

复合材料断口形貌与性能

北京航空学院 白淑贞

摘 要

本文用扫描电镜分析复合材料断口形貌的方法,研究了基体性能、固化过程中的加压时机对复合材料力学性能的影响。并分析了断口形貌与力学性能的内在联系。研究结果可供设计复合材料参考。

一、引 言

关于复合材料组分性能、工艺参数与材料细观结构的关系,以及细观结构与材料性能的关系,目前了解得还很少。用扫描电镜分析方法来研究复合材料断口形貌与材料性能的关系是很必要的。

为了深入了解复合材料的组分性能、固化工艺参数对其性能的影响,本文用扫描电镜分析了数百个复合材料的断口形貌。通过大量断口分析,初步认识了复合材料的基体性能、固化参数中的加压时机对断口形貌的影响,以及断口形貌与复合材料力学性能的关系。这对于正确设计、合理使用复合材料是十分有意义的。

二、实 验

1. 用性能不同的基体材料制备碳纤维及玻璃纤维复合材料,测定其纵向拉伸强度、层间剪切强度;并用扫描电镜分析其断口,了解基体性能对复合材料性能影响的规律,以便根据纤维性能选择最合适的基体材料。

2. 固化工艺过程中,在预固化阶段,选择不同的预固化温度和加压时机,制备单向碳纤维复合材料板材;测定其弯曲强度、层间剪切强度;用扫描电镜分析其断口,以便了解固化过程中加压时机对复合材料性能影响的规律,从而选择最合适的加压时机。

三、结果与讨论

1. 基体性能与复合材料性能及断口形貌的关系。

不同基体的复合材料力学性能见表1。基体性质不同,复合材料的拉伸强度也不同,其断口形貌也有很大差别。从大量的拉伸断口形貌分析中,发现有两类断口形貌,即纵向损伤失效断口和混合损伤失效断口^[1]。单向复合材料在受拉伸时,纵向损伤失效的特征是:纤维之间首先开裂,然后纤维拉断,其断口上基体不再是连续相,而是一堆散开

的纤维。出现这类断口时,实测拉伸强度总是小于按混合定律的预算值。单向复合材料拉伸时,混合失效的特征是:断口上仍有连续相基体存在,从基体中拔出不同长度纤维。出现这种断口时,其拉伸强度一般大于按混合定律的预算值。即产生了复合效应^[2]。在实验中碳纤维-环氧复合材料单向拉伸时符合上述规律;玻璃纤维-环氧复合材料则基本上是纵向损伤失效,很少出现混合损伤失效的模式。

表 1 不同基体材料的复合材料性能

基 体 材 料	纤 维	拉伸强度 MPa	层间剪切强度 MPa
改性酚醛树脂SC-13	碳 纤 维	595.8	31.36
环氧6101+25%CTBN ^①	碳 纤 维	901.6	55.86
环氧 648	碳 纤 维	1074.1	54.39
环氧 618	碳 纤 维	1307.3	56.94
环氧300号~400号	碳 纤 维	—	53.51
环氧 618	玻 璃 纤 维	—	76.24
环氧618+25%CTBN ^①	玻 璃 纤 维	—	55.86

① CTBN是端羧基丁腈橡胶。

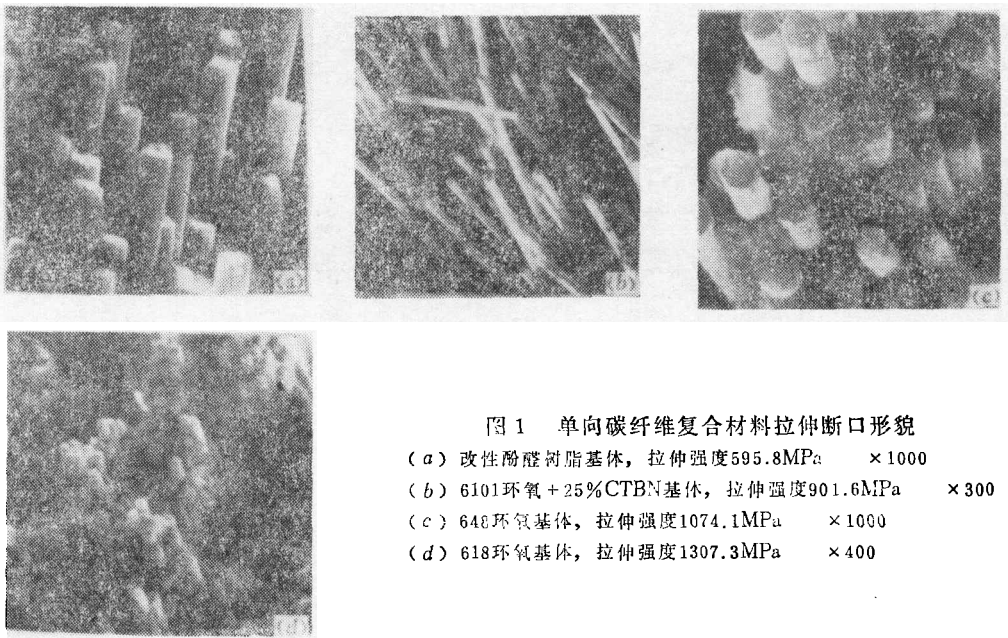


图 1 单向碳纤维复合材料拉伸断口形貌

- (a) 改性酚醛树脂基体, 拉伸强度595.8MPa $\times 1000$
 (b) 6101环氧+25%CTBN基体, 拉伸强度901.6MPa $\times 300$
 (c) 648环氧基体, 拉伸强度1074.1MPa $\times 1000$
 (d) 618环氧基体, 拉伸强度1307.3MPa $\times 400$

不同基体的单向碳纤维复合材料拉伸断口示于图 1。

其中图 1(a)是改性酚醛树脂为基体的碳纤维复合材料拉伸断口。由于该基体在固化过程中有水分子形成,固化后,基体中孔隙较多,而且酚醛树脂较脆,粘结性差,所以复合材料界面强度低,当受拉伸时,裂纹容易在纤维-基体的界面上发展,出现纵向损伤失效。其断口是一束散开的纤维,几乎看不见基体的痕迹。由于界面破坏后,基体不再起传递载荷的作用,使纤维的增强作用未能充分发挥,复合材料的拉伸强度仅仅为 595.8MPa。图1(b)是6101环氧树脂加入25%的端羧基丁腈橡胶做为基体时的复合材料断口形貌。由于加入端羧基丁腈橡胶太多,使基体强度下降,当复合材料中某些纤维首

先破坏后, 裂纹在基体中沿纤维方向发展, 造成纵向损伤失效。从断口照片中可以看到, 纤维已散开, 断裂的纤维上还粘附着破坏后的基体材料。由于基体的强度低, 也不能充分发挥纤维的增强作用, 复合材料的拉伸强度仅仅是 901.6MPa 。图1(c)和图1(d)分别是环氧648和环氧618为基体时的复合材料拉伸断口形貌。这两种树脂与纤维的粘结性好, 基体本身的强度也高, 出现了混合失效的断口形貌。从图中可以看出, 断口上, 基体是一个连续相, 断裂的纤维从基体中拔出, 拔出长度略有差别。只有出现这种混合失效的模式时, 纤维才充分发挥了增强作用, 其拉伸强度超过按混合定律预算的结果^[2]。

从大量复合材料层间剪切断口中可以看出, 单向复合材料的层间剪切破坏模式有三种: 界面破坏、内聚破坏和混合破坏。当纤维-基体的界面粘结强度低于基体本身强度时, 裂纹主要在界面上发展, 出现界面破坏; 当基体的剪切强度低于纤维-基体的界面粘结强度时, 裂纹主要在基体中发展, 出现内聚破坏; 当纤维-基体的界面粘结强度与基体本身的强度相匹配时, 则出现混合破坏模式。裂纹在基体中和界面上的发展是随机的。因此, 基体性质不同, 复合材料的层剪断口形貌不同。其层剪强度差别较大(见表1)。图2为不同性质的基体时, 碳纤维复合材料的层剪断口。

图2(a)是改性酚醛树脂为基体时, 复合材料的层间剪切断口。由于基体质脆, 界面粘结性差, 出现界面破坏, 断口上是一堆光滑的纤维, 没有基体存在。这种层剪断口, 剪切强度很低, 仅仅 31.36MPa 。图2(b)是300号~400号环氧树脂为基体时, 复合材料的层剪断口。该基体的韧性与纤维的粘结性能均比改性酚醛树脂好。从断口上看, 纤维间有粘附在纤维上的环氧基体存在。所以它的层剪强度高于酚醛树脂(53.51MPa)。

图3是玻璃纤维复合材料层间剪切断口形貌。图3(a)是618环氧树脂为基体时, 复合材料层间剪切断口形貌。由于玻璃纤维表面经KH550表面处理剂处理, 使纤维-基体的界面强度提高, 出现了混合破坏的形貌, 其层剪强度可高达 76.24MPa 。图3(b)是618环氧加入25%端羧基丁腈橡胶为基体时, 复合材料的层间剪切断口。虽然所用玻璃纤维与图3(a)样品相同, 但由于基体中橡胶含量大, 使基体粘度大, 不易与纤维浸润, 使基体的强度也下降。所以层剪强度也明显下降(55.86MPa)。从断口照片上可以看到一块块破坏后的基体, 不均匀地分布在纤维上。从断口上可以看出基体与纤维浸润性不好。

从以上分析可以看出, 基体性能的变化对复合材料的断口形貌和力学性能有明显的影 响。而且断口形貌与力学性能又有内在联系。只有选择合适的基体, 使复合材料的拉伸断口出现混合失效时, 才能充分发挥纤维的增强作用。

2. 复合材料固化过程中, 加压时机对复合材料力学性能及断口形貌的影响

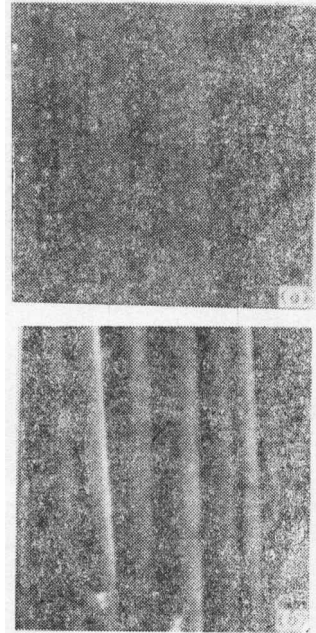


图2 不同基体的碳纤维复合材料层剪断口形貌

(a) 改性酚醛树脂为基体, 层剪强度 31.36MPa $\times 800$

(b) 300号~400号环氧为基体, 层剪强度 53.51MPa $\times 800$

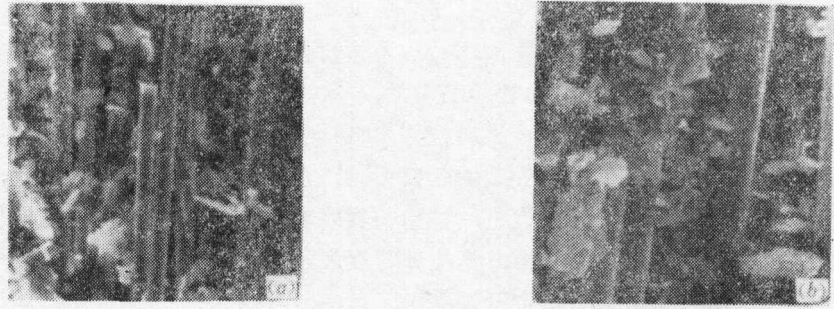


图3 玻璃纤维复合材料层剪断口形貌

(a) 618环氧为基体, 层剪强度76.24MPa, $\times 500$ (b) 618环氧加入25%CTBN为基体, 层剪强度为55.86MPa, $\times 1000$

(1) 预固化温度及加压时间对碳纤维复合材料弯曲断口形貌和弯曲性能的影响。

不同的预固化温度和不同加压时间的复合材料弯曲强度示于表2, 其断口形貌见图4。

表2 预固化条件及加压时间对复合材料性能的影响

预固化条件		施加压力时间 min	弯曲强度 MPa	层剪强度 MPa
温度 $^{\circ}\text{C}$	时间 min			
110	270	20	1122.1	25.48
110	270	140	—	67.0
110	270	210	715.4	—
120	130	30	1352.4	68.8
120	130	90	—	33.32
120	130	130	578.2	23.62
130	90	0	1568.0	—
130	90	15	—	74.38
130	90	30	1323.0	—
130	90	30 ^①	1225.0	—
130	90	60	—	35.48

① 100 $^{\circ}\text{C}$ 水中浸泡24 h后测性能。

图4(a)是110 $^{\circ}\text{C}$ 预固化20min时施加压力的复合材料弯曲断口形貌。110 $^{\circ}\text{C}$ 情况下, 基体树脂270min后才出现凝胶。因此, 110 $^{\circ}\text{C}$ 经过20min后, 胶液粘度很小, 此时加压使大量胶液流失, 造成复合材料贫胶, 在纤维-基体界面上有大量孔隙、缺陷。弯曲破坏的断口上, 基体很少, 纤维散开。虽然复合材料中纤维含量很高, 但由于孔隙量大, 没能充分发挥纤维的增强作用。其弯曲强度仅为1122.1MPa。图4(b)是110 $^{\circ}\text{C}$ 温度下, 经过210min后施加压力的复合材料弯曲断口形貌。由于加压太晚, 树脂的流动性差了, 使复合材料的纤维含量下降, 且基体中的气体也不易排出。从断口照片中可以看到纤维之间有较大间隙, 基体对纤维的浸润性不好, 断口上纤维拔出较长。其弯曲强度仅仅715.4MPa。图4(c)是120 $^{\circ}\text{C}$ 预固化30min后施加压力的复合材料断口形貌。此时加压比较合适, 纤维与基体有良好的粘结, 从断口上可以看到, 尚存在连续相基体, 纤维从基体中拔出也较短。这种断口类似拉伸断口的混合失效模式。纤维增强作用发挥较好, 其弯曲强度达1352.4MPa。

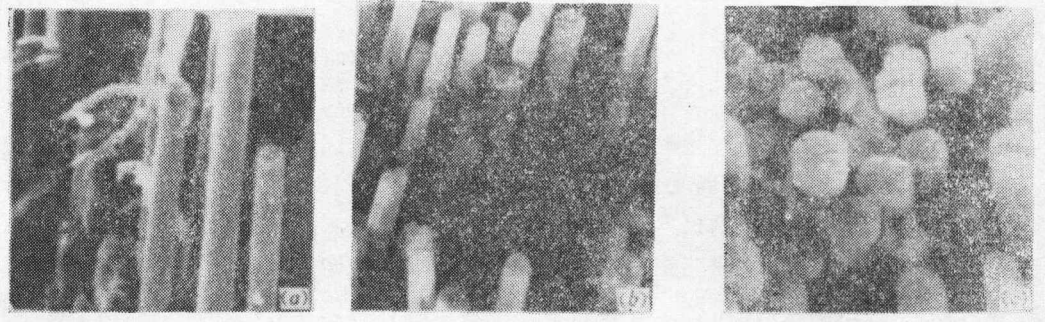


图 4 碳纤维复合材料的弯曲断口形貌

- (a) 110°C, 20min 加压, 弯曲强度 1122.1MPa, ×800
 (b) 110°C, 210min 加压, 弯曲强度 715.4MPa, ×700
 (c) 120°C, 30min 加压, 弯曲强度 1352.4MPa, ×1200

(2) 预固化温度及加压时机对碳纤维复合材料层间剪切断口形貌及层剪强度的影响

预固化温度及加压时机对复合材料层剪强度的影响见表 2。断口形貌见图 5。

图 5(a) 是 110°C 预固化 20min 后施加压力的复合材料断口。由于加压过早, 界面上缺陷较多, 断口上是光滑的纤维, 几乎看不见基体材料。显然是界面破坏, 其层剪强度很低, 仅仅为 25.48MPa。图 5(b) 是 120°C 预固化 90min 后加压的复合材料层剪断口

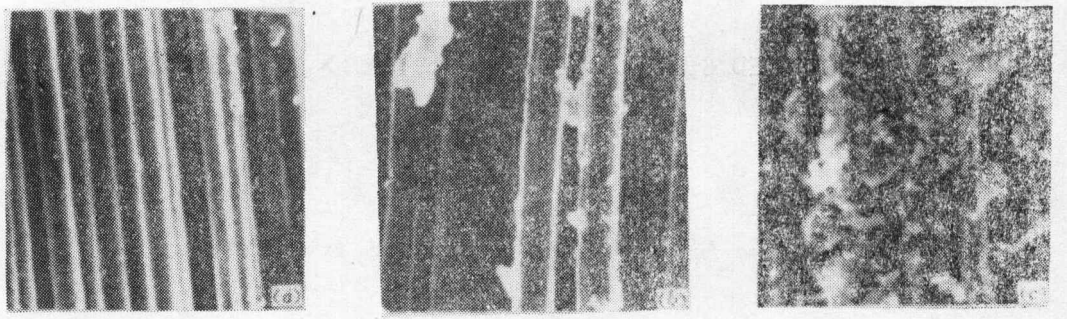


图 5 碳纤维复合材料层间剪切断口形貌

- (a) 110°C 预固化, 20min 加压, 层剪强度 25.48MPa, ×500
 (b) 120°C 预固化, 90min 加压, 层剪强度 33.32MPa, ×500
 (c) 130°C 预固化, 15min 加压, 层剪强度 74.28MPa, ×500

形貌。由于加压过晚, 树脂流动性差, 不能很好地浸润纤维。从断口上可以看到基体以块状分布在纤维之间, 界面有大量缺陷存在, 这种断口的强度很低, 仅仅是 33.32MPa。图 5(c) 是 130°C 预固化, 15min 后施加压力的复合材料层剪断口。此时加压时机合适, 树脂对纤维有良好地浸润, 所以出现了混合破坏, 几乎每根纤维上都粘附着基体。实际上裂纹是在界面上和基体内随机地发展。其层剪强度高达 74.38MPa。

通过上述分析, 可以清楚地看出, 复合材料固化过程中, 加压时机不同, 断口形貌不同, 材料的性能也不同。而且断口形貌与材料性能有内在联系。因此, 可以通过断口分析来优选固化工艺参数。对不同加压时机复合材料断口形貌和性能的分析, 认为 130°C 预固化, 15min 加压为最佳。复合材料构件的成型加工过程也是材料的形成过程。工艺参数的改变将改变复合材料的微观结构, 影响它的断口形貌和性能。

四、结 论

1. 用扫描电镜分析复合材料断口可以揭示基体、纤维、界面及固化工艺参数等对复合材料性能影响的内在规律。它可以用来筛选配方及固化工艺的优化。

2. 通过大量实验,发现复合材料断口形貌与其细观结构、材料性能之间有密切关系。如单向复合材料拉伸断口出现混合失效时,性能最高,超过按混合定律的计算值,说明纤维、基体、界面之间匹配得最合适。而出现纵向损伤失效时,则实测拉伸强度比计算值低。所以,单向碳纤维复合材料拉伸断口出现混合失效时,用混合定律预算其拉伸强度才有意义。层间剪切断口出现混合破坏时,层剪强度最高。因此,可以通过断口分析来判断材料性能的优劣。

3. 这一研究结果为进一步开展材料研究与力学分析相结合,复合材料宏观性能研究与微观机理相结合,提供了简便的检测方法。

参 考 文 献

- [1] Tsai, S. W. and Hahn, H. T., Introduction to Composite Materials Technomic Publishing co., Inc. (1980), pp 407~421.
- [2] 白淑贞、卢艳,单向复合材料拉伸破坏模式与拉伸强度,复合材料研究进展(第二届全国复合材料学术会议论文选编)(1984)第397~400页。
- [3] 白淑贞,固化参数对碳纤维/环氧复合材料的性能及断口形貌的影响,北京航空学院学报,第4期(1985)。

FRACTURED SURFACE MORPHOLOGY AND PROPERTIES OF COMPOSITES

Bai Shuzhen

(Beijing Institute of Aeronautics and Astronautics)

Abstract

Tensile strength, interlaminar shear strength (ILSS) and fractured surface morphology of unidirectional composites with various matrices were examined in order to make clear the relationship between fractured surface morphology and properties of the composites. When the properties of matrices suit well with the properties of fibres, maximum tensile strength and mixed failure mode of composites can be observed. This is because the fibres play a reinforcing role fully in the composites.

Bending strength, ILSS and fractured surface morphology of unidirectional composites With different duration of applied pressure during curing were also examined. With adequate duration of applied pressure, optimal bending strength and ILSS of the composites together with mixed fracture mode can be obtained. The results are meaningful for the material design of composites.