

碳纤维增强铝基复合材料 金属z-pin层间强化技术

Interlaminar Strengthening Technology by Metal Z-pin of Carbon
Fiber Reinforced Al-matrix Composites

张云鹤/著



科学出版社

碳纤维增强铝基复合材料 金属 z-pin 层间强化技术

张云鹤 著

科学出版社

北 京

内 容 简 介

本书系统地阐述碳纤维增强铝基(Cf/Al)复合材料的金属 z-pin 层间强化技术相关理论及应用等最新的研究成果。主要内容包括: Cf/Al 复合材料及其 z-pin 层间强化技术的国内外研究现状; 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料制备及测试方法; Cf/Al 复合材料的界面及界面反应控制; 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的设计思路及显微组织; 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的层间力学性能和抗弯性能; 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料层间剪切过程的模拟; Cf/Al 复合材料在航天结构上的应用实例。

本书可作为复合材料领域的管理人员、工程技术人员、研究设计人员以及相关专业高等院校师生的参考用书。

图书在版编目(CIP)数据

碳纤维增强铝基复合材料金属 z-pin 层间强化技术 / 张云鹤著. —北京: 科学出版社, 2018.11

ISBN 978-7-03-056059-9

I. ①碳… II. ①张… III. ①碳纤维增强复合材料-铝基复合材料-研究 IV. ①TB332

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2017)第 315487 号

责任编辑: 姜 红 常友丽 / 责任校对: 郭瑞芝

责任印制: 吴兆东 / 封面设计: 无极书装

科 学 出 版 社 出 版

北京东黄城根北街 16 号

邮政编码: 100717

<http://www.sciencep.com>

北京九州迅驰传媒文化有限公司 印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2018 年 11 月第 一 版
2018 年 11 月第一次印刷

开本: 720×1000 1/16
印张: 10

字数: 210 000

定价: 99.00 元

(如有印装质量问题, 我社负责调换)



前 言

碳纤维增强铝基 (Cf/Al) 复合材料是研究较早的金属基复合材料之一。它具有较高的比强度、比刚度, 良好的导电性、导热性、抗疲劳性, 以及在潮湿或辐射环境下良好的尺寸稳定性等, 它在航空航天、汽车、机械、电子等领域作为高强度、耐高温材料已显示出巨大的应用潜力。近年来, 在 Cf/Al 复合材料走向实际应用的进程中, 一些新的问题开始出现, 如成型过程中在热应力作用下层合板结构出现层间分层开裂的现象, 导致面内压缩强度下降 50%; 在后续的毛坯机械加工过程中, 切削力使层合板出现分层剥皮现象, 导致次品率大幅上升等。归结到底, 产生这些问题的根源是 Cf/Al 复合材料仍采用常规的层合板结构, 层间强度低。对于纤维增强树脂基复合材料而言, 采用 z-pin 技术进行复合材料层间强化是国内外的研究热点, 而对于纤维增强金属基复合材料的层间强化研究, 在国内外还鲜见报道。本书依据 Cf/Al 复合材料的性能特点, 提出一种全新的针对金属基复合材料的层间强化方法——金属 z-pin 层间强化方法。该方法是在复合材料层间 z 方向引入金属 z-pin, 控制金属 z-pin 与基体合金发生一定的界面反应, 并保持强界面结合, 实现金属基复合材料的层间强化。本书围绕 Cf/Al 复合材料, 采用金属 z-pin 层间强化提高其层间性能, 通过实验分析和数值模拟方法全面系统地介绍金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的设计思路、显微组织、层间力学性能、面内力学性能、层间剪切过程模拟以及在航天结构上的应用实例。本书的研究成果将为 Cf/Al 复合材料在航空航天结构上的应用提供新的方法和思路, 也将为复合材料 z-pin 技术强化研究领域开辟新的研究方向。

全书共 8 章。第 1 章绪论, 主要介绍 Cf/Al 复合材料及 z-pin 层间强化技术的国内外研究现状; 第 2 章介绍金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料制备及测试方法; 第 3 章介绍 Cf/Al 复合材料的界面及界面反应控制; 第 4 章介绍金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的设计思路及显微组织; 第 5 章介绍金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的层间力学性能和抗弯性能; 第 6 章介绍金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料层间剪切过程的模拟; 第 7 章介绍 Cf/Al 复合材料在航天结构上的应用实例; 第 8 章对全书内容进行总结。

本书介绍国家自然科学基金项目“压力浸渗法金属 z-pin 增强碳纤维/铝复合材料层合板的层间断裂行为及界面调控机理”(项目批准号: 51305075) 的最新成果。

本书所涉及的实验研究是在哈尔滨工业大学武高辉教授的悉心指导下完成的，作者对他多年来的帮助和支持表示最由衷的谢意。在本书的撰写过程中，作者得到了很多师长、同事、同学和朋友的无私帮助，在此表示最诚挚的感谢。

由于作者水平有限，书中难免存在不足之处，敬请同行专家和广大读者批评指正，并通过邮件（zyh115@126.com）告知，作者将不胜感激。

作 者

2018 年 11 月于哈尔滨

目 录

前言

第 1 章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 碳纤维	2
1.2.1 碳纤维的分类	2
1.2.2 碳纤维的结构	3
1.2.3 碳纤维石墨化度的评价	4
1.2.4 碳纤维的力学性能	6
1.3 Cf/Al 复合材料的制备方法	8
1.3.1 扩散黏结法	8
1.3.2 挤压铸造法	9
1.3.3 真空压力浸渗法	9
1.4 Cf/Al 复合材料的界面	10
1.5 Cf/Al 复合材料的力学性能	11
1.5.1 碳纤维种类对 Cf/Al 复合材料力学性能的影响	12
1.5.2 碳纤维体积分数对 Cf/Al 复合材料力学性能的影响	12
1.5.3 碳纤维表面改性对 Cf/Al 复合材料力学性能的影响	13
1.5.4 基体合金对 Cf/Al 复合材料力学性能的影响	14
1.6 复合材料 z-pin 层间强化技术	15
1.6.1 z-pin 的嵌入方式	16
1.6.2 z-pin 增强复合材料的组织特征	18
1.6.3 z-pin 增强复合材料的力学性能	20
1.6.4 z-pin 增强复合材料的层间强化机理	23
1.6.5 z-pin 技术存在的问题	23
1.7 本书的研究目的和研究内容	24
第 2 章 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料制备及测试方法	25
2.1 引言	25

2.2	试验用原始材料	25
2.3	金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料制备	26
2.4	材料测试方法	27
2.4.1	密度测试	27
2.4.2	拉伸性能测试	27
2.4.3	三点弯曲性能测试	28
2.4.4	层间剪切强度测试	29
2.4.5	组织结构分析	30
2.4.6	扫描电镜动态拉伸测试	31
第 3 章	Cf/Al 复合材料的界面及界面反应控制	32
3.1	引言	32
3.2	碳纤维的显微结构	33
3.2.1	碳纤维的石墨化度分析	33
3.2.2	碳纤维表面形貌观察	35
3.2.3	碳纤维的透射电镜观察	36
3.3	碳纤维石墨化度对 Cf/Al 复合材料界面反应、界面形貌及力学性能的影响	38
3.3.1	Cf/Al 复合材料的金相组织	38
3.3.2	Cf/Al 复合材料界面反应的基本特征	39
3.3.3	碳纤维石墨化度对 Cf/Al 复合材料界面形貌的影响	40
3.3.4	碳纤维石墨化度对 Cf/Al 复合材料力学性能的影响	44
3.4	合金成分对 Cf/Al 复合材料界面形貌及力学性能的影响	46
3.4.1	合金成分对 Cf/Al 复合材料界面形貌的影响	46
3.4.2	合金成分对 Cf/Al 复合材料力学性能的影响	50
3.5	制备工艺参数对 Cf/Al 复合材料界面反应的影响	51
3.5.1	预热温度对 Cf/Al 复合材料界面反应的影响	52
3.5.2	保温时间对 Cf/Al 复合材料界面反应的影响	54
3.5.3	铝液温度对 Cf/Al 复合材料界面反应的影响	56
3.6	Cf/Al 复合材料界面反应控制的基本规律	57
3.6.1	碳纤维种类选择的依据	58
3.6.2	基体合金元素对界面反应的作用机制	59
3.6.3	最优工艺参数的理论估计	61

3.7 本章小结	64
第4章 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的设计思路及显微组织	65
4.1 引言	65
4.2 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料层间强化的设计思路	66
4.2.1 层间增强体的材料选择	66
4.2.2 层间增强体体积分数选择	67
4.2.3 层间增强体直径选择	68
4.3 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的显微组织特征	68
4.4 本章小结	72
第5章 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的层间力学性能和抗弯性能	73
5.1 引言	73
5.2 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的双切口法层间剪切强度	74
5.3 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的短梁法层间剪切强度	79
5.4 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料的抗弯强度	90
5.5 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料层间强化机制	95
5.6 本章小结	104
第6章 金属 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料层间剪切过程的模拟	105
6.1 引言	105
6.2 双切口层间剪切模型的建立	105
6.2.1 双切口层合板模型的建立	105
6.2.2 层合板层间剪切界面和 z-pin 增强体模型的处理	107
6.3 有限元模型单元的选择和材料参数的赋值及网格划分	108
6.3.1 模型单元的选择和材料参数的赋值	108
6.3.2 模型的网格划分	111
6.4 双切口层间剪切模型的模拟分析	112
6.4.1 施加载荷和边界条件	112
6.4.2 后处理与模拟结果分析	114
6.5 基于双切口层间剪切模型的不同 z-pin 参数模拟预报	123
6.5.1 不同材料 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料剪切模拟预报	123
6.5.2 不同数量 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料剪切模拟预报	125

6.5.3 不同几何分布 z-pin 增强 Cf/Al 复合材料剪切模拟预报	127
6.6 本章小结	129
第 7 章 Cf/Al 复合材料在航天结构上的应用实例	130
7.1 引言	130
7.2 Cf/Al 复合材料的基本力学性能	131
7.3 Cf/Al 复合材料薄壁筒形开口构件的结构强度特性	132
7.3.1 Cf/Al 复合材料薄壁筒形开口构件的结构刚度试验	132
7.3.2 Cf/Al 复合材料薄壁筒形开口构件的结构强度破坏试验	135
7.4 本章小结	140
第 8 章 总结	142
参考文献	144

第 1 章 绪 论

1.1 引 言

随着现代科学技术的进步和航天工业的发展, 航天工业对材料的要求越来越高, 传统的金属材料已无法满足这一要求。金属基复合材料具有高比强度、高比模量和低热膨胀系数, 以及耐热、防燃、横向强度和刚度高、不吸潮、高热导率与高电导率、抗辐射性能好、使用时不放出气体等一系列优点, 因此在世界范围内受到广泛重视。美国在 20 世纪 90 年代初就把金属基复合材料连续列入“美国国防部关键技术计划”及“美国先进材料和加工计划”, 每年投入上亿美元的研究经费, 使复合材料的应用研究迅速扩大, 被公认为 21 世纪新材料科学的重要分支之一^[1-12]。

Cf/Al 复合材料具有轻质高强、高热导率、高电导率、耐疲劳和在潮湿或辐射环境下尺寸稳定性好等优点, 是研究较早的金属基复合材料之一, 已经在航空航天等领域显示出巨大的应用潜力^[13-16], 目前已用于制造航天飞机的机身框架、哈勃空间望远镜的长方形天线支架、发动机活塞等。日本采用 Cf/Al 复合材料制成的新干线电动车制动盘, 质量仅为 29kg, 这种制动盘的应用对高速列车轻量化做出了重要贡献。

然而, Cf/Al 复合材料在制备成本与制备技术^[9,17-20]、增强体/金属的润湿性^[21-24]以及增强体/基体的界面^[7,25-34]等方面仍然存在很多问题, 限制了它的发展和应用, 目前在国内还没有成功稳定制备 Cf/Al 复合材料的先例。复合材料的制备工艺占其成本的 60%~70%, 所以研究发展高效、省时、低能耗、设备简单、能实现近似无余量成型的制备方法是当务之急。目前, 国内研究机构只能制备简单筒状的连续 Cf/Al 复合材料结构件, 而复合材料的复杂曲面结构成型还未能实现。增强体/金属的润湿性问题主要通过纤维表面改性来解决, 但表面改性过程在提高成本的同时, 几乎都会造成纤维性能的不同程度损伤。人们很早就意识到界面问题的重要性, 在金属基体与增强体之间的界面反应规律、控制界面反应的途径、界面微结构、界面力学性能对材料性能的影响等方面进行了大量的研究工作, 强劲推动了金属基复合材料的发展和应用^[35]。但随着金属基复合材料对使用

性能越来越高的要求和制备技术的发展, 界面问题仍然是金属基复合材料研究发展中的重要研究方向, 特别是界面反应的控制以及界面形貌对复合材料的力学性能的影响规律等, 尚需结合材料类型、使用性能要求深入研究。

并且, 伴随着 Cf/Al 复合材料逐渐走向应用的进程, 新的问题不断涌现, 特别是在 Cf/Al 复合材料薄壁结构件的成型过程中, 冷却产生的热应力致使结构件内的层合板结构产生分层开裂, 这类分层开裂导致面内压缩强度下降了一半^[15], 在后续的刀具对毛坯的切削加工过程中, 切削力导致层合板发生分层剥皮破坏。产生这些问题的根本原因是连续纤维增强复合材料所特有的宏观尺度上的各向异性, 层合板结构的厚度方向由于没有增强体、性能最薄弱, 因而最容易发生分层破坏^[36-44]。所示, 如何有效抑制复合材料的分层成为 Cf/Al 复合材料应用亟待解决的新问题。

本书以优化、稳定和提高 Cf/Al 复合材料性能为目的, 主要从制备工艺参数、增强体结构特性、基体合金的组织与性能等角度, 对 Cf/Al 复合材料的微观结构、力学性能及其相关性规律进行较为系统深入地研究, 并且依据 Cf/Al 复合材料的性能特点, 提出一种全新的提高金属基复合材料层间强度的方法——金属 z-pin 层间强化方法, 并探讨其层间强化机理。

1.2 碳 纤 维

碳纤维是 20 世纪 60 年代发展起来的一种新型材料, 碳纤维及其产品所具有的独特性能和功能使其成为重要的增强材料之一。它不仅质量轻、比强度高、比模量高, 而且耐热性好、化学稳定性好、在太空环境不释放气体、抗辐射, 是一种十分重要的新材料, 在航空航天工业领域已获得广泛地应用^[45]。

1.2.1 碳纤维的分类

碳纤维虽已发展近 60 年, 至今国际上尚无统一的命名和分类方法, 通常有如下几种分类法^[46]。

(1) 按制造工艺和原料不同分类, 可分为有机前驱体法碳(石墨)纤维和气相生长法碳(石墨)纤维两大类。其中有机前驱体法碳(石墨)纤维按采用的原纤维不同又可分为黏胶基、聚丙烯腈基、沥青基、酚醛基的碳(石墨)纤维。

(2) 按热处理温度和气氛介质不同分类, 可分为碳纤维(800~1500℃, N_2+H_2)、石墨纤维(2000~3000℃, N_2 或 Ar) 和活性碳纤维(700~1000℃, 水

蒸气或 $\text{CO}_2 + \text{N}_2$)。应当指出的是,日本和西欧国家不区分碳纤维和石墨纤维,统称碳纤维;中国和美国通常以热处理温度不同将碳纤维产品分为碳纤维和石墨纤维。

(3) 按力学性能不同分类,可分为通用级碳纤维和高性能碳纤维两大类。通用级碳纤维通常指抗拉强度 $<1.2\text{GPa}$ 、弹性模量 $<50\text{GPa}$ 的碳纤维产品;高性能碳纤维又可分为标准型碳纤维(如 T300 牌号,抗拉强度 3.53GPa ,弹性模量 230GPa)、高强型碳纤维(抗拉强度 $>4.00\text{GPa}$),高模型碳纤维(弹性模量 $>390\text{GPa}$)和高强高模型碳纤维(如日本 M 系列品种,抗拉强度 $3.92\sim 4.41\text{GPa}$,弹性模量 $377\sim 588\text{GPa}$)等品种。

(4) 按制品形态分类,可分为长丝(含不同孔数的束丝和单纱)、束丝短纤维、超细短纤维(气相法含晶须)、织物(布、带、绳)、编织品(三向及多向织物、圆筒管等)以及无纬布、无纺布、毡、纸等多种形态的碳(石墨)纤维及其织物。

1.2.2 碳纤维的结构

就其结构而言,碳纤维是不完全的石墨结晶沿纤维轴向排列的物质(图 1-1 和图 1-2),是由 sp^2 碳组成的六角形网面层状堆积物,碳所组成的微晶是碳纤维的显微结构单元,层间距 $d_{(002)}$ 为 $0.336\sim 0.344\text{nm}$ (石墨层间距为 0.334nm)。各平行层堆积不规则,缺乏三维有序排列,呈乱层结构,称之为碳纤维;随着温度升高至 2500°C 以上,碳的质量分数大于 99%,层间距 $d_{(002)}$ 随之减小,说明碳原子已由乱层结构向三维有序的石墨结构转化,形成类石墨结构,称之为石墨纤维。碳和石墨纤维层面主要是以碳原子共价键(C—C 大 π 键)相结合,而层与层之间是以范德瓦耳斯力相连接,因此它们是各向异性碳材料。碳纤维上的碳原子属于有机物转化而成的过渡态碳,其含碳量一般为 92%~95%。用 X 射线衍射分析碳纤维的结构,显示六角的碳环层沿着纤维轴择优取向,结晶尺寸约几纳米。随着热处理温度(碳化温度和石墨化温度)的提高,结晶尺寸也随着增加,且沿纤维轴排列更有秩序。同时,碳纤维晶轴与纤维轴之间的夹角为 $12^\circ\sim 15^\circ$,而石墨纤维晶轴与纤维轴之间的夹角为 $7^\circ\sim 9^\circ$ [46,47]。

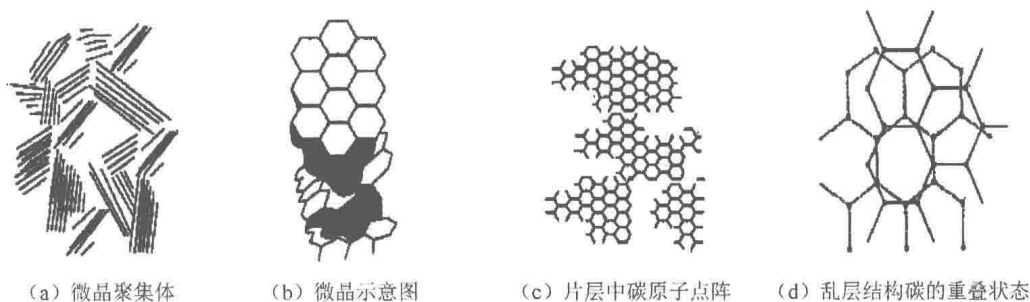
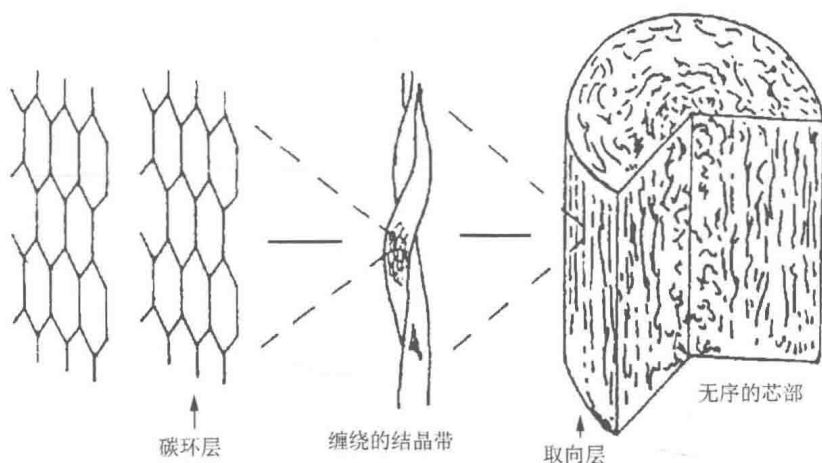


图 1-1 碳纤维乱层结构示意图^[46]

图 1-2 碳纤维的皮芯结构^[47]

1.2.3 碳纤维石墨化度的评价

碳纤维石墨化的目的主要是获得高模量石墨纤维或高强高模的 M 系列高性能碳纤维。在石墨化过程中，碳纤维结构发生了变化。石墨微晶不仅长大，而且沿纤维轴向排列，使层间距 $d_{(002)}$ 逐渐缩小，逐步向理想石墨靠近，即层间距 $d_{(002)}$ 为 0.3354nm。石墨化度是指石墨化程度，其评价方法有以下三种。

1. X 射线衍射法

根据梅林 (Mering) - 梅雷 (Maire) 的计算公式 (1-1)，计算石墨化度 G (%)：

$$G = \frac{0.3440 - d_{(002)}}{0.3440 - 0.3354} \times 100\% \quad (1-1)$$

式中，0.3440 为完全无序结构的层间距，nm；0.3354 为石墨单晶的层间距，nm； $d_{(002)}$ 为碳材料的平均层间距，nm。 G 值越高，石墨化程度越高。

另外，R. E. 富兰克林把有序堆叠部分所占比例定为 P (称为富兰克林值)，理想石墨的层间距 $d_{(002)}$ 为 0.3354nm，无序堆叠部分所占比例为 $1-P$ ，完全无序石墨的层间距 $d_{(002)}$ 为 0.3440nm^[48]。所以，层间距 $d_{(002)}$ 与石墨化程度的关系用式 (1-2) 表示，即

$$d_{(002)} = 0.3354 + 0.0086P^2 \quad (1-2)$$

用 X 射线衍射仪可测得层间距 $d_{(002)}$ 值, 从而可计算有序化程度的 P 值。当 P 值较小时 (石墨化程度低), 可用式 (1-3) 进行校正:

$$d_{(002)} = 0.3440 - 0.0086(1 - P) - 0.0064P(1 - P) - 0.0030P^2(1 - P) \quad (1-3)$$

式中, $0.0086=0.3440-0.3354$; $0.0064=0.3418-0.3354$; 0.3418nm 是石墨化后层间距 $d_{(002)}$ 的最小值; 0.3440nm 是石墨化后层间距 $d_{(002)}$ 的最大值。

2. 激光拉曼法

激光拉曼法是用激光拉曼光谱峰的强度比值来表征石墨化度。通过该方法获得的图谱上存在两个峰, 一个峰在 1580cm^{-1} 附近, 称为 G 峰, 这是天然石墨固有的; 对于碳素材料或人造石墨, 在 1360cm^{-1} 附近还有一个峰, 称为 D 峰。G 峰被认为是对应石墨结构的峰, D 峰被认为是对应缺陷的峰, 因此用式 (1-4) 表征石墨化度:

$$R = I_{1360} / I_{1580} \quad (1-4)$$

式中, I_{1360} 和 I_{1580} 分别表示在 1360cm^{-1} 附近和 1580cm^{-1} 附近的拉曼峰积分强度。 R 值与网平面上微晶的平均尺寸或无缺陷区域成反比关系。碳材料的平均层间距 $d_{(002)}$ 愈小, R 值愈小, 石墨化程度愈高。图 1-3 为不同热处理温度下碳纤维的拉曼光谱图, 随着热处理温度的升高, R 值下降, 石墨化度升高^[48]。

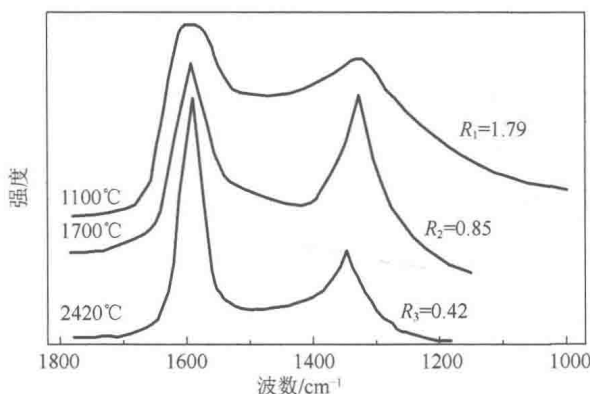


图 1-3 不同热处理温度下碳纤维的拉曼光谱图^[48]

3. 磁阻法

理论指出, 正孔 (穴) 与电子的浓度几乎相等, 且共存两类载流子, 其平均易动度 $\bar{\mu}$ 与磁场强度 B 的关系如式 (1-5) 所示:

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\rho(B) - \rho(o)}{\rho(o)} = B^2 \bar{\mu}^2 \quad (1-5)$$

式中, $\rho(B)$ 为被测材料在磁场 B 中的比电阻; $\rho(o)$ 为被测材料不在磁场中的比电阻; B 为磁场强度; $\bar{\mu}$ 为载流子的平均易动度。

载流子的平均易动度与结晶大小、完整性等有关。各种碳材料的磁阻与平均层间距 $d_{(002)}$ 的关系如图 1-4 所示。层间距 $d_{(002)}$ 愈小, 石墨层片(网平面)排列愈整齐, 磁阻愈大, 导电性愈好^[48]。

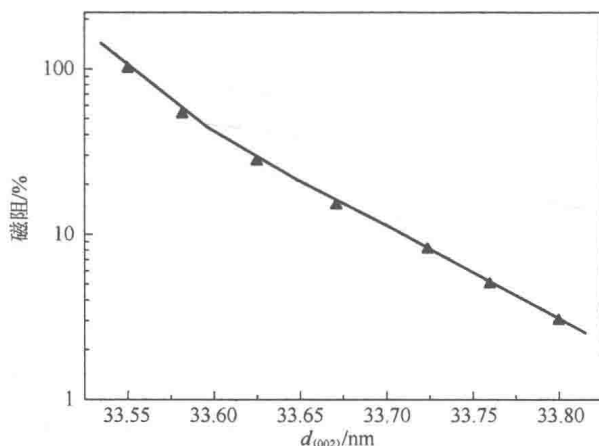


图 1-4 碳材料磁阻与平均层间距 $d_{(002)}$ 的关系^[48]

1.2.4 碳纤维的力学性能

力学性能是碳纤维重要的性能之一, 这里主要讨论强度和模量。20 世纪 60 年代的碳纤维多为通用级, 20 世纪 70 年代发展出高强型(如 T300), 20 世纪 80 年代中出现了超高强型(如日本东丽株式会社聚丙烯腈基的 T1000, 其抗拉强度为 7.060GPa, 弹性模量为 294GPa, 断裂伸长为 2.4%)和超高模型沥青基石墨纤维(如美国阿莫科公司的 Thornel P120, 其抗拉强度为 2.1GPa, 弹性模量为 820GPa; 日本三菱化学株式会社的 DIALEAD K139, 抗拉强度为 2.8GPa, 弹性模量为 750GPa)。为适应飞机结构件高强、高模同时并重的需求, 日本东丽株式会社又开发了“东丽 MJ”系列聚丙烯腈基碳纤维, 其中 M40J 的抗拉强度为 4.41GPa, 弹性模量为 377GPa, M50J 的抗拉强度为 4.120GPa, 弹性模量为 475GPa, 打破了过去一种碳纤维制品高强和高模两性不可兼得的传统观念^[49]。目前碳纤维的发展趋势是向超高强和大断裂伸长方向发展(表 1-1 和图 1-5)。

表 1-1 日本东丽株式会社の典型碳纤维参数一览表^[50]

纤维类型	每束纤维量 /根	抗拉强度 /MPa	弹性模量 /GPa	伸长率 /%	单位长度质量 / (g/km)	密度 / (g/cm ³)
T300	1 000	3 530	230	1.5	66	1.76
	3 000				198	
	6 000				396	
	12 000				800	
T400	3 000	4 410	250	1.8	198	1.80
	6 000				396	
T600	24 000	4 120	230	1.9	1 700	1.79
T700	6 000	4 900	230	2.1	400	1.80
	12 000				800	
	24 000				1 650	
T800	6 000	5 490	294	1.9	223	1.81
	12 000				445	
T1000	12 000	6 370	294	2.2	485	1.80
M35J	6 000	4 700	343	1.4	225	1.75
	12 000				450	
M40J	6 000	4 410	377	1.2	225	1.77
	12 000				450	
M46J	6 000	4 210	436	1.0	223	1.84
	12 000				445	
M50J	6 000	4 120	475	0.8	216	1.88
M55J	6 000	4 020	540	0.8	218	1.91
M60J	3 000	3 920	588	0.7	100	1.94
	6 000				200	
M30S	18 000	5 490	294	1.9	760	1.73
M30G	18 000	5 100	294	1.7	760	1.73

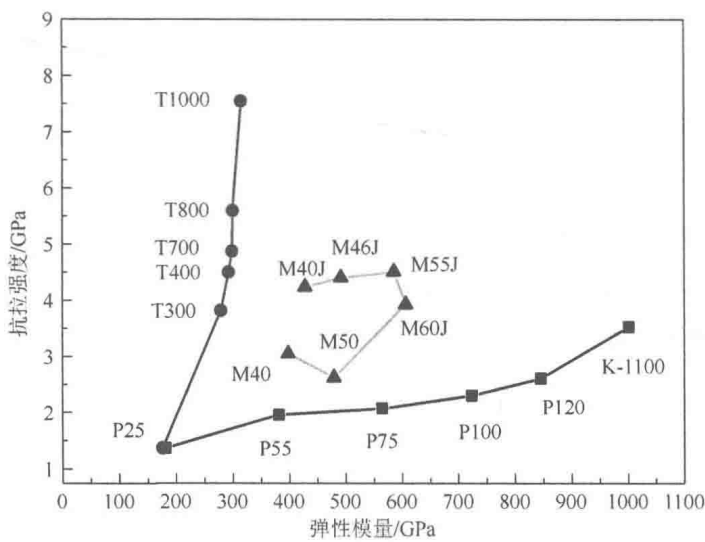


图 1-5 碳（石墨）纤维抗拉强度和弹性模量的发展趋势^[49]

碳纤维除具有强度高、模量高、密度低等突出特点外还具有以下特点：①耐高温，可在 2000℃使用，3000℃非氧化气氛中不熔不软；②耐酸，能耐浓盐酸、硫酸、磷酸、苯、丙酮等介质的侵蚀；③热膨胀系数小，约等于零；④热导率高，为 10~140W/(m·K)；⑤摩擦系数小，导电性好^[50]。

1.3 Cf/Al 复合材料的制备方法

制造金属基复合材料的方法很多，大致可分为两类：固相法和液相法^[33]。固相法有扩散黏结法、热轧合法、热等静压法以及爆炸焊接法等；液相法有传统铸造法、搅拌铸造法、挤压铸造法以及真空压力浸渗法等。纤维的形态不同，所采用的制造方法也不同，一般来说对于大直径单丝纤维（ $d > 100\mu\text{m}$ ）通常采用固相成型法；而对于直径较小的束状纤维，一般都采用液相法，特殊情况下对其表面进行预处理，制成预制带或先驱丝，也可采用固相法。制备 Cf/Al 复合材料的方法主要有扩散黏结法、挤压铸造法、真空压力浸渗法。

1.3.1 扩散黏结法

扩散黏结法要求先将增强体制成复合丝，即纤维束通过一个金属熔池，熔融金属渗透到纤维束中成为复合丝或带，这要求纤维和熔融金属有较好的润湿性，一般纤维要经过严格的处理。复合丝的纤维体积分数由纤维拔出速度和模具孔的尺寸决定。基体必须先做成薄片或箔的形式，以利于原子的低温扩散。这种方法是在基体液相温度以下，并在压力作用下，靠基体塑性变形和原子的固相扩散结合成一体（图 1-6）。美国航空航天局采用固态扩散黏结法制备的 P100/6061Al 复合材料作为哈勃空间望远镜的波导管。上海交通大学在 1985 年采用扩散黏结法制备了体积分数为 26%~28%的 Cf/Al 复合材料^[51]。该方法对模具和压力机的要求都不苛刻，比较容易实现，但它具有很大的局限性和其他不足之处，如不能做形状复杂的零件、纤维要做较严格的预处理等。使用这种方法最成功的例子是金属纤维和耐热合金的金属基复合材料制造，因为金属纤维能够塑性变形，避免了制造过程中的纤维损伤^[10]。