

基于树脂流动的变截面复合材料结构固化过程热-流-固多场强耦合数值仿真

李树健¹, 湛利华^{*2}, 白海明², 蒲永伟³

(1. 湖南科技大学 机电工程学院, 湘潭 411201; 2. 中南大学 机电学院, 长沙 410081;

3. 中航工业沈阳飞机工业有限公司 复合材料制造中心, 沈阳 110850)

摘 要: 在考虑树脂流动对固化温度场影响的基础上, 将树脂流动引入经典热-化学模型, 并在考虑了固化过程材料性能时变特性条件下, 建立了复合材料热-流-固多场强耦合有限元模型。通过对比文献中未考虑树脂流动对温度场的影响, 本文所建模型温度场较实际结果的最大温差更低, 厚度密实精度更高, 模型可靠性更好。基于所建热-流-固强耦合有限元模型, 对变截面复合材料结构固化过程进行数值仿真。研究发现, 变截面复合材料结构较厚区域存在明显温度场、固化度场及树脂流场分布梯度, 纤维体积分数分布不均性较大, 这与结构不同区域的厚度、固化过程温度传递滞后及局部树脂流动受固化效应不同步产生的影响有关。变截面复合材料结构厚度由 3.52 mm 增加至 42.24 mm, 截面最大温差由 0.3℃ 增加到 34.3℃, 纤维体积分数分布不均匀性由 0.1% 增加到 1.3%。

关键词: 复合材料结构; 固化过程; 树脂流动; 多场强耦合; 数值仿真

中图分类号: TB330.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2018)08-2095-08

Numerical simulation of heat-flow-solid multi-field strong coupling in curing process of variable cross-section composite structures based on the resin flow

LI Shujian¹, ZHAN Lihua^{*2}, BAI Haiming², PU Yongwei³

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201,

China; 2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410081, China;

3. Composite Manufacturing Center, AVIC Shenyang Aircraft Co. Ltd., Shenyang 110850, China)

Abstract: On the basis of considering the influence of resin flow on the curing temperature field, the resin flow was introduced into the classical thermo-chemical model. In addition, in consideration of the time-varying characteristics of material properties during curing process, the heat-fluid-solid multi-field strongly coupled finite element model was established. It can be found through the comparison with the references in which the effect of resin flow on the temperature field is not considered, the maximum temperature difference is lower, the thickness accuracy is higher, and the model reliability is better. Based on the established heat-fluid-solid strongly coupled finite element model, the curing process of composite structure with variable thickness section was numerically simulated. It is found that the obvious distribution gradient of temperature field, curing degree field and resin flow field exists in the thicker composite structure, and the distribution of fiber volume fraction is uneven. This is related to the structure thickness, the temperature transfer lag of different zones and the influence of the local resin flow on the effects of curing. With the thickness of variable cross-section composite structures increasing from 3.52 mm to 42.24 mm, the maximum temperature increases from 0.3℃ to 34.3℃, and the nonuniformity of the fiber distribution increases from 0.1% to 1.3%.

Keywords: composite structure; curing process; resin flow; multi-field coupling; numerical simulation

收稿日期: 2017-06-30; 录用日期: 2017-09-08; 网络出版时间: 2017-09-15 15:55

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20170915.001>

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(2014CB046502); 湖南科技大学博士科研启动资金(E51782)

通讯作者: 湛利华, 博士, 教授, 博士生导师, 研究方向为树脂基复合材料构件成形制造 E-mail: yjs-cast@csu.edu.cn

引用格式: 李树健, 湛利华, 白海明, 等. 基于树脂流动的变截面复合材料结构固化过程热-流-固多场强耦合数值仿真[J]. 复合材料学报, 2018, 35(8): 2095-2102.

LI S J, ZHAN L H, BAI H M, et al. Numerical simulation of heat-flow-solid multi-field strong coupling in curing process of variable cross-section composite structures based on the resin flow[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(8): 2095-2102 (in Chinese).

先进树脂基复合材料主要指以树脂为承力载体,以高性能连续纤维为增强相的一类新型材料。具有轻质高强、耐腐蚀、抗疲劳、可设计性强及便于大面积成形等优点^[1-2],在结构减重、长寿命安全服役等方面优势明显,广泛应用于航空航天领域。常见复合材料构件多为等厚度、均匀截面层板结构,多用于飞机蒙皮加筋壁板的成形制造。随着极端制造技术在飞机制造领域的发展,对轻量化设计和承载能力的要求越来越高,变截面复合材料结构在飞机构件中的应用逐渐得到重视。例如,在机翼、直升机旋翼等结构中,其翼根部较厚、翼尖部较薄,采用的均为变截面复合材料结构^[3]。

热压罐工艺是复合材料结构成形的主要方法,在热压罐工艺过程中,热传导、热对流和化学交联反应等物理化学变化交互共存,树脂流动固化、纤维密实行为异常复杂,极易在复合材料变厚度截面产生温度、固化度梯度,进而导致内应力、固化变形和孔隙等缺陷产生。结合上述问题,采用实验手段费时费力,且难以准确监测实际固化过程。因此,有必要利用数值仿真方法对变截面复合材料结构固化过程进行研究,通过开展精确有限元仿真,提前对固化过程进行有效预报,对优化工艺、降低生产成本具有重要意义。

针对复合材料固化过程的数值仿真研究,Loos等^[4]和Blest等^[5]分别对复合材料树脂熔渗工艺温度场进行了数值模拟,认为树脂流速过小,可忽略树脂的对流热传导对温度场的影响。然而,对于复合材料树脂熔渗成型工艺,树脂一般由下至上渗透到纤维层,在树脂流速和升温速率较低时确实可忽略树脂的对流热传导影响。但对于采用预浸料-热压罐工艺成型大厚度变截面复合材料结构,易在结构突变区域产生压力梯度,在温度未达到凝胶点时,已经充满纤维床的液态树脂极易向低压区流动,此过程必然带有热量的传递,且树脂不均匀分布又会影响固化反应放热,最终影响温度场分布。因此,对于大厚度变截面复合材料结构,采用预浸料-热压罐工艺成型,必须要考虑树脂对流热传导对温度场的影响。为简化计算过程,Shin等^[6]在忽略树脂对流热传导的影响条件下,建立了复合材料固化过程的热传导模型;Abdelal等^[7]针对L型截面复合材料制件固化过程的温度场分布进行了仿真分析,该分析模型忽略了树脂流动行为。虽然由于模型简化提高了计算效率,但仿真误差较大。为提

高固化过程的仿真精度,元振毅等^[8]和任明法等^[9]均考虑了材料性能的时变特性对复合材料固化过程温度、固化度、黏度等工艺参量的影响,并指出了成型过程中的树脂流动行为对固化温度场存在影响,但未能将树脂流动对温度场的影响引入仿真模型,仿真精度尚待进一步提高。

鉴于此,本文考虑树脂流动对温度场的影响,将树脂流动引入经典热-化学模型,并在考虑固化过程材料性能时变特性基础上,建立复合材料固化过程多场强耦合有限元分析模型。以此在此基础上,以变截面复合材料结构为结合对象,开展固化过程中温度场、固化度场、树脂流场及纤维密实行为分析研究,实现变截面复合材料结构固化过程的高精度数值仿真预报。

1 复合材料固化过程热-流-固强耦合建模

1.1 热-化学模型

复合材料固化过程中,由于材料热传导系数较低,热量由外部向材料内部传导时难免出现温度迟滞,且对于复杂复合材料结构,极易在厚截面结构突变区域产生温度和压力梯度,导致树脂流动和固化效应不同步,进而影响树脂流动的连续性和均匀性,进而影响温度场和固化度场分布。目前,大多仿真假定固化过程中基体树脂不发生流动,并采用傅里叶传导定律来计算复合材料结构内部的温度场。为更准确反映实际固化过程,提高仿真结果的计算精度,本文在傅里叶热传导定律基础上,考虑了固化过程中树脂流动对温度场的影响:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} + \rho_r C_r V_i \frac{\partial T}{\partial i} = \frac{\partial}{\partial i} (K_{ii} \frac{\partial T}{\partial i}) + Q \quad (i = 1, 2, 3) \quad (1)$$

$$Q = \rho_r v_r H_u \frac{d\alpha}{dt} \quad (2)$$

其中: ρ 、 C 和 K_{ii} 分别为复合材料的密度、比热容和热传导系数; ρ_r 、 C_r 和 V_i 分别为树脂的密度、比热容和流动速率; Q 为树脂固化放热项; v_r 为复合材料树脂体积分; H_u 为固化反应完成时树脂放出的总热量; α 为树脂的固化度; $d\alpha/dt$ 为树脂的瞬时固化反应速率。

在复合材料固化过程中,其许多热物性参数是随温度和固化度变化而变化的,相关研究多假定热物性参数是恒定的,这必然会影 响仿真结果的精确性。因此,本文进行的相关数值模拟均基于热物性参数的时变特性,上式中复合材料热物性参数计算

方法为^[10-11]

$$\rho = v_f \rho_f + v_r \rho_r \tag{3}$$

$$C = \frac{\rho_r v_r C_r + \rho_f v_f C_f}{\rho} \tag{4}$$

$$K^T = \left\{ \left(1 - 2 \sqrt{\frac{v_f}{\pi}} \right) + \frac{1}{D} \left[\pi - \frac{4}{\sqrt{1 - \frac{D^2 v_f}{\pi}}} \tan^{-1} \frac{\sqrt{1 - \frac{D^2 v_f}{\pi}}}{1 + D \sqrt{\frac{v_f}{\pi}}} \right] \right\} K_r \tag{5}$$

$$D = 2 \left(\frac{K_r}{K_f^T} - 1 \right) \tag{6}$$

$$K^L = K_r v_r + K_f^L v_f \tag{7}$$

其中： ρ_f 、 C_r 和 v_f 分别为增强相纤维的密度、比热容和体积分数； K_r 为树脂热传导系数； K_f^T 和 K_f^L 分别为纤维垂直于纤维方向和沿纤维方向的热传导系数； K^T 和 K^L 分别为复合材料垂直于纤维方向和沿纤维方向的热传导系数。

1.2 固化动力学模型

复合材料的基体树脂固化是一个受热激活的化学反应过程，固化反应速率对温度的敏感性较大。另外，基体树脂的固化还是一个放热过程。因此，需要将复合材料的传热模型与固化动力学模型通过温度进行耦合。不同树脂体系的固化动力学模型不同，考虑研究方便，本文采用应用较多的 AS4/3501-6 作为材料研究本体，其固化反应速率通过自催化模型确定^[12]：

$$\frac{d\alpha}{dt} = \begin{cases} (K_1 + K_2 \alpha)(1 - \alpha)(0.47 - \alpha)(\alpha \leq 0.3) \\ K_3(1 - \alpha)(\alpha > 0.3) \end{cases} \tag{8}$$

$$K_i = A_i \exp(-\Delta E_i / RT) \quad (i = 1, 2, 3) \tag{9}$$

其中： K_i 、 A_i 和 ΔE_i ($i=1, 2, 3$)分别为自催化反应的速率参数、频率因子和活化能。

1.3 树脂流动与纤维密实模型

本文采用 Dave^[13]和 Gutowski 等^[14]提出的“渐进式”密实模型，该模型认为压力由树脂和纤维共同承担，且被证明较适于不同材料体系。本文在 Gutowski“渐进式”密实模型基础上，假设纤维被饱和树脂完全浸润且中间无气孔，基于 Biot 固结原理和达西定律建立了描述树脂流动和纤维密实的数值模型。根据有效应力可得

$$\sigma = \sigma' + P_r \tag{10}$$

其中： σ 为总应力； σ' 纤维承担的应力(有效应力)； P_r 为树脂承担的压力。

在忽略复合材料预制体重力等体积力情况下，饱和多孔复合材料预制体的平衡方程及纤维骨架几何方程分别为

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \sigma'_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} + \frac{\partial P_r}{\partial x} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma'_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z} + \frac{\partial P_r}{\partial y} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{zx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma'_z}{\partial z} + \frac{\partial P_r}{\partial z} &= 0 \end{aligned} \right\} \tag{11}$$

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_x &= -\frac{\partial u^s}{\partial x} \quad \gamma_{xy} = -\frac{\partial v^s}{\partial x} + \frac{\partial u^s}{\partial y} \\ \epsilon_y &= -\frac{\partial v^s}{\partial y} \quad \gamma_{yz} = -\frac{\partial w^s}{\partial y} + \frac{\partial v^s}{\partial z} \\ \epsilon_z &= -\frac{\partial w^s}{\partial z} \quad \gamma_{zx} = -\frac{\partial u^s}{\partial z} + \frac{\partial w^s}{\partial x} \end{aligned} \right\} \tag{12}$$

其中： u^s 、 v^s 和 w^s 分别为纤维骨架在 x 、 y 和 z 方向上的位移。

由于碳纤维为正交各向异性材料，因此饱和多孔复合材料预制体纤维骨架本构方程为

$$\begin{Bmatrix} \sigma'_x \\ \sigma'_y \\ \sigma'_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \tag{13}$$

树脂在复合材料预制体纤维骨架中的流动符合达西定律，达西流速为

$$V_i = -\frac{S_{ii}}{\mu} \frac{dP_r}{dx_i} \quad (i = 1, 2, 3) \tag{14}$$

其中：1 为平行于纤维方向；2、3 为垂直于纤维方向； S_{ii} 为复合材料不同方向的渗透率； μ 为树脂黏度。

由连续性方程和质量守恒方程，可得树脂承担压力为变量的偏微分控制方程：

$$m_v \frac{\partial P_r}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{S_{ii}}{\mu} \frac{\partial P_r}{\partial x_i} \right) \quad (i = 1, 2, 3) \tag{15}$$

$$m_v = -\frac{1}{1 + e} \frac{de}{d\sigma'} \tag{16}$$

其中： m_v 为体积变化系数； e 为树脂体积分数与纤维体积分数的比值，关于 e 和纤维承担压力的关系可表示为^[11]

$$e = \begin{cases} -1.552 \times 10^{-6} \sigma' + 0.81 & (0 \leq \sigma' \leq 68.95 \times 10^3 \text{ Pa}) \\ -0.274 \lg \sigma' + 1.899 & (\sigma' > 68.95 \times 10^3 \text{ Pa}) \end{cases} \quad (17)$$

2 模型验证与分析

验证模型选用与参考文献[6]中相同的复合材料层合板结构,该结构的长和宽均为 15.26 cm,厚为 3.576 cm。初始纤维体积分数为 40.383vol%。在材料选择方面,选用 AS4/3501-6,主要基于两点考虑:一是相关数值模拟多假定材料物性参数恒定,而实际固化过程材料物性参数是多随温度变化而变化的,为提高模拟精确性,需考虑材料时变特性;二是查阅相关国内外文献,发现作为经常采用的 AS4/3501-6 复合材料体系,无论从应用性上还是数据完善性上都极具代表性,其材料性能如表 2 所示。在边界条件设定方面,由于固化时层合板下表面与底部成型模具紧密贴合,层合板上表面覆盖吸胶布、透气毡等辅材,忽略成型模具及辅材的热传递滞后造成的影响,设定层合板上、下表面温度与固化工艺温度相同,即 $T_u=T_d=T$ 。由于仅采用层合板顶部吸胶,初始树脂静压 $P_r=16.7 \text{ kPa}$,层合板底部开始未吸胶,故 $\partial P_r/\partial z=0$,四周进行密封(不流胶)和热绝缘处理,即 $\partial T/\partial y=\partial P_r/\partial y=0$,同时设定层合板上表面与周围环境之间的对流换热系数为 $38 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 。几何模型的网格划分采用自由划分四面体单元,分析单元数为 89 229。固化工艺曲线、边界条件及网格划分如图 1 和图 2 所示。

采用 COMSOL Multiphysics 有限元软件对层合板固化温度和密实行为进行研究,并与参考文献[6]中仿真和实验结果进行对比。为表征仿真精度

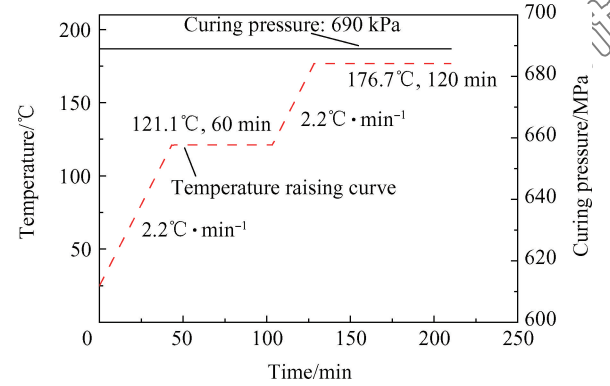


图 1 AS4/3501-6 层合板的固化工艺曲线

Fig. 1 Curing curve of AS4/3501-6 laminate

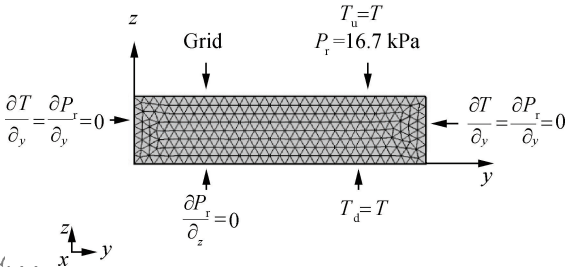


图 2 验证算例的边界条件设定及网格划分

Fig. 2 Boundary condition and mesh generation of the verification example

的准确性,分别引入最大温差和厚度密实精度参量:

$$\Delta T_{\max} = |T_a - T_s| \quad (18)$$

$$\epsilon = 1 - \frac{|h_a - h_s|}{h_a} \times 100\% \quad (19)$$

其中: $\Delta T_{\max}$ 为最大温差; T_a 为某时刻的实际温度; T_s 为对应 T_a 的仿真温度; ϵ 为厚度密实精度; h_a 为层合板最终实际厚度; h_s 为最终仿真厚度。

图 3 为层合板中心点温度的模拟与实验对比结果。可以看出,在 0~35 min 和 180~210 min 时间段,本文仿真结果和文献仿真结果均与实验结果吻合性较高;而在 35~180 min 时间段,本文仿真较文献仿真结果更贴合实际。这是由于,在 0~35 min 时间段,固化开始前期,纤维体积分数变化较小,体系热量传递主要在层合板上下表面区域进行,两种仿真模型的初始热传导路径与参数设定相同,因而仿真结果重合度较高。在 35~180 min 时间段,由于本文将树脂流动过程的对流换热对温度场的影响引入仿真模型,并考虑了树脂流动引起的

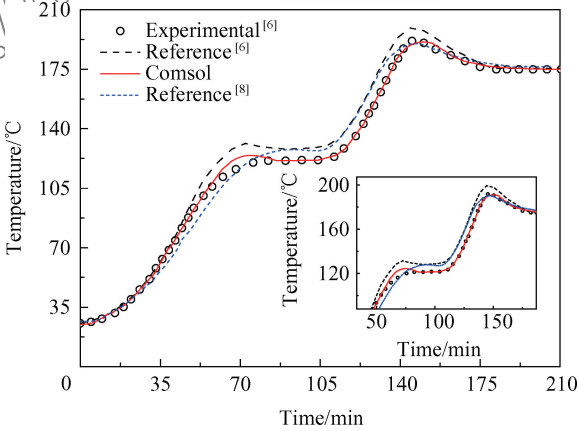


图 3 AS4/3501-6 层合板中心温度的仿真与实验结果

Fig. 3 Simulation and experimental results of the temperature in the center for AS4/3501-6 laminate

纤维体积分数变化对温度场的影响,层合板中心点的纤维体积分数如图 4 所示,可见由固化开始时的 40.38vol% 逐渐升高到 51.69vol%,这必然导致树脂固化反应放热量减少。从而在此前提下,本文仿真的温度场结果更贴合实际。同时,由表 1 及图 3 可知,本仿真条件下所获得的最大温差为 3℃,均低于文献[6]的 7℃和文献[8]的 6℃。

另外,从层合板厚度模拟与实验的对比结果(如图 5 及表 1 所示)可以看出,本仿真条件下,所获得的最后厚度精度为 99.7%,均高于文献[6]的 99.3%及文献[8]的 99.5%,与实际更接近。因此,本文所用模型将树脂流动对流换热对温度场的影响引入仿真模型,在考虑了树脂流动、纤维密实与热-

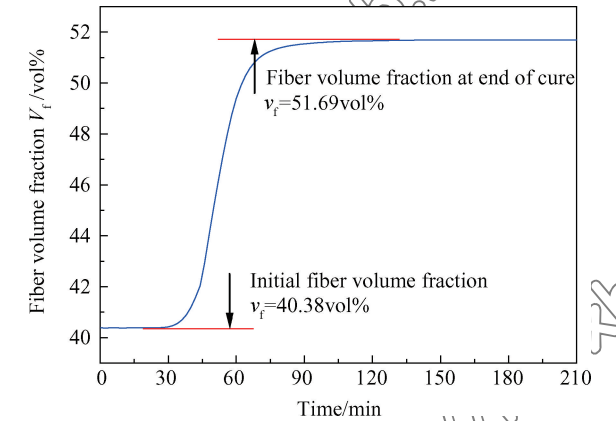


图 4 AS4/3501-6 层合板中心的纤维体积分数仿真结果
Fig. 4 Simulation results of fiber volume fraction in the center for AS4/3501-6 laminate

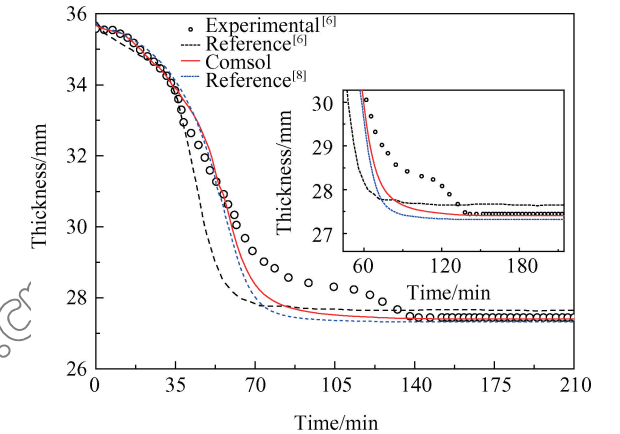


图 5 AS4/3501-6 层合板厚度的模拟结果与实验结果对比
Fig. 5 Comparison of simulation and experimental results for the thickness of AS4/3501-6 laminate

化学行为的强交互耦合条件下,计算结果与实验结果更加贴合,仿真结果可靠性更高。

表 1 AS4/3501-6 层合板最大温差与厚度密实精度的仿真与实验结果对比

Table 1 Comparison of simulation and experimental results of maximum temperature difference and thickness densification accuracy for AS4/3501-6 laminate		
Results	$\Delta T_{\max}/^{\circ}\text{C}$	$\epsilon/\%$
Reference ^[6]	7	99.3
Reference ^[8]	6	99.5
Comsol	3	99.7
Experimental ^[6]	—	—

Notes: $\Delta T_{\max}$ —Maximum temperature difference; ϵ —Thickness densification accuracy.

表 2 AS4/3501-6 材料参数^[6, 15]
Table 2 Material parameters of AS4/3501-6^[6, 15]

Parameter and numerical value			
(a) Material parameters of AS4			
$\rho_f = 1790 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$			
$K_f^{\parallel} = 7.69 + 0.0156T (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$			
$C_f = 750 + 2.05T (\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$			
$K_f^{\perp} = 2.4 + 0.00507T (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$			
(b) Material parameters of 3501-6			
$\rho_r = (90\alpha + 1232) (\alpha \leq 0.45) + 1272 (\alpha > 0.45) (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$			
$C_r = 4184 [0.468 + 5.975 \times 10^{-4}T - 0.141\alpha] (\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$			
$K_r = 0.04184 [3.85 + (0.035T - 0.141)\alpha] (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$			
(c) Cure kinetic parameter of 3501-6			
$A_1 = 2.101 \times 10^9 (\text{min}^{-1})$			
$A_2 = -2.014 \times 10^9 (\text{min}^{-1})$			
$A_3 = 1.960 \times 10^5 (\text{min}^{-1})$			
$\Delta E_1 = 8.07 \times 10^4 (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$			
$\Delta E_2 = 7.78 \times 10^4 (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$			
$\Delta E_3 = 5.66 \times 10^4 (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$			
$H_u = 474 \text{ kJ} \cdot \text{kg}^{-1}$			
(d) Densification parameters of AS4/3501-6 laminate			
$S_{11} = \frac{r_f^2 (1 - v_f)^3}{2.8 v_f^2}$			
$S_{22} = S_{33} = r_f^2 [(0.8 v_f)^{1/2} - 1]^3 / [0.8 (0.8 / v_f + 1)]$			
$\mu = \mu_{\infty} \exp(U/RT + K\alpha)$			
$r_f = 4 \times 10^{-6} \text{ m}$			
$R = 8.314 \text{ J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$			
$\mu_{\infty} = 7.93 \times 10^{-14} \text{ Pa} \cdot \text{s}$			
$U = 9.08 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$			
$K = 14.1$			

Notes: ρ —Density of fiber; C_f —Specific heat of fiber; T —Temperature; $K_f^{\parallel}$, $K_f^{\perp}$ —Heat conduction coefficient of fiber (Respectively along fiber direction and perpendicular to fiber direction); ρ_r —Density of resin; α —Curing degree; C_r —Specific heat of resin; K_r —Heat conduction coefficient of resin; A_i , ΔE_i —Frequency factors and activation energies, respectively ($i=1, 2, 3$); H_u —Total heat of unit mass during curing; S_{11} —Permeability of the composite parallel to the fiber direction; S_{22} , S_{33} —Permeability of the composite perpendicular to the fiber direction; v_f —Volume fraction of fiber; μ —Resin viscosity; μ_{∞} —Viscosity constant; U —Activation energy of resin viscous flow; R —Ideal gas constant; K —Temperature independent constant.

3 算例分析

在上述建立并验证的热-流-固强耦合模型基础上,以变截面复合材料结构为研究对象进行具体算例分析。算例中变截面复合材料结构的几何尺寸如图 6 所示。材料体系同样采用 AS4/3501-6,初始纤维体积分数为 51.6vol%,边界条件及所施加的固化工艺曲线均与验证模型相同。

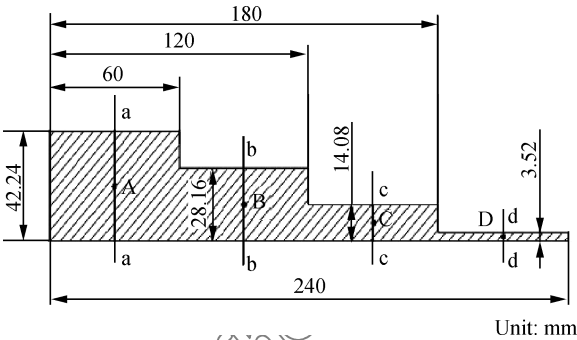


图 6 AS4/3501-6 变截面复合材料结构几何尺寸
Fig. 6 Geometrical dimensions of AS4/3501-6 composite structures with variable cross-section

3.1 变截面复合材料结构的温度和固化度分布

图 7 为变厚度截面层合板不同位置的温度和固化度随时间变化的规律。可以发现:(1)在 0~45 min 阶段,树脂刚开始固化,固化反应速率缓慢,固化度较低,如图 7(b)所示,热量传递主要为层合板上下表面的环境传热。由于复合材料在垂直于纤维方向上导热性能较差,使该阶段越厚区域,其中心点温度越低,且低于固化工艺设定温度;(2)在 45~110 min 阶段,随着热压罐内环境温度升高,树脂固化反应速率加快,放热量增加,复合材料不良的导热性能使内部产生的固化反应放热不能及时向外传导,导致热量在材料内部聚集,从而使不同厚度中心区域的温度逐渐高于热压罐环境温度,且出现温度峰值。从图 7(a)可知,中心区域温度峰值分别达到 129.7℃、125.8℃、122.9℃和 121.5℃。而层合板内温度升高又加剧了树脂固化反应程度,且固化反应速率越高(固化度曲线斜率越陡),树脂固化反应放热量越大,温度峰值也越高,温度峰值出现时间越晚;(3)在 130~180 min 阶段,随层合板温度逐渐升高,树脂固化度增大,层合板不同厚度截面中心位置再次出现温度峰值,如图 7(a)所示。这是由于:一方面,该阶段树脂流动基本完成,层合板截面较厚位置的树脂体积分数越高,放热量越大;另一方面,不良的材料导热性

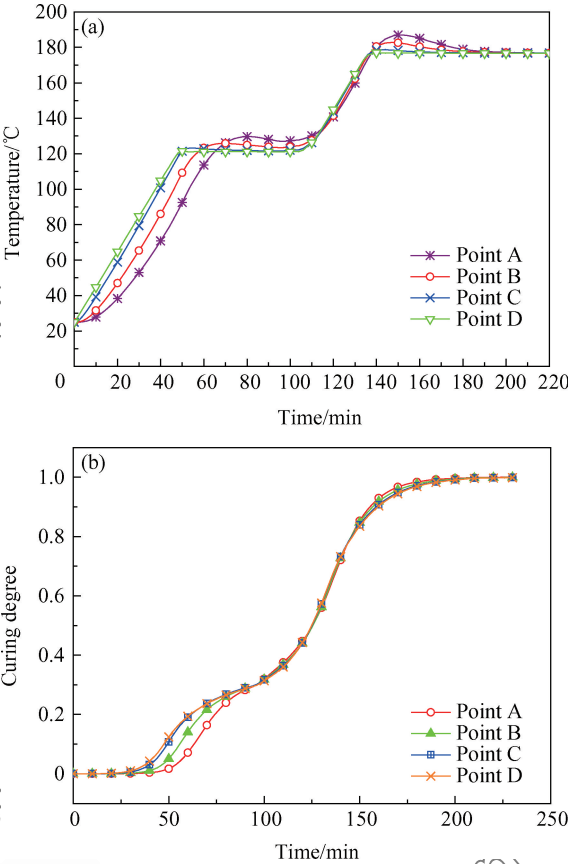


图 7 AS4/3501-6 变截面复合材料结构温度和固化度
随时间的变化曲线
Fig. 7 Plot of temperature and curing degree versus time for the AS4/3501-6 variable cross-section composite structure

能难以使截面中心区域积聚的大量热量及时传递出去,此时 A 至 D 区域温度峰值分别达到了 187.1℃、182.7℃、178.7℃和 176.9℃。同时,截面厚度越大,则温度越高,固化反应速率越快,固化反应越早完成,如图 7(b)所示。

从整个固化过程来看,如图 8 所示,变截面复合材料结构固化过程存在温度分布梯度,截面厚度较大区域的升温相对滞后,且在进行固化反应时,较厚截面中心区域的温差较大,截面厚度越小,则中心区域温差越小。在本模拟条件下,固化过程中变厚度截面层合板最大温差高达 34.3℃,最小温差为 0.3℃。对于变截面复合材料结构,温度分布梯度越大,固化均匀性越差,树脂和纤维体积分数分布均匀性就越差,越易产生固化应力,严重的会导致在结构突变区域产生热裂纹或开裂倾向。因此,针对这类变截面复合材料结构固化过程的温度和固化度场进行仿真预报,有助于工程实际中对此类结构成型做出工艺改进。

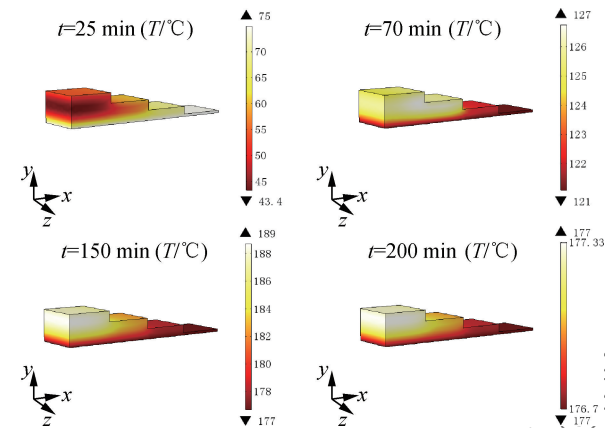


图 8 AS4/3501-6 变截面复合材料结构固化过程温度场分布云图
Fig. 8 Temperature distribution nephogram of AS4/3501-6 variable cross-section composite structure during curing process

3.2 变截面复合材料结构的厚度压缩率和纤维体积分数

复合材料在受热产生基体树脂固化交联反应的同时,其纤维则在热压罐压力作用下发生纤维浸润和密实。对于具体复合材料层合板结构,复合材料的密实程度主要由层合板的厚度压缩率和纤维体积分数进行表征。

图 9 为变截面复合材料层合板结构厚度压缩率随时间的变化关系。可以看出,截面厚度越大,达到最终密实厚度的时间越早。这主要与不同厚度对应的固化完成时间长短有关,前面已进行相关分析,在此不再赘述。随截面厚度减小,层合板厚度方向的压缩率逐渐增加,复合材料层合板截面厚度最小区域的厚度压缩率相对最大为 15.7%。而当截面厚度由 42.24 mm 降低至

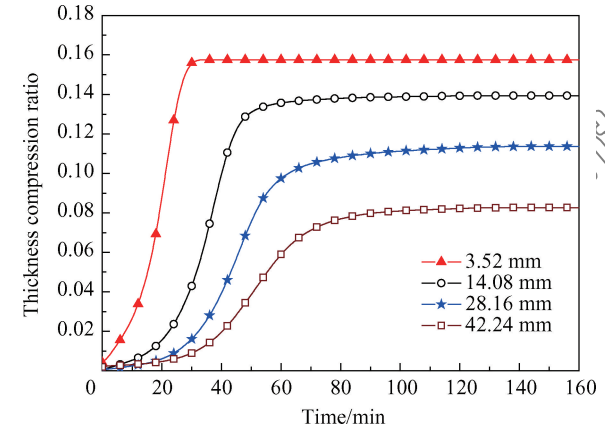


图 9 AS4/3501-6 变截面复合材料结构的厚度压缩率随时间变化曲线
Fig. 9 Plot of thickness compaction ratio versus time for the AS4/3501-6 variable cross-section composite structure

3.52 mm 时,其相应厚度压缩率提高约 49%。同时,从层合板变厚度截面不同区域的纤维体积分数分布可以看出,随着截面厚度的增加(减小),纤维体积分布的不均匀性也在增加(降低),如图 10 所示。当截面厚度较大时(42.24 mm),其纤维体积分布不均匀性最大约为 1.3%,当截面厚度相对较小时(如 3.52 mm),其纤维体积分布不均匀性最小约为 0.1%。

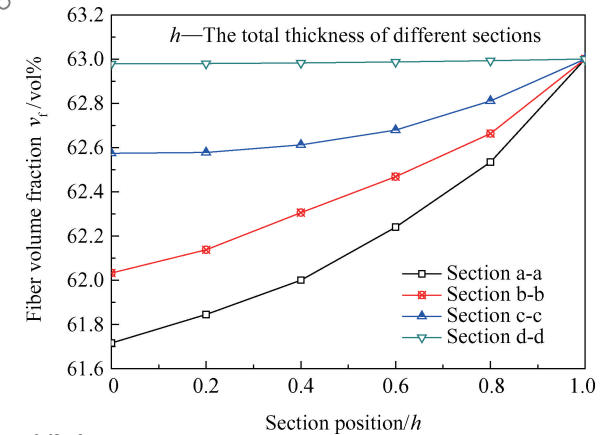


图 10 AS4/3501-6 变截面复合材料结构不同区域的纤维体积分数分布
Fig. 10 Fiber volume fraction distribution of different sections for the AS4/3501-6 variable cross-section composite structure

厚度压缩率和纤维体积分数分布产生差异的原因主要为:对于复合材料变截面层合板厚度较大区域,在树脂受热固化和纤维密实过程中,具有一定黏度的液态树脂流入吸胶层需要穿过的纤维层相对较多,截面厚度越小,树脂固化和纤维密实进程越早完成。由于较厚截面内部存在温度传递迟滞现象,使内部部分树脂由于还未达到完全固化温度而呈黏流态,此时,提前完成固化并形成三维网状大分子的树脂区域则阻碍了未完成固化的树脂流动,使树脂在厚度方向向外渗透存在一定阻力,不能较均匀向层合板表面渗透,从而造成局部区域树脂积聚,使纤维体积分数分布均匀性相对较差。另外,从不同时刻纤维体积分数分布的云图(图 11)可以看出,在变截面复合材料结构厚度较小区域,由于温度传递快,树脂固化和纤维密实早早完成,其纤维体积分数也基本趋于稳定。而在变截面复合材料结构较厚区域,其远离吸胶层区域的纤维体积分数较低(即树脂含量较高),随固化过程推进,虽其纤维体积分数分布不均性降低,但依然存在,这也验证了上述分析结果。

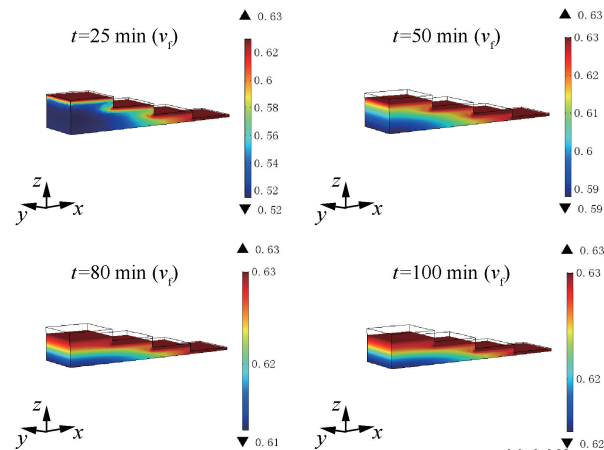


图 11 AS4/3501-6 变截面复合材料结构的纤维体积分数分布云图
Fig. 11 Distribution nephogram of fiber volume fraction for the AS4/3501-6 variable cross-section composite structure

4 结 论

(1) 本文在考虑树脂流动对固化温度场影响的基础上,将树脂流动引入经典热-化学模型,并在考虑了固化过程材料性能的时变特性条件下,建立了复合材料热-流-固多场强耦合有限元仿真模型。相比参考文献仿真中未考虑树脂流动对温度场影响,本文所建立模型条件下的温度场较实际结果的最大温差更低,厚度密实精度更高,模型可靠性更好。

(2) 基于所建立的热-流-固强耦合有限元模型,针对变截面复合材料结构固化过程进行热-流-固多场强耦合进行数值仿真,研究发现,复合材料结构较厚截面存在明显温度场、固化度场及树脂流场分布梯度,纤维体积分数分布不均性较大,这与不同区域的结构厚度、固化过程温度传递滞后及局部树脂流动受树脂固化效应不同步的影响有关。截面厚度由 3.52 mm 增加至 42.24 mm,截面最大温差由 0.3℃ 增加到 34.3℃,纤维体积分数分布不均性由 0.1% 增加到 1.3%。

(3) 考虑树脂流动换热对温度场影响所建立的热-流-固强耦合有限元模型,可为这类变截面复合材料结构成型过程提供更精准的仿真预报,有助于工程实际中的工艺改进。

参考文献:

[1] 顾铁卓,李敏,李艳霞,等. 飞行器结构用复合材料制造技术与工艺理论进展[J]. 航空学报, 2015, 36(8): 2773-2797.
GU Yizhuo, LI Min, LI Yanxia, et al. Process on manufacturing technology and process theory of aircraft composite structure[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2015, 36(8): 2773-2797 (in Chinese).

[2] LI S J, ZHAN L H, CHEN R, et al. The influence of cure pressure on microstructure, temperature field and mechanical properties of advanced polymer-matrix composite laminates[J]. Fibers and Polymers, 2014, 15(11): 2404-2409.
[3] MUKHERJEE A, VARUGHESE B. Design guidelines for ply drop-off in laminated composite structures[J]. Composites Part B: Engineering, 2011, 32(2): 153-164.
[4] LOOS A C, MACRAE J D. A process simulation model for the manufacture of a blade-stiffened panel by the resin film infusion process[J]. Composites Science and Technology, 1996, 56(3): 273-289.
[5] BLEST D C, MCKEE S, ZULKIFLE A K, et al. Curing simulation by autoclave resin infusion[J]. Composites Science and Technology, 1999, 59(16): 2297-2313.
[6] SHIN D D, HAHN H T. Compaction of thick composites: Simulation and experiment[J]. Polymer Composites, 2004, 25(1): 49-59.
[7] ABDELAL G F, ROBOOTHAM A, CANTWELL W. Autoclave cure simulation of composite structures applying implicit and explicit FE techniques[J]. International Journal of Mechanics and Materials in Design, 2013, 9(1): 55-63.
[8] 元振毅,王永军,张跃,等. 基于材料性能时变特性的复合材料固化过程多场耦合数值模拟[J]. 复合材料学报, 2015, 32(1): 167-175.
YUAN Zhenyi, WANG Yongjun, ZHANG Yue, et al. Multi-field coupled numerical simulation for curing process of composites with time-dependent properties of materials[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2015, 32(1): 167-175 (in Chinese).
[9] 任明法,刘长志,丛杰,等. 纤维缠绕复合材料固化成型中纤维密实过程数值模拟[J]. 玻璃钢/复合材料, 2016(8): 5-12.
REN Mingfa, LIU Changzhi, CONG Jie, et al. Numerical simulation of fiber compaction process of fiber winding composites in curing process[J]. FRP/CM, 2016(8): 5-12 (in Chinese).
[10] BEHZAD T, SAIN M. Finite element modeling of polymer curing in natural fiber reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 2007, 67(7): 1666-1673.
[11] YOUNG W B. Consolidation and cure simulation for laminated composites[J]. Polymer Composites, 1996, 17(1): 142-148.
[12] HARPER B D, WEITSMAN Y. On the effects of environmental conditioning on residual stresses in composite laminates[J]. International Journal of Solids and Structures, 1985, 21(8): 907-926.
[13] DAVE R. A unified approach to modeling resin flow during composite processing[J]. Journal of Composite Materials, 1990, 24(1): 22-41.
[14] GUTOWSKI T G, MORIGAKI T, ZHONG C. The consolidation of laminate composites[J]. Journal of Composite Materials, 1987, 21(2): 172-188.
[15] GUTOWSKI T G, CAI Z, BAUER S, et al. Consolidation experiments for laminate composites[J]. Journal of Composite Materials, 1987, 21(7): 650-669.