

B/Al 复合材料疲劳断裂机理的显微结构分析

Microstructural Analysis for Fatigue Fracture of B/Al Composites

彭应国 颜悦 张少卿 孙长义

(北京航空材料研究院 先进复合材料国防科技重点实验室)

Peng Yingguo Yan Yue Zhang Shaoqing Sun Changyi

(National Key Laboratory of Advanced Composites, Institute of Aeronautical Materials, Beijing)

[摘要] 利用扫描电镜等分析手段对 B/Al 复合材料疲劳断裂的特征及机理进行了分析研究。结果表明,随着应力水平的提高,B/Al 复合材料的疲劳断口由拔出型趋向于平断型,其断裂机理也有所不同。在同一应力水平下,界面结合较强的试样具有较高的断裂周次。此外,分析结果还表明,纤维在基体中过于密集的分层的排列,将导致复合材料中纤维的损伤或材料性能的下降。

关键词 显微结构 疲劳断裂 B/Al 复合材料

[Abstract] The fatigue fracture of B/Al composites was investigated with scanning electron microscopy. The fractographies were found varying with the stress levels and controlled by different mechanisms. The specimen with higher interfacial strength is able to endure more cycles of stress before final fracture. The effects of the fiber distribution on the fatigue property were also discussed.

Keywords microstructure fatigue fracture B/Al composite

1 前言

当代金属基复合材料是从60年代初期发展起来的,由于其独特的优异性能,很快引起各发达国家的重视。国外在研制硼纤维的基础上首先发展了硼/铝复合材料,并取得了相当大的成功。由于它具有高的比强度和比模量,与传统工程结构材料相比具有十分可观的节重效果,从而在航空航天领域有着无限广阔的应用前景^[1-3]。我国从70年代开始硼纤维及硼/铝复合材料的研制工作,到目前也已取得了很大进展。

由于结构材料的疲劳断裂是构件破坏最主要的原因之一,因此如何提高材料的疲劳性能就成为材料研制中一项非常重要的课题。分析研究材料的疲劳断口及疲劳断裂机理对于调整材料成分、改进工艺参数,从而有效地提高性能有着十分重要的理论指导意义,因而显得非常重要。本文利用扫描电镜等分析手段对 B/Al 复合材料疲劳断裂的特征及机理进行了研究。

2 实验方法

本研究 B/Al 复合材料中的 B 纤维是用 CVD 工艺生产的,直径约 140 μm ,带 W 芯,表面有一层约 3 μm 的

B₄C 涂层,基体材料选用 6061 铝合金箔。复合材料是采用叠层真空热压法制备的^[4]。

进行拉拉疲劳试验时,试样尺寸为 10mm × 75mm,额定频率为 1000 cycle/min,应力比 $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.1$,应力水平为 600 ~ 1000 MPa。试验结果表明,当应力低于 650 MPa 时,大多数试样均经历 10⁷ 次循环载荷后仍未断裂。而当应力达到 1000 MPa 时,试样则很快就断裂(约 3000 次)。其中 700 ~ 900 MPa 下试样的疲劳试验结果列于表 1。试验结果虽然呈一定的分散性,但总体上符合疲劳断裂的普遍规律。

3 B/Al 复合材料疲劳断裂规律分析

从宏观上看,B/Al 复合材料的断口大体上可分为平断型和拔出型两大类。图 1 给出的是各试样疲劳断裂后的外观形貌,其中样品 C1 为典型的拔出型断口,而样品 A1 则主要是平断型断口。

从图 1 中可以看出,当应力水平较低时,B/Al 复合材料的疲劳断口呈拔出型,而当应力水平较高时,断口则趋于平断型。这说明 B/Al 复合材料在不同应力水平下的疲劳断裂的机理有所不同。

表1 各试样拉-拉疲劳试验的结果

Table 1 Results of tensile-tensile fatigue test

max MPa	断裂周次 (lgN)					
	3. 95	4. 92	5. 42	5. 58	5. 83	5. 90
900		A1	A2			
800	B1					B2
740				C1	C2	

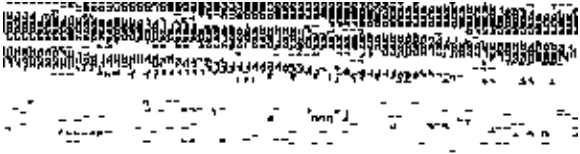


图1 B/Al 复合材料疲劳断裂的外观形貌
Fig. 1 Fractographies of B/Al composites
under different stress levels

在外加应力的作用下，首先在强度较低的 Al 基体及纤维的部分薄弱环节上产生微裂纹，当 Al 基体上的微裂纹扩展到 B/Al 界面处，有可能出现两种情况。若裂纹尖端的应力集中足以使纤维断裂时，则裂纹通过纤维继续向前扩展，如此则形成平断型断口。否则当裂纹尖端到达 B/Al 界面处，将使界面脱粘，裂纹沿纤维表面纵向扩展，一直到达纤维较薄弱处或存在微裂纹处，实现各处微裂纹的贯通，如此则形成拔出型断口。

当应力水平较低时，在疲劳载荷的作用下，Al 基体及 B 纤维的薄弱处（如纤维原始缺陷或热工艺损伤）首先产生微裂纹，而裂纹尖端的应力集中又不足以使纤维产生脆性断裂，从而在外加应力的反复作用下使 B/Al 界面松动脱粘，实现各处微裂纹的贯通，最后形成拔出型断口。当外加应力提高到一定程度后，微裂纹尖端的应力集中造成纤维脆断的情况增多，因而试样趋向于脆性断裂，另一方面，当外加应力升高后，试样在断裂前的微裂纹密度增大，因而只需经过较短距离的界面剥离就能实现微裂纹贯通，这使材料断口趋于平整。由于上述两方面的原因，B/Al 复合材料的疲劳断裂随着外加应力水平的提高，断口由拔出型趋向于平断型。

进一步比较 B/Al 复合材料的疲劳断口的形貌还可以发现，同一应力下的疲劳断裂周次有时还存在着明显的，甚至是悬殊的差异，如 800MPa 时 B1 的断裂周次的对数 lgN 为 3.95，而 B2 则为 5.90。虽然在复合材料中，各项性能数据的分散性普遍存在，但造成这种大的差异应该有其微观结构上的原因。从图1中可以看出，同一

应力下，断裂周次高的断口比断裂周次低的断口趋于平断型。

文献 [3] 中的研究表明，平断型断口对应于较强的界面结合强度，拔出型断口对应于较弱的界面强度。由此可以推知，对本研究中的 B/Al 复合材料，较强的界面结合对应于更高的断裂周次。

理论研究表明，当基体塑性良好时，金属基复合材料的强度随界面结合强度的提高而提高，然后趋于恒定。但当基体塑性降低时，复合材料的强度随界面结合强度的提高而出现峰值，即当界面结合过强时，复合材料的强度反而下降^[5]。根据上述理论，由于基体铝合金具有良好的塑性，因此 B/Al 复合材料中界面结合较强的试样具有较高的断裂周次。

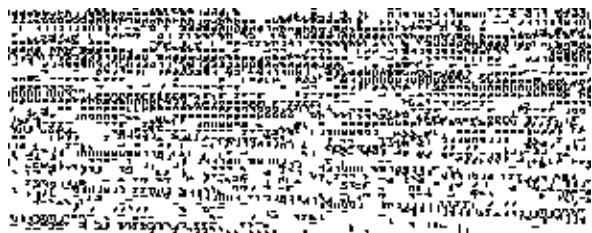
观察断口形貌，还可以发现经常存在层状分离的现象，这和复合材料中 B 纤维在铝基体中的分布状态有关。在光学金相观察时可以看到，B/Al 复合材料中 B 纤维的排列基本均匀有序，但同一铺层内纤维的间距明显比层间的距离小，即在疲劳试验前原始材料纤维是分层排列的。这种层状排列一方面使得材料在横截面上呈现各向异性，另外也是导致复合材料在疲劳试验中出现层状剥离的根本原因。

纤维排列方面的缺陷的另一个表现就是，在局部地区由于排列混乱、挤靠太紧而在复合工艺中出现纤维破碎现象，造成纤维损伤。扫描电镜的观察结果也与此相同，图2（a）显示的是由于纤维的层状排列导致复合材料的分层剥离，图2（b）显示的则是由于纤维的密集排列所导致的严重破碎。如果在纤维铺层时，选择合适的 Al 箔厚度并调整同层纤维的间距，使纤维分布均匀，一方面可有效地避免复合材料的层状分离，同时也可避免复合材料在横截面上的各向异性。

4 B/Al 复合材料疲劳断口的显微分析

通过扫描电镜观察，发现 B 纤维的断口形貌可分为三类。第一类是最常见的，称为杯锥状断口，另外两类则分别称为平亮型断口和破碎型断口。这三类断口的正面及侧面形貌分别如图3所示。

这种复合材料的杯锥状断口大多起源于钨芯与 B 层的界面处，有时也起源于 B 层内部的缺陷处，其杯锥的顶端也分别位于中心及 B 层中，如图4所示。当断裂源位于钨芯与 B 层的界面时，断口表现为一次性撕裂形貌，如图4（a）所示。而当裂纹源位于 B 层内部时，其断口形貌可分为三个区，即平亮的源区，放射区和最后撕裂区，如图4（b）所示。

图2 纤维排列对断口的影响 $\times 50$

(a) 层状排列导致分层剥离; (b) 密集排列导致纤维破碎

Fig. 2 Fracture surfaces of the B/Al composite

with layered fibers (a), and with tight compact fibers (b)



图3 B 纤维三类断口的正面及侧面形貌

(a) 和 (b) 分别为杯锥型断口的正、侧面形貌;
(c) 和 (d) 分别为平亮型断口的正、侧面形貌;
(e) 和 (f) 分别为破碎型断口的正、侧面形貌

正面形貌放大 $\times 180$, 侧面形貌放大 $\times 130$

Fig. 3 Top and side views of failed boron fibers

with (a, b) conical, (c, d) smooth and, (e, f)

crushed fractographs, respectively

从扫描电镜中观察,发现杯锥状断裂的纤维都已和基体脱粘,由此可以推断其断裂时处于单丝状态。在外加应力及界面应力集中的作用下,B 纤维与 Al 基体产生剥离后,由于疲劳载荷的作用,先在纤维的缺陷处形成微裂纹,此微裂纹随载荷循环逐步扩大,形成断口上平亮的源区;当源区扩展达到一定尺寸(临界尺寸)后,裂纹快速扩展,形成放射区,最后进入瞬时断裂,这阶段对应于撕裂区。

图4 杯锥状断口的两种类型 $\times 140$

(a) 断裂源位于 W/B 界面; (b) 断裂源位于 B 层中

Fig. 4 Conical fracture surfaces of boron fibers with crack initiated from (a) W/B interface and (b) inner of mantle

从断口形貌上测量,这三个区的尺寸是比较特征化的。一般源区的直径约 10 μm ,相当于或略小于钨芯的尺寸,而放射区的直径一般在 60 ~ 70 μm ,即相当于整根纤维的半径。

与纤维的杯锥状断裂多存在于复合材料的拔出型断口处不同,纤维的平亮型和破碎型断裂一般都存在于复合材料的平断型断口上。图5 (a) 和图5 (b) 分别给出了纤维的平亮型和破碎型断口的显微形貌。从图5中可以看出,这两种类型断裂的纤维和基体都仍保持着较完好的结合状态,没有发生界面剥离现象。显然,当 Al 基体中的裂纹尖端到达 B/Al 界面时,如果遇到的是内部完好纤维的表面缺陷,则使纤维断裂呈平亮型,而如

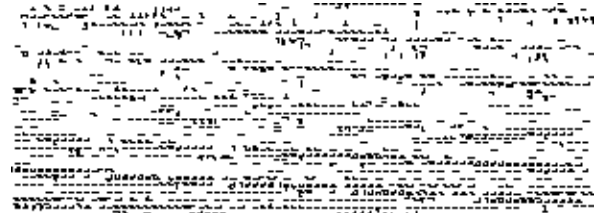
图5 B 纤维的 (a) 平亮型和 (b) 破碎型断口形貌 $\times 90$

Fig. 5 Fracture surfaces of (a) smooth and,

(b) crushed boron fibers

果遇到的是原先已损伤破裂的纤维,则使纤维断裂呈破碎型。当然,这两类断裂可能并非由于基体中的裂纹尖端的应力集中所致,而是在外应力的作用下,B纤维从缺陷处或破碎处首先断裂,而后裂纹向基体扩展。发生破碎型断裂的纤维总是那些挤靠得太紧密的,这与前述观察结果一致。纤维的破碎性损伤将大幅度降低其增强作用,这将严重影响复合材料的性能。适当地调整同层纤维的间距及铝箔厚度,或使上下层纤维呈犬牙状排列,这样既可以保持一定的纤维体积分数,又不致于损伤纤维。

有人对B纤维单丝增强Al进行室温拉伸试验^[6],观察到的两种断口与我们观察到的杯锥型断口和平亮型断口十分相似,但他们没观察到破碎型断口,这是由于他们进行的是单丝试验,不存在互相挤压的问题。因此可以说,无论对疲劳载荷还是拉伸载荷,杯锥型断口和平亮型断口是完整B纤维断裂的特征断口。



图6 B纤维剥离后的表面形貌 ×130

(a) 表面平整光滑; (b) 表面呈蘑菇状

Fig. 6 (a) clear and, (b) mushroomed surfaces of boron fibers

通过观察与基体剥离后的B纤维的表面微观结构可以获取许多有关界面的情况,由于使用的B纤维带有一层2~3 μm厚的B₄C涂层以防止B与Al发生反应,因此,所谓B/Al界面实际上包括B/B₄C和B₄C/Al两个界面。从界面微观形貌上看,纤维与基体的剥离一般都发生在B₄C/Al界面上,而且剥离后的纤维表面总体上光滑平整,如图6(a)所示。这说明B纤维的制备工艺,包括涂层工艺都比较成功,而且B₄C确实有效地阻止了纤维与基体之间的化学反应。但有时也能发现一些蘑菇状的物体附着在剥离面上(图6(b)),从衬度上看是界面反应产物。这说明纤维与基体有时也可能存在少量点状反应。

一般来说轻微的界面反应有着正反两方面的作用,

一方面它提高界面焊合强度及表面粗糙度(这使纤维拔出时阻力增大);另一方面则可能由于生成相的脆性导致界面应力集中严重,使界面易于剥离,同时反应相也可能成为纤维从外表面开始断裂的缺陷源。在我们的这个研究中,图6(a)是B1的侧面特征形貌,而图4(b)则是B2的剥离纤维中较多的侧面形貌。疲劳试验时B1和B2的应力水平相同,但B2的断裂周次明显高于B1。以上事实再次说明,在我们的B/Al复合材料中,较强的界面结合对应着较高的断裂周次。

5 结论

(1) B/Al复合材料的疲劳断口可分为平断型和拔出型两类。在一定应力范围内,断口随着应力的增大而趋于平断型,其断裂机理亦有所不同。

(2) 在同一应力水平下,界面结合较强的试样具有较高的疲劳断裂周次。

(3) B/Al复合材料中B纤维的断口可分为杯锥型、平亮型和破碎型三类。它们分别对应于不同的界面结合强度或纤维分布间距。

(4) B纤维在基体中不适当的分布状况将导致纤维损伤或复合材料的分层断裂,从而影响着力学性能,应设法避免。

参考文献

- 1 Cornsweet T. M. Advanced Composite Materials. Science, 1970, 168 (3930): 433
- 2 Renton R. J. Hybrid and Select Metal-Metal-Matrix Composites, AIAA, 1977
- 3 孙长义. 硼/铝复合材料的断裂行为. 高技术通讯, 1993, 11: 12
- 4 彭应国, 张少卿, 颜悦, 孙长义. B/Al复合材料的界面微观结构. 航空材料学报, 1997, 17 (3)
- 5 Lilhot H. Mater Sci & Eng A, 1991, 135
- 6 Ochiai S, Irie Y, Murakami Y. Room-Temperature Tensile Strength of Boron-Aluminium Composite as a Function of Annealing Temperature and Time. Z. Metallkde. 1983, 74 (1): 44

稿件收到日期: 1997. 9. 1.

彭应国, 男, 1967年3月生, 博士后, 北京航空材料研究院高级工程师, 联系地址: 北京市81信箱3分箱(邮编100095)。