

Влияние диссипации на формирование композитных изделий в закрытых формах

А.В. БАРАНОВ, С.А. ЮНИЦКИЙ

Российский государственный университет нефти и газа имени И.М. Губкина, г. Москва
alexvbaranov@yahoo.co.uk

Исследуется течение и теплообмен в процессе пропитки наполнителя неньютоновской жидкостью в процессе формирования композитных изделий в закрытых формах. Течение описывается модифицированным уравнением Бринкмана. С реологической точки зрения среда представляет собой степенную жидкость. При записи уравнения энергии используется однотемпературная модель. Учитываются диссипативные тепловыделения. Задача решена численным методом конечных разностей. Показано влияние диссипации (число Бринкмана) на распределение среднемассовой температуры по длине полости при различных числах Пекле.

Ключевые слова: неньютоновская жидкость, пропитка, теплообмен, формирование.

Consideration is given to the flow and heat transfer in the process of impregnating the filler by a non-Newtonian fluid while molding of composite products in closed molds. The flow is described by the modified Brinkman equation. From a rheological standpoint, medium is a power law fluid. A single-temperature model is used as the energy equation. Viscous dissipation is taken into account. The problem is solved by a numerical method of finite differences. The influence of dissipation (Brinkman number) on the distribution of the weight average temperature along the length of the cavity at various Peclet numbers has been shown.

Keywords: non-Newtonian fluid, impregnation, heat transfer, molding.

Рассматривается процесс формирования армированных или композитных изделий в закрытых формах. Жидкость в режиме постоянного расхода нагнетается в форму, заполненную пористым материалом-наполнителем (рис. 1). При этом температуры нагнетаемой жидкости T_0 и формы T_w разные. Такого вида процессы (как при литьевом, так и при трансферном формовании) используются в производстве огромного перечня товаров технического, бытового и специального назначения с различными эксплуатационными свойствами. После завершения процесса заполнения формы и пропитки всего пористого слоя происходит затвердевание отливки в результате процессов кристаллизации или стеклования при охлаждении полимеров, желатинизации пластизолов или химического отверждения полимерного связующего (например, эпоксидные и полиэфирные смолы). В данной работе предполагается, что процессы формования и пропитки завершаются в пределах так называемого индукционного периода, т.е. до наступления преждевременной желатинизации или отверждения.

В литературе достаточно большое количество работ посвящено моделированию процессов формования композитных изделий в закрытых формах. Краткий обзор литературы на эту тему представлен в [1, 2]. В [1, 2] также упомянуты работы, которые могут считаться аналогичными данной постановке задачи с точки зрения математической модели. Имеются в виду публикации, в которых описывается течение жидкости через каналы, у которых одна или обе стенки являются пористыми (проницаемыми), а также через каналы, частично или полностью заполненными пористым материалом.

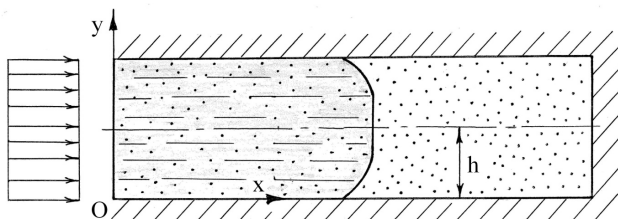


Рис. 1. Схема процесса формования.

Полимер считается несжимаемой неньютоновской (степенной) жидкостью. Вязкость жидкости считается достаточно высокой, так что течение осуществляется при низких значениях критерия Рейнольдса ($Re \leq 0.01$). В результате гидродинамический начальный участок практически отсутствует и профиль скорости на входе в канал можно считать развитым [3]. Кроме этого, в уравнении движения это позволяет пренебречь инерционными членами, поэтому пропитку пористого слоя будем описывать с помощью модифицированного уравнения Бринкмана [1, 2]:

намический начальный участок практически отсутствует и профиль скорости на входе в канал можно считать развитым [3]. Кроме этого, в уравнении движения это позволяет пренебречь инерционными членами, поэтому пропитку пористого слоя будем описывать с помощью модифицированного уравнения Бринкмана [1, 2]:

$$-\frac{\mu}{k} u^n + \frac{\mu}{\varepsilon^n} \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\partial u}{\partial y} \right]^{n-1} \left(\frac{\partial u}{\partial y} \right) = \frac{dp}{dx} \quad (1)$$

где u – осевая скорость фильтрации; μ – вязкость жидкости; k – коэффициент проницаемости; ε – пористость; p – давление.

Давление p считается независимым от поперечной координаты y .

Условие постоянства расхода:

$$\bar{u} = \frac{1}{h} \int_0^h u dy \quad (2)$$

Рассматриваются жидкости с низкой температуропроводностью. В этом случае при течении в канале выполняется условие для критерия Пекле $Pe \geq 100$. Это позволяет пренебречь переносом тепла теплопроводностью вдоль оси канала по сравнению с переносом за счет конвекции [3]. Течение осуществляется при граничных условиях первого рода, когда температура стенок формы считается постоянной T_w . Предполагается, что температура жидкости на входе в полость формы распределена по сечению равномерно и равна T_0 . Математическая модель переноса энергии основывается на так называемой однотемпературной модели, когда используется одно уравнение энергии [4, 5]. Такой подход предполагает локальное тепловое равновесие между жидкой и твердой фазами. Следовательно, уравнение энергии имеет вид:

$$\rho c_p u \frac{\partial T}{\partial x} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \Phi(x, y) \quad (3)$$

При этом эффективное значение теплопроводности гетерогенной композитной среды λ может быть вычислено различными способами. В данной работе λ вычислялась следующим образом [5]:

$$\lambda = \lambda_b \left(\varepsilon^2 \zeta + \frac{4\zeta\varepsilon(1-\varepsilon)}{1+\zeta} + (1-\varepsilon)^2 \right) \quad (4)$$

Функция $\Phi(x,y)$ отражает диссипативные тепловыделения и может быть записана в различном виде [7]. При этом в [8] отмечено, что при малых значениях критерия Дарси все формы записи дают идентичный результат. В данной работе диссипативный член записывается в виде, который является совместимым с предельным случаем течения чистой (свободной) жидкости при бесконечно больших числах Дарси:

$$\Phi = \frac{\eta u^{n+1}}{k} + \eta \left| \frac{\partial u}{\partial y} \right|^{n-1} \left(\frac{\partial u}{\partial y} \right)^2 \quad (5)$$

Гидродинамические и тепловые граничные условия записываются следующим образом:

$$y = 0 \quad u = 0, T = T_w \quad (6)$$

$$y = h \quad \frac{\partial u}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial T}{\partial y} = 0 \quad (7)$$

$$x = 0 \quad T = T_0 \quad (8)$$

Переходя к безразмерным переменным, основные уравнения примут вид:

$$-\frac{U^n}{Da} + \frac{\partial}{\partial Y} \left[\left| \frac{\partial U}{\partial Y} \right|^{n-1} \frac{\partial U}{\partial Y} \right] = \frac{dP}{dX} \quad (9)$$

$$U \frac{\partial \theta}{\partial X} = \frac{1}{Pe} \frac{\partial^2 \theta}{\partial Y^2} + \frac{Br}{Pe Da} U^{n+1} + \frac{Br}{Pe} \left| \frac{\partial U}{\partial Y} \right|^{n-1} \left(\frac{\partial U}{\partial Y} \right)^2 \quad (10)$$

$$\int_0^1 U dY = 1 \quad (11)$$

где

$$Y = \frac{y}{h}; \quad X = \frac{x}{h}; \quad U = \frac{u}{\bar{u}}; \quad Da = \frac{k}{h^{n+1} \varepsilon^n}; \quad P = \frac{p h^n \varepsilon^n}{\bar{u}^n \eta},$$

$$Pe = \frac{\bar{u} h}{a}, \quad Br = \frac{\eta \bar{u}^{n+1}}{\lambda (T_0 - T_w) h^{n-1}}, \quad \theta = \frac{T - T_w}{T_0 - T_w}.$$

Значение среднемассовой температуры среды в размерном и безразмерном виде определяется следующим образом:

$$T_m = \frac{1}{h \bar{u}} \int_0^h T u dy, \quad \theta_m = \int_0^1 \theta U dY \quad (12)$$

Задача решалась численно методом конечных разностей с использованием итераций и метода прогонки. Полимер в ходе процесса формования (пропитки) нагревается как за счет теплоотдачи от горячих стенок формы, так и за счет диссипативного разогрева. В связи с этим при проведении вычислений представляло интерес оценить степень неравномерности распределения среднемассовой температуры по длине изделия в момент завершения процесса формования (пропитки). Поэтому все нижеприведенные рисунки отражают тот момент времени, когда фронт пропитки достиг противоположной стенки формы. После завершения формования наступает стадия выдержки на отверждение (кристаллизацию) наполнителя. При этом неравномерное распределение температуры по длине изделия может повлечь за собой заметную неоднородность в распределении степени отверждения связующего по объему изделия. На рисунках 2 и 3 показано распределение безразмерной среднемассовой температуры по длине изделия в момент завершения процесса формования. При этом безразмерная длина формы составляла $X = 20$. Отдельно показано существенное влияние безразмерных критериев Пекле и Бринкмана. Также можно отметить, что расчеты показали незначительную роль числа Дарси на изменения продольного профиля температуры. Поэтому влияние данного критерия в работе опущено.

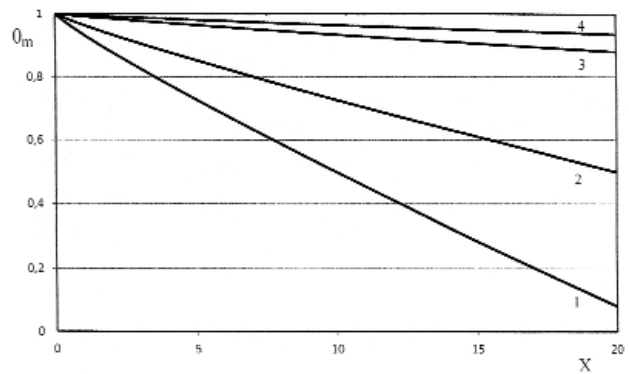


Рис. 2. Распределение среднемассовой температуры по длине изделия при различных значениях числа Пекле. 1. $Pe = 500$; 2. $Pe = 1000$; 3. $Pe = 5000$; 4. $Pe = 10000$. $Br = -0,2$; $Da = 0,01$; $n = 0,5$.

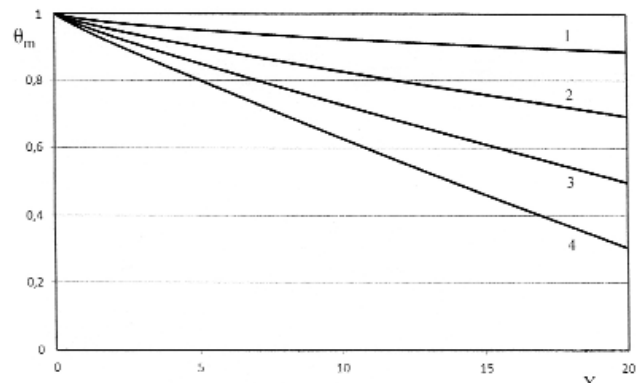


Рис. 3. Распределение среднемассовой температуры по длине изделия при различных значениях числа Бринкмана. 1. $Br = 0$; 2. $Br = -0,1$; 3. $Br = -0,2$; 4. $Br = -0,3$. $Pe = 1000$; $Da = 0,01$; $n = 0,5$.

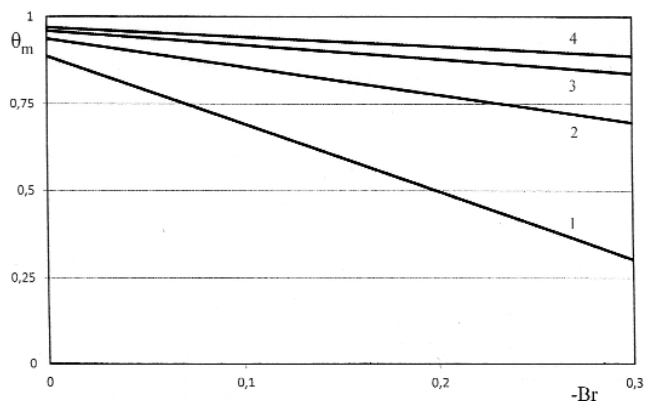


Рис. 4. Зависимость среднемассовой температуры при $X = 20$ от числа Br при различных значениях числа Pe . 1. $Pe = 1000$; 2. $Pe = 2500$; 3. $Pe = 5000$; 4. $Pe = 7500$. $Da = 0,01$; $n = 0,5$.

Для того чтобы обобщить результаты, представленные на рисунках 2 и 3, были проведены расчеты и построена более универсальная диаграмма (рис.4). Она связывает все основные параметры данного процесса и позволяет оценить, насколько неоднородно распределение температуры по длине изделия при тех или иных условиях проведения формования. Безразмерная температура полимера на входе в форму постоянна и равна 1. Наибольший разогрев за счет диссипации и теплоотдачи от горячих стенок формы получают те слои наполнителя, который достигают противоположной (торцевой) стенки полости при $X = 20$. Поэтому в качестве функции на рис. 4 выбрана среднемассовая температура среды при $X = 20$. Таким образом, чем ниже значение θ_m при $X = 20$ (т.е. выше

T_m), тем значительнее проявится неравномерность распределения температуры по изделию. Рис. 4 позволяет оценить неоднородность распределения температуры и ее зависимость практически от всех технологических параметров и свойств полимера.

Литература

1. Баранов А.В., Дахин О.Х. Совмещенные процессы течения и пропитки при литьевом формовании композитных изделий // Пластические массы, 2015, № 3-4, с. 23-26.
2. Баранов А.В., Юницкий С.А. Формование композитных изделий в закрытых формах // Механика композиционных материалов и конструкций, 2016, Т. 22, № 1, С. 54-59.
3. Malkin A.Ya., Baranov A.V. Flow a non-Newtonian liquid through a channel when solidification of a liquid leads to wall slip // J. Non-Newtonian Fluid Mech. 1991, Vol. 39, P. 55-66.
4. Nield D.A., Kuznetsov A.V. Thermally developing forced convection in a channel occupied by a porous medium saturated by a non-Newtonian fluid // Int. J. Heat and Mass Transfer. 2005, Vol. 48, No 6, P. 1214-1218.
5. Tada S., Ichimiya K. Analysis of laminar dissipative flow and heat transfer in a porous saturated circular tube with constant wall heat flux // Int. J. Heat and Mass Transfer. 2007, Vol. 50, P. 2406-2413.
6. Malkin A.Ya., Baranov A.V., Timofeev S.V. Molding of resins with impregnation of a reinforcing layer // J. Non-Newtonian Fluid Mech. 1994, Vol. 54, P. 489-501.
7. Nield D.A. The modeling of viscous dissipation in a saturated porous medium // Trans. ASME. J. Heat Transfer. 2007, Vol. 129, P. 1459-1463.
8. Nield D.A., Kuznetsov A.V., Ming Xiong. Effects of viscous dissipation and flow on forced convection in a channel filled by a saturated porous medium // Transp. Porous Media. 2004, Vol. 56, P. 351-367.

УДК 678.6:541.6

Определение температуры стеклования эпокси-силоксановой композиции термическими методами анализа

В.С. ОСИПЧИК¹, Ю.В. ОЛИХОВА¹, Л.Х. НГУЕН¹, Г.А., ЛУЩЕЙКИН², В.М. АРИСТОВ¹

¹ Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева

² Московский технологический университет (МИРЭА, МГУПИ)
olikhova@gmail.com

Методами ТМА, ДМА, ДСК и ДЭА определена температура стеклования эпокси-силоксановой композиции горячего отверждения. Установлено влияние полиметилфенилсилоксановой смолы на параметры сетчатой структуры и деформационно-прочностные свойства эпоксинаволачной смолы в процессе отверждения 4,4'-диаминодифенилметаном.

Ключевые слова: эпоксинаволачная смола, аминный отвердитель, полиметилфенилсилоксановая смола, температура стеклования, параметры сетчатой структуры, деформационно-прочностные свойства.

Glass temperature of hot-cured epoxy-siloxane composition has been evaluated using TMA, DMA, DCS and DEA. The influence of polymethylphenylsiloxane resin on the parameters of network and stress-strain properties of epoxy composition cured by 4,4'-diaminodiphenylmethane has been studied.

Keywords: epoxy novolac resin, amine hardener, polymethylphenylsiloxane resin, glass temperature, parameters of network, stress-strain properties.

Среди смол, которые используются при создании изделий, эксплуатирующихся в жестких условиях, выделяются эпоксидные смолы. Благодаря разнообразному химическому строению, наличию множества отвердителей и модифицирующих добавок, широкому температурному диапазону переработки в готовые изделия, эпоксидные материалы применяются для производства прочных, тепло- и термостойких армированных пластиков, покрытий, клеевых и герметизирующих композиций [1].

Особое место среди эпоксидных смол занимают эпоксинаволачные смолы. Они имеют высокую функциональность (2,6–2,8), образуют плотно сшитые сетчатые структуры при отверждении и обеспечивают получение прочных и термостойких изделий с низкой усадкой, устойчивых к действию агрессивных сред [2]. Попытки улучшить комплекс свойств материалов на основе смол данного типа путем их модификации не всегда оказываются успешными [3]. Вместе с тем, разработка материалов на основе эпоксинаволачных смол, обладающих повышенной прочностью и ударной вязкостью при сохранении высокой деформационной термостойкости, является актуальной задачей.

Изделия из эпоксидных смол, как и из многих других аморфных термо- и реактопластичных полимеров, эксплуатируются в стеклообразном состоянии. За верхний температурный предел работоспособности таких полимеров, как правило, принимают температуру стеклования (T_g), которая яв-

ляется температурой перехода аморфного полимера из стеклообразного состояния в высокоэластическое в процессе его нагревания [4, 5]. Вид полимера, его строение, молекулярная масса, наличие или отсутствие добавок и наполнителей, механические и тепловые воздействия, которые он претерпевает, а также некоторые другие факторы влияют на T_g . Поэтому знание этого параметра имеет важное практическое значение и является залогом эффективного использования полимерного материала [6, 7].

Процесс стеклования сопровождается изменением многих свойств полимеров – показателя преломления, удельного объема и линейных размеров образцов, теплоемкости и теплопроводности, диэлектрической проницаемости, физико-механических и ряда других. Это облегчает определение T_g полимерных материалов.

Среди многочисленных методов определения T_g полимеров особое место занимают термические методы анализа [8]. При помощи термомеханического анализа (ТМА), динамического механического анализа (ДМА), дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), дифференциального термического анализа (ДТА), диэлектрического термического анализа (ДЭА или ДЭТА) и других термических методов может быть определена T_g , установлено фазовое состояние системы, исследованы разнообразные процессы, происходящие в полимерах [9].