

修复用硼纤维/环氧单向复合材料的破坏模式研究*

文思维, 曾竟成, 肖加余, 王遵, 张昌天

(国防科技大学航天与材料工程学院, 长沙 410073)

摘 要: 采用无纬带缠绕层压成型工艺制备硼纤维/环氧单向复合材料, 通过对硼纤维/环氧单向复合材料的宏观和微观拉伸断口形貌观察, 分析了硼纤维/环氧单向复合材料的破坏模式。结果表明: 当树脂基体的断裂延伸率较小时, 硼纤维/环氧单向复合材料的破坏模式主要是非累积型破坏。随着树脂基体的断裂延伸率增大, 硼纤维/环氧单向复合材料的破坏模式向损伤累积型破坏转变。

关键词: 破坏模式; 硼纤维; 环氧树脂; 单向复合材料

中图分类号: TB332

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2006)05⁺-0219-04

Failure Modes of Unidirectional Boron Fiber/Epoxy Resin Composites for Repair of Damaged Aluminum

WEN Si-wei, ZENG Jing-cheng, XIAO Jia-yu, WANG Zun, ZHANG Chang-tian

(College of Aerospace and Materials Engineering, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Abstract: Unidirectional boron fiber/epoxy (B_f /epoxy) resin composites were fabricated with winding and compression molding, and the failure modes of the unidirectional B_f /epoxy resin composites under tensile loads were studied by observing macro- and micro- fracture surfaces of the B_f /epoxy resin composites. The results show that the failure modes of the unidirectional B_f /epoxy resin composites are mainly the non-accumulating failure when the elongation to fracture of epoxy resin is small. While the failure modes of the unidirectional B_f /epoxy resin composites are gradually changed into the accumulating failure with increasing the elongation to fracture of epoxy resin.

Key words: failure modes; boron fiber; epoxy resin; unidirectional composites

0 引 言

硼纤维/环氧复合材料在国外已应用于制造高尔夫球杆等体育器材、制造 F-14 和幻影 2000 等军用飞机部件以及用于损伤铝合金构件的修复等领域, 是一种重要的聚合物基复合材料^[1,2]。美国 Textron 公司已有商品化生产的硼纤维/环氧预浸带, 它们是 B/5505 和 B/5521^[3]。我国由于硼纤维生产工艺还存在缺陷, 不能批量生产, 对硼纤维增强的复合材料研究主要是硼纤维/铝复合材料, 所用的硼纤维多为俄罗斯生产^[4], 有关硼纤维/环氧复合材料的研究目前尚未见报道。复合材料的破坏模式在

一定程度上反映了复合材料的性能特点, 揭示复合材料构件的失效形式。因此, 了解和掌握复合材料的破坏模式对复合材料构件的合理设计与应用具有十分重要的意义, 尤其对国内研究较少的硼纤维/环氧复合材料更为重要。

采用无纬带缠绕层压成型工艺制备硼纤维/环氧单向复合材料, 通过对硼纤维/环氧单向复合材料的宏观和微观拉伸断口形貌观察, 揭示硼纤维/环氧单向复合材料的破坏模式。同时对树脂基体采用液体丁腈橡胶增韧改性, 并测试硼纤维与环氧树脂间的界面剪切强度, 分析树脂基体对硼纤维/环氧单向复合材料破坏模式的影响。

1 试验及原材料

1.1 试验材料

收稿日期: 2006-08-01

修回日期: 2006-09-01

基金项目: *武器装备预研基金资助(编号略)

作者简介: 文思维(1974-), 男(汉), 湖南耒阳人, 博士研究生。

硼纤维, 直径为 142 μm , 俄罗斯生产; 环氧树脂 (E-51), 环氧值 0.48~0.54, 中国石化巴陵石油化工有限公司生产; 异佛尔酮二胺(IPDA), 分析纯, 美国 Acros Organics 公司生产; 丙酮, 分析纯, 长沙市分路口塑料花化工厂生产; 液体丁腈橡胶(LNBR), 丙烯腈含量 28.0~31.0%, 布氏粘度(70 $^{\circ}\text{C}$)4 500~7 000 $\text{mPa}\cdot\text{s}$, 日本瑞翁(ZEON)公司生产。

1.2 硼纤维/环氧单向复合材料制备及断口观察

硼纤维/环氧预浸带在哈尔滨复合材料设备开发有限公司生产的 3PM800 缠绕机制备, 裁减成合适的尺寸按照设计的层数放入模具, 加热加压固化成型, 制得硼纤维/环氧单向层合板。

硼纤维/环氧单向复合材料的断口在中国科学院物理所生产的 KYKY-2800 扫描电镜上进行观察。

1.3 单纤维拔出试样制备

为保证在进行单纤维拔出试验时纤维完全拔出, 纤维的包埋长度是试样制备中的关键, 过长的包埋长度常导致纤维在受拉过程中本身断裂而不是纤维从基体中拔出, 所以埋置深度一定要小于临界纤维拔出长度 $l_{\text{临界}}$ ^[5]:

$$l_{\text{临界}} = \frac{r\sigma}{2\tau} \quad (1)$$

式中 σ 为纤维抗拉强度, r 为纤维半径, τ 为界面剪切强度。根据式(1)和试验所用硼纤维及树脂性能得到 $l_{\text{临时}}=2.27\text{ mm}$, 为使硼纤维被完全拔出, 确定本试验的纤维包埋长度为 1 mm 左右。由于在制备试样时存在误差, 实际纤维包埋长度可能大于 1 mm, 但如果在拔出试验中硼纤维被完全拔出而不断裂则认为试样合格。

在试样制备中, 先将硼纤维裁剪成一定长度的纤维段, 用丙酮清洗硼纤维表面; 然后将配制好的环氧树脂体系涂在中间开孔的坐标纸上, 放置硼纤维, 硼纤维一端浸入环氧树脂中的长度约为 1mm, 另一端足够长使纤维在拉伸时不致被拔出, 按固化制度固化 (E-51+24 % IPDA: 70 $^{\circ}\text{C}$ /1 h+ 100 $^{\circ}\text{C}$ /2 h; E-51+24 % IPDA+ 10 %NBR: 80 $^{\circ}\text{C}$ /1 h+120 $^{\circ}\text{C}$ /2 h)。试验中包埋的硼纤维被完全拔出, 因此本试样制备方法确定的纤维包埋长度合理。

然后将制备好的试样夹持在万能试验机上, 进行拔出试验, 加载速度为 0.1 mm/min, 在光学显微镜下观察并测量纤维拔出长度。硼纤维/环氧复合

材料界面剪切强度采用式(2)计算^[5]。

$$\tau_{\text{pull-out}} = \frac{P}{\pi dl} \quad (2)$$

式中 P 为拔出载荷, d 为纤维直径, l 为纤维拔出长度。

2 结果与讨论

2.1 硼纤维/环氧单向复合材料的纵向拉伸破坏模式

图 1 给出了 NBR 改性环氧树脂的硼纤维/环氧单向复合材料宏观纵向拉伸断口形貌。从图 1 可以看出, 大量硼纤维从基体中拔出, 硼纤维/环氧单向复合材料的断口与纤维方向成 45 $^{\circ}$ 。硼纤维从基体中拔出吸收大量断裂能, 提高了硼纤维/环氧单向复合材料的断裂韧性。根据复合材料细观力学^[6], 在复合材料中, 由于应力集中或制备过程中产生的缺陷, 树脂基体中将产生裂纹。树脂基体开裂是在平行于最大主应力的方向产生, 而且当作用于树脂基体上的最大主应力 σ_{max} 达到树脂基体的开裂强度 σ_c 时, 树脂基体发生开裂, 树脂基体开裂准则可表示为 $\sigma_{\text{max}}=\sigma_c$ 。树脂基体中最大主应力方向与纤维轴向成 45 $^{\circ}$, 故树脂基体裂纹扩展方向与纤维轴向成 45 $^{\circ}$ 。在一定条件下由于树脂基体中的裂纹相互连通、纤维断裂而使复合材料发生宏观破坏, 断口与纤维轴向成 45 $^{\circ}$ 。

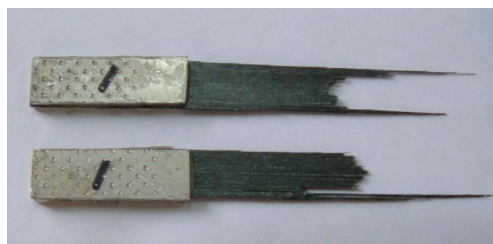


图 1 硼纤维/环氧单向复合材料拉伸断口的宏观形貌
Fig.1 Fracture modes of unidirectional B/epoxy composites

图 2 给出了硼纤维/环氧单向复合材料纵向拉伸断口的 SEM 形貌, 其中图 2(a)为环氧树脂未改性的复合材料的断口形貌, 图 2(b)为 NBR 改性环氧树脂的复合材料的断口形貌。从图 2 中可以看出, 硼纤维断口较平齐, 有放射状花纹, 为典型的脆性断裂。图 2(a)中可见少量的硼纤维拔出和拔出后形成的孔洞, 纤维拔出长度较小, 而且被拔出的硼纤维表面上残留少量的树脂碎片; 同时可见大量的硼纤维与树脂基体齐断。这种断裂为非累积型脆性断

裂, 局部纤维的断裂很快导致材料的整体破坏。图 2(b)可见大量的碳纤维拔出、纤维拔出后形成的空洞, 纤维拔出长度较大, 纤维与树脂基体间存在大量裂纹; 在图 2(b)右图中还可见到被拔出的碳纤维表面残留的树脂碎片较多。这种断裂为损伤累积型

断裂, 纤维承载能力发挥较为充分, 有利于获得较高的强度。因此, 在外载作用下, 碳纤维/环氧单向复合材料内部的破坏主要包含三种不同的破坏模式, 即纤维的断裂、基体开裂和纤维与基体间界面的脱粘。

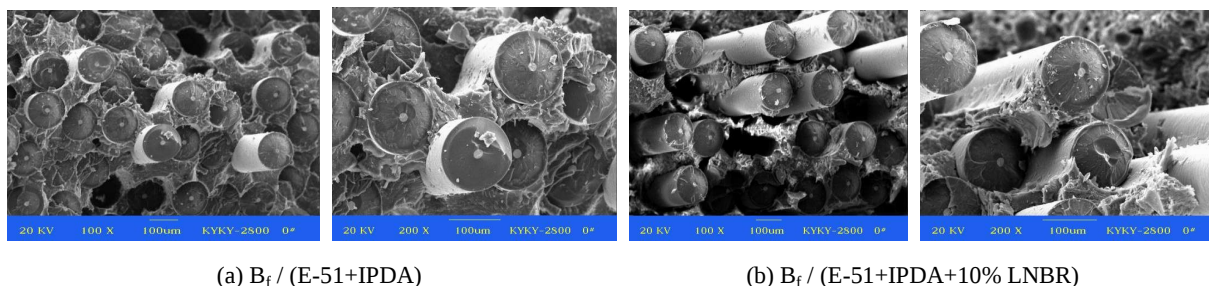


图 2 碳纤维/环氧单向复合材料拉伸断口的 SEM 形貌

Fig.2 Fractographs of unidirectional B_f/epoxy composites under tension

碳纤维/环氧单向复合材料中, 碳纤维断裂损伤主要发生在邻近材料最终毁灭性破坏的较小范围内, 或者是在基体开裂或界面脱粘后, 裂纹扩展到局部存在缺陷的纤维表面时, 纤维产生裂纹并扩展破坏, 或者是当复合材料的界面剪切强度大于碳纤维的横向强度时, 碳纤维产生横向裂纹而破坏。单向复合材料中, 当 $\tau \cdot K \geq \tau_b$ 时, 界面脱粘, 式中,

τ 为界面剪切应力, K 为应力集中系数, τ_b 为单向复合材料的界面剪切强度。对于准静态加载条件, 界面从开始产生脱粘到最终宏观破坏是一个相当短的过程。另外, 当 $\sigma_{\max} \geq \sigma_c$ 时, 树脂基体将产生裂纹并扩展破坏。以上三种损伤模式在碳纤维/环氧单向复合材料纵向拉伸时同时存在, 共同作用使复合材料发生破坏。

2.2 树脂基体韧性对碳纤维/环氧单向复合材料破坏模式的影响

图 3(a)为未改性环氧树脂的断口形貌, 图 3(b)为 10 % LNBR 改性环氧树脂的断口形貌。从图 3(a)可以看出, 未改性环氧树脂断口较光滑, 主要为放射状花纹, 裂纹直且宽, 表现为脆性断裂。从图 3(b)可以看出, 10 % LNBR 改性环氧树脂的断口以大量的鳞片形态存在, 放射状花纹与大量韧窝并存, 断裂形式为脆性断裂和韧性断裂并存, 韧性提高。

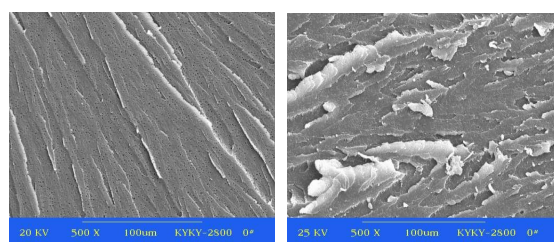


图 3 环氧树脂拉伸断口的 SEM 形貌

Fig. 3 Fractographs of epoxy resin under tension

表 1 为采用本文设计的单纤维拔出试验测试的碳纤维/环氧复合材料界面剪切强度值, 表 1 中界面剪切强度数据均为 15 个试样测试数据的平均值。从表 1 中可以发现, 采用 LNBR 改性环氧树脂的碳纤维/环氧复合材料界面剪切强度比未改性的提高了 97.74 %。这也可从单根碳纤维拔出 SEM 形貌看出 (如图 4 所示)。基体材料为 E-51+IPDA 时 (图 4(a)), 拔出的碳纤维表面有少量的树脂碎片, 碳纤维与树脂基体粘结较好, 且韧性基体耗散了更多的破坏能。基体材料为 E-51+IPDA+10 %LNBR (图 4(b)) 时, 碳纤维拔出后纤维表面残留的树脂碎片尺寸较小数量较多。

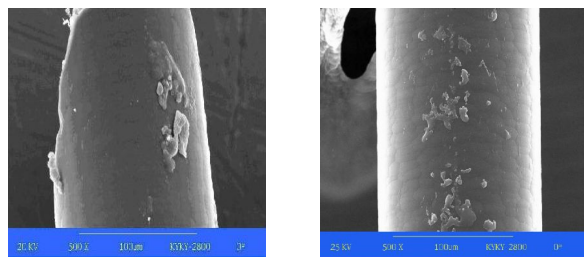
根据复合材料细观力学理论^[7], 纤维断裂后, 在纤维端部的基体将出现裂纹, 当基体的断裂延伸率较小时, 裂纹沿原来方向扩展, 引起纤维断裂, 形成如图 2(a)所示的断口形貌。当基体的断裂延伸

率较大,界面剪切强度较大时,裂纹将不会横穿纤维扩展,而将沿着界面扩展,大量纤维从基体中拔出,断裂时吸收大量断裂能,复合材料的断裂韧性大大增加,形成如图 2(b)所示的断口形貌。

表 1 硼纤维/环氧复合材料的界面剪切强度(MPa)
Table1 Interfacial shear strength of B_f /epoxy composite (MPa)

试样编号	材料体系	
	I	II
界面剪切强度	15.06	29.78
标准方差 S	1.53	1.79
离散系数 V	10.16%	6.00%

Note: I : $B_f/(E-51+IPDA)$ II : $B_f/(E-51+IPDA+10\%LNBR)$



(a) $B_f/(E-51+24\%IPDA)$ (b) $B_f/(E-51+24\%IPDA+10\%LNBR)$

图 4 单根硼纤维拔除后的 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphology of boron fiber been pulled out

3 结 论

(1) 在外载作用下,硼纤维/环氧单向复合材料内部的破坏主要包含纤维的断裂、基体开裂和纤维与基体间界面的脱粘。

(2) 提高硼纤维/环氧单向复合材料的界面剪切强度和树脂基体的韧性使复合材料的断裂表现为损伤累积型断裂。

参考文献:

- [1] Petitcorps Y L. Modern boron and SiC CVD filaments [J]. Composite Science and Technology, 1988, 32: 31-39.
- [2] Okafor A C, Singh N, Enemuoh U E, et al. Design, analysis and performance of adhesively bonded composite patch repair of cracked aluminum aircraft panels [J]. Composite Structures, 2005, 71:258-270.
- [3] 陈祥宝. 聚合物基复合材料手册[M]. 北京, 化学工业出版社, 2004.
- [4] 杨盛良, 张绪虎, 杨德明. 热暴露对 B/Al 复合材料力学性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(1): 131-135.
- [5] Piggott M R. Why interface testing by single-fibre methods can be misleading [J]. Composites Science and Technology, 1997, 57: 965-974.
- [6] 贺鹏飞, 吴人洁, 王浩伟,等. 基体、界面对单向层合板面内剪切强度的影响 [J]. 材料科学与工程, 1994, 12(3): 18~22.
- [7] 乔生儒. 复合材料细观力学性能 [M]. 西安, 西北工业大学出版社, 1997.

作者地址: 湖南省长沙市国防科技大学 410073
航天与材料工程学院 502 教研室
Tel: 0731-4576315 Fax: 0731-4573181
E-mail: wensiwei@hotmail.com