

3D-C_f/Mg 复合材料的热残余应力研究

谢薇 周聪 马乃恒 王浩伟

(上海交通大学材料科学与工程学院, 航空航天新材料研究中心, 上海 200240)

文 摘 采用随动硬化有限元模型, 研究了三维碳纤维增强镁基复合材料(3D-C_f/Mg) 基体热残余应力的大小、分布以及不同工艺处理对热残余应力的影响。同时, 对复合材料进行了高、低温处理, 利用 XRD 定性分析了处理前后复合材料基体热残余应力的变化。计算结果表明: 经过-196℃ 低温处理后, 复合材料基体的平均 Mises 热残余应力由 169.06 MPa 减小至 55.29 MPa; 高温处理后, 基体平均热残余应力几乎不变。该结果与实验结果吻合, 证明了低温处理能明显降低复合材料基体的热残余应力。

关键词 三维碳纤维, 镁基复合材料, 热残余应力, 有限元

Thermal Residual Stress in 3D-C_f/Mg

Xie Wei Zhou Cong Ma Naiheng Wang Haowei

(School of Materials Science and Engineering, Advanced Material Center of Aeronautics & Aerospace, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240)

Abstract This paper proposes a nonlinear elastoplastic model and uses the finite element method to study the thermal residual stress in 3D-C_f/Mg and its modification after different treatments. Then an experimental investigation was realized by XRD, which indicates the influences of different treatments on thermal residual stress. The result shows that after a cold-treatment at -196℃, the average thermal residual stress can decrease from 169.06 MPa to 55.29 MPa, while the thermal residual stress changes little after a heat-treatment. This calculating result agrees well with the experimental results and proves that the cold-treatment can reduce the thermal residual stress in 3D-C_f/Mg.

Key words 3D woven carbon fiber, Mg composite, Thermal residual stress, Finite elements

0 引言

金属基复合材料(MMCs)以其优良的综合性能, 受到了越来越广泛的关注^[1]。与常用的金属基复合材料相比, 碳纤维增强镁基复合材料(C_f/Mg) 具有更高的比强度、比模量和极低的热胀系数(CTE), 因此航天、航空等领域有着广阔的应用前景^[2]。传统的一维 C_f/Mg 复合材料存在明显的各向异性, 而二维复合材料易分层开裂, 三维复合材料(3D-C_f/Mg) 具有优异的力学性能, 可满足多向受力的使用要求。

高温下制备的 3D-C_f/Mg 复合材料在冷却过程中, 由于碳纤维与基体镁合金的 CTE 不匹配, 造成复合材料内部存在较大的热残余应力, 严重时会引起材料开裂。目前, 文献[3-6] 运用数值模拟和实验测量的方法研究了颗粒、晶须和单向连续纤维增强金属基复合材料中热残余应力的大小和分布。但对于三维碳纤维增强金属基复合材料而言, 模型的建立、多向

应力的测量都存在一定的困难, 因此相关研究工作比较少见。

近两年, Ch EI Hage 等人在研究三维碳纤维增强树脂基复合材料的力学性能时, 根据织物结构选取了代表性体积单元(REV) 进行有限元分析, 大大简化了计算模型^[7-8]。本文借鉴其思想, 利用有限元分析 3D-C_f/Mg 基复合材料基体热残余应力的大小和分布, 以及不同工艺处理对其影响。另一方面, 对复合材料进行高、低温处理, 并用实验分析其热残余应力的变化。由于传统的 X 射线应力仪(扫描范围: 45° ≤ 2θ ≤ 170°) 难以定量测量镁基体(衍射峰 2θ 约为 37°) 的热残余应力, 因此, 本文利用 XRD 测量衍射峰的位移并计算点阵常数的变化, 从而定性分析不同工艺处理对基体热残余应力的影响, 并与有限元分析结果进行对比。

1 实验

收稿日期: 2011-09-30

作者简介: 谢薇, 1987 年出生, 硕士, 主要从事金属基复合材料的制备及性能改进研究。E-mail: xiewei@sjtu.edu.cn

1.1 材料

用挤压浸渗法制备 3D-C_f/Mg 复合材料。基体为 AZ91D 合金 (Mg; 9wt% Al; 1wt% Zn; 0.2wt% Mn), 增强体为东丽 T300 正交编织的三维碳纤维块体, 两者性能见表 1^[9-10]。

试样采用两种不同的处理工艺。低温处理工艺为: 将试样在液氮罐 (-196℃) 中浸置 30 min, 然后取出恢复到室温。高温处理在鼓风干燥箱中进行, 将试样放置在干燥箱内, 保持 120℃/30 min 后, 取出试样, 空冷至室温。

表 1 材料性能

Tab. 1 Properties of materials

Materials	E/GPa	$\alpha_L/10^{-6}K^{-1}$	$\alpha_T/10^{-6}K^{-1}$	ν
T300	230	-0.3	5.5	0.25
AZ91D	45	27 ¹⁾	27 ¹⁾	0.35

Explement: 1) Coefficient of thermal expansion of metal measured at 20 to 200℃.

1.2 有限元计算

利用有限元软件计算 3D-C_f/Mg 复合材料从 600℃ 缓慢冷却至 25℃ 以后基体内的热残余应力的分布, 然后模拟低温处理和高温处理的过程, 计算处理后复合材料基体热残余应力的分布。

为了简化计算模型, 根据复合材料微观结构选取了 REV (图 1) 作为研究对象, 并做如下假设: (1) 3D-C_f/Mg 复合材料相对于 REV 而言, 尺寸为无限大, 忽略边界受力情况对微观热残余应力的影响; (2) 经纱、纬纱、z 向纱各为一个整体, 忽略单丝间的相互作用。

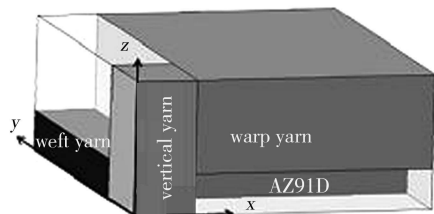


图 1 REV 示意图

Fig. 1 Schematic presentation of the REV

图 2 为 3D-C_f/Mg 复合材料经过三点弯曲试验后断口的 SEM 图。可以看出, 碳纤维预制件的充填情况良好, 无明显缺陷和裂痕, 在碳纤维周围能观察到包裹的镁合金基体。因此, 计算时假设碳纤维与基体结合良好, 忽略界面开裂对热残余应力的影响。

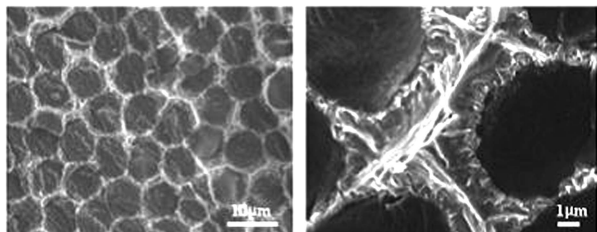


图 2 3D-C_f/Mg 复合材料断口 SEM 图

Fig. 2 SEM image of fracture of 3D-C_f/Mg

镁合金在承载变形过程中, 具有明显的包申格效应, 所以当基体承载到达屈服点后, 应对基体材料采用随动硬化的塑性演化模型, 计算公式如下:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}(S - \alpha) : (S - \alpha)} \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pl} = \frac{3}{2} \frac{S - \alpha}{\sigma_y} \dot{\epsilon}^{pl} \quad (2)$$

式中, σ 是应力张量大小, $S = \sigma - \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma) I$ 是偏斜应力张量大小, α 是背应力张量大小, $\dot{\epsilon}_{ij}^{pl}$ 是塑性应变增量的分量, $\dot{\epsilon}^{pl}$ 是等效塑性应变的增量, σ_y 是屈服应力, 在随动硬化模型中是常量。屈服条件为 $\sigma_{eq} = \sigma_y$ 。

1.3 XRD 分析

当理想多晶体 (晶粒细小均匀、无择优取向) 受到一定大小的内应力作用时, 晶格产生弹性形变, 造成点阵常数随应力的分布发生有规律的变化, 因此, 点阵常数的变化能定性反应热残余应力的分布。利用 D/MAX-RA 型 X 射线衍射仪对 AZ91D 合金、处理前后的 3D-C_f/Mg 复合材料进行 XRD 分析, 扫描范围为 $5^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$, 扫描速率为 $5^\circ/\text{min}$ 。根据扫描测量的 2θ 角推算出基体点阵常数的变化, 并定性分析不同工艺处理对基体热残余应力的影响。

2 结果与分析

2.1 有限元计算结果

2.1.1 热残余应力的分布

计算结果表明, 高温下制备的复合材料冷却至室温时, 基体和增强体都产生很大的热残余应力, 应力的作用使基体受拉、增强体受压。图 3 给出了基体 AZ91D 中热残余应力的 Mises 形式云图, 可见基体中平均热残余应力高达 169.06 MPa。应力主要集中在基体与纤维的接触面, 其中, 基体与纤维接触的棱边热残余应力达到最大值 201.41 MPa; 基体与经纱、纬纱、z 向纱接触的平面, 平均热残余应力分别为 170、165 和 160 MPa。

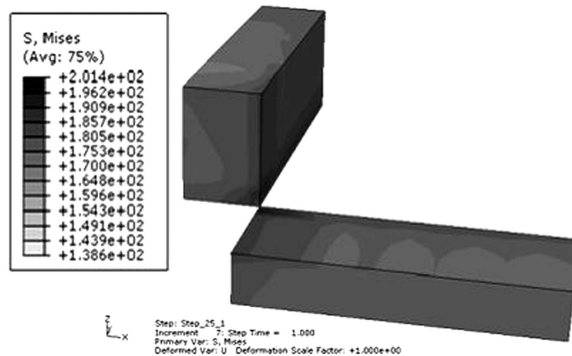


图 3 AZ91D 基体中 Mises 热残余应力的分布

Fig. 3 Distribution of thermal residual stress (Mises) in AZ91D

热残余应力的产生, 是由于复合材料中镁基体的热胀系数远大于碳纤维 (表 1), 复合材料从高温冷却

宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2012 年 第 3 期

至室温过程中,基体收缩量远大于增强体,导致基体中热错配应力的产生。当热错配应力大于镁基体的屈服强度时,能通过位错增殖的方式得以松弛,反之,就以热残余应力的形式保存下来。

同文献[4-6]对比可得,3D-C_r/Mg 复合材料基体热残余应力的分布呈现不规则、不对称性,远比一维碳纤维增强金属基复合材料的情况复杂。目前 3D-C_r/Mg 复合材料基体热残余应力的测定存在一定的困难,借助有限元分析能对该材料基体中热残余应力的大小与分布给予较为合理的预测。

2.1.2 不同工艺处理的影响

表 2 给出了不同工艺处理后复合材料基体热残余应力(Mises 形式)的大小。

表 2 不同工艺处理后 AZ91D 基体热残余应力的有限元计算结果

Tab.2 Calculating results of thermal residual stress (Von Mises Stress) in AZ91D after different treatments

treatment	$\bar{\sigma}$ /MPa	σ_{\max} /MPa	σ_{\min} /MPa
without treatment	169.06	201.41	138.64
cold-treatment	55.29	132.78	14.12
heat-treatment	147.23	204.03	97.31

由表 2 可见,3D-C_r/Mg 复合材料经过低温处理后,基体热残余应力明显减小,特别是平均热残余应力和最小热残余应力,由处理前的 169.06 和 138.64 MPa 分别降至处理后的 55.29 和 14.12 MPa。与之相比,高温处理对基体热残余应力的影响较小。高温处理后,基体平均热残余应力和最小热残余应力略有下降,而最大热残余应力几乎不变。

这是因为复合材料从室温降至低温时,基体和增强体热胀系数的差异导致两者的体积差进一步增大,造成基体中的热错配应力迅速增大。当 A291D 受到的热错配应力超过其屈服强度时,产生热错配应变,使一部分热残余应力通过位错增殖的方式得到松弛^[11-12]。因此,低温处理后,复合材料基体热残余应力明显降低。

另一方面,当复合材料从室温升至 120℃ 时,AZ91D 体积膨胀,与增强体间的体积差减小,使热错配应力减小。但是,从 120℃ 回复到室温时,AZ91D 体积收缩,与碳纤维间的体积差增大,热错配应力随之增大。最终结果是高温处理后复合材料基体平均热残余应力变化微小。

2.2 实验结果

图 4 为 AZ91D 合金、3D-C_r/AZ91D 复合材料以及不同工艺处理后复合材料的 X 射线衍射谱。图 4

可以看出,具有 HCP 结构的 α -Mg 的 (10 $\bar{1}$ 1) 衍射峰

强度最大且峰型明锐,能精确测定峰位并推算点阵常数,而具有 BBC 结构的 β -Mg₁₇Al₁₂ 的 (411) 衍射峰强度微弱且峰型散漫,峰位测定较为困难。与 AZ91D 合金相比,复合材料基体的 α -Mg 衍射峰位整体左移, α (10 $\bar{1}$ 1) 的衍射峰位由 $2\theta = 36.9100^\circ$ 左移至 $2\theta = 36.6898^\circ$ 。经过 -196℃ 低温处理后,基体的 α -Mg 衍射峰与处理前相比整体右移,更接近于 AZ91D 合金,其中, α (10 $\bar{1}$ 1) 的衍射峰位回复至 $2\theta = 36.7803^\circ$;而经过 120℃ 高温处理后,基体的 α -Mg 衍射峰位与处理前差别不大。说明与 AZ91D 合金相比,复合材料基体的 α -Mg 相的点阵常数发生了变化。低温处理后,变化有所减小,其点阵常数更接近 AZ91D 合金,而高温处理对它影响很小。

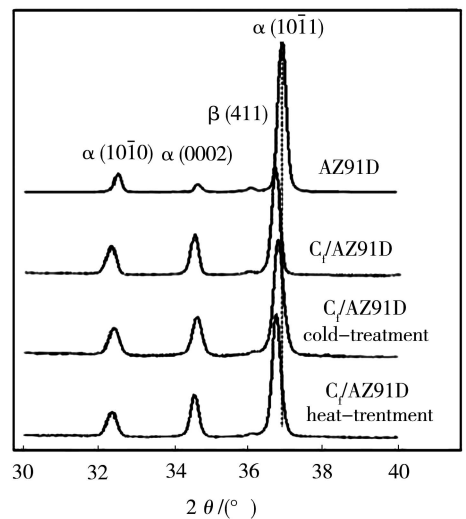


图 4 XRD 衍射结果
Fig. 4 XRD patterns

表 3 给出了 AZ91D 合金、3D-C_r/AZ91D 复合材料基体以及不同工艺处理后复合材料基体的 α -Mg 相的点阵常数。与 AZ91D 合金相比,复合材料基体的 α -Mg 相点阵常数明显变大。低温处理后,基体的 α -Mg 相点阵常数有所减小,并接近 AZ91D 合金;而高温处理后的基体 α -Mg 相点阵常数变化微小。

表 3 AZ91D 合金、3D-C_r/Mg 复合材料基体和不同工艺处理后复合材料基体的 α -Mg 相的点阵常数

Tab.3 Lattice parameter of α -Mg phase in AZ91D alloy, 3D-C_r/Mg without treatment, 3D-C_r/Mg after cold-treatment and 3D-C_r/Mg after heat-treatment

materials	α -Mg		
	a/nm	b/nm	c/nm
AZ91D alloy	0.31885	0.31885	0.51888
C _r /AZ91D without treatment	0.32045	0.32045	0.51946
C _r /AZ91D after cold-treatment	0.31936	0.31936	0.51880
C _r /AZ91D after heat-treatment	0.31982	0.31982	0.51965

(下转第 85 页)