

05;12

## ИЗУЧЕНИЕ МОРФОЛОГИИ СВАРНЫХ СТЫКОВЫХ ШВОВ ТРУБ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА

© Л.С.Богдан, Л.С.Марченко, Г.А.Сандул

Институт физики АН Украины,  
252650 Киев, Украина  
(Поступило в Редакцию 6 февраля 1995 г.)

Методами инфракрасной (ИК) и радиотермолюминесцентной (РТЛ) спектроскопии изучено изменение морфологии сварных стыковых швов труб из саженатолненного полиэтилена в зависимости от условий сварки. Показано, что материал труб в зоне технологического воздействия морфологически неоднороден, а прочность отдельных областей этой зоны существенно зависит от степени кристалличности материала. Показано также, что, подбирая условия сварки, можно добиться существенного увеличения прочности в различных областях сварного шва за счет уменьшения степени кристалличности материала труб в соответствующей области.

Одной из основных проблем, возникающих при использовании сложных наукоемких технологий вообще и сварки полимерных материалов в частности, является идентификация физико-химических процессов, протекающих при каждой в отдельности и совокупности последовательных технологических операций, оценка их влияния на конечный результат и оптимизация.

В настоящей работе изучено влияние операции сварки полимерных труб на процессы структурообразования полимера в области сварного шва. Материал полимерных труб — полиэтилен высокой плотности (ПЭВП) марки 20506-007, наполненный сажей со степенью наполнения  $\sim 3\%$ . Сварку труб диаметром 600 мм и толщиной стенки 10 мм проводили стыковым контактным методом с использованием нагревательного инструмента в следующем режиме: температура сварочного инструмента — температура нагрева свариваемых торцов  $T_{св} = 160-300^\circ$ , шаг изменения  $T_{св} = 10-15^\circ$ ; следующая за этим операция сдавливания торцов труб вдоль их оси, обеспечивающая контакт соединяемых поверхностей на молекулярном уровне, с усилием  $P_{св} = 1.5-3.5 \text{ кг/см}^2$ , шаг изменения  $P_{св} = 0.5 \text{ кг/см}^2$ ; время оплавления  $t = 60 \text{ с}$ . Сварной шов остывал до комнатной температуры на воздухе в естественных условиях закрытого помещения ( $25^\circ$ ).

В полимере в области действия высоких температуры и давления интенсивно протекает сказывающаяся на прочности сварного шва термоокислительная деструкция. Она сопровождается изменением как химического состава полимера (появление различных карбонильных групп), так и его морфологии (изменение размеров кристаллитов и степени кристалличности). Для изучения этих процессов были выбраны следующие методики: анализ степени кристалличности материала труб проводили по соотношению интенсивности полос, характерных для кристаллических и аморфных областей в спектрах пропускания в ИК области на спектрофотометре UR-20; показателя текучести расплава образцов при  $170^\circ$  на приборе ИИРТ-М по методике, подробно описанной в [1,2]; дифференциально-термический анализ (ДТА) на дериватографе фирмы F. Paulik, J. Paulik, Z. Erdely; измерение спектров радиотермолюминесценции (РТЛ) проводили при дозе облучения образцов  $\gamma$ -квантами  $\sim 2$  Мрад при  $77$  К с отогревом их в термолюминографе до комнатной температуры со скоростью  $7$  град/мин; распределение температуры по образцу в ходе сварки, т.е. при нагреве материала трубы, проводили при заданной нагревателем  $T_{св}$  с помощью термомпар хромель-копель до сдавливания торцов труб.

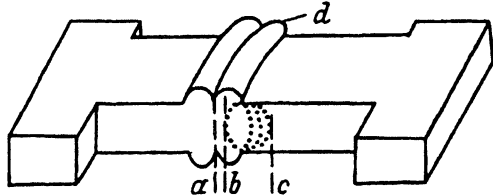
Образцами для спектральных измерений (ИК, РТЛ) служили срезы толщиной  $50$  мкм (получены с помощью микротомы), взятые на определенных расстояниях по обе стороны от центра сварного шва симметрично в плоскости, перпендикулярной оси трубы. Статистика набиралась на  $8$  образцах, по  $2$  среза, равноудаленных от оси сварного шва для  $4$  диаметрально противоположных участков свариваемой трубы.

Условия сварки подбирались эмпирически в расчете на максимальную прочность сварного шва на разрыв, составляющую для ПЭВП  $\sim 80\%$  от прочности основного материала, чему соответствует разрушающее напряжение при растяжении  $\sim 3.0-3.5 \cdot 10^2$  кг/см<sup>2</sup>.

Физическое обоснование выбранных параметров сварки следующее. Температура сварки выбирается из соображений оптимизации скорости процесса кристаллизации, протекающего в области расплава торцов труб при изъятии нагревательного инструмента. Как показали электронно-микроскопические исследования [3,4], при  $T_{св} \sim T_{пл} + (10-30)^\circ$  ( $T_{пл} = 137^\circ$  [5]) после того, как убран нагревательный инструмент, в области расплава торцов свариваемых труб чрезвычайно интенсивно протекает процесс кристаллизации, а значит, и охлаждения, препятствуя образованию адгезионного соединения. При этом по всей высоте сварного шва образуются трещины, на которых происходит рост транскристаллитных слоев, по которым в свою очередь происходит расслаивание сварного шва при незначительных нагрузках. При температурах  $\sim 249^\circ$  трещины и транскристаллитные слои не образуются. Дальнейшее же увеличение  $T_{св}$  ( $\sim 280^\circ$  и более) приводит к сильной термодеструкции полимера, и механические характеристики сварного шва резко ухудшаются. По этой же причине ухудшаются механические характеристики сварных швов при увеличении времени оплавления.

Процесс кристаллизации в области сварного шва является также чрезвычайно чувствительным по отношению к операции сдавливания расплавленных торцов труб. Например, с увеличением "сварочного" давления в области шва увеличивается концентрация сферолитов, ко-

Рис. 1. Схема стандартного образца, используемого в экспериментах на разрыв, со стыковым сварным швом, имеющим затрагиваемые технологическим процессом области сплавления (а), проплавления (ab), термического влияния (bc), грат (d).



торые деформируются, способствуя переходу к ламеллярной морфологии. Таким образом, увеличение  $P_{св}$  приводит к уменьшению размеров кристаллических образований и увеличению фактора молекулярной ориентации: при  $P_{св} \sim 3.0 \text{ кг/см}^2$  практически вся область сварного шва текстурирована. Это ведет к резкому уменьшению предела прочности полимера.

Часть трубы, затрагиваемую технологическим процессом сварки, условно можно разделить на три области, представленные на рис. 1: область сплавления ( $\sim 1 \text{ мм}$ ), область проплавления ( $\sim 1-2 \text{ мм}$ ), область термического влияния ( $\sim 10-20 \text{ мм}$ ). Прочностные свойства сварных полимерных изделий определяются именно морфологическими характеристиками этих областей, по которым в зависимости от условий сварки и происходит разрушение.

Задача прежде всего состоит в том, чтобы определить зависимость химического состава и морфологии материалов именно в этих областях от условий сварки, а также установить корреляцию между этой зависимостью и прочностью изделия на разрыв в области сварного шва.

С этой целью были измерены ИК спектры пропускания материала трубы в областях сплавления, проплавления и термического влияния при различных условиях сварки в интервале частот, где проявляются маятниковые колебания групп макромолекул полиэтилена, находящиеся в аморфной (максимум полосы  $\bar{\nu} = 720 \text{ см}^{-1}$ ) и кристаллической ( $\bar{\nu} = 730 \text{ см}^{-1}$ ) областях [6]. На рис. 2, а приведен типичный спектр пропускания материала трубы в области частот вышеуказанного дублета.

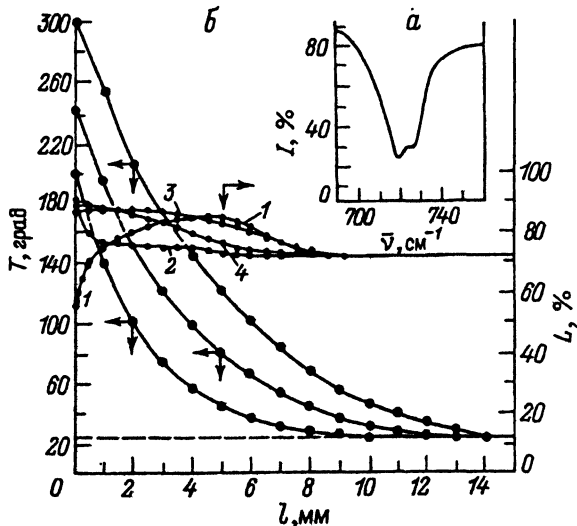


Рис. 2. Типичный ИК спектр (а) и изменение степени кристалличности материала труб для образцов из различных областей технологического воздействия с заданным распределением температуры от торцов свариваемых труб от периферии при следующих условиях сварки (б).

$T_{св}$ , град: 1, 4 — 244; 2 — 200, 3 — 280;  $P_{св}$ , кг/см<sup>2</sup>: 1-3 — 1.5, 2 — 3.0;  $t = 60 \text{ с}$ .

Осушествив разделение указанных полос, построим графики изменения степени кристалличности  $L = I_{кр}/(I_{кр} + I_{ам})$  в зоне сварного шва при наиболее важных с технологической точки зрения условиях сварки (рис. 2,б).

Видно (кривая 1), и это наиболее важно, что при определенном сочетании параметров, характеризующих процесс сварки ( $T_{св} = 244^\circ$ ,  $P_{св} = 1.5 \text{ кг/см}^2$ ,  $t = 60 \text{ с}$ ), можно добиться того, что степень кристалличности материала трубы в области сплавления становится существенно меньше степени кристалличности исходного материала. Однако при этом происходит увеличение степени кристалличности в областях проплавления и термического влияния.

Исходя из общей концепции, согласно которой прочность материала на разрыв в области сварного шва обратно пропорциональна его степени кристалличности в этой области, следует ожидать увеличения прочности на разрыв в области сплавления и уменьшения ее в областях проплавления и термического влияния. В тех случаях, когда степень кристалличности материала наибольшая в областях сплавления (кривые 2, 4), здесь следует ожидать и наименьшей прочности. При  $T_{св} \sim 260\text{--}300^\circ$  (кривая 3) высокое значение степени кристалличности материала трубы практически постоянно в областях сплавления, проплавления и частичного термического влияния. Следовательно, уменьшение прочности на разрыв в этих областях равновероятно и будет определяться временем ожидания иных способствующих разрушению факторов. Результаты экспериментов по разрушению материалов на разрыв полностью и однозначно подтверждают это вывод.

Кроме того, изменение степени кристалличности материала трубы в различных областях технологического воздействия при различных условиях сварки позволяет объяснить различную прочность материала на разрыв в соответствующих областях. Экспериментально же установлено, что разрушения в зоне сварного шва происходит либо в области сплавления, либо вблизи нее в областях проплавления и термического влияния.

Особо следует обратить внимание на кривую 1 (рис. 2,б), из которой следует, что процесс кристаллизации в зоне сварного шва развивается по сложному механизму. Не исключено, что из-за достаточно высокой температуры ( $160\text{--}240^\circ$ ) и относительно медленного остывания этой зоны при соответствующем давлении в области проплавления 1–2 мм одновременно с процессом кристаллизации протекает и конкурирующий с ним процесс, препятствующий кристаллизации. Учитывая данные работы [7] и предполагая, что они отражают фундаментальное свойство процесса кристаллизации — компромисс как минимум двух конкурирующих процессов: создание областей кристалличности и их разрушение, можно считать, что процесс кристаллизации представляет собой систему катастроф в классическом математическом понимании, когда плавному изменению аргумента (у нас температуры) соответствует внезапное качественное изменение функции (у нас степени кристалличности) [8]. Доминант в таких процессах определяется степенью энергетической устойчивости данной структурной организации. Последняя в свою очередь определяется распределением теплового поля. Процесс разрушения областей кристалличности может происходить, например, по термофлуктуационному (диплатон-

ному) механизму [9]. Таким образом, в областях сплавления и проплавления благодаря специфическому распределению тепловых полей при кристаллизации может доминировать процесс разрушения кристаллических областей. Из-за относительно большой толщины исследуемых образцов ( $d = 50$  мкм, область кристалличности  $\sim 0.3$  мкм) нет возможности более точно изучить изменения степени кристалличности в указанных областях, где в принципе могут наблюдаться ее осцилляции, объясняя все многообразие наблюдаемых фактов в экспериментах "на разрыв". Кроме того, интерпретация ИК спектров "технического" ПЭ чрезвычайно затруднена в связи с одновременным существованием кристаллических и аморфных областей, что определяет появление полос, обусловленных взаимным влиянием этих областей. При строгой интерпретации ИК спектра, например, необходимо учитывать, что полоса с максимумом при  $\tilde{\nu} = 720$  см<sup>-1</sup> связана с наличием как аморфной, так и кристаллической областей [6]. Исказить ИК спектр могут и активированные дефектами кристаллических областей ранее оптически неактивные колебания [6]. Правда, все это не влияет на наши качественные рассуждения и выводы, сделанные на основе определения степени кристалличности по вышеприведенной формуле. Тем более, что на современном этапе решения данной проблемы интерес представляют не столько конкретные значения параметров, характеризующих конкретные материалы и объекты, свариваемые в конкретных условиях, сколько общие закономерности развития физико-химических процессов, определяющих соответствующие изменения в свариваемых полимерных материалах. Но было бы весьма полезным привлечь для исследования этих вопросов иные независимые методы, например метод радиотермолюминесценции (РТЛ), который позволяет получать информацию о релаксационных процессах ( $P$ -процессах) в системе.

Одной из специфических особенностей длинноцепочечных полимеров является проявление у них вследствие их гибкости различных форм теплового движения, обусловленных некоторой свободой движения отдельных частей макромолекул. Это и определяет в таких системах существование температурных областей молекулярной релаксации и соответствующих им  $P$ -переходов, которые в свою очередь определяют ряд физико-механических свойств полимеров. Возникновение (изменение) различных надмолекулярных образований (ламели, фибриллы, сферолиты и другие морфологические формы) существенно изменяет релаксационные процессы в полимерах. Таким образом, изучение  $P$ -процессов (переходов) в полимерах позволяет получить информацию о строении их на молекулярном и надмолекулярном (структура аморфных и кристаллических областей) уровнях, а также об изменениях структуры, например, при термообработке, облучении и т. д.

Согласно [10,11], в ПЭ наблюдается три основных фундаментальных перехода.

1)  $\gamma$  — сложный переход, который характеризует  $P$ -процессы в аморфных областях (локальные движения, обусловленные наличием растворенного в ПЭ кислорода):  $\gamma_a$  ( $T(\gamma_a) \sim (-130^\circ)$ ) и  $P$ -переходы, характеризующие  $P$ -процессы в дефектных областях (полости, образованные складками, концами и боковыми ответвлениями полимерных цепей) кристаллических структур (приповерхностные области кри-

сталлитов);  $\gamma_c$  ( $T(\gamma_c) \sim (-110 - -80^\circ)$ ),  $\gamma_c$ -переход в свою очередь также имеет сложную структуру, обусловленную  $P$ -процессами в различных дефектных областях кристаллических структур.

2)  $\beta$  (стеклование) — сложный переход, обусловленный  $P$ -процессами, характеризующими движение сегментов макромолекул (боковые ответвления цепей) в аморфных областях двух типов:  $\beta_1$  ( $T(\beta_1) \sim (-70^\circ)$ ) и  $\beta_2$  ( $T(\beta_2) \sim (-50^\circ)$ ).

3)  $\alpha$  — сложный переход, обусловленный  $P$ -процессами в дефектных областях упорядоченных структур  $\alpha_1$  ( $T(\alpha_1) \sim 51^\circ$ ) и  $\alpha_2$  ( $T(\alpha_2) \sim 72^\circ$ ).

На рис. 3 представлены спектры РТЛ образцов материала трубы (технический саженаяполненный ПЭ), взятые из различных зон технологического влияния. Из рисунка следует, что и в данном случае мы наблюдаем те же  $P$ -процессы и соответствующие им переходы:  $\gamma$  ( $T(\gamma) \sim (-160 - -80^\circ)$ );  $\beta$  ( $T(\beta) \sim (-70 - -30^\circ)$ ) и  $\alpha$  ( $T(\alpha) \sim (50 - 90^\circ)$ ).

Существующие отличия в спектрах РТЛ данной системы по сравнению с чистым ПЭ определяются в основном тем, что это — наполненный полимер. Так, наполнитель повышает температуру стеклования (ограничение подвижности в аморфных областях), т.е. сдвигает максимум  $\beta$ -перехода в область более высоких температур, что мы и наблюдаем (рис. 3, кривая 1). Кроме того, широкий разброс данных по РТЛ для ПЭ (интенсивность и температура  $P$ -перехода) обусловлен

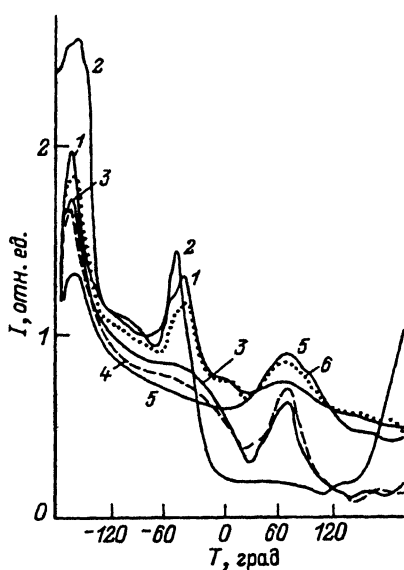


Рис. 3. Спектры РТЛ материала труб образцов из не затрагиваемых технологическим процессом (1); областей сплавления (2); проплавления (3, 4) ( $< 1$  мм от центра сварного шва); термического влияния (5) ( $\sim 4$  мм), (6);  $\sim 7$  мм при условиях сварки  $T_{св} = 244^\circ$ ,  $P_{св} = 1.5$  кг/см<sup>2</sup>,  $t = 60$  с.

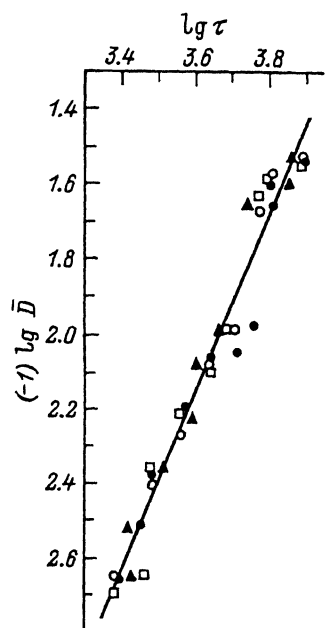


Рис. 4. Логарифмические зависимости скорости сдвига от напряжения сдвига, определяющие показатели текучести расплава для образцов из областей: не затрагиваемых технологическим процессом (○); сплавления (●); проплавления (□)  $\sim 1$  мм от центра сварного шва; термического влияния (▲),  $\sim 5$  мм при условиях сварки  $T_{св} = 244^\circ$ ,  $P_{св} = 1.5$  кг/см<sup>2</sup>,  $t = 60$  с.

высокой чувствительностью метода как предыстории образца, например температуре и длительности предварительного отжига, скорости нагрева и охлаждения. Последнее обстоятельство существенно влияет на разветвленность макромолекул, структурную неоднородность ПЭ и т. д. Поскольку предыстория объекта исследования не всегда поддается контролю (часто вообще не известна), то метод РТЛ в связи с вышеизложенным следует рассматривать лишь как метод, дополняющий иные исследования. При интерпретации спектров РТЛ необходимо также учитывать и фактор "степени кристалличности": с уменьшением степени кристалличности образца возрастает интенсивность пиков соответствующих  $\gamma_a$ - и  $\beta$ -переходам ( $I(\gamma_a), I(\beta)$ ), а также происходит понижение температуры стеклования. Реально в наших образцах наблюдаем компромисс этих факторов.

Результаты РТЛ исследований (рис. 3) можно обобщить следующим образом.

1. В области сплавления при условиях сварки  $T_{св} = 244^\circ$ ,  $P_{св} = 1.5 \text{ кг/см}^2$ ,  $t = 60 \text{ с}$  наблюдаются увеличение  $I(\gamma_a)$  и  $I(\beta)$ , а также значительное уменьшение  $I(\alpha)$ ; максимум  $\beta$ -перехода смещается в область низких температур ( $\sim -50^\circ$ ); начиная со  $150^\circ$  наблюдается резкий рост интенсивности РТЛ, вызванный окислюминесценцией. Такие изменения спектра РТЛ по отношению к спектру материала трубы, не затронутому технологическим процессом, указывают на существенное уменьшение степени кристалличности в соответствующих областях сварного шва при вышеупомянутых условиях сварки (рис. 3, кривая 2). Кроме того, смещение температуры стеклования в область низких температур указывает на процесс термодеструкции макромолекул ПЭ, а рост окислюминесценции — на процесс термоокисления. При всех иных условиях сварки наблюдаются уменьшение  $I(\gamma_a)$ ,  $\gamma(\beta)$  и рост  $I(\alpha)$ ; максимум  $\beta$ -перехода практически совпадает с таковым для основного материала трубы, что указывает на увеличение степени кристалличности при указанных условиях сварки.

2. В области проплавления и термического влияния при условиях сварки  $T_{св} = 244^\circ$ ,  $P_{св} = 1.5 \text{ кг/см}^2$ ,  $t = 60 \text{ с}$  наблюдаются уменьшение  $I(\gamma_a)$ ,  $I(\beta)$  и увеличение  $I(\alpha)$  (рис. 3, кривые 3-6); максимум  $\beta$ -перехода не смещен; окислюминесценция вплоть до  $200^\circ$  практически не наблюдается. Эти факты указывают на существенное увеличение степени кристалличности в данной области сварного шва при вышеуказанных условиях сварки. Из рис. 3 также видно, что интенсивность  $\gamma$ -,  $\beta$ - и  $\alpha$ -переходов, по которым можно судить о степени кристалличности в областях технологического воздействия, при данных условиях сварки изменяются, проходя через максимум, в зависимости от расстояния от центра сварного шва. При других сочетаниях параметров, характеризующих процесс сварки, в данных областях степень кристалличности лишь увеличивается от периферии к центру сварного шва.

Таким образом, данные РТЛ полностью коррелируют с результатами ИК спектроскопии. Кроме того, они позволяют объяснить уменьшение степени кристалличности в области сплавления при соответствующих условиях сварки как результат протекания процессов термоокисления и термодеструкции, которые препятствуют образованию кристаллитов из-за большого числа дефектов в цепи ПЭВП. В то же время отжиг материала в процессе сварки в областях проплавления и термического влияния при последующем, довольно медленном, охла-

ждений и слабовыраженных процессах окисления и термодеструкции способствует кристаллизации ПЭ. Однако изучение кривых ДТА для образцов из всех трех областей сварного шва по сравнению с основным материалом при условиях сварки, обеспечивающих уменьшение степени кристалличности в области сплавления, не обнаружило практически никаких отличий ни в температуре плавления ( $\sim 135-137^\circ$ ), ни в температуре начала термоокислительной деструкции ( $\sim 180^\circ$ ). Некоторые отклонения наблюдаются лишь для образцов грата, куда при сварке под давлением выдавливается поверхностный, наиболее окисленный, слой полимера. Практически одинаковыми оказались и показатели текучести расплава образцов из указанных трех областей сварного шва: тангенс угла наклона кривых течения в логарифмических координатах  $\lg \bar{D} = f(\lg \tau)$ , где  $\bar{D}$  — средняя скорость сдвига,  $\tau$  — напряжение сдвига [2], имеет практически одинаковое значение (рис. 4). Вышеприведенные данные соответственно свидетельствуют о том, что уменьшение степени кристалличности в области сплавления при соответствующих эмпирически подобранных условиях сварки происходит при незначительном окислении и малой деструкции цепей ПЭ в процессе сварки.

Опираясь на данные, полученные в работе, можно сделать следующие выводы.

1. При стыковой сварке ПЭ труб область технологического воздействия существенно морфологически неоднородна (гетерогенна), на что указывают и другие исследования, выполненные на образцах труб различного диаметра с различной толщиной стенки при измерении, например, модуля упругости и т. д. [12].

2. На конкретном примере удалось показать, что, подбирая соответствующим образом условия сварки, можно добиться высокой прочности сварного шва в области сплавления за счет уменьшения степени кристалличности материала труб.

3. Уменьшение степени кристалличности в области сплавления и увеличение ее в областях проплавления и термического влияния, т. е. наличие морфологической неоднородности в зоне сварного шва, указывают на то, что конструктивные особенности нагревательного элемента должны быть таковы, чтобы обеспечить наряду с расплавлением торцов труб такое распределение тепловых полей в зоне технологического воздействия, которое в результате отжига позволило бы достичь морфологической однородности материала труб. Эта техническая проблема является в достаточной мере наукоемкой, поскольку затрагивает проблему модификации морфологии полимеров в заданных температурных областях отжига и величин давлений.

Уместно отметить, что сварка полимерных материалов зависит от многих параметров и технологических пауз, характеризующих сам процесс, которые в свою очередь влияют на физико-химические свойства свариваемых материалов. Сложность состоит в том, что области варьирования параметров достаточно малы и могут не перекрываться. В этом случае некоторые параметры становятся антагонистами по отношению к тем или иным изменениям (например, структурным) в свариваемых полимерных материалах, что, естественно, приводит к отрицательному результату. Однако перспективы, открывающиеся в случае решения этой проблемы (протезирование в медицине, транспорт нефти, газа и агрессивных сред, авиастроение и т. д.), и опре-



деленные успехи делают работы в этом направлении и актуальными, и оправданными, несмотря на то, что в настоящее время задач здесь больше, чем способов их решения.

Работа частично была выполнена при содействии Фонда Сороса, грант которого (N UG 239) был присужден Американским физическим обществом.

#### Список литературы

- [1] Кулезнев В.Н., Шершнев В.А. Химия и физика полимеров. М.: Высшая школа, 1988. С. 156-171.
- [2] Конюх И.В., Виноградов Г.В., Константинов А.А. // Пластические массы. 1963. № 10. С. 45-49.
- [3] Безрук Л.И. Состояние и перспективы развития сварки и склеивания термопластов. Киев, 1982. С. 87-91.
- [4] Есауленко Г.Б., Пенчук В.В., Привалко В.П., Безрук Л.И. // Технология и оборудование для сварки и склеивания пластмассовых труб в системах газо- и водоснабжения. Киев, 1985. С. 15-20.
- [5] Нильсен Л. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. М.: Химия, 1978. С. 296.
- [6] Дехант И., Киммер В., Шмольке Р. Инфракрасная спектроскопия полимеров. М.: Химия, 1976. С. 190-212.
- [7] Богдан Л.С. // ЖПС. 1980. Т. 32. № 5. С. 937-938.
- [8] Арнольд В.И. Теория катастроф. М.: Наука, 1990. 128 с.
- [9] Журков С.Н. // ФТТ. 1983. Т. 25. Вып. 10. С. 3119-3123.
- [10] Вонсяцкий В.А., Боярский Г.Я. Новые методы исследования полимеров. Киев: Наукова думка, 1975. С. 169-191.
- [11] Миндияров Х.Г. Автореф. канд. дис. Казань, 1979. 22 с.
- [12] Potente H., Reinke M. // Soudage et Techn. Connexes. 1983. Vol. 37. N 3-4. S. 129-136.