

СРАВНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ОТВЕРЖДЕНИЯ КОМПОЗИТА С ТЕРМОРЕАКТИВНОЙ МАТРИЦЕЙ

М. В. Козлов, С. В. Шешенин, И. В. Макаренко

*Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова
Москва, Россия*

*my_skyline@mail.ru, sheshenin@mech.math.msu.su,
makarenkoirina@gmail.com*

В процессе производства композиционных материалов неизбежно возникают остаточные напряжения и деформации, которые при извлечении из формы высвобождаются, вызывая искажения формы изделия. Главными факторами, приводящими к таким искажениям, являются термическая и химическая усадка связующего. При их анализе обычно применяются три модели: упругая, вязкоупругая и модель, предложенная Сванбергом [1, 2]. Аналитической целью данной работы явилось сравнение упругой модели и модели Сванберга для типичного изготовления композита. Для моделирования написан программный модуль, используемый совместно с программным комплексом Abaqus.

1. Кинетика полимеризации

Уравнение притока тепла позволяет найти распределение температуры T в объеме материала:

$$\rho \frac{\partial (c \cdot T)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x_i} \left(k_{ij} \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) + q, \quad (1)$$

где ρ , c , k_{ij} — эффективные плотность, удельная теплоемкость и тензор теплопроводности материала, а q характеризует внутреннее тепловыделение. Его скорость пропорциональна скорости изменения степени отверждения α ($0 \leq \alpha \leq 1$):

$$q = \rho_m H_{\text{tot}} \frac{\partial \alpha}{\partial t} \cdot (1 - V_f), \quad (2)$$

где ρ_m , H_{tot} , V_f — плотность матрицы, удельная теплота, выделяющаяся при полной полимеризации, и объемная концентрация волокон в композите соответственно.

Уравнение Аррениуса, позволяющее определить скорость реакции полимеризации, имеет вид:

$$-d\alpha/dt = Ae^{-E/RT} f(\alpha), \quad f(\alpha) = (1 - \alpha)^n * \alpha^a. \quad (3)$$

2. Теоретическое сравнение моделей деформирования

Полная деформация есть сумма механических деформаций ε_{ij}^M и немеханических ε_{ij}^E , вызванных температурой (ε_{ij}^T) и химической усадкой (ε_{ij}^C):

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^M + \varepsilon_{ij}^E, \quad \varepsilon_{ij}^E = \varepsilon_{ij}^T + \varepsilon_{ij}^C. \quad (4)$$

Необходимость учесть зависимость от процесса полимеризации объясняет интегральный вид соотношений:

$$\varepsilon_{ij}^T = \int_0^t \gamma_{ij}(T(t'), \alpha(t')) \frac{\partial T}{\partial t'} dt', \quad \varepsilon_{ij}^C = \int_0^t \beta_{ij}(T(t'), \alpha(t')) \frac{\partial T}{\partial t'} dt'. \quad (5)$$

Здесь коэффициенты теплового расширения γ_{ij} и химической усадки β_{ij} являются функциями T и α . Конкретизация этих зависимостей предложена в [1, 2]:

$$\gamma_{ij} = \begin{cases} \gamma_{ij}^L, & \alpha < \alpha_{\text{gel}}, T \geq T_g(\alpha) \\ \gamma_{ij}^R, & \alpha \geq \alpha_{\text{gel}}, T \geq T_g(\alpha) \\ \gamma_{ij}^G, & T < T_g(\alpha) \end{cases}, \quad \beta_{ij} = \begin{cases} \beta_{ij}^L, & \alpha < \alpha_{\text{gel}}, T \geq T_g(\alpha) \\ \beta_{ij}^R, & \alpha \geq \alpha_{\text{gel}}, T \geq T_g(\alpha) \\ \beta_{ij}^G, & T < T_g(\alpha) \end{cases}, \quad (6)$$

где через γ_{ij}^L , γ_{ij}^R , γ_{ij}^G обозначены постоянные коэффициенты теплового расширения в жидком, эластичном и затвердевшем состояниях, β_{ij}^L , β_{ij}^R , β_{ij}^G являются коэффициентами химической усадки в тех же фазовых состояниях. Через α_{gel} обозначена степень полимеризации, при которой происходит переход смолы из жидкого в резиноподобное состояние, а $T_g(\alpha)$ — температура стеклования.

Для интерполяции зависимости температуры стеклования T_g от степени отверждения α мы использовали аппроксимацию гиперболой [1]:

$$\frac{T_g - T_{g0}}{T_{g\infty} - T_{g0}} = \frac{\lambda \cdot \alpha}{1 - (1 - \lambda) \cdot \alpha}, \quad (7)$$

где через T_{g0} и $T_{g\infty}$ обозначена температура стеклования в неотвержденном ($\alpha = 0$) и полностью отвержденном ($\alpha = 1$) состояниях, λ — материальная константа.

Сначала рассмотрим модель упругости. Поскольку модули упругости также зависят от T и α , то удобно эту зависимость упростить. Целесообразно положить

$$\sigma_{ij} = \begin{cases} C_{ijkl}^R \varepsilon_{kl}^M, & T \geq T_g(\alpha) \\ C_{ijkl}^G \varepsilon_{kl}^M, & T < T_g(\alpha) \end{cases}, \quad (8)$$

где C_{ijkl}^R , C_{ijkl}^G суть модули упругости в резиноподобном (R) и застеклованном (G) состояниях. В определяющих соотношениях (8) речь идет о компонентах C_{ijkl} осредненного материала слоя, однако фактически приведенные выше соотношения применяются к материалу матрицы, а осредненные модули C_{ijkl} находятся осреднением [1,4]. Последнее замечание относится также к γ_{ij} , β_{ij} .

В работе [3] предложено использовать модель упругого поведения матрицы с более плавно изменяющимся в процессе отверждения модулем Юнга E (модель, называемая CHILE):

$$E(T^*) = \begin{cases} E^R, & T^* < T_{C1} \\ E^R + \frac{T^* - T_{C1}}{T_{C2} - T_{C1}} (E^G - E^R), & T_{C1} \leq T^* \leq T_{C2} \\ E^G, & T^* > T_{C2} \end{cases} \quad (9)$$

где $T^* = T_g - T$.

Модель Сванберга [1] является компромиссом между упругой и вязкоупругой моделями. С целью упрощения вместо определяющих соотношений вязкоупругости в [1] использованы соотношения

$$\sigma_{ij} = \begin{cases} C_{ijkl}^R \cdot \varepsilon_{kl}^M, & T \geq T_g(\alpha) \\ C_{ijkl}^G \cdot (\varepsilon_{kl}^M - \varepsilon_{kl}^M(t_{tr})) + \sigma_{ij}(t_{tr}), & T < T_g(\alpha) \end{cases} \quad (10)$$

где через t_{tr} обозначено время последнего фазового перехода из эластичного в застеклованное состояние.

3. Сравнение механических моделей

Для моделирования были выбраны два образца, отличающиеся формой, толщиной и укладками. Первый образец представляет собой участок лонжерона с толщиной стенки 2,4 мм и укладкой [+45/-45/90/0/+45/-45]_S. Второй образец есть толстостенный круговой желоб с толщиной стенки 9,6 мм и укладкой [+45/0/-45/90]_{6S}.

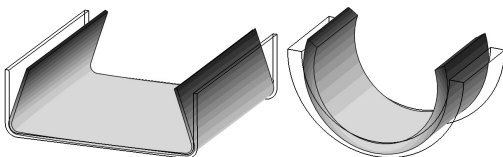


Рис. 1. Характерное изменение формы образцов

и скольжение без трения. В обоих вариантах отрыв образца от оснастки был запрещен. Поверхность оснастки предполагалась недеформируемой.

Конечная форма образцов, характерная для обеих рассматриваемых моделей отверждения, представлена на рис. 1. В табл. 1 и 2 приведены

Нахождение образцов на оснастке моделировалось ограничением степеней свободы узлов в области контакта с оснасткой. Рассматривалось два варианта контакта: прилипание

максимальные отклонения от первоначальной формы для различных вариантов контакта с оснасткой.

Модель отверждения Сванберга продемонстрировала меньшее искажение формы образцов по сравнению с моделью CHILE: для образца «Лонжерон» на 4,5 % в случае прилипания и на 3,1 % в случае скольжения; для образца «Желоб» на 5,1 % в случае прилипания и на 6,5 % в случае скольжения. Переход от прилипания к скольжению привел к увеличению искажения формы в каждом из случаев от 7 до 10 %. Таким образом, для получения достоверного результата при моделировании реальных конструкций возможность проскальзывания изделия на оснастке должна быть изучена и соответствующим образом учтена в численной модели.

4. Заключение

В работе проведен анализ моделей отверждения композита с термореактивной матрицей. Создан программный модуль, реализующий расчет отверждения по моделям Сванберга и CHILE.

Таблица 1. Максимальное отклонение от формы для образца «Лонжерон», мм.

Модель отверждения	Тип контакта с оснасткой	
	прилипание	проскальзывание
CHILE	0,4477	0,4785
Сванберг	0,4277	0,4638

Модели отверждения были сравнены между собой на двух образцах с разными толщинами и укладками. Исследовано влияние контакта с оснасткой на расчет отверждения. Показано, что расчет по модели Сванберга приводит к меньшим искажениям формы, чем расчет по модели CHILE, в среднем на 4,8 %. Моделирование скольжения в области контакта с оснасткой увеличивает искажение формы в среднем на 8,5 % по сравнению с условием прилипания.

Таблица 2. Максимальное отклонение от формы для образца «Желоб», мм.

Модель отверждения	Тип контакта с оснасткой	
	прилипание	проскальзывание
CHILE	0,5188	0,5709
Сванберг	0,4922	0,5339

Литература

1. *Svanberg J. M., Holmberg J. A.* Prediction of shape, Part I: FE-implementation of a path dependent constitutive model // *Composites: P. A.* V. 35. 2004. P. 711–721.
2. *Svanberg J. M.* Predictions of manufacturing induced shape distortions – high performance thermoset composites. Doctoral thesis. Sweden: Lulea. 2002. 131 p.
3. *Bogetti T., Gillespie J. W.* Process-Induced Stress and Deformation in Thick-Section Thermoset Composite Laminate // *J. Composite Mater.* V. 26. 1992. P. 626–660.
4. *Causse P., Ruiz E., Trochu F.* Spring-in behavior of curved composites manufactured by Flexible Injection // *Composites: P. A.* V. 43. 2012. P. 1901–1913.