

# 基于介电性能研究碳纤维/环氧复合材料 单向板电热作用机制

王志平\*, 叶亮, 路鹏程

(中国民航大学 天津市民用航空器适航与维修重点实验室, 天津 300300)

**摘要:** 采用复合材料电热试验机对碳纤维/环氧复合材料(CF/EP)单向板进行  $0.05\sim0.2\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  直流电流通电处理, 每次通电 1.5 h, 同时对其电热作用下的表面温度场进行测量; 分析电热作用后 CF/EP 试样的纵向体积电阻和介电性能变化; 通过三点弯曲测试表征电热作用前后的弯曲性能。结果表明: 试样的温度场随通电时间均呈现先迅速上升后稳态平衡的趋势。低于  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  的电热作用使温度场分布均匀, 纵向体积电阻降低以及介电性能提升; 高于  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  的电热作用使中间区域温度场高于两边区域, 纵向体积电阻上升以及介电性能下降。介电常数和损耗角正切随测试频率增大而降低, 交流导率随频率增大先稳定后上升。受电热作用影响最大的损耗角正切可作为特征参量。弯曲性能测试表明, 低于  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  的电热作用使 CF/EP 试样的弯曲强度和弯曲模量最大提升 11.8% 和 7.32%, 而高于  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  的电热作用使试样的弯曲强度和弯曲模量最大降低 8.26% 和 6.52%。

**关键词:** 碳纤维/环氧复合材料; 电热作用; 介电; 界面; 弯曲性能

中图分类号: TB332 文献标志码: A 文章编号: 1000-3851(2017)02-0270-08

## Electro-thermal influencing mechanism of carbon fiber/epoxy unidirectional laminated composites based on dielectric properties

WANG Zhiping\*, YE Liang, LU Pengcheng

(Tianjin Key Laboratory of Civil Aircraft Airworthiness and Maintenance, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China)

**Abstract:** Direct currents(DC) ranged from  $0.05\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  to  $0.2\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  were subjected through carbon fiber/epoxy(CF/EP) unidirectional composites with a 1.5 h duration by the electro-thermal tester, meanwhile the temperature fields were measured on the surface of samples under different electro-thermal treatments. Changes in the longitudinal volume resistance and dielectric properties were analyzed respectively after electro-thermal treatments. In order to characterize the flexural property, the three-point flexure test was conducted before and after electro-thermal treatments. Preliminary experimental results show that temperature fields of all samples are rising rapidly with the duration before steady-state equilibrium. Treatments at less than  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  lead to a uniform temperature field, and make the longitudinal volume resistance decrease and enhance dielectric properties. Treatments at more than  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  come to a contrary result. The dielectric constant and loss tangent increase with the increment of test frequency, whereas the AC conductivity remains unchanged and then rises. The loss tangent affected mostly by electro-thermal treatments can be used as characteristic parameter of electro-thermal influence. The flexural property test demonstrates that treatments less than  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$  make flexural strength and modulus increase by 11.8% and 7.32% mostly, but they reduce by 8.26% and 6.52% maximally after treating more than  $0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$ .

**Keywords:** carbon fiber/epoxy composites; electro-thermal treatments; dielectric; interface; flexural property

收稿日期: 2016-03-01; 录用日期: 2016-04-13; 网络出版时间: 2016-04-18 13:15

网络出版地址: [www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20160418.1315.006.html](http://www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20160418.1315.006.html)

基金项目: 国家自然科学基金(61471364); 中央高校基本科研业务费(3122014K014)

通讯作者: 王志平, 博士, 教授, 研究方向为航空材料加工与测试 E-mail: zpwang@cauc.edu.cn

引用格式: 王志平, 叶亮, 路鹏程. 基于介电性能研究碳纤维/环氧复合材料单向板电热作用机制[J]. 复合材料学报, 2017, 34(2): 270-277.

WANG Z P, YE L, LU P C. Electro-thermal influencing mechanism of carbon fiber/epoxy unidirectional laminated composites based on dielectric properties[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(2): 270-277 (in Chinese).

复合材料因普遍具有高比强度、高比模量、可设计性能优异等特点, 而被航空制造业大量使用。然而航空复合材料结构在整个服役过程中将受到老化、雷击、外来物撞击等引起的各类损伤, 关于这些传统损伤的检测及修补技术已趋于成熟, 但是有一类损伤形式却是碳纤维/环氧复合材料(CF/EP)所特有的, 并长期被忽视的一低强度电流引起的电热损伤。CF/EP 通常以碳纤维为增强相, 树脂为基体。碳纤维的导电导热性能较好, 树脂基体的导电导热性能远低于碳纤维, 当机载电子设备以及机体表面静电荷积累产生的安培级电流<sup>[1]</sup>流经 CF/EP 时, 因碳纤维导电产生的大量焦耳热将无法迅速导走而引起局部高温, 使 CF/EP 产生损伤。针对低强度电流引起的 CF/EP 性能恶化问题, SIERAKOWSKI 等<sup>[2]</sup>首先展开了研究, 他们发现短时通电会提升抗冲击性能, 但长时通电后所形成的更大的温度梯度会抵消短时通电的正面影响。GIGLIOTTI 等<sup>[3]</sup>研究了 CF/EP 层合板分别在低强度直流/交流电流作用下的电-力疲劳行为。蔺越国等<sup>[4]</sup>研究了电-热耦合对不同铺层的 CF/EP 层合板拉伸及疲劳性能的影响, 建立了损伤的电阻模型。但上述研究的不足在于未对电热本身对 CF/EP 产生的损伤以及损伤机理进行研究。

纪朝晖等<sup>[5]</sup>在研究电热对碳纤维复丝拉伸性能的影响时首先揭示了电热本身对纤维、基体以及界面的作用机理, 本文将在此基础上继续研究 CF/EP 层板的电热作用机制。众所周知, CF/EP 内部存在一定的导电网络, 当材料内部出现损伤时, 导电网络会随之改变, 这种变化可通过电学测试得到放大, 即所谓的“自检”。如 SCHULTE 等<sup>[6]</sup>采用直流(DC)法和交流(AC)法对拉伸过程中的 CF/EP 层板进行原位的损伤监测。WANG 等<sup>[7]</sup>提出 DC 电阻自检法研究了 CF/EP 层板的冲击损伤, 发现电阻会随着冲击损伤的出现而不可逆上升。RAIHAN 等<sup>[8]</sup>采用 AC 法对复合材料层板的拉伸损伤进行了研究, 发现材料性能恶化与其介电性能变化之间存在对应关系。由于 CF/EP 本身就是电介质, 而介电分析可阐明电介质内部微观成分、结构(分子、偶极子以及界面等)和极化机制之间相互作用规律, 更能考察材料内部微观结构和宏观介电性能的联系。因此, 本文对 CF/EP 层板的电热作用机理的研究主要基于介电分析, 通过温度场、体积电阻、介电性能以及三点弯曲力学性能之间相互

验证, 确定了电热作用特征参量, 建立损伤微观机理与宏观失效机制之间的联系, 为发展 CF/EP 电热损伤的无损检测技术打下了理论和实践基础。

## 1 实验材料及方法

### 1.1 实验材料

增强材料为 T300 碳纤维, 由日本东丽公司提供。树脂基体为环氧树脂(EPOCAST52A/B)体系, 由美国 HUNTSMAN 公司提供。导电银胶由广州盈讯电子公司提供。

### 1.2 试样制备

采用热压罐工艺制备了 CF/EP 单向板, 其中碳纤维的质量比为 77 wt% (其他量为 100)。铺层方式为 [0]<sub>8</sub>, 固化流程: 以 1 °C · min<sup>-1</sup> 的升温速率升至 95 °C, 保温 240 min, 保持压力 0.34 MPa; 然后以 3 °C · min<sup>-1</sup> 的速率降至 52 °C, 卸压至常压。试样尺寸为 85 mm × 20 mm × 2 mm。最后, 为便于后面进行介电性能测试, 采取丝网印刷的方法在试样正反两面分别印以直径为 10 mm 和直径为 15 mm 的 3 个等间距圆形电极, 如图 1 所示。可知, 电极材料为导电银胶, 低温烘干 2 h 以后再用导电银胶将电极与等长度铜导线连接, 再次低温烘干处理。

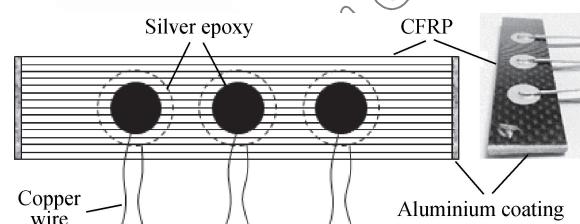


图 1 CF/EP 试样及表面的导电银胶电极  
Fig. 1 CF/EP sample and silver epoxy electrodes on surfaces

### 1.3 电热作用实验

图 2 为电热作用实验的复合材料电热试验机。

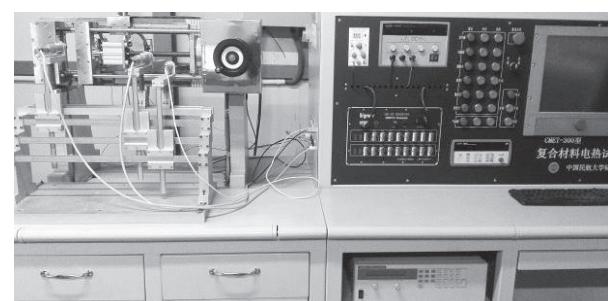


图 2 复合材料电热试验机  
Fig. 2 Electro-thermal tester of composites

取厚度均匀的试样 8 个, 采用该试验机对试样两端通以直流电, 电热作用参数如表 1 所示。为减少试样与夹持端的接触电阻, 一方面采取火焰喷涂的方式对试样两端喷铝处理(先经过喷砂处理去除表层树脂, 使纤维露头, 如图 1 所示), 另一方面在通电时对试样两端施以适当的预紧力。电热作用过程中, 通过 3 个红外探头对试样表面的左、中、右三个等间距圆形区域的温度进行监测, 提取温度场参数。

表 1 CF/EP 试样的电热作用参数  
(碳纤维的质量比为 77wt%)

Table 1 Electro-thermal treating parameters of  
CF/EP samples (mass ratio of carbon fiber is 77wt%)

Current intensity/A	Electro-thermal treating time/h							
	1	2	3	4	5	6	7	8
2	0	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
3	0	0	0	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
4	0	0	0	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
5	0	0	0	0	1.5	1.5	1.5	1.5
6	0	0	0	0	0	1.5	1.5	1.5
7	0	0	0	0	0	0	1.5	1.5
8	0	0	0	0	0	0	0	1.5

#### 1.4 电学表征

由于 CF/EP 内部存在一定的导电网络, CF/EP 在电学上可视作一个简单的 RC 电路<sup>[6]</sup>, 图 3 为 CF/EP 层板中的 RC 等效电路图。因此, 本文拟通过不同的电学测量来表征电热作用对试样内部结构的影响。每次电热作用前后, 先采用 LCR 测量仪(日本 HIOKI 公司生产, 型号 IM3536)的 DC 测量模式对试样进行纵向体积电阻  $R$  值的测量, 计算相对电阻变化  $\Delta R/R_0$ , 并计算 8 个试样经不同电热作用后的平均相对电阻变化。然后采用 LCR 测量仪的 AC 测量模式对试样的左、中、右三个圆形区域进行介电性能测试, 测试参量为介电常数  $\epsilon'$ , 损耗角正切  $\tan \delta$ , 交流电导率  $\sigma'$ (复电导率的实部), 测试频率  $f$  的范围为 1~8 MHz, 测试温度为室温。计算 8 MHz 下的相对介电常数变化  $\Delta\epsilon'/\epsilon'_0$ , 相对

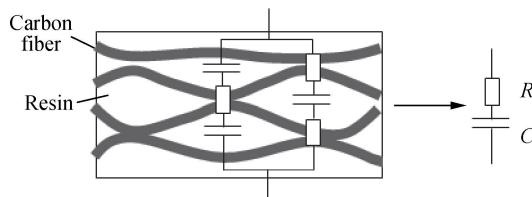


图 3 CF/EP 层板中的 RC 等效电路

Fig. 3 RC equivalent circuit in CF/EP laminates

$\tan \delta$  变化  $\Delta D/D_0$ , 相对交流电导率变化  $\Delta\sigma'/\sigma'_0$ , 同样计算 8 个试样经不同电热作用后的平均  $\epsilon'$  变化、平均  $\tan \delta$  变化以及平均  $\sigma'$  变化。 $\epsilon'$  由下式决定:

$$\epsilon' = \frac{C_s L}{\epsilon_0 A} \quad (1)$$

式中:  $C_s$  为串联电容,  $L$  为电极间距,  $\epsilon_0$  为真空介电常数  $8.854 \times 10^{-12}$  F·m<sup>-1</sup>,  $A$  为小圆电极面积。 $\tan \delta$  由下式决定:

$$\tan \delta = \frac{\epsilon''}{\epsilon'} = \omega C_s R_s \quad (2)$$

$$\epsilon^* = \epsilon' - i\epsilon'' \quad (3)$$

式中:  $\epsilon''$  为复介电常数的虚部;  $\omega$  为角频率,  $\omega = 2\pi f$ ,  $f$  为测试频率;  $R_s$  为串联电阻;  $\epsilon^*$  为复介电常数。 $\sigma'$  由下式决定:

$$\sigma'(\omega) = \epsilon_0 \omega \epsilon''(\omega) \quad (4)$$

#### 1.5 力学性能测试

采用万能试验机(INSTRON 生产, 型号 Instron 5982)对表 1 所示 8 种电热作用后的试样进行三点弯曲测试。参考 ASTM D7264 标准<sup>[9]</sup>, 选择 32:1 的跨厚比, 计算得到每个试样的弯曲强度和弯曲模量。通过激光共焦显微镜(日本 OLMPUS 生产, 型号 OLS4100)分析失效模式以及测量裂纹长度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 电热作用实验结果

图 4 为 CF/EP 试样 8 左、中、右三个圆形区域随通电时间变化的温度场分布。首先, 可以看到每种电流强度的电热作用下, 试样表面三个区域的温度场随通电时间均呈现先瞬态迅速上升后稳态平衡

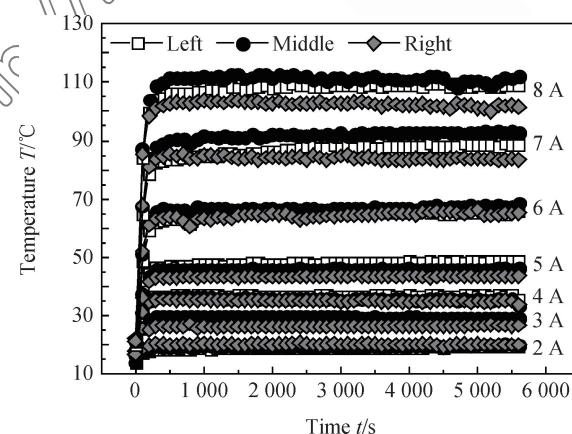


图 4 不同电热作用后 CF/EP 试样 8 上不同区域的温度场分布

Fig. 4 Temperature distributions in different zones of CF/EP sample 8 after different electro-thermal treatments

的趋势, 这与电-热耦合作用下 CF/EP 表面的温度场变化规律基本一致<sup>[1, 4]</sup>, 这主要因为 CF/EP 产生的焦耳热通过环境热对流以及热辐射散发需要一定的时间。其次, 当以小于等于 5 A (电流密度为  $0.125 \text{ A} \cdot \text{mm}^{-2}$ ) 的电热作用时, 试样三个区域的温度场呈现左右两边高、中间低的趋势, 但三者的温差较小; 当以大于 5 A 的电热作用时, 试样三个区域的温度场则呈现中间高、两边低的趋势, 且三者的温差较大。造成这种现象的原因是: 小于等于 5 A 电热作用时, 试样两端与夹持端仍存在较少的接触电阻, 所以两边的温度场受其影响而略高于中间区域; 而 6 A 作用时, 试样内部短时间内产生大量焦耳热而发生膨胀, 致使试样两端与夹持端接触紧密<sup>[10]</sup>, 接触电阻几乎消除, 所以三个区域的温度场大致相同; 大于 6 A 作用时, 试样发热膨胀的程度更大, 两端的夹持力加大, 试样受其反作用力而被压缩变形, 导致内部纤维的弯曲程度加大, 纤维与纤维之间的接触点数目改变, 最终使 CF/EP 内部的导电网络在中间区域呈现更多的电阻成分, 所以中间区域的温度场要高于两边区域。此外, 由于每进行下一次电热作用时, 都会等上一次电热作用及相关测试结束, 因此电热作用对试样内部结构以及表面的温度场影响应该是不可逆的。

## 2.2 CF/EP 的电学性能

### 2.2.1 DC 表征

图 5 为 8 个 CF/EP 试样经不同电热参数累积作用后的平均相对  $R$  值变化。可以看到, 试样经 2 A/1.5 h 电热作用后其相对  $R$  值变化降至最低, 之后经 3 A/1.5 h、4 A/1.5 h、……、8 A/1.5 h 作用后其相对  $R$  值变化均呈上升趋势, 其中经 5 A/

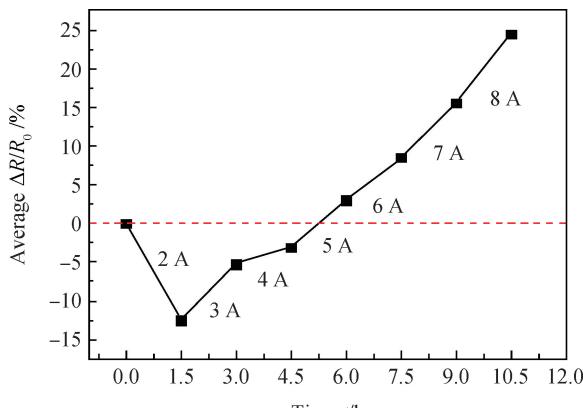


图 5 不同电热作用后 CF/EP 试样平均相对  $R$  值变化

Fig. 5 Average relative change in resistance of CF/EP samples after different electro-thermal treatments

1.5 h 作用后试样的  $R$  值已恢复至初始值, 而 6 A/1.5 h 及以后的电热作用则使试样的  $R$  值远高于初始值。这可以从 CF/EP 电热作用的本质去解释, 电热作用属于物理老化, 类似于热老化, 不同的是电热来源于内部碳纤维产生的焦耳热, 后经热传导作用于纤维-树脂界面, 最后作用于树脂基体, 所以受电热影响最大的是界面, 其次是树脂基体。2 A/1.5 h 作用后其  $R$  值降至最低的原因是小电流产生的焦耳热对纤维-树脂界面具有修复作用<sup>[5, 11]</sup>, 这种修复使纤维与纤维之间的接触点数目上升, 最终使试样的  $R$  值呈下降趋势。进一步加大电流(小于 6 A), 焦耳热对界面区域的修复作用下降, 直到经 5 A/1.5 h 作用后  $R$  值已恢复至初始值。而大于等于 5 A 的电热作用可能弱化了纤维-树脂界面, 使纤维与纤维之间的接触点数目降至初始水平以下, 所以试样的  $R$  值远高于初始值。而这种弱化可能是由纤维与基体的热膨胀系数不匹配而产生的残余应力引起的, 它会导致 CF/EP 中纤维与基体脱粘、分层和刚度下降<sup>[12]</sup>。因此小于 5 A 的电热作用对纤维-树脂界面的影响是有利的, 对试样  $R$  值的影响是可逆的; 而大于 5 A 的电热作用对纤维-树脂界面的影响则是不利的, 对试样  $R$  值的影响是不可逆的。

### 2.2.2 AC 表征

图 6 为不同电热作用后 CF/EP 试样 8 中间区域的介电频谱关系。从图 6(a)可以看出, 8 种电热作用下, 试样 8 中间区域的  $\epsilon'$  均随频率增加而下降, 这符合一般的介电弛豫规律。因为不同的极化过程需要的时间不同, 随着电场频率增加, 极化(这里是空间电荷极化和偶极子取向极化)逐渐跟不上电场变化, 因此对  $\epsilon'$  不再有贡献。其次, 1~8 MHz 下, 2~6 A 的电热作用使试样的  $\epsilon'$  逐步上升, 这是因为小电流下的电热作用使环氧树脂极性基团的取向活动能力增强, 从而增强极化使  $\epsilon'$  逐步上升。之后 7~8 A 的电热作用又使  $\epsilon'$  逐步下降, 其原因与纤维-树脂界面的弱化有关, 这种由残余应力引起的弱化可能造成纤维与基体脱粘甚至分层, 继而使  $\epsilon'$  降低。此外焦耳热与应力(试样两端的夹持力)的共同作用可导致树脂基体分子链断裂, 这也可能使试样的  $\epsilon'$  降低。 $\tan \delta$  代表电介质在交变电场中消耗电能而发热的能力。图 6(b)中  $\tan \delta$  随频率变化关系基本与  $\epsilon'$  一致, 低频下介电损耗很高, 随频率增加又迅速地降低。这是因为导体/聚

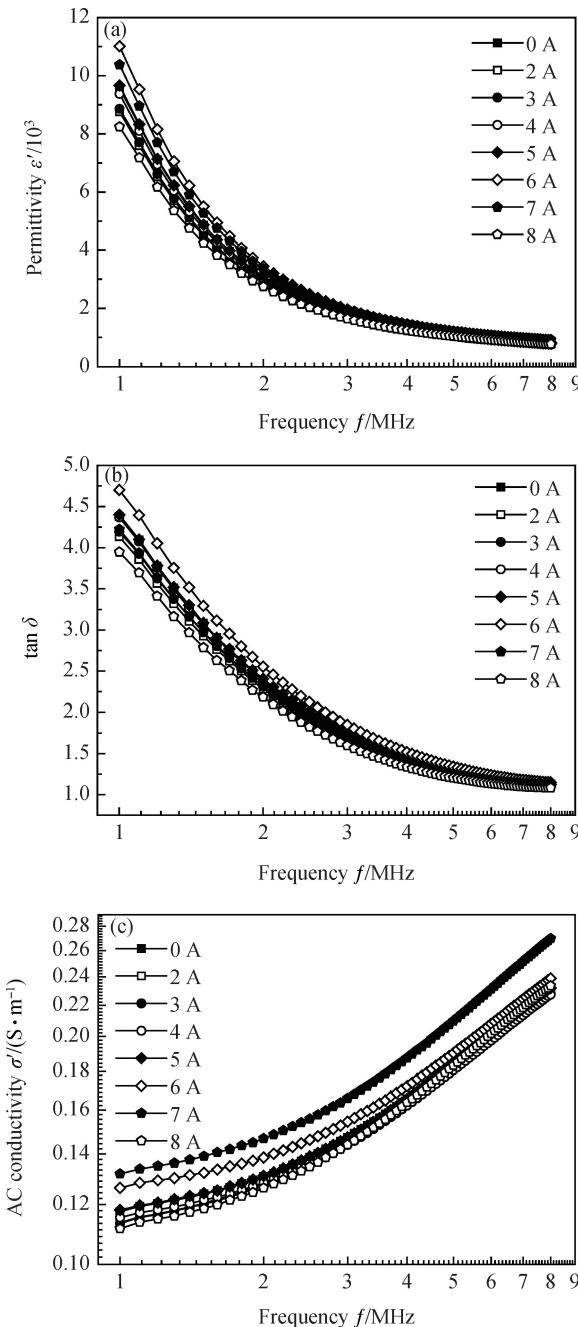


图 6 不同电热作用后 CF/EP 试样 8 中间区域的介电频谱

Fig. 6 Dielectric frequency spectrums for CF/EP sample 8 in middle zone after different electro-thermal treatments

合物复合材料的介电损耗一般由漏导损耗(低频)和空间电荷极化(中频)引起的损耗组成,而一般漏导损耗的影响要大于后者<sup>[13]</sup>,所以  $\tan \delta$  会随频率增加迅速地下降。同  $\epsilon'$  一样, 2~6 A 的电热作用使试样的  $\tan \delta$  逐步上升, 这可能是由于小电流产生的焦耳热修复了纤维-树脂的界面, 使纤维之间的接触程度增加, 从而增大漏导损耗。之后经 7~8 A 的电热作用,  $\tan \delta$  逐步下降是因为纤维-树脂界面

的弱化导致纤维与纤维之间的接触点数目降低, 漏导损耗随之下降。

由图 6(c)可以看到, 在 2~8 A 的电热作用下,  $\sigma'$  均随频率增加呈现先稳态不变后显著线性上升的趋势。这在导体/聚合物(如碳纳米管、短切碳纤维等导体)复合材料<sup>[14~17]</sup>中很常见。这是因为纯环氧树脂的  $\sigma'$  与频率之间存在线性依赖关系, 当环氧树脂中掺杂的碳纤维(这里是连续型长纤维)达到一个临界浓度(渗流阈值)时, 在低于某个特征频率  $f_c$  的频段内  $\sigma'$  将保持恒定(即出现 DC 平台), 而当频率高于  $f_c$  时, 直流电导率将转变为交流电导率。DC 平台的出现说明材料由绝缘体转变为导体(这里 CF/EP 是半导体)的频率范围。通常  $\sigma'$  与角频率  $\omega$  之间存在如下关系:

$$\sigma'(\omega) = \sigma(0) + \sigma_{ac}(\omega) = \sigma_{dc} + A\omega^s \quad (5)$$

式中:  $\sigma_{ac}(\omega)$  为交流电导率, 与频率相关;  $\sigma_{dc}$  为直流电导率, 它与频率无关;  $A$  为常数; 指数  $s$  与频率范围有关,  $0 < s < 1$ 。 $\sigma_{dc}$  和  $s$  还取决于温度。上述关系被 Jonscher 称作“一般动态响应”<sup>[15]</sup>。此外, 2~7 A 的电热作用使试样的  $\sigma'$  呈上升趋势, 而 8 A 作用后  $\sigma'$  降至最低。这同样是因为小电流对界面区域的修复使纤维之间的接触程度上升, 尤其当纤维之间的间隙足够小时, 所产生的显著电子隧道效应将使  $\sigma'$  上升; 而大电流对界面的弱化作用使纤维的接触程度下降, 以及纤维和基体脱粘甚至分层,  $\sigma'$  随之下降, 与前面分析一致。

图 7 为 8 MHz 下不同电热作用后 CF/EP 试样上左、中、右三个区域的平均  $\Delta\epsilon'/\epsilon'_0$ 、平均  $\Delta D/D$  以及平均  $\Delta\sigma'/\sigma_0$  随时间的变化, 可以看出, 经 2~5 A 电热作用后三个区域的平均相对  $\epsilon'$  变化、平均相对  $\tan \delta$  变化以及平均相对  $\sigma'$  均呈上升趋势, 后经 6~8 A 作用又均呈下降趋势, 这与前面 8 号试样的介电性能变化规律基本一致, 不同的是由于这里是将 8 个试样平均化处理后的结果, 6 A 处理后平均相对  $\epsilon'$  变化便开始下降, 这表明电热作用对 CF/EP 介电性能的一般性影响是 2~5 A 的电热作用使介电性能持续上升, 其中 5 A 处理达到最大, 而大于 5 A 的电热作用使介电性能下降, 其中上升和下降的原因分析与前面相同。此外, 三个区域的介电性能变化幅度最小的是中间区域, 其次是两边区域。这是因为在小电流的电热作用下(尤其 2~4 A), 试样两端存在接触电阻, 这导致两边的温度场高于中间区域, 从而使两边区域介电性能产生不可逆急

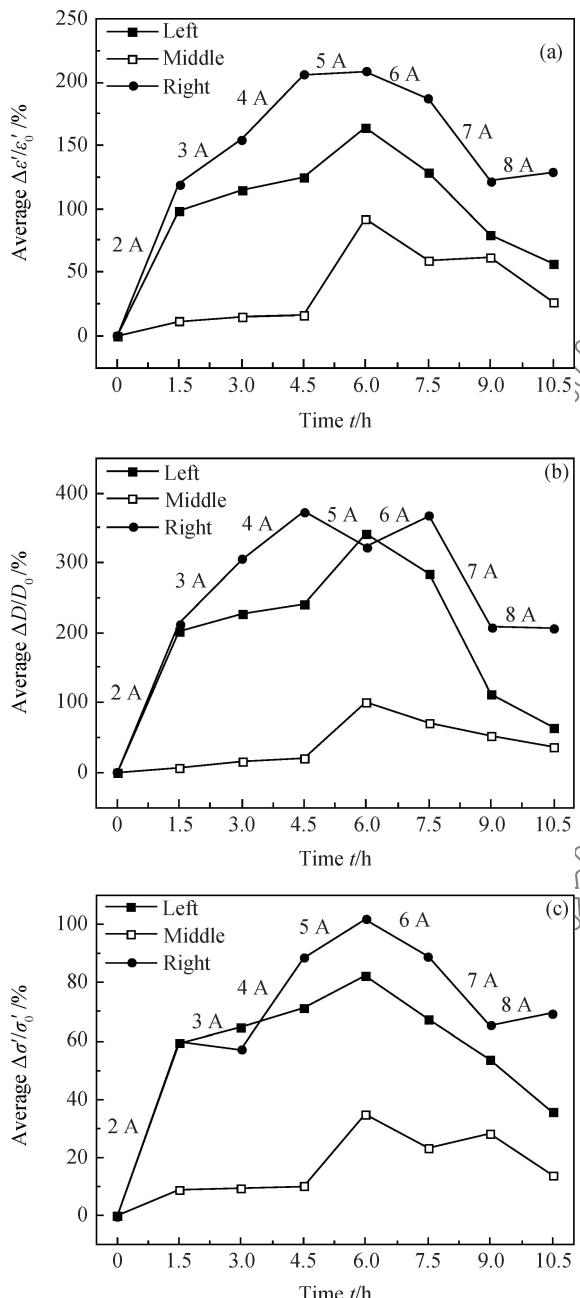


图 7 8 MHz 下不同电热作用后 CF/EP 试样上左、中、右三个区域的平均  $\Delta\epsilon'/\epsilon_0$ 、平均  $\Delta D/D_0$  以及平均  $\Delta\sigma'/\sigma_0$  随时间的变化关系曲线

Fig. 7 Relationship between time and permittivity, loss tangent and AC conductivity for different zones of CF/EP samples after different electro-thermal treatments in 8 MHz

剧上升, 之后在大电流的电热作用下, 即使中间温度场高于两边区域, 但两边区域因接触电阻引起的介电性能急剧上升仍无法消除, 所以就整体来看, 中间区域的介电性能变化小于两边区域。

综上所述, 直流参量  $R$  值主要体现了电热作用对纤维状态的影响, 而介电参量  $\epsilon'$  和  $\tan \delta$  更能反映纤维-树脂界面以及树脂基体的损伤。本文已指

出电热作用主要是对界面和基体造成影响(后面力学测试也证实), 再结合前言中提到复合材料的力学损伤和介电性能变化之间存在对应关系, 以及比较电热作用下  $R$ 、 $\epsilon'$ 、 $\tan \delta$  和  $\sigma'$  的变化幅度可知, 损耗角正切  $\tan \delta$  可作为电热作用的特征参量。

### 2.3 CF/EP 力学性能

图 8 为不同电热作用后 CF/EP 试样的弯曲强度和弯曲模量。可以看出, 弯曲强度和弯曲模量随电热作用的进行均呈现先增后减趋势, 几乎在 5 A 的电热作用后达到最大值。这是因为 2~5 A (电流密度  $0.05\sim0.125\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$ ) 的电热作用对纤维-树脂界面有修复作用, 这种修复提高了纤维-树脂的粘结强度, 从而使试样的弯曲强度比未经电热作用的试样提升了 11.8%。另外, 由于电热作用对 CF/EP 的影响属于物理老化, 物理老化造成树脂基体的自由体积收缩, 微观上表现为链段运动的自由度降低。宏观上则表现为树脂基体的刚度提升, 即模量上升, 经 2~5 A 电热作用后试样的弯曲模量最大提升了 7.32%。6~8 A (电流密度  $0.15\sim0.25\text{ A}\cdot\text{mm}^{-2}$ ) 的电热作用对 CF/EP 试样的弯曲强度和弯曲模量影响较小, 在 8 A 作用后弯曲强度和弯曲模量略有下降。

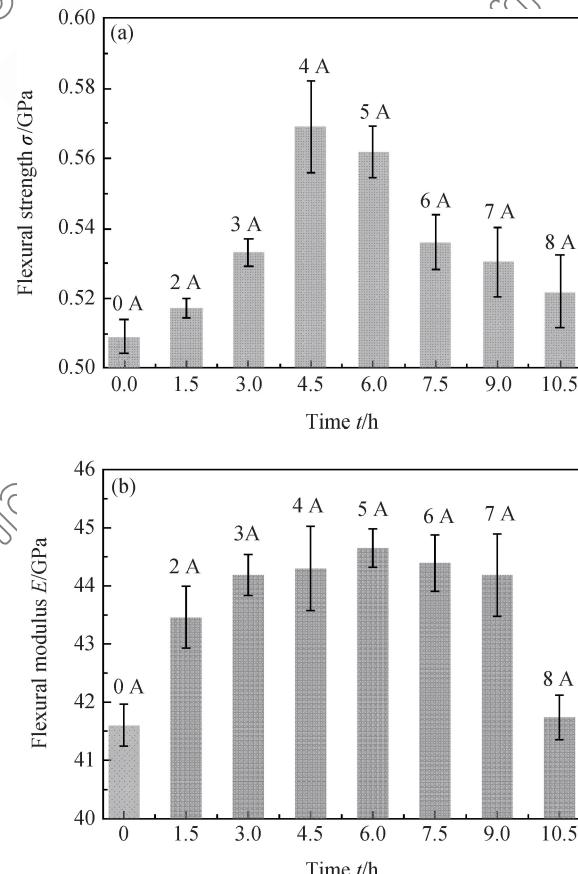


图 8 不同电热作用后 CF/EP 试样的弯曲强度和弯曲模量

Fig. 8 Flexural strength and modulus of CF/EP samples after different electro-thermal treatments

0.2 A·mm<sup>-2</sup>)的电热作用则弱化纤维-树脂界面,这种由残余应力引起的弱化降低了纤维-树脂的粘结强度,使CF/EP发生纤维基体脱粘甚至分层,最终使试样的弯曲强度和弯曲模量分别降低8.26%和6.52%。此外,大电流下产生的焦耳热和应力会导致基体分子链的断裂。而热固性基体的抗开裂能力会随断链引起的塑性变形而下降<sup>[12]</sup>。分析失效模式发现,所有试样均在弯曲的拉伸侧发生断裂,在开裂区域伴随不同程度的大量分层,这种分层程度的大小主要跟层间结合强度相关<sup>[18]</sup>。图9为CF/EP试样1、4、8的弯曲失效特征,试样1、4、8的左右两侧裂纹平均长度分别为7 998.82 μm、6 905.61 μm、8 668.11 μm。这证明小电流下的电热作用可以修复纤维-树脂界面,增强层间结合强度,使基体的抗开裂能力提升;而大电流则弱化界面,降低层间结合强度,使基体的抗开裂能力降低。

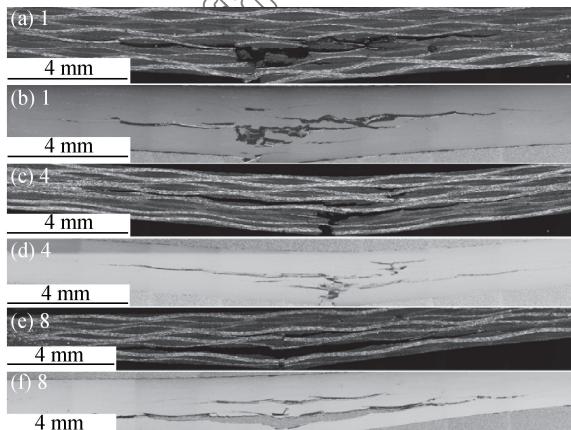


图9 CF/EP试样1、4、8的弯曲失效特征

Fig. 9 Flexural failure features of CF/EP sample 1, 4 and 8

### 3 结 论

(1) 碳纤维/环氧复合材料(CF/EP)试样的温度场随通电时间均呈现先迅速上升后稳态平衡的趋势。低于0.125 A·mm<sup>-2</sup>的电热作用在试样表面形成的温度场较为均匀,高于0.125 A·mm<sup>-2</sup>的电热作用改变了纤维之间的接触点数目,使CF/EP内部的导电网络在中间区域呈现更多的电阻成分,中间区域的温度场要高于两边区域。

(2) CF/EP中受电热作用影响最大的是纤维-树脂界面,其次是树脂基体。低于0.125 A·mm<sup>-2</sup>的电热作用修复了纤维-树脂界面,增加了纤维与纤维之间的接触点数目,使试样的纵向体积电阻降低至初始值以下,漏导损耗增加,损耗角正切上

升以及交流电导率上升。介电常数上升是因为环氧树脂极性基团的取向活动能力增强。高于0.125 A·mm<sup>-2</sup>的电热作用弱化了纤维-树脂界面,使纤维之间的接触点数目降低,纵向体积电阻远高于初始值。这种弱化可能是由纤维与基体的热膨胀系数不匹配而产生的残余应力引起的,它会导致CF/EP中纤维与基体脱粘、分层,继而使介电常数、损耗角正切以及交流电导率均下降。损耗角正切受电热作用影响最大,且更能反映电热作用对界面和基体的损伤,故可作为电热作用特征参量。

(3) 0.05~0.125 A·mm<sup>-2</sup>的电热作用修复了纤维-树脂界面,提高了纤维-树脂的粘结强度,使CF/EP试样的弯曲强度最大提升11.8%;电热作用造成树脂基体的自由体积收缩,使弯曲模量最大提升7.32%。0.15~0.2 A·mm<sup>-2</sup>的电热作用则弱化纤维-树脂界面,这种弱化可能降低纤维-树脂的粘结强度,使CF/EP发生纤维基体脱粘甚至分层,最终使试样的弯曲强度和模量分别降低8.26%和6.52%。

### 参考文献:

- [1] GIGLIOTTI M, LAFARIE-FRENOT M C, GRANDIDIER J C. Development of experimental and modelling tools for the characterisation of the thermal-electro-mechanical behaviour of composite materials for aircraft applications[J]. Mécanique & Industries, 2011, 12(2): 87-101.
- [2] SIERAKOWSKI R L, TELITCHEV I Y, ZHUPANSKA O I. On the impact response of electrified carbon fiber polymer matrix composites: effects of electric current intensity and duration[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(3): 639-649.
- [3] GIGLIOTTI M, LAFARIE-FRENOT M C, LIN Y, et al. Electro-mechanical fatigue of CF/EP laminates for aircraft applications[J]. Composite Structures, 2015, 127: 436-439.
- [4] 蔺越国, GIGLIOTTI M, LAFARIE-FRENOT M C, 等. 电-热耦合对航空复合材料拉伸及疲劳性能的影响[J]. 航空学报, 2014, 35(12): 3315-3323.
- [5] LIN Y G, GIGLIOTTI M, LAFARIE-FRENOT M C, et al. Thermo-electrical coupling effect on tensile and fatigue strength of composites materials for aeronautical application [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(12): 3315-3323 (in Chinese).
- [6] 纪朝辉, 刘刚, 王志平, 等. 电热载荷对碳纤维复丝拉伸性能的影响[J]. 复合材料学报, 2016, 33(1): 198-203.
- [7] JI Z H, LIU G, WANG Z P, et al. The effects of electric load on the tensile property of carbon multifilament[J]. Acta

- Materiae Compositae Sinica, 2016, 33 (1): 198-203 (in Chinese).
- [6] KUPKE M, SCHULTE K, SCHÜLER R. Non-destructive testing of FRP by D. C. and A. C. electrical methods[J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(6): 837-847.
- [7] WANG S, CHUNG D L, CHUNG J H. Impact damage of carbon fiber polymer-matrix composites, studied by electrical resistance measurement [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2005, 36(12): 1707-1715.
- [8] RAIHAN R, ADKINS J M, BAKER J, et al. Relationship of dielectric property change to composite material state degradation[J]. Composites Science and Technology, 2014, 105: 160-165.
- [9] American Society for Testing and Materials. Standard test method for flexural properties of polymer matrix composite materials: ASTM D7264/7264M[S]. West Conshohocken: ASTM International, 2007.
- [10] 纪朝辉, 刘刚, 王志平, 等. 电热载荷对 CF/EP 复合材料冲击后压缩性能研究[J]. 玻璃钢/复合材料, 2015(6): 48-52.
- JI Z H, LIU G, WANG Z P, et al. The effects of electric on the impact damage characteristics and residual compressive strength of electrified CF/EP composites [J]. Fiber Reinforced Plastics/Composites, 2015(6): 48-52 (in Chinese).
- [11] 曹振兴, 矫维成, 刘文博, 等. 利用碳纤维电热效应修复碳纤维复合材料界面[J]. 复合材料学报, 2013, 30(s1): 295-299.
- CAO Z X, JIAO W C, LIU W B, et al. Resistance heating for carbon fiber/PEI composites interface[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(S1): 295-299 (in Chinese).
- [12] 陶春虎, 何玉怀, 刘新灵. 失效分析新技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 2011: 250-252.
- TAO C H, HE Y H, LIU X L. Modern failure analysis techniques[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2011: 250-252 (in Chinese).
- [13] WANG B H, LIANG G Z, JIAO Y C, et al. Two-layer materials of polyethylene and a carbon nanotube/cyanate ester composite with high dielectric constant and extremely low dielectric loss[J]. Carbon, 2013, 54: 224-233.
- [14] LADANI R B, WU S Y, KINLOCH A J, et al. Improving the toughness and electrical conductivity of epoxy nanocomposites by using aligned carbon nanofibers[J]. Composites Science and Technology, 2015, 117: 146-158.
- [15] JOUNI M, FAURE-VINCENT J, FEDORKO P, et al. Charge carrier transport and low electrical percolation threshold in multiwalled carbon nanotube polymer nanocomposites[J]. Carbon, 2014, 76(18): 10-18.
- [16] PANDIS C, PISSIS P, PIONTECK J, et al. Highly conducting poly(methyl methacrylate)/carbon nanotubes composites: Investigation on their thermal, dynamic-mechanical, electrical and dielectric properties [J]. Composites Science & Technology, 2011, 71(6): 854-862.
- [17] AYISH I O, ZIHLIF A M. Electrical properties of conductive network in carbon fibers/polymer composites[J]. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2010, 29 (21): 3237-3243.
- [18] 范金娟, 程小全, 陶春虎. 聚合物基复合材料构件失效分析基础[M]. 北京: 国防工业出版社, 2011: 66-67.
- FAN J J, CHENG X Q, TAO C H. Failure analysis basics for polymer matrix composite components [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2011: 66-67 (in Chinese).