

热熔胶膜法制造预浸料对复合材料力学性能的影响

Effect of Hot-melt Film Impregnation on Mechanical Properties of Composite

刘东勋 欧阳霜 (北京航空材料研究院)

Liu Dongxun Ouyang Shuang

(Institute of Aeronautical Materials, Beijing)

[摘要] 讨论了热熔胶膜法制备3234/G803PV预浸料对其复合材料弯曲强度、弯曲模量和层间剪切强度及其保持率的影响,指出使用热熔法制备预浸料可以提高复合材料的耐湿热性。

关键词 热熔胶膜法 预浸料 复合材料 力学性能

[Abstract] It has been discussed that hot-melt film impregnating G803PV with 3234 resin affected the mechanical properties of the composite, flexural strength, flexural modulus and interlaminar shear strength, the retention of them. It has been shown that the hot wet resistance of the composite was improved by using the method of hot-melt film impregnation.

Keywords hot-melt film method prepreg composite mechanical properties

1 前言

目前,预浸料的制造有两种方法,溶液法和热熔法,热熔法又分为熔融树脂法和胶膜法。前者是增强体直接浸入熔融树脂,后者是先将树脂制成胶膜,复合在纤维表面,然后加热加压使树脂熔化,浸入纤维。采用何种方法,主要取决于树脂的粘度。目前,国内大多数厂家均使用溶液法制备预浸料,而国外则大多采用热熔法。本文采用热熔胶膜法制备碳纤维/环氧预浸料,并对复合材料力学性能进行了测试,同时还与传统的溶液法进行比较。

2 实验部分

2.1 原材料

基体树脂为3234中温固化环氧树脂体系;增强体选用G803PV 5级纹的T300-3000-40B碳布。

2.2 预浸料的制造

2.2.1 溶液法

利用经过高温去溶剂(a法)和未经过高温去溶剂且在室温下放置10天(b法)的纤维,在国产预浸机上制造预浸料。

2.2.2 热熔胶膜法

用美国California Graphite Machines Inc.的热熔胶膜预浸机制造预浸料。

2.3 复合材料层板的制造

采用模压成形方法制备,固化工艺为以2/min的速度升温到 125 ± 5 ,并在此温度下保温1.5h,在98~123加0.5MPa的压力。

2.4 湿热老化方法

2.4.1 沸水48h

将复合材料试样置于盛有沸水的密闭容器中,然后将容器在 105 ± 5 的烘箱中放置48h。

试样取出后在 105 ± 5 的烘箱中干燥24h。

2.4.2 湿热

将复合材料试样悬挂在相对湿度为70%、70的湿热烘箱中1000h。

3 结果与讨论

3.1 预浸料性能

两种预浸方法制造的预浸料物理性能见表1。结果表明,采用热熔胶膜法制造的预浸料,其挥发份含量比溶液法要低得多,只有0.37%,而溶液法却高达0.9%~2.0%。两种方法制造的预浸料其它性能相差不大。

表 1 两种预浸方法制造的预浸料物理性能

Table 1 The prepreg properties fabricated through two methods

项 预 浸 方 法	热熔胶膜法	溶液法	
		a	b
单位面积质量, g/m ²	544	556	543
树脂含量, %	50	49	48
挥发份含量, %	0.37	0.8 ~ 2.0	0.9

3.2 热熔胶膜法制造预浸料对复合材料力学性能的影响

为了考察热熔胶膜法制造预浸料对复合材料力学性能的影响, 分别测试了两种预浸方法制备预浸料的弯曲性能和层间剪切强度, 其结果见表2和表3。

表 2 两种预浸方法制备预浸料的复合材料干态性能

Table 2 The mechanical properties of dry composites

性能	测试条件	热熔胶膜法 (保持率, %)	溶液法	
			a (保持率, %)	b (保持率, %)
弯曲强度 MPa	室温	962	925	900
	80	756(78)	668(72.2)	830(92.2)
弯曲模量 GPa	室温	65.4	57.3	64.4
	80	65.1(99.5)	52.6(91.8)	62.6(97.2)
层间剪切强度 MPa	室温	73.7	66.1	69.8
	80	59.9(81.3)	46.8(70.8)	52.2(76.9)

从表2可以看出, 热熔胶膜法制备的预浸料, 其复合材料的干态性能(弯曲强度、弯曲模量与层间剪切强度)在室温下与溶液预浸方法的相差不大; 而80 °C下, 除了弯曲强度以溶液法b为最高之外, 其它项目顺序都是: 热熔胶膜法最高, 溶液法b次之, 溶液法a最低。这一顺序正好与表1中相对应的预浸料低分子挥发份含量顺序相反, 说明预浸料中低分子挥发物的存在对复合材料力学性能有一定的影响, 挥发份的含量越大, 对复合材料力学性能的影响就越明显。

从表3可以看出, 经湿热老化后, 采用热熔法制备预浸料的复合材料力学性能, 其绝对值及保持率均高于用溶液法制备预浸料的性能。在80 °C下, 这种优势更为明显, 弯曲强度保持率沸水48h后比溶液法高12%, 湿热后高4%; 弯曲模量保持率沸水后比溶液法高14%, 湿热后高7%; 层间剪切强度沸水后比溶液法高15%, 湿热后高10%。干燥后, 溶液法的一般都可恢复到83%

~ 100%。而溶液法a的层间剪切强度在80 °C根本无法测出, 这主要是由于溶液法制备预浸料的过程中使用了大量的溶剂, 而低分子溶剂在溶液预浸法中很难从预浸料中除去, 因而复合材料模压成形时使其层板有很多的孔隙, 使得在湿热状态下水分子很容易浸入到复合材料内部, 塑化基体树脂使树脂的T_g下降, 从而使得复合材料耐湿热性能也随之下落, 加热干燥除去水分使得性

表 3 两种预浸方法制备预浸料的复合材料湿态性能

Table 3 The mechanical properties of wet composites

性能	老化条件	测试条件	热熔胶膜法 (保持率, %)	溶液法	
				a (保持率, %)	b (保持率, %)
弯曲强度 MPa	沸水	室温	751(78)	611(66)	656(73)
		48h	80	413(43)	241(26)
	再干燥	室温	886(92)	788(85)	917(102)
		湿热	室温	668(69)	548(59)
		80	417(43)	326(35)	352(39)
弯曲模量 GPa	沸水	室温	62.0(94.8)	48.8(85.2)	61.4(95.5)
		48h	80	58.0(88.7)	39.8(69.5)
	再干燥	室温	60.5(92.5)	57.5(100.3)	64.3(99.8)
		湿热	室温	65.6(100.4)	51.5(89.9)
		80	60.6(92.7)	47.4(82.7)	54.7(84.9)
层间剪切强度 MPa	沸水	室温	53.5(72.6)	45.7(69.1)	46.0(66.3)
		48h	80	27.4(38.2)	18.9(28.6)*
	再干燥	室温	65.9(89.5)	59.9(90.7)	57.9(83.0)
		湿热	室温	50.6(68.7)	41.7(63.2)
		80	27.8(37.8)	21.7(32.9)*	18.9(27.2)

能又恢复到初始状。热熔法制备预浸料一般其挥发份含量可以达到0.4%, 甚至可以达到0.2%, 而溶液法一般很难达到0.5%。因此, 若要提高复合材料的耐湿热性, 减少挥发份含量, 采用热熔预浸方法是一个很好的途径。

4 结论

(1) 用热熔法制备的预浸料, 其复合材料的耐湿热性能高于传统的溶液法, 尤其是在80 °C下。

(2) 用热熔法制备的预浸料, 其复合材料的干态力学性能与溶液法相当。

(3) 预浸料中低分子挥发份含量偏高是造成复合材料耐湿热性能下降的重要原因。

(下转第46页)

来是条纹状的穿晶断口, 这个区域较窄; 很快就过渡到蛇行滑移花样的断口, 而断口很宽 (如图2b)。

焊接接头的断口典型特征与接头的组织变化有很大关系。在熔核区, 焊接时快速的熔化和结晶, 形成了MnS夹杂, 在后来的拉伸时, 显微空穴在这里形成; 显微空穴的不断长大和聚集使裂纹不断扩展。当裂纹延伸到粗晶区时, 由于铁素体的晶粒粗化使脆性增加^[1], 所以裂纹穿过晶粒形成穿晶条纹。由于粗晶区较窄, 所以核特征的区域较小。部分再结晶区的断口形貌则具有另一特征, 由于该区域在焊接过程中并未发生相变, 内部的夹杂物也很少, 仅发生了回复和再结晶使材料软化, 所以拉伸时容易产生塑性变形, 故以沿滑移面滑移的方式断裂。由于晶粒之间的相互制约, 滑移沿着多个相互交叉的滑移面进行, 因此在断口上呈现蛇行滑移花样。

图3示意地说明了裂纹扩展的途径。焊接接头在拉伸过程中由于未熔合缺陷的存在, 使未熔合底部存在应力集中, 它对该处的塑性变形产生了很大的影响。在一定的局部塑性变形之后, 焊接过程中形成的夹杂处会形成微孔, 它们聚合长大后成为裂纹。随着变形的进一步进行, 使裂纹扩展, 这一过程实质上是具有中等塑性变形的微孔聚合过程。当裂纹扩展到粗晶区时, 由于晶粒粗大导致断裂机理发生了变化。这个过程中裂纹顶端的塑性区很小, 扩展沿着一定的解理面进行, 因此是一个很小塑性变形的解理过程^[2]。在上述过程的同时, 接头另一侧的部分再结晶区由于塑性很好而发生了大程度的塑性变形, 导致了滑移面相互分离。当裂纹扩展到这一区域时便导致断裂, 所以这一过程是大塑性变形的滑移延迟断裂。

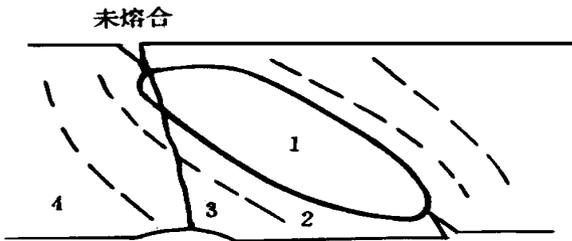


图3 裂纹扩展途径

1—熔核; 2—粗晶区; 3—部分再结晶区; 4—母材

Fig. 3 Crack expanding course

(a) fusion zone; (b) coarse-grain zone;

(c) partical re-crystallized zone; (d) metallic matrix

由此可以看出, 由于IF钢压薄滚焊接头的组织复杂, 不同区域具有不同的组织, 所以接头的断口是一混合断口, 同一断口上同时存在三种断口形貌。因此接头

的断裂包含了三种断裂过程, 在断裂的过程中这三种过程相互影响、相互竞争。

结论

(1) IF钢压薄滚焊接头根据组织不同可以分为几个区域, 从而造成接头的断裂包含三种过程, 不同的过程具有截然不同的断裂机理。

(2) 裂纹首先在未熔合底部的熔核区以微孔聚合的方式形成并向粗晶区扩展。在粗晶区, 裂纹沿着一定的解理面扩展; 在部分再结晶区则进行滑移延迟断裂。

参考文献

- 1 田燕. 焊接区断口金相分析. 北京: 机械工业出版社, 1991, 114
- 2 肖纪美. 金属的韧性与韧化. 上海: 上海科学技术出版社, 1982, 260

稿件收到日期: 1996. 12. 25

场发射扫描电镜

日本日立科学仪器株式会社最近推出两种新型的扫描电镜S-4700和S-3500N。其中S-4700场发射SEM装有一台窗口基极控制器, 使仪器的分辨率在1kV条件下可达2.5nm, 这要比透镜式场发射SEM所能达到的分辨率更高一些。在1.5kV条件下, 在EDX位置上的分辨率可达1.5nm。S-3500N则是S-3200N改进型仪器, 是能谱分析与成像分析一体化的设备, 低真空条件下的分辨率为5.0nm, 高真空下可达3.5nm, 放大倍率在15~300000倍。

(王庆绥)

(上接第25页)

稿件收到日期: 1997. 6. 24

改稿收到日期: 1997. 9. 15

刘东勋, 男, 1961年12月出生。1983年毕业于西北工业大学材料科学与工程系。现在北京航空材料研究院任高级工程师, 从事聚合物基复合材料研究(邮编100095)。其中, 已有几种树脂基复合材料通过了部级鉴定并获得应用。