复 合 材 料 学 报　　第21 卷　第5 期　10 月　2004 年
ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA　　Vol. 21　No. 5　October　2004

文章编号: 1000-3851(2004) 05-0122-06

厚截面树脂基复合材料的温度场研究Ⅰ:模拟

郭战胜*, 杜善义, 张博明, 武湛君
(哈尔滨工业大学 复合材料与结构研究所, 哈尔滨 150001)

摘　要:　研究了厚截面树脂基复合材料制造过程中的内部温度场发展变化。从含有非线性内热源的瞬态热传导方程出发, 建立了用于分析复合材料热传导的有限元公式。以通用有限元软件包为基础, 开发了能够模拟复合材料整个制造过程中复杂物理化学变化的软件。并用该软件对两种不同厚度树脂基复合材料的制造过程进行了模拟计算, 发现现有的固化一般厚度复合材料的固化历程不适合固化厚截面复合材料。

关键词:　厚截面树脂基复合材料; 固化动力学; 温度分布; 有限元分析
中图分类号:　TB 332; TB 330. 1　　**文献标识码:** A

STUDY OF TEMPERATURE DISTRIBUTION OF THICK POLYMERIC MATRIX COMPOSITES Ⅰ: SIMULATION

GUO Zhansheng*, DU Shanyi, ZHANG Boming, WU Zhanjun
(Center for Composite Materials, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract:　The developments of temperature distributions were studied for thick polymeric matrix composites. The finite element formulation of the transient heat transfer problem was carried out for the composites based on the heat transfer differential equations with non-linear internal heat sources. The finite element analysis software, which was based on the general finite element software package, was developed for numerical simulation of the entire composite cure process. Two kinds of thick polymeric matrix composites cure processes were analyzed by the finite element software. It was found that the cure process which was used to cure common composites was unfit for thick composites.

Keywords:　thick polymeric matrix composite; cure kinetics; temperature distribution; finite element analysis

随着树脂基复合材料应用范围的不断扩展, 厚截面树脂基复合材料的需求也越来越大。不仅航空航天领域需要使用厚截面树脂基复合材料, 其它行业如海军(潜艇、船体)和土木工程(桥梁、桥墩、桥面板等)也需要此类复合材料。由于厚截面树脂基复合材料制造过程中有一些独有的现象, 如果还使用简单的试验和修正法来确定该类复合材料的制造工艺既不现实, 也不经济。直观和实践经验告诉我们, 对于一般厚度的树脂基复合材料构件, 在通常的固化历程下固化, 能够得到性能良好的复合材料构件。而厚截面树脂基复合材料的制造, 则需要克服制造过程中面临的一些困难, 如温度过热[1~11], 固化不均匀[1~9], 残余应力[8, 11~14], 压实不均匀[8, 14~17], 制造时间长等等。在这些困难中, 温度过热是最重要的, 因为固化不均匀、残余应力等都和温度过热直接相关。研究厚截面树脂基复合材料温度过热的文献很多, 大多数研究者使用有限差分法, 只有少数研究者使用了有限元方法[1,4,7,9,10]。以通用有限元软件包为基础的研究则更少[1]。

纵观现有的厚截面树脂基复合材料温度场的研究, 仅有文献[1]用通用有限元软件包对热压罐制造树脂基复合材料过程温度的变化进行了模拟。作者从含有非线性内热源的热传导方程出发, 建立了用于分析复合材料制造过程中热传导问题的有限元公式。进而结合固化反应放热机理, 以通用有限元软件包ANSYS 为依托, 开发了模拟复合材料制造过程中复杂物理化学变化的有限元软件 AN-

收稿日期: 2003-09-09; 收修改稿日期:2003-12-08
通讯作者: 郭战胜, 博士研究生, 研究方向主要是聚合物基复合材料、功能梯度材料　E-mail:zsguo@hit.edu.cn; guowinboy@163.com

CURE。用制造一般厚度树脂基复合材料的固化历程对厚度分别为1 cm、2 cm 构件制造过程中的温度场进行了模拟计算。

1 分 析

1.1 固化动力学模型

复合材料制造过程的热传导方程和一般弹性体的热传导方程的一个显著区别是其内热源不仅是时间的函数，而且是温度的函数。这个内热源是由树脂基体本身的固化反应放热造成的。所以研究树脂基体的固化反应既是确定内热源大小的关键，也是影响模拟精度的主要因素。为此我们研究了某种典型双马树脂（BMI）的固化动力学，详细的结果见文献[18]。为保证文章的完整性，这里给出分析结果。

使用唯象法描述树脂固化动力学模型的通用公式为：

$$\frac{d\alpha}{dt} = k(T)\,f(\alpha) \qquad (1)$$

其中：$k(T)$ 为固化速率常数，通常用 Arrhenius 方程描述。

$$k(T) = A\exp\frac{-E}{RT} \qquad (2)$$

$f(\alpha)$ 为固化机理函数，通常由试验数据确定。本文中使用的固化机理函数是 n- 级反应模型（方程(3)）。

$$f(\alpha) = (1-\alpha)^n \qquad (3)$$

1.2 热化学模型

复合材料制造过程中，材料内部的温度分布由向复合材料传热的速率和固化反应生成热的速率决定，所以对其温度场的分析本质上是一个具有非线性内热源的热传导问题，其中内热源由树脂基体的固化反应放出的热量确定。因此，可以用傅立叶热传导定律和能量平衡原理建立该问题的数学模型：

$$\rho C_p\frac{T}{t} = \frac{}{x_i}k_{ij}\frac{T}{x_j} + \rho H_u\frac{d\alpha}{dt}$$

$$(i,j = 1,2,3) \qquad (4)$$

式中：ρ为复合材料的密度；C_p 为复合材料比热；k_{ij} 为复合材料热传导率，对于本文中的一维模拟模型，热传导率（即沿构件厚度方向的热传导率）采用 Springer-Tsai 模型计算[19]；H_u 为化学反应的总放热量；$\frac{d\alpha}{dt}$为固化速率函数。

对流边界条件：

$$-n_i k_{ij}\frac{T}{x_j} = h(T - T_\infty) \qquad (5)$$

初始条件：

$$T = T_p \qquad (6)$$

2 有限元公式

2.1 空间域上的离散

在热化学模型中，每一个结点有两个自由度：温度和固化度。对于结点解向量 T（温度）和 α（固化度），采用相同的形函数 $N(X)$，相应的近似解为：

$$T(X,t) \approx N(X,t)\,T(t) \qquad (7)$$

$$\alpha(X,t) \approx N(X,t)\,\alpha(t) \qquad (8)$$

这里：$X = (x, y, z)$ 是位置向量。将方程(7)和方程(8)代入方程(4)～方程(6)，得到热传导和固化动力学方程的离散有限元公式：

$$M_T T - \rho H_u M_\alpha \alpha + (K_T + K_h)\,T = P_h \qquad (9)$$

$$M_\alpha \alpha = P_\alpha \qquad (10)$$

这里：

$$M_T = \int_V N^T \rho C_p N\,dV, \quad M_\alpha = \int_V N^T N\,dV,$$

$$K_T = \int_V B^T k B\,dV,$$

$$M_h = \int_{S_h} N^T h N\,dS_h, \quad P_h = \int_{S_h} N^T h T_\infty\,dS_h,$$

$$P_\alpha = \int_V N^T f(\alpha, T)\,dV$$

在上面的方程中，k 是3×3 的热传导率向量，而

$$B = \begin{matrix} \frac{N_1}{x} & \cdots & \frac{N_m}{x} \\ \frac{N_1}{y} & \cdots & \frac{N_m}{y} \\ \frac{N_1}{z} & \cdots & \frac{N_m}{z} \end{matrix}$$

其中：N_1，…，N_m 是 m 个结点单元的形函数。注意单元刚度矩阵 K_h 只对对流边界上结点的总体刚度矩阵有贡献。类似的，载荷向量 P_h 也只对对流边界上结点的总体载荷向量有贡献。

因为热化学问题是耦合问题，将方程(9)和方程(10)综合成矩阵的形式为：

$$\begin{matrix} M_T & -\rho H_u M_\alpha \\ 0 & M_\alpha \end{matrix}\begin{matrix} T \\ \alpha \end{matrix} + \begin{matrix} K_T + K_h & 0 \\ 0 & 0 \end{matrix}\begin{matrix} T \\ \alpha \end{matrix} = \begin{matrix} P_h \\ P_\alpha \end{matrix} \qquad (11)$$

为简化书写，将方程(11)简写为：

$$M\dot{U} + KU = P \tag{12}$$

其中的矩阵系数和向量分别为:

$$M = \begin{bmatrix} M_T & -\rho H_u M_\alpha \\ 0 & M_\alpha \end{bmatrix}, K = \begin{bmatrix} K_T + K_h & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix} \tag{13}$$

$$U = \begin{bmatrix} T \\ \alpha \end{bmatrix}, P = \begin{bmatrix} P_h \\ P_\alpha \end{bmatrix} \tag{14}$$

方程(12)～方程(14)就是用来求解热化学问题的有限元公式。

2.2　时间域上的离散

方程(12)代表时间域内的一系列普通微分方程。为得到问题的瞬态响应,必须将方程(12)中的普通微分在时间域内积分。一般说来,不可能得到这些方程的解析积分解,经常用一系列代数方程代表不同时间内的结点温度。其中θ法是求解一阶普通微分方程(ODE)的常用方法,利用该方法方程(12)中的$U(t)$可以近似为:

$$U(t) \approx U(t-\Delta t) + (1-\theta)\dot{U}(t-\Delta t) + \theta\dot{U}(t)\Delta t \tag{15}$$

当$\theta=0$,是Euler法(先前差分),完全显式;当$0<\theta\leq 1$时,是隐式家族,需要计算每一个时间步长内的矩阵。例如当$\theta=1$,是先后差分格式,是完全隐式;当$\theta=2/3$、$1/2$,分别相应于Galerkin法和Crank-Nicholson法。在$0<\theta<1$范围内的任意值,除了$\theta=1/2$在时间范围内是二阶精度,其余均为一阶精度。除了计算精度,结果稳定性也是一个关键因素。当$0\leq\theta<1/2$时,结果条件稳定;当$1/2\leq\theta\leq 1$时,结果无条件稳定。

如果假设材料比热和密度在固化过程中保持常数,对方程(12)采用θ法后就得到:

$$\frac{M}{\Delta t} + \theta K^n U^n = \frac{M}{\Delta t} - (1-\theta)K^{n-1}U^{n-1} + \theta P^n + (1-\theta)P^{n-1} \tag{16}$$

其中:上标n和n-1分别代表目前和前面的时间步。在模拟过程中,采用了$\theta=1/2$,主要是因为使用该值得到的解精度高,结果稳定。

2.3　牛顿-拉夫逊迭代

由于方程(16)中的P^n、K^n都依赖于U^n,使得方程呈现非线性,需要在每一个时间步长内进行迭代求解。一个常用的求解非线性方程的迭代原理是平方收敛的牛顿-拉夫逊(Newton-Raphson)算法,本文中就采用这个方法。

用U_k^n代表在寻找U^n过程中第k^{th}次牛顿-拉夫逊迭代结果,参差向量定义为:

$$R_k^n = \frac{M}{\Delta t} + \theta K_k^n U_k^n - \frac{M}{\Delta t} - (1-\theta)K^{n-1}U^{n-1} - \theta P_k^n - (1-\theta)P^{n-1} \tag{17}$$

$R_k^n=0$,满足方程(16)。

牛顿-拉夫逊迭代过程中需要的切线刚度矩阵R_k^n/U_k^n可以从方程(17)得到:

$$\frac{R_k^n}{U_k^n} = \frac{M}{\Delta t} + \theta K_k^n + \theta\frac{K_k^n}{U_k^n}U_k^n - \theta\frac{P_k^n}{U_k^n} \tag{18}$$

将方程(13)、方程(14)均代入方程(17)和方程(18),就分别得到参差向量(方程(19))和切线刚度矩阵(方程(20)):

$$R_k^n = \frac{1}{\Delta t}\begin{bmatrix} M_T & -\rho H_u M_\alpha \\ 0 & M_\alpha \end{bmatrix} + \theta\begin{bmatrix} K_{Tk}^n + K_{hk}^n & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix}\begin{bmatrix} T_k^n \\ \alpha_k^n \end{bmatrix} - \frac{1}{\Delta t}\begin{bmatrix} M_T & -\rho H_u M_\alpha \\ 0 & M_\alpha \end{bmatrix} - (1-\theta)\begin{bmatrix} K_{Tk}^n + K_{hk}^n & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix}\begin{bmatrix} T^{n-1} \\ \alpha^{n-1} \end{bmatrix} - \theta\begin{bmatrix} P_{hk}^n \\ P_{\alpha k}^n \end{bmatrix} + (1-\theta)\begin{bmatrix} P_h^{n-1} \\ P_\alpha^{n-1} \end{bmatrix} \tag{19}$$

$$\frac{R_k^n}{U_k^n} = \frac{1}{\Delta t}\begin{bmatrix} M_T & -\rho H_u M_\alpha \\ 0 & M_\alpha \end{bmatrix} + \theta\begin{bmatrix} K_{Tk}^n + K_{hk}^n & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix} + \theta\begin{bmatrix} K_{Tk}^n + K_{hk}^n & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix}\begin{bmatrix} T_k^n \\ \alpha_k^n \end{bmatrix} - \theta\begin{bmatrix} P_{hk}^n \\ P_{\alpha k}^n \end{bmatrix} \tag{20}$$

在每一次牛顿-拉夫逊迭代中,采用下面的公式求解δU_k^n增量:

$$\frac{R_k^n}{U_k^n}\delta U_k^n = -R_k^n \tag{21}$$

将方程(19)和方程(20)代入方程(21),就得到使用牛顿-拉夫逊迭代求解$\delta U_k^n = \begin{bmatrix} \delta T_k^n \\ \delta\alpha_k^n \end{bmatrix}$增量的最终形式:

$$\begin{bmatrix} K_{k11}^n & K_{k12}^n \\ K_{k21}^n & K_{k22}^n \end{bmatrix}\begin{bmatrix} \delta T_k^n \\ \delta\alpha_k^n \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -R_{Tk}^n \\ -R_{\alpha k}^n \end{bmatrix} \tag{22}$$

其中:

$$K_{k11}^n = \frac{M_T}{\Delta t} + \theta(K_{Tk}^n + K_{hk}^n) + \theta\frac{(K_{Fk}^n + K_{hk}^n)}{T^n}T_k^n - \theta\frac{P_{hk}^n}{T^n},$$

$$K_{k12}^n = -\frac{\rho H_u M_\alpha}{\Delta t} + \theta\frac{(K_{Tk}^n + K_{hk}^n)}{\alpha^n}T_k^n - \theta\frac{P_{hk}^n}{\alpha^n},$$

$$K_{k21}^n = -\theta\frac{P_{\alpha k}^n}{T^n}, \qquad K_{k22}^n = \frac{M_\alpha}{\Delta t} - \theta\frac{P_{\alpha k}^n}{\alpha^n}$$

$$R_{Tk}^n = \frac{M_T}{\Delta t} + \theta(K_{Tk}^n + K_{hk}^n)T_k^n - \frac{\rho H_u M_\alpha}{\Delta t}M_k^n - \theta P_{hk}^n$$

$$- \frac{M_T}{\Delta t} - (1 - \theta)(K_T^{n-1} + K_h^{n-1}) \quad T^{n-1}$$

$$+ \frac{\rho H_u M_\alpha}{\Delta t} M^{n-1} - (1 - \theta) P_h^{n-1}$$

$$R_{\alpha k}^n = \frac{M_\alpha}{\Delta t} \alpha_k^n - \theta P_{\alpha k}^n - \frac{M_\alpha}{\Delta t} \alpha^{n-1} - (1 - \theta) P_\alpha^{n-1}$$

方程(22) 左边矩阵的非对角上的分量说明在一个完整的牛顿-拉夫逊迭代过程中，必须同时对温度和固化度进行迭代。

知道 δU_k^n 增量后，就可以将结点解更新为：

$$U_{k+1}^n = U_k^n + \delta U_k^n \qquad (23)$$

当迭代结果小于预先设定的迭代误差时，就停止迭代。

3 结果和讨论

为了与第二部分的试验验证结合起来，模拟中采用的材料为T700/BMI 预浸料，物理性能见表1。该预浸料的生产商推荐固化历程见图1。模拟构件的尺寸分别为300 mm×300 mm×10 mm、450 mm×450 mm×20 mm，采用常见的布置方式。

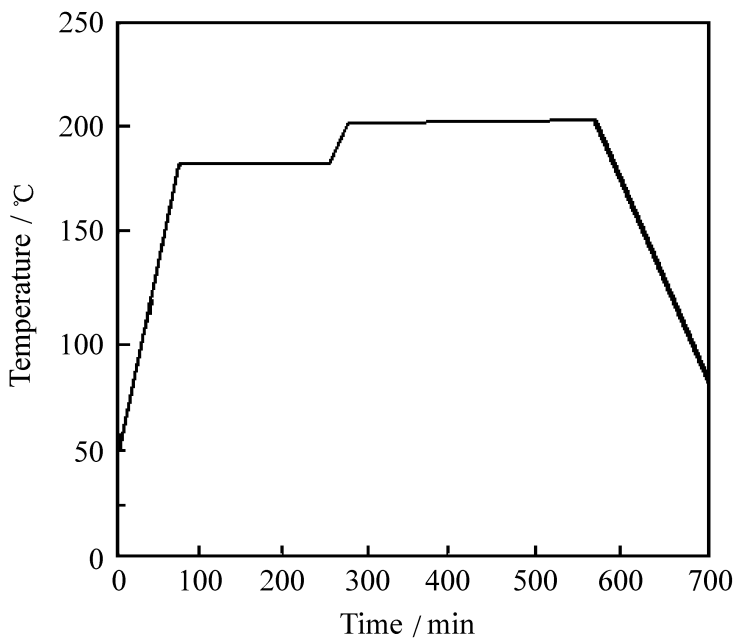

图1 T700/BMI 预浸料的典型固化历程

Fig. 1 The typical cure cycle of T700/BMI prepreg

由于金属工具板的热传导率(如铝板为220 W/m·K)比复合材料的热传导率(0.76 W/m·K)大得多，所以我们假设复合材料下表面的温度变化与热压罐本身的温度相同，试验验证也表明这个假设是合理的。复合材料上表面的辅助材料很多，对温度场的影响比较复杂，和很多研究一样，也采用有效热交换系数 h_{eff} 的概念。

在整个一维模拟过程中，采用的热传导单元为Link32(二维线性热传导单元)，对流单元为Link34(二维线性对流单元)，将构件沿厚度方向分成21 个单元。结点1～21 之间组成的20 个单元是热传导单元，结点21～22 之间组成的单元为对流单元。这就是说，结点1 代表着构件的底部位置，结点21 或22(它们是重合的)代表构件的上表面。模拟过程中使用的材料物性参数值见表2。

图2 是厚度为1 cm 构件在整个固化过程中不同位置处的温度和固化度曲线。从图中可以看出：用生产商推荐的固化历程(MRC)固化，无论是在构件中间位置或者是其它位置都存在温度过热。尽管在第一个恒温温度以前(包括第一个恒温温度)，复合材料构件的不同位置也存在严重的温度梯度，但是由于该恒温温度及前面的更低温度不是树脂的主要反应区，温度梯度主要是由于复合材料的热传导率比较低造成的，这不是本文中关心的重点。在第二个恒温温度下，即在树脂的固化反应比较剧烈的阶段，构件内部存在温度梯度，最大差值

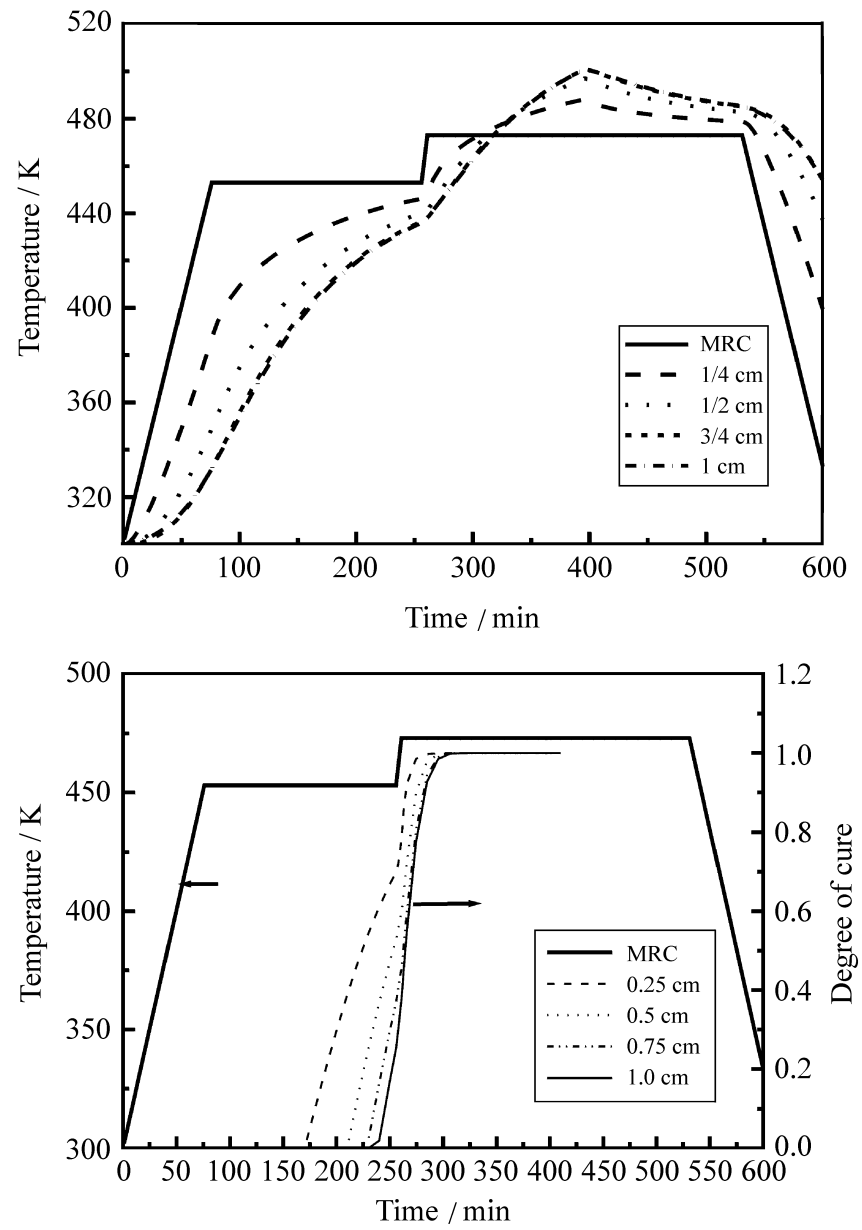

图2 1cm 厚的复合材料固化过程中不同位置处的温度和固化度曲线

Fig. 2 The temperature and degree of cure curves at different positions during curing 1cm thick composite

表1　T700/BMI 单向碳纤维预浸料的物理性能[20]

Table 1　Physical properties of T700/BMI unidirectional prepreg system

Property	Index	Experimental method
Percentage of volatile mass/ %	< 2	JC/ T 775-1996
Percentage of resin mass/ %	35 ±5	JC/ T 780-1996
Fiber mass for unit area/(g · m^{-2})	135 ±5	JC/ T 780-1996
Prepreg thick for one ply/ mm	0.12 ±0.01	-

表2　模拟中使用的物性参数

Table 2　Physical parameters of heat transfer used in simulation

Density/(kg · m^{-3})	Specific heat/(J ·(kg · K) $^{-1}$)	Conductivity /(W ·(m · K) $^{-1}$)	Effective film coefficient/(W ·(m^2 · K) $^{-1}$)
1580	885.42	0.711	20

可以达到25 ℃左右。这么高的温度(225 ℃左右)很有可能使某些位置力学性能退化。固化反应从下表面开始，上表面或接近上表面的固化反应开始比较迟。

图3 显示了厚度为2 cm 厚的复合材料在固化过程中不同位置的温度和固化度曲线。可以看出最大固化温度与温度过热最大值的差为30 ℃左右。比较图2 和图3，可以看到随着厚度的增加，复合材料内部的温度梯度变大。温度过热持续的时间长，这就是说在固化结束时，冷却开始前，复合材料构件内部存在比较大的温度梯度，这对残余应力的评估是很重要的。从固化度曲线可以明显看出，固化反应从下向上进行。

比较图2 和图3 中从室温一直到第二个恒温温度初期的温度场，不难发现，随着厚度的增加，初期的温度梯度远超过第二个恒温阶段出现的温度梯度。对于比较薄的构件，温度梯度很小甚至不存在，所以也不存在压实不均匀及压实不完全的问题。但是对于厚截面复合材料的固化，如果初期的温度梯度很大，中间位置以及中间位置以下的树脂的粘度在这个阶段还比较高，甚至还没有熔化，施加的压力不能将此位置以及其以下位置的多余树脂挤压出复合材料，很可能造成构件的不完全压实，甚至可能出现构件的下表面根本就没有被压实，从而造成构件厚度方向力学性能不均匀。

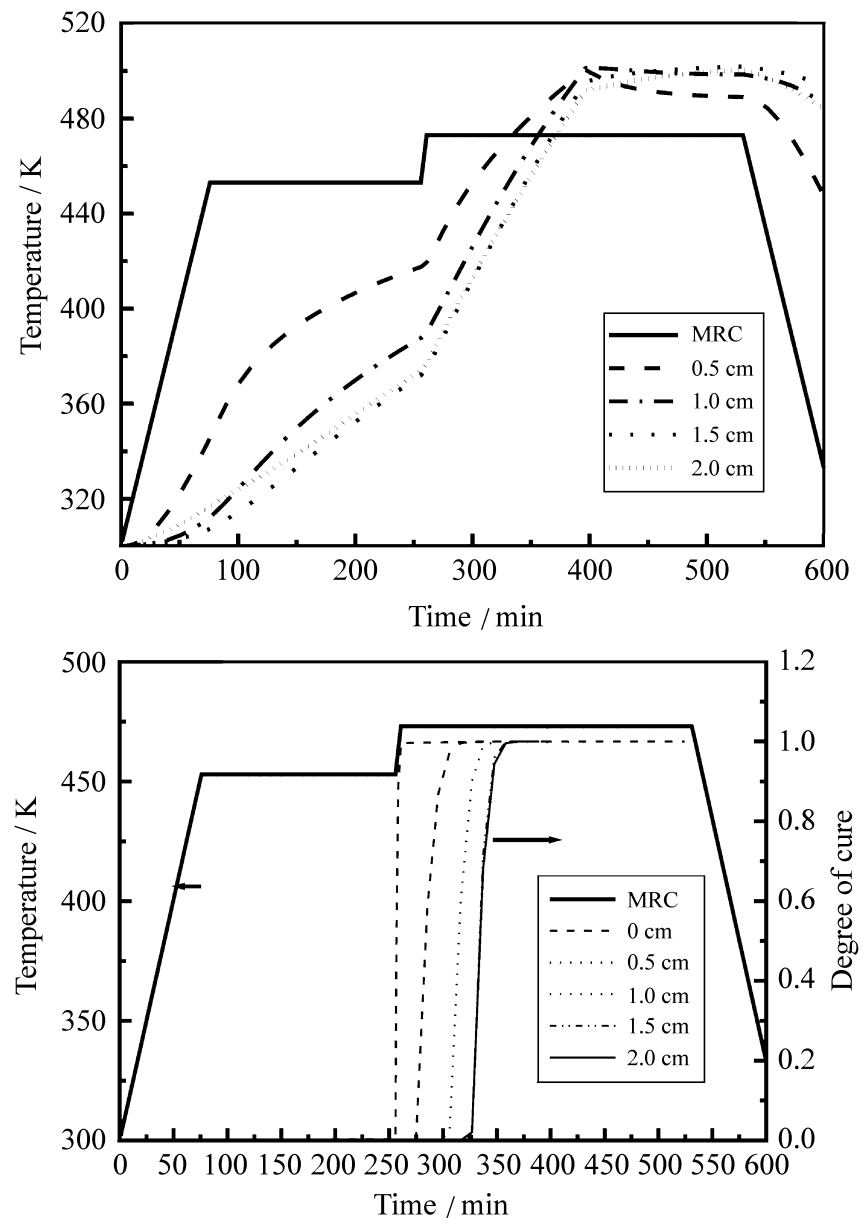

图3　2cm 厚的复合材料固化过程中不同位置处的温度和固化度曲线

Fig. 3　The temperature and degree of cure curves at different positions during curing 2cm thick composite

4　结　论

从含有非线性内热源的热传导方程出发，建立了用于分析复合材料制造过程中温度场变化的三维有限元公式。结合热固性树脂本身的固化放热机理，以通用有限元软件为依托，开发了能够模拟复合材料制造过程中复杂物理化学变化的软件ANCURE。用制造一般厚度复合材料的固化历程对厚度分别为1 cm、2 cm 的复合材料构件制造过程中温度场的变化进行了一维模拟。发现在构件内部存在严重的温度梯度，而且随着厚度的增加，温度梯度增大。这很可能降低构件的整体力学性能，同时也说明制造一般厚度复合材料的固化历程不能直接用于厚截面复合材料制造。得到的模拟结果为

下一步的试验验证奠定了理论基础。

参考文献:

[1] h J H, Lee D G. Cure cycle for thick glass/epoxy composite laminates [J]. Journal of Composite Materials, 2002, 36 (1): 19 - 45.

[2] Bogetti T A, Gillespie Jr J W. Two-dimensional cure simulation of thick thermosetting composite [J]. Journal of Composite Materials, 1991, 25: 239 - 273.

[3] Kim J S, Lee D G. Development of an autoclave cure cycle with cooling and reheating steps for thick thermoset composite laminates [J]. Journal of Composite Materials, 1997, 31(22): 2264 - 2282.

[4] Yang Z L, Lee S. Optimized curing of thick section composite laminates [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2001, 16(4): 541 - 560.

[5] Hojjati M, Hoa S V. Curing simulation of thick thermosetting composites [J]. Composites Manufacturing, 1994, 5 (3): 159 - 169.

[6] Park H C, Lee S W. Cure simulation of thick composite structures using the finite element method [J]. Journal of Composite Materials, 2001, 35(3): 188 - 120.

[7] Twardowski T E, Lin S E, Geil P H. Curing in thick composite laminates: Experiment and simulation [J]. Journal of Composite Materials, 1993, 27: 216 - 226.

[8] Costa V A F, Sousa A C M. Modeling of flow and thermo-kinetics during the cure of thick laminated composites [J]. International Journal of Thermal Sciences, 2003, 42: 15 - 22.

[9] Antonucci V, Giordano M, Hsiao K-T, et al. A methodology to reduce thermal gradients due to the exothermic reactions in composites processing [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2002, 45: 1675 - 1684.

[10] Li M, Zhu Q, Geubelle P H, et al. Optimal curing for thermoset matrix composites: Thermochemical consideration [J]. Polymer Composites, 2001, 22(1): 118 - 131.

[11] 杨正林, 陈浩然. 层合板在固化全过程中瞬态温度场及固化度的有限元分析 [J]. 玻璃钢/复合材料, 1997(3): 3 - 7.

[12] Teplinsky S, Gutman E M. Computer simulation of process induced stress and strain development during cure of thick section thermosetting composites [J]. Computational Materials Science, 1996, 6: 71 - 76.

[13] Chen H, Yang Z, Jemah A K, et al. Process-induced stress analysis of composite laminates using semi-analytical hamiltonian method [J]. Composite Structures, 1998, 41: 49 - 55.

[14] Zhu Q, Geubelle P H. Dimensional accuracy of thermoset composites: Shape optimization [J]. Journal of Composite Materials, 2002, 36(1): 647 - 672.

[15] Young W B. Compacting pressure and cure cycle for processing of thick composite laminates [J]. Composites Science and Technology, 1995, 54: 299 - 306.

[16] Vancheeswaran R, Wadley N G. Model-based optimization of consolidation processing [J]. Materials Science and Engineering, 1998, A244: 58 - 66.

[17] Li M, Tucker Ⅲ C. L. Modeling and simulation of two-dimensional consolidation for thermoset matrix composites [J]. Composites: Part A, 2002, 33: 877 - 892.

[18] Guo Zhansheng, Du Shanyi, Zhang Boming, et al. Cure reaction for a modified bismaleimide by isothermal DSC analysis [A]. 35th SAMPE International Technical Conference [C]. USA: Dayton, 2003. 859 - 864.

[19] Springer G S, Tsai S W. Thermal conductivities of unidirectional materials [J]. Journal of Composite Materials, 1967, 1: 166 - 173.

[20] 中国航空材料手册编辑委员会编. 中国航空材料手册 (第2版). 第6卷. 复合材料胶粘剂 [M]. 北京: 中国标准出版社, 2002. 168 - 170.