблице 3. В экспериментах, проведенных при одной начальной температуре,

с увеличением максимального напряжения сжатия скорость деформирования в волне разгрузки растет.

При комнатной температуре рост максимального напряжения сжатия приводит к уменьшению декремента скорости Δu_{fs} – разнице между максимальным значением скорости свободной поверхности и минимальным в волне разгрузки. Однако при температуре -54°C уменьшение декремента скорости не наблюдается.

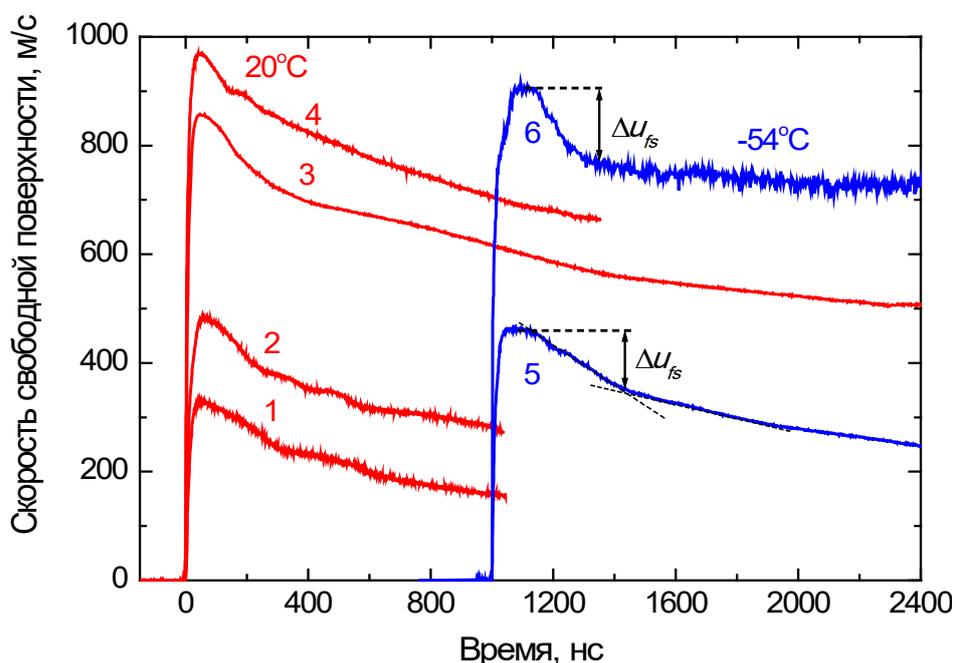


Рисунок 47 – Профили скорости свободной поверхности образцов СВМПЭ толщиной 2 мм при 20°C и -54°C при различных σ_{\max} . Профили пронумерованы в соответствии с данными таблицы 3.

В связи с тем, что на профилях поверхности, показанных на рисунке 47, откольные импульсы не регистрируются, то декремент скорости в волне разгрузки определялся по изменению крутизны наклона скорости в волне разгрузки [100]. Появление излома можно было бы объяснить частичным разрывом материала под действием растягивающих напряжений –

медленный спад скорости является результатом переотражения волны разрежения от поверхности разрушения.

После ударно-волнового нагружения проводился осмотр с помощью оптического микроскопа среза центральной части сохраненных образцов. Образец разрезался перпендикулярно поверхности удара. Предполагаемых признаков откольного разрушения в виде полости или группы малых полостей, сосредоточенных в одной плоскости, не обнаружено. Поэтому наблюдаемый излом в волне разгрузки можно объяснить уменьшением скорости звука в растянутом материале.

Проведенный анализ ударно-волновых взаимодействий ударника и образца показал, что перегиб в волне разгрузки не является следствием ступенчатой разгрузки ударника, т.к. ударник имеет более высокий динамический импеданс, чем исследуемый образец. Для полного исключения возможной регистрации ступенчатой разгрузки от более жесткого ударника был проведен эксперимент, в котором нагружение осуществлялось ударником, изготовленным из ПММА. В этой же постановке был проведен дополнительный эксперимент с материалом схожей структурой и одинаковым составом - полиэтиленом высокой плотности.

На рисунке 48 представлены профили свободной поверхности образцов ПЭВП и СВМПЭ полученные при нагружении образцов ударником ПММА толщиной 1 мм и алюминиевыми ударником толщиной 0.7 мм со скоростями 340 м/с и 360 м/с, соответственно. При нагружении ударником из ПММА откольный импульс как у СВМПЭ, так и ПЭВП, не регистрируется, вместо этого наблюдается плавное уменьшение скорости свободной поверхности.

Декремент скорости Δu_{fs} при нагружении ПММА ударником составил 84 м/с в эксперименте с СВМПЭ и 70 м/с у ПЭВП. При нагружении алюминиевым ударником образца ПЭВП качественно регистрируется подобный профиль скорости, как и в эксперименте с СВМПЭ. При этом наблюдается увеличение декремента скорости в волне разгрузки до 88 м/с в

эксперименте с ПЭВП и до 103 м/с – у СВМПЭ. Это связано с тем, что растягивающие напряжения в экспериментах при нагружении ударником из ПММА, имеющим большую толщину и скорость звука, достигают максимальных значений в середине образца, а при нагружении алюминиевым ударником – вблизи свободной поверхности [96].

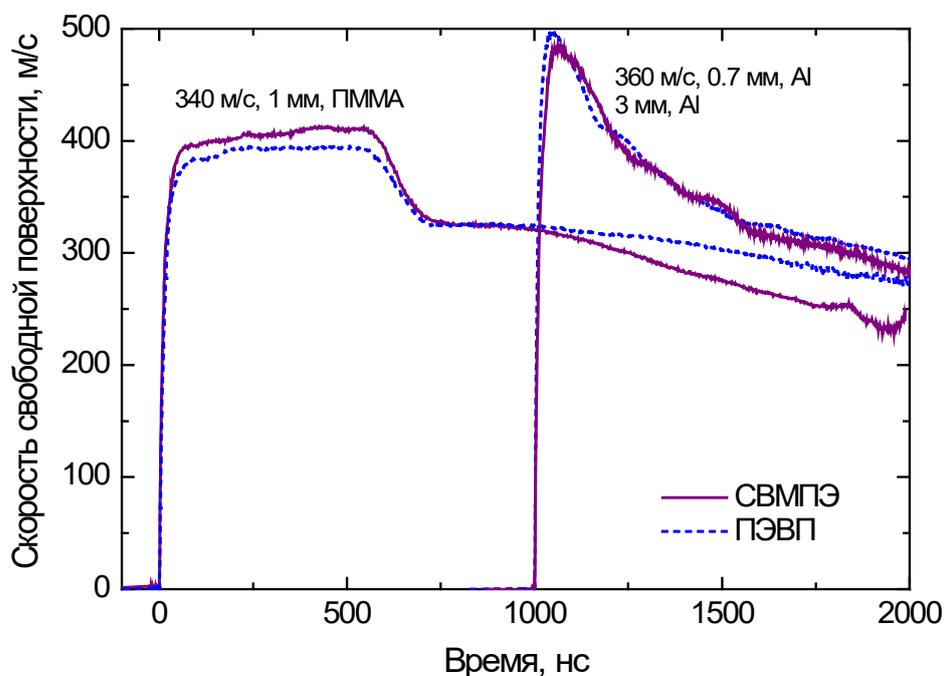


Рисунок 48 – Профили скорости свободной поверхности образцов ПЭВП и СВМПЭ толщиной 2 мм при 20°C. На профилях указаны скорость, толщина и материал ударников, толщина и материал экрана.

С помощью оптической микроскопии образца ПЭВП после нагружения ударником из ПММА была обнаружена полость, расположенная параллельно плоскости образца, являющаяся результатом откольного разрушения (рисунок 49). При этом в образце СВМПЭ каких-либо признаков разрушения не обнаружено.

Степень кристалличности ПЭВП по литературным данным составляет 65–90% [107], в отличие от СВМПЭ, обладающего большей долей аморфной части ~40%, основу которой составляют проходные цепи, соединяющие кристаллические ламели. Поэтому специфичное поведение СВМПЭ и отсутствие внешних признаков откольного разрушения при ударно-волновом

нагрузении может быть связано с высокоскоростной деформацией аморфной части полимера. При этом в течение длительного времени происходит торможение отрывающегося поверхностного слоя, который сохраняет связь с основной частью образца.

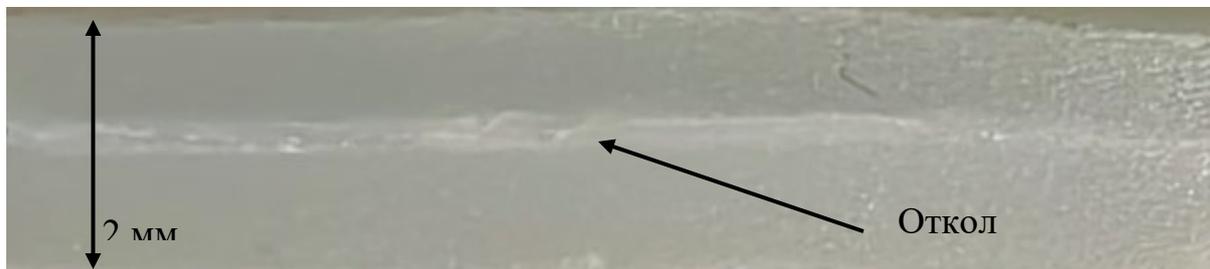


Рисунок 49 – Срез центральной части сохраненного образца ПЭВП после эксперимента по ударно-волновому нагружению с использованием ударника из ПММА, разогнанного до скорости 340 м/с. Масштабная линейка соответствует 2 мм.

Откольная прочность СВМПЭ и ПЭВП определялась с использованием соотношения (2.2). Значение объемной скорости звука c_b для расчета откольной прочности принималось равной c_0 в зависимости скорости ударной волны U_S от массовой скорости u_p , $U_S=c_0+bu_p$. Для СВМПЭ $c_b=2.644$ км/с, для ПЭВП $c_b=2.50$ км/с, $\rho_0=0.961$ г/см³ [66]. Величина откольной прочности при нагружении ударниками из ПММА и алюминия составила для ПЭВП 84 МПа и 105 МПа, для СВМПЭ 104 МПа и 130 МПа соответственно. Определенное таким образом значение откольной прочности в сверхвысокомолекулярном полиэтилене может характеризовать переориентацию и деформацию макромолекул внутри аморфной части полимера, но не условия полного разрыва внутри исследуемого образца. С другой стороны, в работе [67] продемонстрированы с использованием синхротронной томографии 3-D модели, полученных после высокоскоростного удара образцов. В схожих условиях ударно-волнового нагружения в работе [67] были обнаружены откольные трещины в исследуемых образцах СВМПЭ. Наличие откола может с одной стороны

быть результатом отличия в исследуемых марках пластика, так и использованием метода с более высоким разрешением.

На рисунке 50 представлены профили скорости свободной поверхности образцов СВМПЭ толщиной 2 мм, полученные в диапазоне начальных температур от -120°C до 145°C при нагружении алюминиевым ударником толщиной 0.7 мм, разогнанного до скорости 360 м/с, что соответствует $\sigma_{max} \sim 0.7$ ГПа при комнатной температуре. С увеличением начальной температуры образцов максимальные значения скорости свободной поверхности растут, значительно снижаясь лишь на волновых профилях, полученных при температурах 134°C и 145°C . Это изменение обусловлено началом процесса плавления при $\sim 122^{\circ}\text{C}$, приводящим к изменениям внутренней структуры материала, и появлению значительных осцилляций на волновых профилях. Скорость деформирования перед откольным разрушением, рассчитанная с помощью соотношения (4.1) не зависит от температуры и находится в диапазоне $0.6 - 1.3 \times 10^5 \text{ c}^{-1}$ (рис. 51).

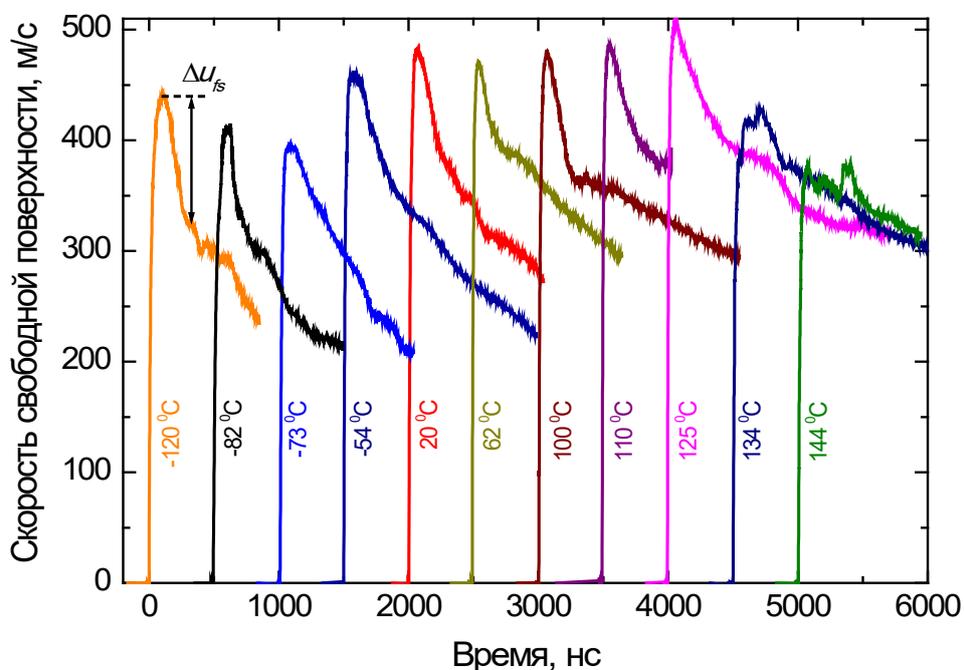


Рисунок 50 – Профили скорости свободной поверхности образцов СВМПЭ в диапазоне температур от -120 до 145°C .

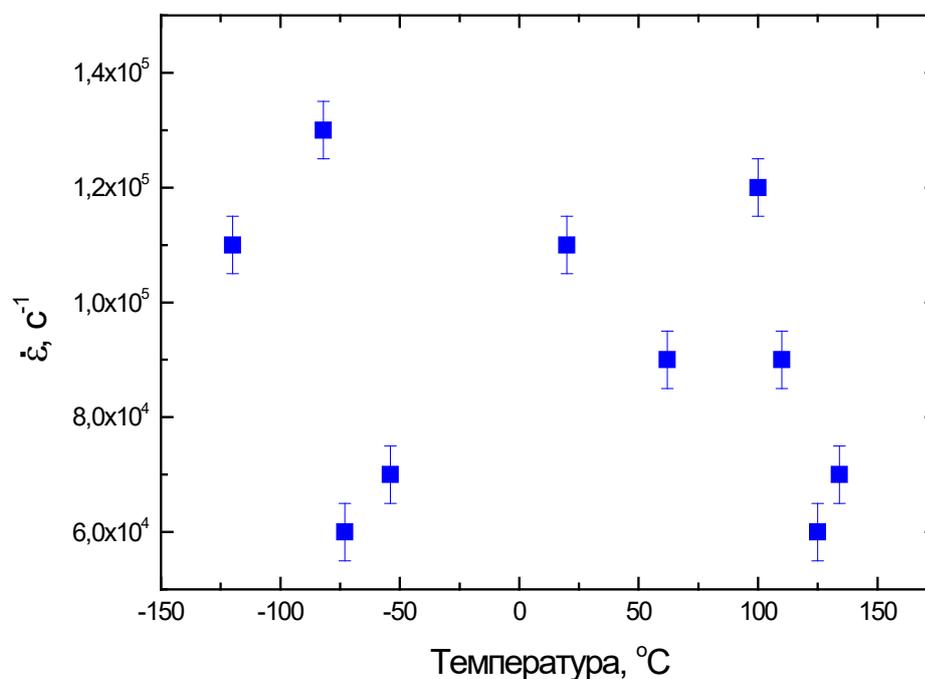


Рис. 51 – Скорость деформирования перед откольным разрушением в СВМПЭ в диапазоне температур от -120 до 145°C.

Во всем исследованном температурном диапазоне откольный импульс на профилях $u_{fs}(t)$ зарегистрирован не был. Влияние начальной температуры образцов СВМПЭ на откольное разрушения согласуется с разрушением в других термопластах, таких как полиметилметакрилат и поликарбонат [10–11] в диапазоне температур выше температуры стеклования. Зависимость декремента скорости свободной поверхности от температуры остается почти неизменной при температурах ниже температуры плавления, сильно снижаясь при ее достижении.

Расчет откольной прочности из измеренных профилей скорости свободной поверхности показанных на рисунке 50 проводился с помощью соотношения (2.9). Объемная скорость звука определялась из линейной экстраполяции зависимости $c_b(T)$, построенной с помощью определенных в данной работе значений c_b при начальных температурах -95°C, 20°C и 95°C. В виду отсутствия литературных данных по зависимости $\rho(T)$ для СВМПЭ, а также из-за схожести структуры и состава ПЭВП и СВМПЭ плотность для каждой температуры рассчитывалась на основании работы [108]. В связи с

соответствующим характером разрушения, как и в случае с АБС-пластиком откольная прочность в СВМПЭ – это величина, характеризующая зарождение несплошностей в материале, а не его разрыв.

На рисунке 52 представлены рассчитанные значения откольной прочности СВМПЭ из измеренных профилей скорости свободной поверхности, показанных на рисунке 50 в диапазоне температур -120°C – 145°C . Видно, что рост температуры образцов до температуры плавления приводит к плавному снижению величины откольной прочности, что связано с увеличением межмолекулярного расстояния, а также возросшей подвижности макромолекул аморфной фазы. Начало процесса плавления приводит к значительному падению всех параметров, определяющих откольную прочность, что определяет характер резкого снижения величины в целом.

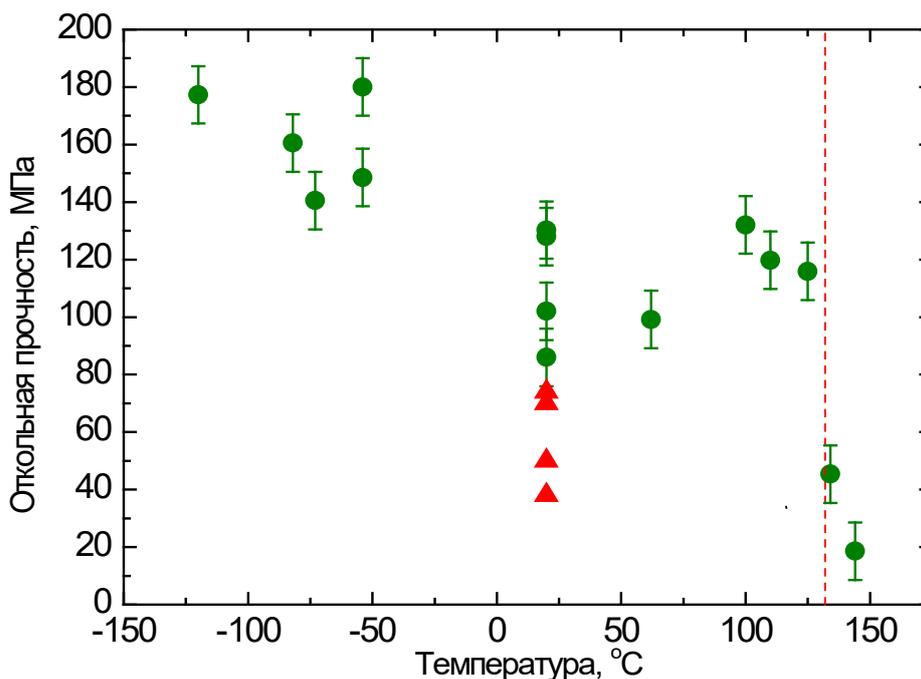


Рисунок 52 – Зависимость откольной прочности СВМПЭ, рассчитанная из профилей поверхности показанных на рисунке 50, от начальной температуры. Пунктиром показана температура начала процесса плавления. Красными треугольниками обозначены результаты измерений откольной прочности СВМПЭ в работе [67].

При комнатной температуре предел прочности на растяжение СВМПЭ при статических условиях деформирования составляет 43 МПа [109], что в 2–3 раза ниже откольной прочности реализуемой при $\sigma_{max} \sim 0.4\text{--}1.6$ ГПа и соответствующих скоростях деформирования $0.6\text{--}1.5 \cdot 10^5 \text{ c}^{-1}$, полученных в данной работе. Можно отметить, что СВМПЭ демонстрирует наибольшую величину откольной прочности среди исследованных полимерных материалов при превышении температуры стеклования, при этом, как и в случае с другими полимерными материалами сохраняется общий тренд на падение откольной прочности от температуры [10–12].

На рисунке 53 представлены рассчитанные значения откольной прочности сверхвысокомолекулярного полиэтилена из измеренных профилей скорости свободных поверхности, показанных на рисунках 47. При комнатной температуре увеличение максимального напряжения сжатия приводит к снижению величины откольной прочности, что согласуется с результатами работы [67]. Однако при температуре -54°C величина откольной прочности растет. Это можно объяснить тем, что при уменьшении температуры одновременно снижается подвижность макромолекул, и возрастает роль межмолекулярных сил. Поэтому, несмотря на увеличение максимального напряжения сжатия, сопротивляемость растягивающим напряжениям остается на прежнем уровне.

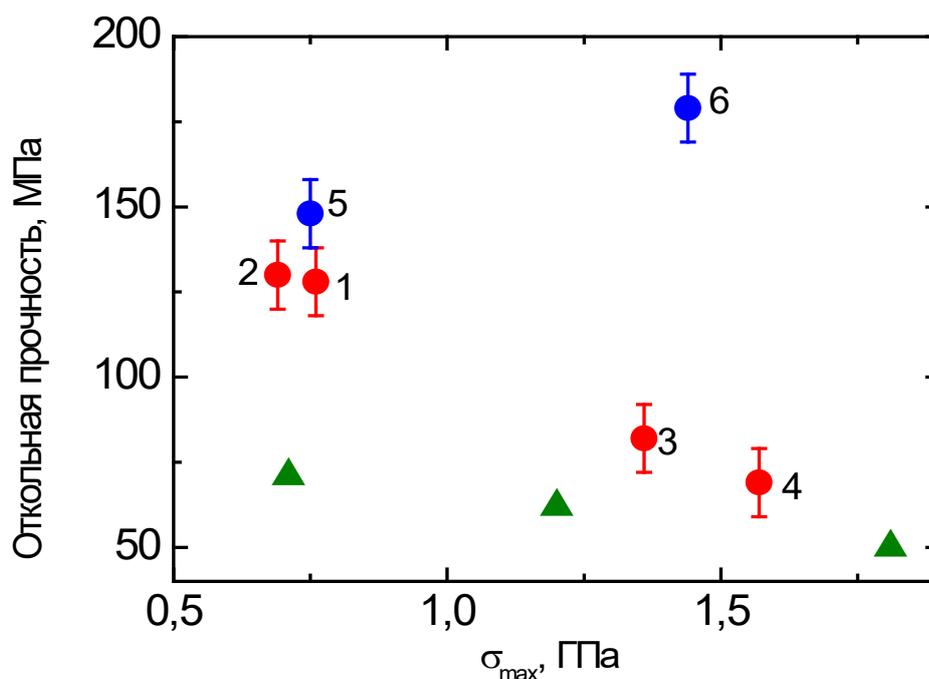


Рисунок 53 – Зависимость откольной прочности от максимального напряжения сжатия. Номера у экспериментальных точек соответствуют таблице 3. Зелеными треугольниками обозначены результаты измерений в работе [66].

5.4 Заключение к главе 5

В данной главе представлены результаты экспериментов ударно-волнового нагружения образцов СВМПЭ амплитудой до 0.8 ГПа в диапазоне температур -120°C – 145°C и до $\sigma_{max} \sim 1.6$ ГПа при -54°C и 20°C с регистрацией профилей скорости свободной поверхности лазерным интерферометром VISAR. Для расчета откольной прочности измерены ударные адиабаты СВМПЭ в диапазоне максимальных напряжений ударного сжатия до 1.3 ГПа в диапазоне температур -95°C – 95°C . Показано, что с ростом температуры объемная скорость звука – первый член линейной зависимости $U_s = c_0 + bu_p$ – падает, а коэффициент b снижается при приближении к температуре плавления.

Из анализа волновых профилей, полученных при $\sigma_{max} \sim 0.8$ ГПа, установлена обратная зависимость величины откольной прочности от температуры, при этом при начале процесса плавления меняется характер

зависимости: плавное снижение σ_{sp} сменяется резким падением в три раза. Откольная прочность СВМПЭ рассматривается как величина, характеризующая зарождение несплошностей в материале, а не его разрыв. Предложен механизм высокоскоростного растяжения внутри образцов СВМПЭ, основанный на предположении о деформации и переориентации проходных цепей внутри аморфной части полимера. С ростом максимального напряжения сжатия до ~ 1.6 ГПа при комнатной температуре регистрируется двукратное уменьшение откольной прочности, в то время как при начальной температуре -54°C наблюдается ее незначительный рост.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Работа посвящена анализу поведения полимерных материалов при высокоскоростном деформировании на примере поликарбоната, АБС-пластика и сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Было определено влияние температуры на прочностные свойства полимеров, а также внутренней структуры полимеров на характер откольного разрушения. В ходе работы были определены ударные адиабаты и величина откольной прочности исследуемых материалов в широком температурном диапазоне. Полученные экспериментальные результаты могут быть использованы для построения теоретических моделей поведения полимерных материалов при высоких скоростях деформации в широком температурном диапазоне.

По результатам работы можно сделать следующие основные выводы:

1) На основании предложенной и отработанной в работе методики ударно-волнового нагружения образцов полимерных материалов в диапазоне температур от -120°C до 185°C , впервые включающем отрицательные значения, определены ударная сжимаемость и величины откольной прочности ряда ударопрочных термопластов, отличающихся внутренней структурой и физическим состоянием.

2) Показано, что в диапазоне давлений до 1.3 ГПа с ростом начальной температуры значение скорости звука при нулевом давлении, первого члена линейной зависимости скорости ударной волны от массовой скорости, падает, а коэффициент, определяющий наклон ударных адиабат меняется незначительно. Установленные экспериментальные зависимости могут использоваться для калибровки теоретических моделей, описывающих высокоскоростное соударение, включающих переходы между физическими состояниями.

3) Установлено, что зависимость откольной прочности от температуры схожа для всех исследованных полимеров. Показано, что рост температуры приводит к снижению величины откольной прочности, однако в

представленном в работе температурном диапазоне каждый из материалов продемонстрировал ряд особенностей:

- переход через температуру стеклования в поликарбонате и плавления в СВМПЭ влияет на снижение сопротивления растягивающим напряжениям сильнее, чем обычный рост температуры внутри стеклообразного или высокоэластичного состояния, соответственно.

- в АБС-пластике значительного снижения величины откольной прочности за пределами области стеклования зарегистрировано не было.

4) Показано, что характер откольного разрушения исследованных полимеров сильно зависит от структуры материала и от физического состояния, в котором он находится:

- откольное разрушение АБС-пластика в стеклообразном состоянии подобно откольному разрушению в эластомерах: на профилях регистрируется длительное торможение отрывающегося слоя. При превышении температуры стеклования характер разрушения меняется, откольный импульс становится более выраженным.

- найдено, что при переходе поликарбоната из стеклообразного в высокоэластичное состояние откольный импульс пропадает.

- на волновых профилях СВМПЭ отсутствуют признаки откольного разрушения, на сохранённых образцах отсутствует откольная полость. Как и в случае с АБС-пластиком откольная прочность СВМПЭ – это величина, характеризующая зарождение несплошностей в материале, а не его разрыв.

Список литературы

1. Канель Г. И., Разоренов, С. В., Уткин, А. В., Фортов, В. Е.. Ударно-волновые явления в конденсированных средах / М.: Янус-К., 1996. 408 с.
2. Канель Г. И. О наносекундной теплофизике (обзор) // Теплофизика высоких температур. 2020. Т 58. № 4. с. 596.
3. Канель Г. И. Зарецкий Е. Б., Разоренов С. В., Ашитков С. И., Фортов В. Е. Необычные пластичность и прочность металлов при ультракоротких длительностях нагрузки // Успехи физических наук. 2017. Т. 187. №. 5. с. 525.
4. Fuina S., Marano G. C., Scarascia-Mugnozza G. Polycarbonate laminates thermo-mechanical behaviour under different operating temperatures // Polymer Testing. 2019. Vol. 76. p. 344.
5. Bauwens-Crowet C. The compression yield behaviour of polymethyl methacrylate over a wide range of temperatures and strain-rates // Journal of Materials Science. 1973. Vol. 8. p. 968.
6. Richeton J, Ahzi S., Vecchio K.S., Jiang F.C., Adharapurapu R.R. Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modeling of the compressive yield stress // International journal of solids and structures. 2006. Vol. 43. №. 7-8. p. 2318.
7. Majzoobi G. H., Malek-Mohammadi H., Payandehpeyman J. A new cooperative model for the prediction of compressive yield stress of polycarbonate nanocomposites considering strain rate, temperature, and agglomeration // Journal of Composite Materials. 2019. Vol. 53. №. 25. p. 3567.
8. Sharma, S., Chandra, S., Chavan, V. M., Nayak, A. K. Dynamic mechanical response of ABS polymer at elevated strain rates and temperatures // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2022. Vol. 1248. №. 1. p. 012009.

9. Urtiew P. A., Forbes J. W., Tarver C. M., Vandersall K. S., Garcia F. Dynamic Loading of Teflon at 200°C // AIP Conference Proceedings., 2007. Vol. 955. №. 1. p. 109.
10. Zaretsky E. B., Kanel G. I. Response of poly (methyl methacrylate) to shock-wave loading at elevated temperatures // Journal of Applied Physics. 2019. Vol. 126. №. 8. p. 085902.
11. Черепанов И. А., Савиных А. С., Гаркушин Г. В., Разоренов С. В. Откольная прочность поликарбоната при температурах 20-185°C // Журнал технической физики. 2023. Т. 93. № 5. с. 666.
12. Черепанов И. А., Савиных А. С., Гаркушин Г. В., Разоренов С. В. Влияние температуры на ударную сжимаемость и откольную прочность АБС-пластика в слабых ударных волнах // Журнал технической физики. 2024. Т. 94. № 1. с. 125.
13. Черепанов И. А., Савиных А. С., Гаркушин Г. В., [и др.]. Ударная сжимаемость и откольная прочность сверхвысокомолекулярного полиэтилена в широком диапазоне температур // Журнал технической физики. 2026. Т. 96. № 4. с. 729.
14. Кардирола П., Кнопфель Г. Физика высоких плотностей энергии / М.: Мир, 1974. 484 с.
15. Канель Г. И. Ударные волны в физике твердого тела / М.: Физматлит. 2018. 208 с.
16. Альтшулер Л. В. Применение ударных волн в физике высоких давлений // Успехи физических наук. 1965. Т. 85. №. 2. с. 199.
17. Bourne. N. K. On the Shock Response of Polymers to Extreme Loading // Journal of Dynamic Behavior Materials. 2016. Vol. 2. P 33.
18. Зельдович Б., Райзер Ю. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Физматлит. 2008. 656 с.

19. Канель Г. И., Разоренов С. В., Уткин А. В., Фортгов В.Е. Экспериментальные профили ударных волн в конденсированных веществах. / Физматлит. 2008. 248 с.
20. Kanel G. I. Spall fracture: methodological aspects, mechanisms and governing factors // International journal of fracture. 2010. Vol. 163. p. 173.
21. Murray N. H., Bourne N. K., Rosenberg Z., Field J. E. The spall strength of alumina ceramics // Journal of applied physics. 1998. Vol. 84. №. 2. p. 734.
22. Savinykh A. S., Cherepanov I. A., Razorenov S. V., Mandel K., Krüger L. Elastic precursor decay and spallation in nonporous tungsten carbide ceramics // Technical Physics. 2019. Vol. 64. p. 356.
23. Paris V., Frage N., Dariel M. P., Zaretsky E. The spall strength of silicon carbide and boron carbide ceramics processed by spark plasma sintering // International journal of impact engineering. 2010. Vol. 37. №. 11. p. 1092.
24. Черепанов И. А., Савиных А. С., Разоренов С. В. Откол в сапфире при ударном сжатии в различных кристаллографических направлениях // Журнал технической физики. 2020. Т. 90. №. 6. с. 961.
25. Уткин А. В. Влияние начальной скорости разрушения на формирование откольного импульса // Прикладная механика и техническая физика. 1993. Т. 34. №. 4. с. 140.
26. Banishev A. A., Shaw W. L., Dlott D. D. Dynamics of polymer response to nanosecond shock compression // Applied Physics Letters. 2014. Vol. 104. №. 10. p 101914
27. Rosenberg Z., Partom Y. Accounting for the Hugoniot elastic limits of polymers by using pressure – dependent yield criterion // Journal of Applied Physics, AIP Publishing LLC, 1994, vol 76, P. 1935-1936
28. Fu Y., Michopoulos J., Song J. H. Dynamics response of polyethylene polymer nanocomposites to shock wave loading // Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics. 2015. Vol. 53. №. 18. p. 1292.

- 29.Ананьин А. В., Дремин А. Н., Канель Г. И. Полиморфное превращение железа в ударной волне // Физика горения и взрыва. 1981. Т. 17. №. 3. с. 93.
- 30.Кутсар А. Р., Павловский М. Н., Комиссаров В. В. Наблюдение двухволновой конфигурации ударной волны в титане // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 1982. Т. 35. №. 3. с. 91.
- 31.Ананьин А. В., Дремин А. Н., Канель Г. И., Першик С. В. Исследование структуры ударных волн в нитриде бора и графите в области полиморфных превращений // Прикладная механика и техническая физика. 1978. Т. 19. №. 3. с. 112.
- 32.Champion A. R. Shock Compression of Teflon from 2.5 to 25 kbar-Evidence for a Shock-Induced Transition // Journal of Applied Physics. 1971. Vol. 42. №. 13. p. 5546.
- 33.Brown E. N., Trujillo C. P., Gray G. T., Rae P. J., Bourne N. K. Soft recovery of polytetrafluoroethylene shocked through the crystalline phase II-III transition // Journal of Applied Physics. 2007. Vol. 101. №. 2. p. 024916.
- 34.Fontana L., Vinh D. Q., Santoro M., Scandolo S., Gorelli F. A., Bini R., Hanfland M. High-pressure crystalline polyethylene studied by x-ray diffraction and ab initio simulations // Physical Review B—Condensed Matter and Materials Physics. 2007. Vol. 75. №. 17. p. 174112.
- 35.Dattelbaum D. M., Emmons E. D., Covington A. M., Stevens L. L., Velisavljevic N., Branch B. High-pressure X-ray diffraction and vibrational spectroscopy of polyethylene: Evidence for a structural phase transition // Vibrational Spectroscopy. 2020. Vol. 111. p. 103173.
- 36.Carter W. J., Marsh S. P. Hugoniot equation of state of polymers. / Los Alamos National Lab. Los Alamos NM (United States). 1995. №. LA-13006-MS.

37. Holmquist T.J., Bradley J., Dwivedi A., Casem D. The response of polymethyl methacrylate (PMMA) subjected to large strains, high strain rates, high pressures, a range in temperatures, and variations in the intermediate principal stress // *The European physical journal special topics*. 2016. Vol. 225. p. 343.
38. Barker L. M., Hollenbach R. E. Shock wave studies of PMMA, fused silica, and sapphire // *Journal of Applied Physics*. 1970. Vol. 41. №. 10. p. 4208.
39. Clements B. E. Nonequilibrium volumetric response of shocked polymers // *AIP Conference Proceedings*. 2009. Vol. 1195. №. 1. p. 1223.
40. Clements B. E. A continuum glassy polymer model applicable to dynamic loading // *Journal of Applied Physics*. 2012. Vol 112. №. 8. p. 083511.
41. Nasraoui M. Forquin P., Siad L., Rusinek A. Influence of strain rate, temperature and adiabatic heating on the mechanical behaviour of poly-methyl-methacrylate: Experimental and modelling analyses // *Materials & Design*. 2012. Vol. 37. p.500.
42. Hu W., Guo H., Chen Y., Xie R., Jing H., He P. Experimental investigation and modeling of the rate-dependent deformation behavior of PMMA at different temperatures // *European Polymer Journal*. 2016. Vol. 85. p. 313.
43. Fernández M., Muñoz M. E., Santamaría A. A combined analysis of PVT and rheological measurements: Novel results for three amorphous polymers // *Macromolecular Chemistry and Physics*. 2008. Vol. 209. №. 16. p. 1730.
44. Мержиевский Л. А., Воронин М. С. Моделирование ударно-волнового деформирования полиметилметакрилата // *Физика горения и взрыва*. 2012. Т. 48. №. 2. с. 113.
45. Kholodovych V., Welsh W. J. Densities of amorphous and crystalline polymers // *Physical properties of polymers handbook*. New York. NY: Springer New York, 2007. p. 611.
46. Billmeyer F. W. *Textbook of polymer science*. / John Wiley & Sons. 1984. 578 p.

- 47.Смирнова О.В., Ерофеева С.Б. Поликарбонаты // М: Химия. 1975. с. 288.
- 48.Zhang W., Xu Y. Mechanical properties of polycarbonate: experiment and modeling for aeronautical and aerospace applications. / Elsevier. 2019. 175 p.
- 49.Millett J. C. F., Bourne N. K. Shock and release of polycarbonate under one-dimensional strain // Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. p. 1683.
- 50.Ye S. J., Chai H. W., Xiao X. H., Cai Y., Yao X. H., Luo S. N. Spallation of polycarbonate under plate impact loading // Journal of Applied Physics. 2019. Vol. 126. №. 8. p. 085105.
- 51.Trunin R. F., Gudarenko L.F., Zhernokletov M. V., Simakov G. V. Experimental data on shock compressibility and adiabatic expansion of condensed substances. / RFNC. Sarov. 2001. 446 p.
- 52.Marsh S. P. LASL shock Hugoniot data. / University of California Press. 1980. Vol. 5.
- 53.De Rességuier T., Deleignies M. Spallation of polycarbonate under laser-driven shocks // Shock Waves. 1997. Vol. 7. №. 6. p. 319.
- 54.Olivera S. Muralidhara H. B., Venkatesh K., Gopalakrishna K., Vivek C. S. Plating on acrylonitrile–butadiene–styrene (ABS) plastic: a review // Journal of materials science. 2016. Vol. 51. p. 3657.
- 55.Vishwakarma S. K., Pandey P., Gupta N. K. Characterization of ABS material: a review // Journal of Research in Mechanical Engineering. 2017. Vol. 3. №. 5. p. 13.
- 56.Yin Z. N., Wang T. J. Deformation response and constitutive modeling of PC, ABS and PC/ABS alloys under impact tensile loading // Materials Science and Engineering: A. 2010. Vol. 527. №. 6. p. 1461.

57. Chevrychkina A. A., Volkov G. A., Estifeev A. D. An experimental investigation of the strength characteristics of ABS plastic under dynamic loads // *Procedia Structural Integrity*. 2017. Vol. 6. p. 283.
58. Kannan S., Senthilkumaran D. Investigating the influence of electroplating layer thickness on the tensile strength for fused deposition processed ABS thermoplastics // *International Journal of Engineering and Technology*. 2014. Vol. 6. №. 2. p. 1047.
59. Cha J. H., Kim Y., Kumar S. K. S., Choi C., Kim C. G. Ultra-high-molecular-weight polyethylene as a hypervelocity impact shielding material for space structures // *Acta Astronautica*. 2020. Vol 168. p. 182.
60. Zhang T. G., Satapathy S. S., Vargas-Gonzalez L. R., Walsh S. M. Ballistic impact response of ultra-high-molecular-weight polyethylene (UHMWPE) // *Composite structures*. 2015. Vol. 133. p. 191-201.
61. Jacobs C. A. Christensen C. P., Greenwald A. S., McKellop H. Clinical performance of highly cross-linked polyethylenes in total hip arthroplasty // *The Journal of Bone and Joint Surgery*. 2007. Vol. 89. №. 12. p. 2779-2786.
62. Kelly J. M. Ultra-high molecular weight polyethylene // *Journal of Macromolecular Science, Part C: Polymer Reviews*. 2002. Vol. 42. №. 3. p. 355.
63. Dewapriya M. A. N. Chowdhury S. C., Deitzel J. M., Gillespie Jr J. W. Strain rate effects on the axial tensile behavior of crystalline polyethylene: Insights from molecular dynamics simulations // *Polymer*. 2024. Vol. 295. p. 126779.
64. Brown E. N., Willms R. B., Gray G. T., Rae P. J., Cady C. M., Vecchi K. S., Flowers J., Martinez M. Y. Influence of molecular conformation on the constitutive response of polyethylene: a comparison of HDPE, UHMWPE, and PEX // *Experimental mechanics*. 2007. Vol. 47. p. 381-393.
65. Hooks D. E., Lang J. M., Coe J. D., Dattelbaum D. M. High pressure deep-release impact experiments on high density and ultra-high molecular weight

- polyethylene // AIP Conference Proceedings. 2018. Vol. 1979. №. 1. p. 030004
66. Dattelbaum D. M., Schilling B. F., Clements B. E., Jordan J. L., Welch C. F., Stull J. A. Shock Response and Dynamic Failure of High Density-(HDPE) and Ultra-High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) // Journal of Dynamic Behavior of Materials. 2024. p. 1-12.
67. Han P. F., Fan D., Cai Y., [et al]. Shock and spallation behavior of ultrahigh molecular weight polyethylene // International Journal of Mechanical Sciences. 2024. Vol. 267. p. 108984.
68. Канель Г. И., Савиных А. С. Оценка напряжения пластического течения твердых тел при разгрузке из ударно-сжатого состояния // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. 2020. Т. 490. №. 1. С. 29-32.
69. Альшиц В. И., Инденбом В. Л. Динамическое торможение дислокаций // Успехи физических наук. 1975. Т. 115. №. 1. С. 3-39.
70. Гаркушин Г. В. Савиных А. С., Канель Г. И., Разоренов С. В.. Динамическая прочность эвтектического сплава висмут–свинец в твердом и жидком состояниях // Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2019. Т. 155. №. 2. С. 306.
71. Атрошенко С. А. Чеврычкина, А. А., Евстифеев, А. Д., Волков, Г. А. Разрушение АБС-пластика в стеклообразном состоянии при динамическом нагружении // Физика твердого тела. 2019. Т. 61. №. 11. С. 2103.
72. Козлов Н. А., Митрофанов А. Д. Физика полимеров: учебное пособие / Владимирский государственный университет. Владимир. 2001. 345 с.
73. Mulliken A. D., Boyce M. C. Mechanics of the rate-dependent elastic–plastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates // International journal of solids and structures. 2006. Vol. 43. №. 5. p. 1331-1356.

74. Wang H., Zhou H., Huang Z., Zhang Y., Zhao X. Constitutive modeling of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures // *Mechanics of Time-Dependent Materials*. 2017. Vol. 21. №. 1. p. 97-117.
75. Yu P., Yao X., Han Q., Zang S., Gu Y. A visco-elastoplastic constitutive model for large deformation response of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures // *Polymer*. 2014. Vol. 55. №. 25. p. 6577-6593.
76. Siviour C. R., Walley S. M., Proud W. G., Field J. E. The high strain rate compressive behaviour of polycarbonate and polyvinylidene difluoride // *Polymer*. 2005. Vol. 46. №. 26. p. 12546-12555.
77. Cady C. M., Blumenthal W. R., Gray III G. T., Idar D. J. Determining the constitutive response of polymeric materials as a function of temperature and strain rate // *Journal de Physique IV (Proceedings)*. 2003. Vol. 110. p. 27-32.
78. Pesetskii S. S., Jurkowski B., Koval V. N. Polycarbonate/polyalkylene terephthalate blends: Interphase interactions and impact strength // *Journal of applied polymer science*. 2002. Vol. 84. №. 6. p. 1277-1285.
79. Li J., Jia Y., Li T., Zhu Z., Zhou H., Peng X., Jiang S. Tensile behavior of acrylonitrile butadiene styrene at different temperatures // *Advances in Polymer Technology*. 2020. Vol. 2020. № 1. p. 8946591.
80. Златин Н.А., Мишин Г.И. Баллистические установки и их применение в экспериментальных исследованиях / М.: Наука. 1974. 344 с.
81. Chhabildas L. C., Kmetyk L. N., Reinhart W. D., Hall C. A. Launch Capabilities to 16 km/c // *AIP Conference Proceedings*. 1996. Vol. 370. №. 1. p. 1197-1200.
82. Альтшулер Л. В., Трунин Р. Ф., Крупников К. К., Панов Н. В. Взрывные лабораторные устройства для исследования сжатия веществ в ударных волнах // *Успехи физических наук*. 1996. Т. 166. № 5. с. 575–581

83. Келлер Д., Пеннинг Д. Применение взрывающейся фольги для получения плоских ударных волн и ускорения тонких пластин // Электрический взрыв проводников. 1965. Т. 2. с. 299–316.
84. Анисимов С. И., Прохоров А. М., Фортон В. Е. Применение мощных лазеров для исследования вещества при сверхвысоких давлениях. // Успехи физических наук. 1984. Т. 142. № 3. с. 395–434.
85. Жерноклетов М. В. и др. Экспериментальные методы и средства в физике экстремальных состояний вещества / М.: РАН. 2021. 484 с
86. Barker L. M., Hollenbach R. E. Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface // Journal of Applied Physics. 1972. Vol. 43. №. 11. p. 4669.
87. Asay J. R., Barker L. M. Interferometric measurement of shock-induced internal particle velocity and spatial variations of particle velocity. // Journal of Applied Physics. 1974. V. 45. № 6. p. 2540.
88. Kanel G. I., Savinykh A. S., Garkushin G. V., Razorenov S. V. Effects of temperature on the flow stress of aluminum in shock waves and rarefaction waves // Journal of Applied Physics. 2020. V. 127. №. 3. p. 035901.
89. Garkushin G. V. Savinykh A. S., Razorenov S. V., Kanel G. I. Influence of High-Temperature Annealing on the Resistance to High Strain Rate and Fracture of Tantalum at Temperatures of 20 and 500° C // Technical Physics. 2019. Vol. 64. p. 674-679.
90. Жерноклетов М. В., Глушак Б. Л., Батьков Ю. В. Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках / Федеральное государственное унитарное предприятие РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2005. 428 с.
91. Kanel G. I. Razorenov S. V., Savinykh A. S., Rajendran A., Chen Z. A study of the failure wave phenomenon in glasses at peak stresses exceeding the HEL // AIP Conference Proceedings. 2006. Vol. 845. №. 1. p. 876–879.

92. Jordan J. L., Casem D. T., Robinette J. Hugoniot and dynamic strength in polyurea // *Journal of Applied Physics*. 2022. Vol. 131. №. 16. p. 165903.
93. Carré H., Daudeville L. Numerical simulation of soda-lime silicate glass tempering // *Le Journal de Physique IV*. 1996. Vol. 6. №. C1. p.175-185.
94. Varshneya A. K. *Fundamentals of inorganic glasses*. / Elsevier. 2013. 753 p.
95. Symoens E., Van Coile R., Belis J. Experimental investigation into the effect of elevated temperatures on the fracture strength of soda-lime-silica glass // *Glass Structures & Engineering*. 2022. Vol. 7. №. 3. p. 457.
96. Канель Г. И. Искажение волновых профилей при отколе в упругопластическом теле // *Прикладная механика и техническая физика*. – 2001. Т. 42. №. 2. с. 194-198.
97. Brown M. E., Gallagher P. K. *Handbook of thermal analysis and calorimetry: recent advances, techniques and applications* / Elsevier. 2011. 756 p.
98. Тугов И. И. *Химия и физика полимеров* / Рипол Классик. 1989. 432 с.
99. Wang X., Li H., Gu J., Li Z., Ruan S., Shen C., Wang M. Pressure analysis of dynamic injection molding and process parameter optimization for reducing warpage of injection molded products // *Polymers*. 2017. Vol. 9. №. 3. p. 85.
100. Калмыков Ю. Б. Канель Г. И., Пархоменко И. П., Уткин А. В., Фортов В. Е. Поведение резины в ударных волнах и волнах разрежения // *Прикладная механика и техническая физика*. 1990. Т. 31. №. 1. с. 126-130.
101. Kazmer D. O. Kazmer, D. O., Colon, A. R., Peterson, A. M., Kim, S. K. Concurrent characterization of compressibility and viscosity in extrusion-based additive manufacturing of acrylonitrile butadiene styrene with fault diagnoses // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 46. p. 102106.
102. Савиных А.С. Гаркушин Г.В., Разоренов С.В. Влияние температуры на динамический предел упругости и откольную прочность свинцово-

- висмутового сплава при давлении ударного сжатия до 2.4 ГПа // Журнал технической физики. 2023. Т. 65. № 3. с. 380.
- 103.Kurtz S. M. (ed.). UHMWPE biomaterials handbook: ultra high molecular weight polyethylene in total joint replacement and medical devices / Academic press, 2009. 840 p.
- 104.Hu S., Feng Y., Yin X., Zou X., Qu J. Structure and properties of UHMWPE products strengthened and toughened by pulse vibration molding at low temperature // Polymer. 2021. Vol. 229. p. 124026.
- 105.Diby I. C. P., Belkhiri N., Nohair B., Kazeruni M., Ruiz E., Kaliaguine S. HDPE crystalline lamellae in composites involving pyrolytic carbon black: Effect on elastic modulus // Polymer Composites. 2025. Vol. 46. № 1. p. 38-53.
- 106.Segal L. G., Creely J. J., Martin Jr. A. E., Conrad C. M An empirical method for estimating the degree of crystallinity of native cellulose using the X-ray diffractometer // Textile research journal. 1959. Vol. 29. №. 10. p. 786-794.
- 107.Stadler F. J., Takahashi T., Yonetake K. Lattice sizes, crystallinities, and spacing between amorphous chains-characterization of ethene-/ α -olefin copolymers with various comonomers and comonomer contents measured by wide angle X-ray scattering // e-Polymers. 2009. Vol. 9. №. 1. p. 040.
- 108.Allahverdiyeva K. V. [et al]. Structural features and mechanism of crystallization of nanocomposites based on maleinated high density polyethylene and carbon black // Heliyon. 2023. Vol. 9. №. 4. p. 14829
- 109.Panin S. V. [et al]. Effect of adhesion on mechanical and tribological properties of glass fiber composites, based on ultra-high molecular weight polyethylene powders with various initial particle sizes // Materials. 2020. Vol. 13. №. 7. p. 1602.