ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОТВЕРЖДЕНИЯ КОМПОЗИТА

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

ФГОУ ВПО «Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова», г. Москва. Россия

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 [1]. вязкоупругая [2] и модель, предложенная Сванбергом [3]. Такие модели имеют множество параметров, которые связаны с температурными, химическими и Существующие механическими свойствами материала. экспериментальные методики позволяют с хорошей степенью достоверности и без существенных затрат измерить только часть из них. Остальные параметры находятся на основе предположений или методик осреднения [4]. Каждый параметр материала в большей или в меньшей степени влияет на точность получаемого результата. Поэтому актуальной является задача выявления критических параметров, существенно влияют на получаемое решение. Эта задача может быть решена с помощью параметрического исследования процесса отверждения. В данной работе производится нахождение определяющих параметров для модели Сванберга с помощью численного моделирования.

1. КИНЕТИКА ПОЛИМЕРИЗАЦИИ

Уравнение притока тепла позволяет найти распределение температуры T в объеме материала

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

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

$$q = \rho_m H_{tot} \frac{\partial \alpha}{\partial t} (1 - V_f)$$

где ho_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

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

2. ОПИСАНИЕ МОДЕЛЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

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

$$\varepsilon_{ii} = \varepsilon_{ii}^{M} + \varepsilon_{ii}^{E}, \quad \varepsilon_{ii}^{E} = \varepsilon_{ii}^{T} + \varepsilon_{ii}^{C}.$$

Необходимость учесть зависимость от процесса полимеризации объясняет интегральный вид соотношений

$$\varepsilon_{ij}^{T} = \int_{0}^{t} \gamma_{ij} \left(T(t'), \alpha(t') \right) \frac{\partial T}{\partial t'} dt', \quad \varepsilon_{ij}^{C} = \int_{0}^{t} \beta_{ij} \left(T(t'), \alpha(t') \right) \frac{\partial T}{\partial t'} dt'.$$

Здесь коэффициенты теплового расширения γ_{ij} и химической усадки β_{ij} являются функциями T и α . Конкретизация этих зависимостей предложена в [3]

$$\begin{split} \boldsymbol{\gamma}_{ij} = & \begin{cases} \boldsymbol{\gamma}_{ij}^{L}, & \boldsymbol{\alpha} < \boldsymbol{\alpha}_{\mathrm{gel}}, T \geq T_{g}\left(\boldsymbol{\alpha}\right) \\ \boldsymbol{\gamma}_{ij}^{R}, & \boldsymbol{\alpha} \geq \boldsymbol{\alpha}_{\mathrm{gel}}, T \geq T_{g}\left(\boldsymbol{\alpha}\right), \\ \boldsymbol{\gamma}_{ij}^{G}, & T < T_{g}\left(\boldsymbol{\alpha}\right) \end{cases} \qquad \boldsymbol{\beta}_{ij} = & \begin{cases} \boldsymbol{\beta}_{ij}^{L}, & \boldsymbol{\alpha} < \boldsymbol{\alpha}_{\mathrm{gel}}, T \geq T_{g}\left(\boldsymbol{\alpha}\right) \\ \boldsymbol{\beta}_{ij}^{R}, & \boldsymbol{\alpha} \geq \boldsymbol{\alpha}_{\mathrm{gel}}, T \geq T_{g}\left(\boldsymbol{\alpha}\right), \\ \boldsymbol{\beta}_{ij}^{G}, & T < T_{g}\left(\boldsymbol{\alpha}\right) \end{cases}$$

где через γ^L_{ij} , γ^R_{ij} , γ^R_{ij} обозначены постоянные коэффициенты теплового расширения в жидком, эластичном и затвердевшем состояниях, β^L_{ij} , β^R_{ij} , β^G_{ij} являются коэффициентами химической усадки в тех же фазовых состояниях. Через $\alpha_{\rm gel}$ обозначена степень полимеризации, при которой происходит переход связующего из жидкого в резиноподобное состояние, а $T_{\rm e}(\alpha)$ – температура стеклования.

Для интерполяции зависимости температуры стеклования $T_{\rm g}$ от степени отверждения α мы использовали аппроксимацию гиперболой [3]

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

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

$$\sigma_{ij} = \begin{cases} C_{ijkl}^{R} \varepsilon_{kl}^{M}, T \ge T_{g}(\alpha) \\ C_{ijkl}^{G} \varepsilon_{kl}^{M}, T < T_{o}(\alpha) \end{cases}$$
(1)

где C^R_{ijkl} , C^G_{ijkl} есть модули упругости в резиноподобном (R) и застеклованном (G) состояниях. В определяющих соотношениях (1) 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 [3,4]. Последнее замечание относится также к γ_{ij} , β_{ij} .

В работе [1] предложено использовать модель упругого поведения связующего с непрерывно изменяющимся в процессе отверждения модулем Юнга E (модель, также называемая CHILE)

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

где $T^* = T_g - T$.

Модель Сванберга [3] является компромиссом между упругой [1] и вязкоупругой [2] моделями. С целью упрощения вместо определяющих соотношений вязкоупругости в [3] использованы соотношения

$$\sigma_{ij} = \begin{cases} C_{ijkl}^{R} \cdot \varepsilon_{kl}^{M}, T \geq T_{g}(\alpha) \\ C_{ijkl}^{G} \cdot (\varepsilon_{kl}^{M} - \varepsilon_{kl}^{M}(t_{ir})) + \sigma_{ij}(t_{ir}), T < T_{g}(\alpha) \end{cases},$$

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

3. ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

Каждому из параметров слоя в модели Сванберга поочередно задавалось приращение в 10%. При этом другие параметры оставались неизменными. Для полученных результатов была вычислена абсолютная величина относительного отклонения от решения с неизмененными параметрами и выражена в процентах. Всего был исследован 41 параметр. Полученные относительные влияния наиболее критических параметров приводятся в таблице 1 (значения меньше 0,3% не показаны). Данные параметры требуют тщательного экспериментального определения.

Таблица 1. Относительные влияния параметров слоя в модели Сванберга.

1 1	
Коэффициент теплового расширения α_{33} в твердом состоянии	7,70 %
Температура стеклования $T_{g^{\infty}}$ полимеризовавшегося связующего	6,67 %
Коэффициент химической усадки β_{33} в резиноподобном состоянии	2,12 %
Модуль Юнга E_1 в резиноподобном состоянии	1,31 %
Модуль Юнга E_1 в твердом состоянии	1,02 %
Объемная доля связующего $V_{_m}$	0,63 %
Удельная теплота полимеризации H_{tot}	0,63 %
Плотность связующего $ ho_{\scriptscriptstyle m}$	0,63 %
Модуль Юнга E_3 в резиноподобном состоянии	0,61 %
Коэффициент химической усадки β_{33} в твердом состоянии	0,39 %

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе произведен параметрический анализ модели отверждения Сванберга. Найдены параметры, требующие тщательного экспериментального определения.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки $P\Phi$, договор № 02.G25.31.0114, и при поддержке гранта $P\Phi\Phi U №15-01-05887$.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Nielsen M.W., Hattel J.H., Andersen T.L., Branner K., Nielsen P.H. Experimental determination and numerical modelling of process induced strains and residual stresses in thick glass/epoxy laminate. ECCM15, Italy, 24-28 June 2012.
- Jun L., XueFeng Y., YingHua L., et al. Thermo-viscoelastic analysis of the integrated T-shaped composite structures. // Composites Science and Technology. 2010. V.70. P. 1497-1503.
- 3. Svanberg J.M., Holmberg J.A. Prediction of shape, Part I: FE-implementation of a path dependent constitutive model // Composites: Part A. V. 35. 2004. P. 711-721.
- 4. Causse P., Ruiz E., Trochu F. Spring-in behavior of curved composites manufactured by Flexible Injection // Composites: Part A. V. 43. 2012. P. 1901-1913.