

摘要

我国亚麻资源丰富，与玻璃纤维等无机纤维相比，具有较高的比强度、比模量。同时亚麻容易种植，生长周期短，具有天然可降解性，可以作为绿色复合材料的理想增强材料。利用这一资源优势，课题选取亚麻为主要原料，进行亚麻纤维增强热固、热塑性树脂基复合材料的开发和研究，制备出性价比较高、力学性能较优的复合材料板材，为工程应用提供理论依据。

课题着重研究了亚麻纤维增强热塑性树脂基复合材料的制备以及性能测试。作为对比和参考，首先加工出针刺亚麻纤维毡作为增强体，与不饱和聚酯树脂及环氧树脂进行复合，制备出亚麻增强热固性树脂基复合材料板材，并进行性能测试和分析。

考虑热塑性树脂粘性大，成型困难以及加工成本等问题，课题利用亚麻纤维的可纺性，选取密度较小的聚丙烯作为热塑性基体，通过与亚麻纱线捻合，形成PP包覆亚麻的纱线结构，实现基体与纤维的丝束级均匀混合。

分别制备了45%、50%和60%三种纤维体积含量的包覆纱线，采用机织的方法加工出复合材料预制件，经过层合热压制得亚麻/PP复合材料。通过调节压力、温度，确定了热压工艺；在不同纤维体积含量、不同铺层数、以及不同组织的条件下，进行板材拉伸、冲击性能测试，并对测试结果进行了分析和讨论。结果表明纤维在复合材料中的状态对材料的性能起到重要作用。纬纱在板材中的伸直状态好于经纱，所以同种工艺中，纬向的拉伸性能、经向的冲击性能（纬纱为主要的承力单元）均较高；不同组织中，由于斜纹组织中纱线的伸直状态良好，所以其板材的拉伸、冲击性能均优于平纹组织。

对纤维浸渍过程、板材的固化成型过程进行模型分析及数值模拟；分析了孔隙产生的原因并计算孔隙率的具体数值；通过板材的拉伸试验，利用多项式拟合，得到板材经、纬向纤维伸直系数 a_j 、 a_w 与对应断裂伸长率的关系式，从而给出相关的强度修正公式；运用有限元分析软件ANSYS分别对亚麻增强热固性、热塑性树脂基复合材料的拉伸过程进行计算机编程，模拟拉伸破坏过程。结合亚麻增强热固性、热塑性复合材料的SEM拉伸断口破坏形貌，分析了纤维增强与板材破坏机理。

关键词：亚麻纤维，PP 树脂，热固性复合材料，热塑性复合材料，有限元，
机械性能

ABSTRACT

Flax is abundant in China and flax fiber has higher strength and modulus-density ratio compared with other inorganic fibers such as glass fiber. It is easy to cultivate and its growth period is short. As a result flax fiber can be decomposed naturally; it could be used as an ideal reinforcing material of environmental protection composites. Flax fiber was used to fabricate with thermo-setting and thermo-plastic resins in this research. Laminates with high property-cost ratio were developed and researched; the results may be important reference for engineering applications theoretically.

Flax reinforced thermo-plastic composites were mainly analyzed in this paper. For comparison, first flax fiber was needle-punched to form the mats, then fabricated with unsaturated polyester (UP) and epoxy (EP) separately. The mechanical properties of these composites were tested and analyzed.

Polypropylene (PP), which has the lowest density among man-made fibers, was used as the thermo-plastic matrix. To overcome the difficulties of resin penetrating during the composite processing because of the high viscosity, commingled yarns were produced by PP filaments wrapping around the linen yarn. The even distribution of flax and PP in the yarn gave a better mixture of the matrix and reinforcing material, and the reduction in cost was also realized to some extent.

Commingled yarns with volume fraction of 45%, 50% and 60% were processed and woven into fabric as the pre-pregnant. Then fabric was sandwiched into laminates by optimum hot-pressing technology that was chosen through testing the parameters such as pressure and temperature during experiment. The laminates with different volume fractions, layers, and woven structures were tested by the tensile and impact instruments. Analysis revealed that fiber status in laminates was the most important factor affecting the mechanical properties. Since the weft yarns straightened better than warp yarns in laminates with the same manufacture technology, the tensile property in fill direction and impact behavior in warp direction were much better. As far as the woven structures were concerned, the mechanical properties of laminates

with twill structure were better than those with plain structure.

The fiber impregnation process was analyzed with the help of model and the shaping process was numerically simulated. The reason of the void was analyzed and the numerical value of the content was calculated as well. As for the tensile results, the revised formula for tensile strength was conducted. Two yarn straightened coefficients a_j , a_w were quoted to the formula, which were related to the extending ratio at break of laminates, and the expressions were defined by polynomial fit.

The tensile processes of flax reinforced thermo-setting & thermo-plastic composites were programmed and simulated by using ANSYS, the software of Finite Element Analysis (FEA). The mechanisms of fiber reinforcing and fracture were discussed through examining the fracture photographs of Scanning Electronic Microscope (SEM).

Keywords: flax fiber, PP, thermo-setting composite, thermo-plastic composite, FEA, mechanical properties

目 录

1	1.1 文摘
1	1.2 英文文摘
1	1.3 独创性声明及学位论文版权使用授权书
1	1.4 学位论文的主要创新点
1	2 第一章前言
1	3 第二章亚麻纤维特性及性能测试
1	4 第三章亚麻增强热固性树脂概述
1	5 第四章亚麻增强 PP 热塑性复合材料的制备与性能测试
1	5.1 纤维增强热塑性树脂方法简介
1	5.2 热塑性树脂 PP 的选择
1	5.3 亚麻与树脂 PP 的混合
1	5.4 不同纤维体积比亚麻/PP 二维机织布的织造与性能测试
1	5.5 不同纤维体积含量亚麻/PP 复合材料的制备与性能测试
1	5.6 变密度、变组织亚麻/PP 复合材料的制备与性能测试
1	5.7 不同工艺板材冲击性能测试与结果分析
1	5.8 小结
1	6 第五章热压过程模型分析以及孔隙率数值计算
1	7 第六章热塑性板材拉伸强度分析与计算
1	8 第七章板材拉伸过程有限元模拟
1	8.1 有限元法简介
1	8.2 平面应力有限元解析
1	8.3 拉伸过程的计算机模拟
1	8.4 小结
1	9 第八章亚麻增强复合材料拉伸断口 SEM 破坏机理分析
1	10 第九章结论与展望
1	11 参考文献
1	12 攻读博士学位期间发表的论文以及参加科研情况
1	13 附录：有限元计算机程序
1	14 致谢

独创性声明

本人声明所呈交的学位论文是本人在导师指导下进行的研究工作和取得的研究成果,除了文中特别加以标注和致谢之处外,论文中不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果,也不包含为获得 天津工业大学 或其他教育机构的学位或证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示了谢意。

学位论文作者签名: 刘丽妍

签字日期: 2005 年 12 月 6 日

学位论文版权使用授权书

本学位论文作者完全了解 天津工业大学 有关保留、使用学位论文的规定。特授权 天津工业大学 可以将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索,并采用影印、缩印或扫描等复制手段保存、汇编以供查阅和借阅。同意学校向国家有关部门或机构送交论文的复印件和磁盘。

(保密的学位论文在解密后适用本授权说明)

学位论文作者签名: 刘丽妍

导师签名:

签字日期: 2005 年 12 月 6 日

签字日期: 2005 年 12 月 10 日

学位论文的主要创新点

- 一、开发了亚麻纤维的产业用途，用亚麻纤维增强热固、热塑性树脂基体，制备环保型复合材料。
- 二、利用亚麻纤维的可纺性，通过捻合工艺，形成 PP 包覆亚麻的纱线结构，实现树脂与纤维丝束均匀共混。
- 三、引进经、纬向纤维伸直系数，通过多项式拟合，得到其表征关系式，给出复合材料板材强度修正公式。
- 四、结合有限元理论，利用 ANSYS 分析软件，对亚麻增强材料的拉伸过程进行模拟和计算。

第一章 前言

1.1 研究背景

众所周知，20 世纪的科学技术，一方面为人类创造了便利、舒适、安全的生活，另一方面给人类留下了很多亟待解决的问题^[1]，比如材料的过度开采造成资源的匮乏；物质的生产、消耗产生的大量垃圾造成环境的污染和破坏。于是，谋求人与环境和谐共存的社会成为上世纪末乃至本世纪初国内外普遍关注的问题。

我国在十六届五中全会正式提出建设环境友好型社会，把“加快建设资源节约型、环境友好型社会”明确地写入《中共中央关于制定国民经济和社会发展第十一个五年规划的建设》。这是以胡锦涛为总书记的党中央从我国国情出发，借鉴国际先进发展理念，着力解决我国经济发展与资源环境矛盾的一项重大战略决策。

材料是人类文明进步的物质基础，自从 1992 年日本东京大学的山本良一提出环境材料的概念，我国重庆大学于 1994 年提出环境意识材料学^[2]（Environmental-conscious-materials-logy）以来，环境材料已成为国际高技术新材料研究中的一个新领域。国际上生态环境材料的研究，已不局限于理论上的研究，众多的材料科学工作者在研究具有净化环境、防止污染、替代有害物质、减少废弃物、利用自然能源和材料的再资源化等方面，作了大量工作，并取得了重大进展^[3]。当前在提倡生态环保的大背景下，人们对环境问题日益关注，复合材料的环保问题自然引起了人们的重视，绿色环保技术使人们致力于环境材料替代传统材料的研究，各个行业都致力于传统材料向环境材料的过渡或转型，绿色工程已经以其不可阻挡之势迅猛发展起来。

1.2 天然纤维复合材料的研究进展

1.2.1 天然纤维复合材料简介

复合材料是由两种或两种以上不同性能，不同形态的组分材料通过复合方法形成的一种多相材料^[4]。天然纤维复合材料由天然纤维和树脂基体组成。天然纤维是细长形的细胞集合体，包括矿物、动物和植物纤维^[5]。性能好的天然纤维都

可用来制作复合材料。木质微粒板和刨花板是最早广泛使用的天然纤维复合材料，至今为止在应用和科研方面都是相当成功的。然而，环境生态平衡要求较高的森林覆盖率，而人们的日常生活需要大量的木材，迫使森林面积逐年减少，原木紧缺成了世界性问题。特别是 1998 年的特大洪灾以后，我国出台并实施了更为严格的森林保护政策。因此采用生长周期短的植物纤维作为木质纤维的替代品制作复合材料，已受到国内外的广泛关注^[6]。

天然植物纤维如麻纤维、椰壳纤维、稻草纤维、甘蔗渣、麦秆纤维、竹和棉纤维等作为增强材料，以其质轻、价廉、可再生和可生物降解等特点，充分体现了环境友好性和人类亲和性。从资源利用及环境保护的角度考虑，不但可以作为木材的替代品，还可以部分取代玻璃等合成纤维。特别是在民用方面，天然纤维复合材料作为结构材料和非结构材料已占有一定的地位，并且还将有广阔的发展前景。

1.2.2 麻纤维复合材料研究现状

在各种天然纤维中，麻类纤维除同样具有价格低廉、可再生性好、分布广等特点外，还具有高的拉伸强度可称为高性能天然纤维^[7]。同时，麻纤维微观结构独特，连续长度较长，具有较好的加工和工艺性，这些都是其受到重视的原因^[8]。

麻最早产于我国，是我国著名的传统特产和重要的经济作物，品种有 100 余种之多。世界上主要麻类作物在我国均有种植，并且形成北有亚麻、南有剑麻、东有大麻、西有罗布麻、中有苧麻、大部分地区有洋麻、黄麻的格局^[9]。麻类纤维包括一年生或多年生草本双子叶植物的韧皮纤维（如苧麻、亚麻等）和单子叶植物的叶纤维（如剑麻、凤梨麻等）^[10]。麻纤维结构具有独特性，它的细胞长度和宽度根据不同种类从 $0.5 \times 10^4 \mu\text{m} \sim 5 \times 10^4 \mu\text{m}$ ，宽度为 $20 \sim 50 \mu\text{m}$ 。它的横截面为有中腔的腰圆形或多角形，纵向有横节和竖纹。麻类纤维的组成见表 1-1。

表 1-1 麻纤维的化学组成 (%)

Table 1-1: Chemical components of vegetable fibers (%)

成分	麻 纤 类 别							
	苧 麻	亚 麻	黄 麻	槿 麻	大 麻	苘 麻	蕉 麻	剑 麻
纤维素	65~75	70~80	57~60	70~76	76.4	66.1	63.2	65.8
半纤维素	14~16	12~15	14~17				19.6	12
木质素	0.8~1.5	2.5~5	10~13	13~20	9.3 (含蛋白质)	13~20	5.1	9.9
果胶	4~5	1.4~5.7	1~1.2	7~8			0.5	0.8
水溶物	4~8				3.4	13.5	1.4	1.2
脂蜡质	0.5~1.0	1.2~1.8	0.3~0.6		1.2	2.3	0.2	0.3
灰分	2~5	0.8~1.3	0.5~1.5	2	0.8	2.3		
其它		含氮物质 0.3~0.6	含水率 10~11		含水率 8.8		含水率 10	含水率 10

麻类纤维的多组分结构表现出典型的复合材料特征,这说明麻类纤维是天然的复合材料^[11]。麻纤维具有较高的比强度和比模量,适合做复合材料的增强体。表 1-2 列出了天然纤维和其他传统增强纤维的性能比较。

表 1-2 天然纤维与传统增强纤维的性能比较

Table 1-2 Mechanical properties of natural fibers compared with traditional reinforcing fibers

性能	纤维									
	亚麻	大麻	黄麻	苧麻	椰壳纤维	剑麻	蕉麻	E-玻纤	芳纶纤维	碳纤维
密度 / g.cm ⁻³	1.4	1.48	1.46	1.5	1.25	1.33	1.5	2.55	1.40	1.70
断裂伸长 / %	1.2~1.6	1.6	1.8	2.0	15~25	2~3	-	3.0	3.3~3.7	1.4~1.8
拉伸强度 / MPa	800~1500	550~900	400~800	500	220	600~700	980	2000~3500	3000~3150	4000
弹性模量 / GPa	60~80	70	10~30	44	6	38	-	73	63~67	230~240

国外对麻纤维复合材料及其制品的研究开发工作开展较早较多。目前已经把麻类纤维大量用作木材、玻璃纤维的替代品来增强聚合物基体^[12, 13], 用作建筑工业中的防火隔音材料、装潢材料、水泥模板, 包装工业中的生态包装材料、缓冲材料, 汽车工业中的内装饰板材、车用零部件等材料, 以及其他功能材料等, 并在欧美等国家逐渐形成高新产业^[14-17]。其中对麻纤维在汽车加固材料上的应用的研究已经取得了较大进展, 并逐步走向产业化。

麻类纤维增强复合材料主要用于汽车行业, 比如 Benz、Ford 等汽车公司。亚洲以印度等国的研究工作为主, 采用黄麻、剑麻、亚麻纤维及竹纤维作为增强材料, 与热固性和热塑性聚合物复合, 制成天然纤维聚合物复合材料制品, 已开始工程应用。

国内麻纤维复合材料研究工作起步较晚, 研究报道不多。研究单位主要是中山大学(剑麻纤维增强不饱和聚脂树脂)、原西北纺织工学院(苧麻纤维增强不饱和聚脂树脂)、和国防科技大学(苧麻纤维增强聚氨脂泡沫和热塑性塑料)等, 其研究大多集中在热固性复合材料方面。

1.3 课题的提出及意义

我国亚麻资源丰富, 亚麻纤维的比重(1.46 g.cm^{-3})只有玻璃纤维(2.62 g.cm^{-3})的 56%。亚麻纤维具有天然可降解性, 可以作为可降解绿色复合材料的理想增强材料。课题选取亚麻为主要原料, 可以充分利用资源优势, 进行亚麻纤维增强热固、热塑性树脂基复合材料的开发和研究, 制备出性价比较高、力学性能较优的复合材料板材, 为工程应用提供理论依据。

课题着重研究了亚麻纤维增强热塑性树脂基复合材料的制备以及性能测试。作为对比和参考, 首先加工出亚麻增强不饱和聚酯树脂以及环氧树脂基热固性复合材料板材, 并进行测试和分析。

热塑性复合材料韧性高, 耐冲击性能好, 可重复加工及回收利用, 其应用领域不断扩大, 被称为 21 世纪的绿色工业材料^[18]。但由于树脂粘性大, 成型困难。近 10 年来, 为克服热塑性树脂浸渍难的问题, 混纤法被证明是较为有效的方法^[19], 然而其加工成本较高。考虑这一点, 课题利用亚麻纤维的可纺性, 选取密度较小的聚丙烯作为热塑性基体, 通过与亚麻纱线捻合, 形成 PP 包覆亚麻的纱线结构, 实现纤维与基体的丝束级均匀混合, 在降低成本的基础上实现纤维和基体的均匀共混。采用机织的方法加工出复合材料预制件, 经过层合热压制得亚麻/PP 热塑性复合材料。

随着科学技术的迅猛发展以及人类环保意识的逐渐增强, 加之亚麻纤维复合材料具有潜在的工业应用价值, 亚麻纤维增强复合材料将具有广阔的发展前景, 由此开发亚麻纤维作为增强材料在环境保护和资源利用方面都有重要的意义。

第二章 亚麻纤维特性及性能测试

2.1 亚麻纤维的特性

亚麻纤维是亚麻属植物的韧皮纤维，是麻纺织业的重要原料。亚麻纤维强力大，在水中不易腐烂，并有防水作用，此外还有耐摩擦、耐高温、散热快、吸尘率低、不易燃烧，无静电、耐酸碱等独特的优点，是追求绿色环保的首选纺织原料，被誉为天然纤维中的“皇后”。

亚麻对气候的适应性很强，北纬 48~55 度之间的地区最适宜种植。根据法国《纺织报》最新公布的统计，2000 年中国亚麻种植面积达到 10 万公顷，全球排名第二。我国种植纤维用亚麻主要在黑龙江省，其次为吉林省。黑龙江省大量种植亚麻始于 30 年代初，每年播种面积占全国播种面积的 90%以上^[20]。传统纺织中亚麻主要用于织造亚麻衣料或与苧麻、棉花和化学纤维混纺，织造各种服用和装饰用织物，如抽绣布、窗帘、台布、沙发套、餐巾、男女各式绣衣、床上用品等。

与棉纤维相比，由于亚麻纤维刚直，弹性差，易起皱，手感板硬，湿强大于干强，单独纺纱较困难。所以亚麻除用于服装生产外，大量用于与其他纤维进行混纺。基于这个原因，把亚麻应用于复合材料的生产，与热固、热塑性树脂复合已成为一个新的研究领域。

另外作为增强材料，亚麻纤维本身也表现出了复合材料特征。从表 1-1 中可以看出亚麻组分的多元性。从亚麻茎纤维中分离出来的大约 1 米长的工艺束纤维由长度为 2-5cm、直径为 10-25 μm 的原纤构成。原纤由果胶以及半纤维素粘结在一起，并且原纤之间有一定长度的重合。图 2-1 为亚麻纤维微观结构图^[21]。亚麻打成麻直径为 2~3mm。束纤维从打成麻剥离出来，经过梳理工艺，得到工艺纤维，直径 50~100 μm 。工艺纤维可继续逐级裂解为基原纤、中原纤以及微原纤。

亚麻纤维的横截面为五角形或六角形，细胞壁厚约 7 μm 左右，平均宽度为 12~17 μm ，单纤维支数约为公制 3500 支。亚麻纤维横截面细胞壁中有层状轮纹形结构（见图 2-2）。轮纹由原纤层构成，厚度平均为 0.4 μm 左右。原纤层由许多平行排列的原纤以螺旋状缠绕而成，原纤直径 0.2~0.3 μm ，初生壁原纤螺旋角为 10°，次生壁外层原纤螺旋角为 5°，倾斜方向为 Z 向，取向度达 74~90%，接近于苧麻，而高于棉。亚麻纤维的双折射率为 0.062~0.068，结晶度在

天然植物纤维中也是比较高的，单纤维强度和刚性都远大于棉纤维，手感粗硬，但比苧麻纤维柔软，断裂伸长率约 3.0% 左右，接近苧麻纤维。高取向度、高结晶度使纤维强韧，拉伸强力较大。同时由于亚麻纤维资源丰富，价格低廉，密度比无机纤维小，生长周期短，加工成本低，并且具有生物可降解性和可再生性，对环境无污染，这是其它增强材料无法比拟的。

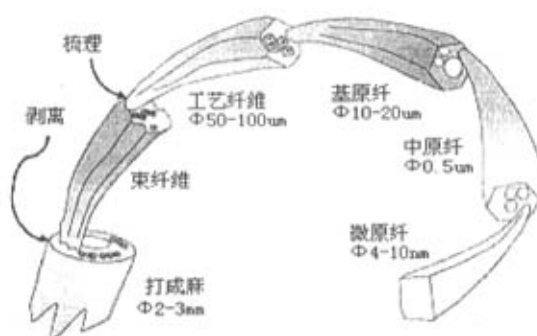


图 2-1 亚麻纤维微观结构图

Fig. 2-1 Micrograph of flax fiber structure



图 2-2 亚麻纤维断面微观示意图

Fig. 2-2 SEM micrograph of flax fiber fracture surface

2.2 亚麻纤维及纱线的性能测试

2.2.1 纤维长度、细度、强度测试

▼ 长度测试：

纤维长度是指纤维伸直（不伸长）时两端之间的距离^[22]，由于纤维的自然形态是卷曲的，纤维本身的伸直情况是否良好，是长度测定结果正确与否的关键，

所以在测试中尽量做到纤维自然伸直。采用手排图测量法测得的亚麻纤维有效长度为 16.60cm；平均长度为 10.55 cm；短纤百分率为 36.96%。

▼ 细度测试：

采用光学投影法^[23]测得纤维平均细度为 19.6 um。

▼ 强度测试：

亚麻纤维属于高强低伸型天然纤维，即表现为高负荷下的强度敏感性强，具有对复合材料增强的优势。根据 GB 5882-86 对课题使用的亚麻纤维进行束纤维断裂强度测试。所用强力试验机型号为 YG011 型，精密扭力天平型号为 JN-A-5 型。课题所选用的两种工艺纤维测试结果如表 2-1 所示。

表 2-1 亚麻束纤断裂强度测试结果
Tab. 2-1 Tensile tenacity of flax fiber

	断裂强度(g/d)	平均值偏差	标准差系数(%)
未漂麻	2.21	0.38	20.50
漂白麻	2.08	0.29	18.43

从表 2-1 可以看出，漂白麻与未漂麻的断裂强度相差不大，前者略小于后者。经过碱处理的漂白麻纤维产生溶胀，改变了纤维结构和性能，并且进一步脱去原麻中的果胶，使得漂白麻强度和模量有所下降。但在平均值偏差上，漂白麻小于未漂麻，说明漂白后的亚麻纤维均匀性有较大改善。

2.2.2 纱线捻度、单纱强力测试

课题所用亚麻纱线细度为 15 公支，半漂，重量 CV 值 5.05%，条干不匀率 8.2%，强力不匀率 14.3%。

▼ 亚麻纱线捻度测试

参照纺织试验测试方法，所用捻度测试仪器型号为 Y331 型（常州第二纺织机械厂生产）。测得亚麻纱线的有关参数为：

平均捻度：671.36 捻/m；

捻度不匀率：10.22%。

▼ 亚麻纱线单纱强力测试

在 HD—021 型电子单纱强力仪上进行单纱强力测试。测试次数为 30 次，

测得有关数据为：

断裂强力平均值：883.6 cN；

断裂伸长率平均值：1.4%；

伸长变异系数：10.65%。

2.3 小结

本章主要介绍了亚麻的生长特性，亚麻纤维的组分和结构，并对亚麻纤维及其纱线进行细度、长度、强度、捻度等基本参数的测试。亚麻纤维的多组分结构以及较高的比强度、比模量都充分说明亚麻适合作为复合材料的增强体。亚麻与玻纤等合成纤维相比，具有很多优点，比如容易种植，生长周期短，价格低廉，可生物降解，便于回收利用，可降低生产成本等。但同时亚麻作为天然纤维，在长度、细度、强度等性能上具有不均匀性，数值离散性较大，这对于复合材料中的承载体来说，受力时容易产生薄弱环节，造成材料的破坏。所以在后续加工中，要注意避免这类情况，尽量保证结构的整体性和均一性。

第三章 亚麻增强热固性树脂概述

正如第二章所介绍的, 亚麻纤维具有优良的机械性能, 既可以短纤的形式, 也可利用其可纺性以纱线的形式来增强热固、热塑性复合材料。国外对麻类纤维增强复合材料的开发和研究较为普遍, 其中多以纤维针刺毡的形式为增强体。由此课题前期以亚麻针刺毡作为增强体, 与热固性树脂复合, 制备出亚麻/不饱和聚酯、亚麻/环氧树脂复合材料板材, 其力学性能以及纤维的增强机理可作为对比和参考。

3.1 亚麻纤维增强体的制备

以纤维针刺毡作为热固性树脂基复合材料的增强体是应用较多的一种加固方式。针刺工艺加工流程简单, 通过机械加固的方法使纤维之间依靠摩擦力相互纠结在一起, 形成的制品通透性较好、机械性能优良^[24]。具体制备过程如下:

将两种亚麻纤维即未漂麻和漂白麻加入5%的毛水进行焖麻约24小时之后经过开松、梳理成网。铺网方式采用定重式平行铺网, 定重在 $1000\text{g}/\text{m}^2$ 左右。针刺方向与铺网方向一致。针刺密度约为 $35\text{ 刺}/\text{cm}^2$ 。表 3-1 为亚麻针刺毡的具体参数。

表 3-1 亚麻针刺毡工艺参数
Tab. 3-1 Technical parameters of flax nonwoven fabrics

参数		定重 (g/m^2)	毡厚 (mm)
试验号			
漂白麻	1 #	1202.19	5.65
	2 #	1185.98	6.95
未漂麻	3 #	897.18	4.89

3.2 热固性树脂基体的配制及试验方案

热固性树脂使用较早, 易与增强体结合, 固化温度相对较低, 操作简单。热固性树脂基体是各向同性材料, 它在纤维间主要起到传递载荷的作用。课题选用不饱和 196s 聚酯树脂和环氧 618 (E51) 树脂作为热固性树脂基体, 与亚麻纤维不饱和 196s 聚酯树脂和环氧 618 (E51) 树脂作为热固性树脂基体, 与亚麻纤维进行复合。

不饱和 196s 聚酯树脂分子结构中的不饱和键排布均匀, 并有适当的醚键调节, 因而具有良好的耐老化性和刚柔并济的机械性能。196s 树脂外观为淡黄透明液体。在使用不饱和 196s 树脂时, 要加入引发剂和促进剂来加速反应时间。课题分别选用过氧化甲乙酮 (MEKP) 和环烷酸钴作为体系的引发剂和促进剂。三者的配比见表 3-2。

表 3-2 不饱和树脂基体配方 (室温下)
Tab. 3-2 Formula of UP resin (room temperature)

组分	不饱和196s	过氧化甲乙酮	环烷酸钴
重量 /g	100	1.0	1.2

环氧树脂与其他热固性树脂不同, 在固化过程中没有小分子副产物生成, 故不会由此产生气泡; 环氧树脂具有热塑性, 可溶于丙酮等有机溶剂, 在一定程度上加热可使液态环氧树脂的粘度下降, 使固态环氧树脂熔融, 但不交联变硬, 可长期有效而不变质^[25]。课题所使用的环氧 E51, 常温下较为粘稠, 基本呈固态, 在使用过程中添加的固化剂体系邻苯二甲酸二丁酯和乙二胺。基体配方如表 3-3 所示。

表 3-3 环氧树脂体系配方
Tab. 3-3 Formula of epoxy resin

组分	环氧 618 (E51)	邻苯二甲酸二丁酯	乙二胺
重量 /g	100	10	8

表 3-4 对比试验方案
Tab. 3-4 Scheme of comparable experiment

树脂 纤维毡	不饱和聚酯树脂	环氧树脂
漂白麻针刺毡	2 #	1#
未漂麻针刺毡	3 #	-

表 3-4 为两种亚麻纤维针刺毡及树脂基体的对比试验方案, 按照各自复合方法分别进行亚麻增强热固性树脂基复合材料的制备。

3.3 热固性复合材料的制备

3.3.1 亚麻/不饱和聚酯树脂复合材料的制备

采用真空辅助树脂传递模压法 (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding, VARTM) 进行亚麻/不饱和聚酯树脂复合材料板材的制备。真空辅助成型工艺是一种新型的低成本的复合材料制件的成型技术,它是在真空状态下排除纤维增强体中的气体,利用树脂的流动、渗透,实现对纤维及其织物的浸渍,并在室温下进行固化,形成一定树脂/纤维比例的工艺方法^[26]。

与树脂传递模压成型法 (Resin Transfer Molding, RTM) 相比, VARTM 不需要一个两面的、能承受压力的模具,也不需要成型压力,它仅仅需要一个单面的刚性模具,用来铺放纤维增强体;模具只为了保证结构型面满足要求,简化了模具制造工序,节省了费用;其上模为柔性的真空袋薄膜;整个工艺操作在室温下进行,无需加热;也只需一个真空压力,无需额外的压力。在 VARTM 过程中,纤维针刺毡由两部分即固体相(纤维)和流动相(空气)组成。树脂的注入过程就是保证树脂流过这些不规则的空隙并将空气置换出去,使树脂充满空隙的过程。树脂在这些不规则的空隙中的流动是非常复杂的。宏观上,树脂通过整个模腔在纤维束之间流动;微观上,树脂渗透到纤维束内部在纤维间流动^[27]。

试验流程如下:

准备原料——清理钢化玻璃——铺放脱脂膜、亚麻针刺毡——封装——抽真空、调配树脂——树脂吸注——固化——板材修整。

3.3.2 亚麻/环氧树脂复合材料的制备

由于环氧树脂需高温固化的特点,漂白麻针刺毡/环氧树脂复合材料板材的复合固化方法采用模压法。对于模压法,要确保在树脂粘度最低时施加压力,此时树脂流动性好,有利于纤维毡中的气体被流动的树脂带出,使树脂在纤维毡中均匀地渗透。同时温度也是关键因素,控制温度不能使树脂基体的固化反应过于激烈而导致温度骤变,尤其不能造成局部反应,以免发生副反应。

实验流程如下:

室温下手糊浸润纤维毡——放入压机零压,温度保持在 60℃, 1 hour——升温至 80℃, 压力 5MPa, 30min——升温至 120℃, 压力 5MPa, 2 hour——继续

升温至 150℃, 压力 5Mpa, 30min——自然冷却、脱膜。

3.4 热固性复合材料板材的性能测试与结果分析

对于天然纤维复合材料的力学性能, 目前还没有一套专门的测试标准, 课题采用玻璃钢复合材料性能测试标准进行板材的性能测试。参照 GB1447-83, 在岛津 AG-250KNE 万能材料试验机上进行板材的拉伸性能测试。试样规格为 200mm×25mm; 夹持距离为 100mm; 加载速度为 2mm/min。拉伸方向分别为平行于针刺毡铺网方向(纵向)和垂直于针刺毡铺网方向(横向)。表 3-5 为拉伸测试结果(亚麻纤维平均体积含量为 18.97%)。

表 3-5 亚麻增强热固性复合材料拉伸性能测试结果

Tab. 3-5 Tensile properties of thermo-setting composites reinforced with flax fiber

类别	拉伸强度/Mpa		拉伸模量/Gpa		厚度/mm	
	横向	纵向	横向	纵向	横向	纵向
未漂麻/不饱和树脂	17.90	52.18	2.45	5.86	3.00	3.20
漂白麻/不饱和树脂	26.18	61.84	3.00	6.32	3.32	4.13
漂白麻/环氧树脂	31.42	57.94	3.12	4.21	5.28	5.40

从表 3-5 中可以看出, 漂白麻增强的复合材料拉伸性能要好于未经过漂白处理的复合材料。同种工艺板材纵向拉伸性能优于横向。纤维网的铺层工艺决定了板材纵向分布的纤维较多, 在受到纵向载荷时, 大多数纤维的分布方向与受力方向一致, 分担了大部分载荷, 由此增强了复合材料在此方向的拉伸性能。从表 3-5 还可以看出, 由于纤维铺网具有一定的随机性, 即便是同种工艺的板材, 试样的厚度也有所差异。

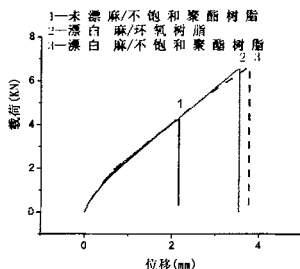


图 3-1 板材纵向拉伸载荷——位移曲线

Fig. 3-1 Lengthwise tensile curve of load-displacement

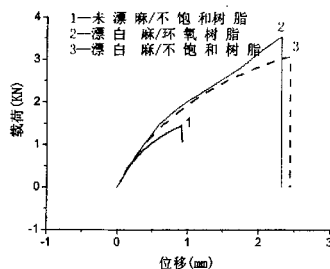


图 3-2 板材横向拉伸载荷——位移曲线

Fig. 3-2 Breadthwise tensile curve of load-displacement

图 3-1、图 3-2 为不同工艺板材拉伸的典型载荷——位移曲线。从图 3-1、图 3-2 中曲线形状可以看出, 板材基本无宏观变形就断裂, 这说明树脂和纤维结合较好, 近似同质材料。以漂白麻作为增强体的复合材料板材拉伸强度及模量均高于未漂麻复合材料板材。这说明亚麻纤维经过碱处理以后, 进一步去除果胶, 纤维表面结构形态发生变化, 且多以单纤状态存在, 增加了与树脂结合的几率, 提高了复合材料板材的整体性, 从而增强了板材的承载能力。两图中的 3 号曲线即漂白麻/不饱和树脂板材在发生断裂时, 位移最大, 说明材料在断裂时的伸长较大。图 3-1、图 3-2 中各曲线初始直线段几乎重合, 这说明各板材所表现出的弹性力学行为较接近。

参照 GB1449-83, 在岛津 AG-250KNE 万能材料试验机上进行板材弯曲性能测试。测试方法为三点弯曲, 试样规格为 80mm×15mm, 各自厚度见表 3-6, 跨距取为 60mm, 加载速度为 2mm/min。与拉伸测试相同, 分别在纵、横两向进行弯曲测试。测试结果见表 3-6。

表 3-6 亚麻增强热固性复合材料弯曲性能测试结果
Tab. 3-6 Bending properties of thermo-setting composites reinforced with flax fiber

类别	弯曲强度/Mpa		弯曲模量/Gpa		厚度/mm	
	横向	纵向	横向	纵向	横向	纵向
未漂麻/不饱和树脂	38.43	115.15	1.95	3.46	3.07	3.15
漂白麻/不饱和树脂	52.44	97.91	3.40	3.55	3.78	3.65
漂白麻/环氧树脂	83.56	132.43	3.65	4.22	5.37	5.37

从表 3-6 中可以看出, 与拉伸性能变化规律相同, 经过漂白处理的亚麻/环氧树脂复合材料板材的弯曲性能最优。在试件受到弯曲载荷时, 下表面纤维受到试件长度方向的拉伸作用, 当纤维分布方向与所受载荷方向一致时, 纤维作为主要的承力部件。所以同一块板材, 纵向弯曲强度以及模量明显高于横向。

图 3-3、图 3-4 为板材典型的弯曲载荷——位移曲线。两图曲线表明板材基本呈弹性形变, 没有出现明显的屈服点。从图 3-3 板材纵向弯曲载荷——位移曲线图可以看出, 漂白麻/环氧树脂板材的断裂载荷最大; 初始直线段线性增加较快。

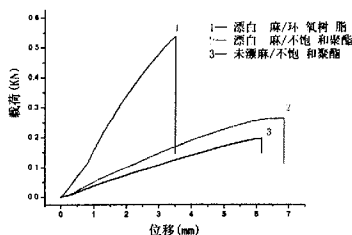


图 3-3 板材纵向弯曲载荷——位移曲线

Fig. 3-3 Lengthwise bending curve of Load-Dis.

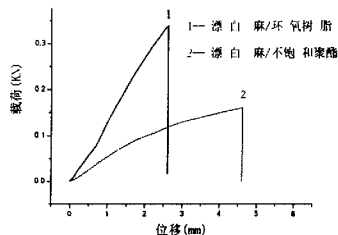


图 3-4 板材横向弯曲载荷——位移曲线

Fig. 3-4 Breadthwise bending curve of Load-Dis.

图 3-4 是用漂白麻分别增强不饱和聚酯树脂以及环氧树脂形成的板材在弯曲测试中载荷——位移的对比曲线。从图 3-4 可以看出漂白麻/环氧树脂板材（曲线 1）的最大弯曲载荷是漂白麻/不饱和聚酯板材（曲线 2）的最大弯曲载荷的两倍，曲线 1 初始直线段斜率较大，基本呈线性增加；曲线 2 较平缓，断裂位移较大。二者的差异主要是由于树脂的差异以及板材的制备方法造成的。首先环氧树脂本身的拉伸以及弯曲强度要高于不饱和聚酯树脂；其次亚麻与环氧树脂的结合情况较亚麻与不饱和聚酯要好。

3.5 小结

本章主要介绍了亚麻纤维增强热固性树脂基复合材料的制备方法。通过针刺工艺将亚麻纤维制成针刺毡作为复合材料的增强体，分别与不饱和聚酯树脂（UP）和环氧树脂（EP）进行复合。根据两种树脂浓度以及固化特点，采用真空辅助传递模压法（VARTM）进行亚麻/UP 复合材料的制备；采用模压法进行亚麻/EP 复合材料的制备；通过对制得的热固性板材进行拉伸、弯曲性能测试，得出各种工艺板材的纵向力学性能优于横向；在制备的几种工艺板材中，漂白麻/环氧树脂复合材料的综合力学性能最优。

第四章 亚麻增强 PP 热塑性复合材料的制备与性能测试

4.1 纤维增强热塑性树脂方法简介

热塑性树脂与增强纤维的结合归纳起来有两大类方法：一是预浸料法（Pre-impregnation），它是使每根纤维都被树脂充分浸渍，形成硬挺的预浸料；另一类方法是将增强纤维和树脂在成型前结合在一起，但纤维没有被充分浸渍，在成型时，借助一定温度和压力使树脂熔融、流动并充分浸渍纤维然后冷却固结成型。相对于预浸料，将这种浸渍产品形式称做后浸料（Post-impregnation）^[28]。后浸料加工方法有很多，下面简单介绍常用的几种：

① 混纤法^[29]

混纤法是将增强纤维和热塑性树脂纤维以连续纤维的形式均匀混合在一起，并尽可能保持增强纤维伸直平行，如图 4-1（a）。当树脂熔融时，浸渍每根增强纤维。尽管希望混纤纱中增强纤维和树脂纤维均匀混合。但统计表明当树脂熔融时只有 50% 的增强纤维表面与树脂直接接触，而不是理想情况的 100%。当热塑性树脂难以纺成很细的纤维时，情况会更不利。通常碳纤维直径为 7 μm ，而商品化的混纤纱（FVF60%）中树脂纤维直径 20 μm ，这样即使是最有利的分布，开始时也只能有 20% 的纤维表面被浸渍。因此，混纤纱必须有较高温度和压力及较长的压实时间才能实现充分浸渍。

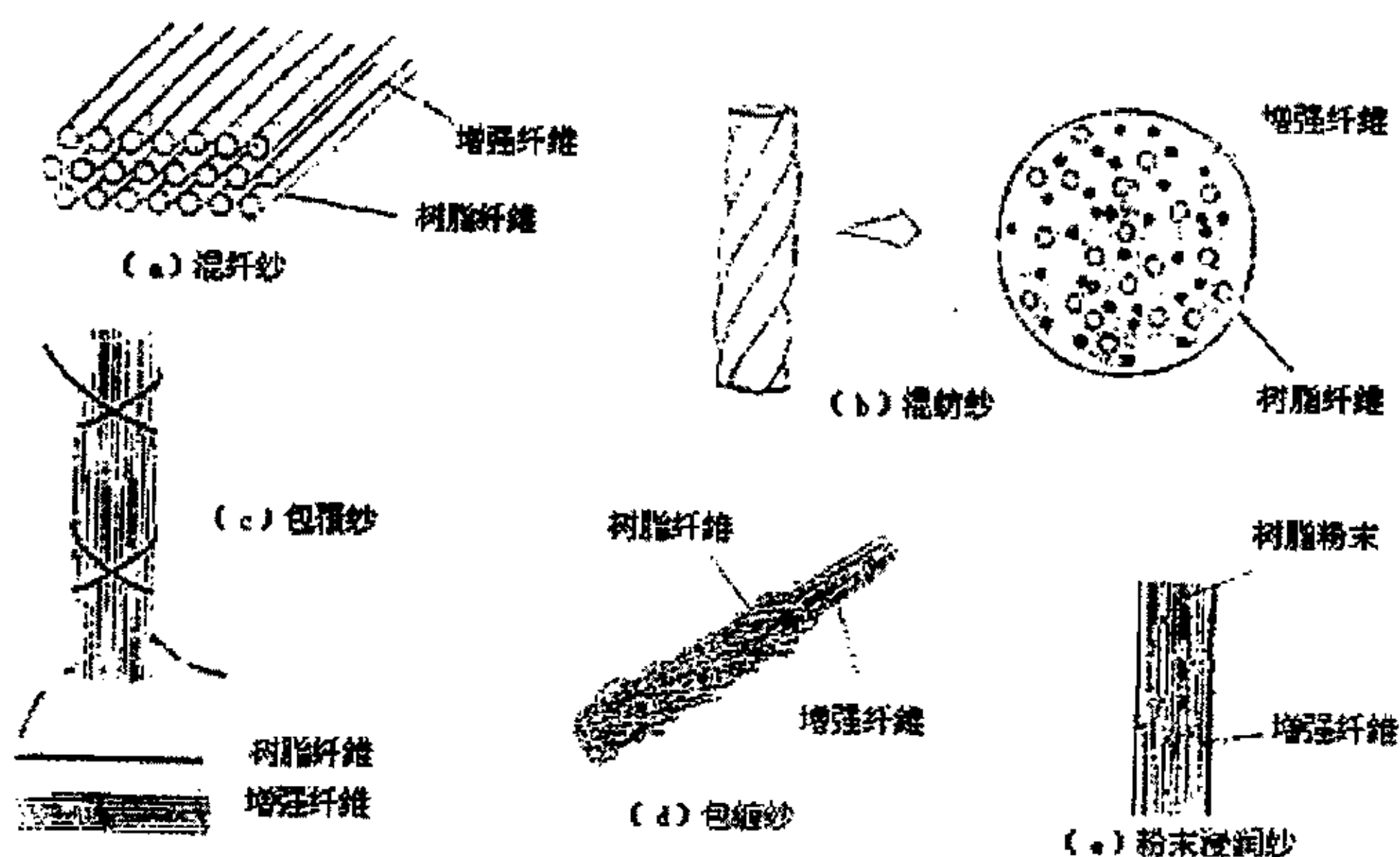


图 4-1 增强纤维和树脂的结合方式

Fig. 4-1 Combination forms of reinforced fiber and resin

② 混纺法 (Heltra Process) [30]

与混纤纱类似的是混纺纱,只不过这里增强纤维和热塑性树脂纤维均是中长纤维,如图 4-1 (b)。Heltra 方法是将连续长丝拉断形成中长纤维条子,再利用传统纺纱原理将增强纤维与树脂纤维混纺形成具有一定捻度的纱线。这种混纺纱具有如下特点:(1) 增强纤维可以是混杂纤维;(2) 方便控制和调节树脂含量;(3) 纤维和树脂混合均匀,成型后无富树脂区,孔隙少;(4) 适于加工成复杂几何形状。这种混纺纱的缺点是纤维为非连续纤维以及纱线有一定捻度。

③ 包缠纺纱法[31,32]

包缠纺纱法是利用包缠纺假捻加工原理,使树脂短纤维凝聚于增强纤维丝束上成纱。如图 4-1 (d)。利用包缠纺技术混合增强纤维和热塑性树脂有下述特点:(1) 纱线是包缠结构,增强纤维居中,树脂在外层;(2) 增强纤维平行伸直无捻;(3) 树脂纤维在外层可保护增强纤维不受损伤;(4) 纤维和树脂比例可方便调节。

这种结构纱线成型时的难点在于,必须选择合适的加工条件才能在热压时使树脂熔体从增强纤维丝束表层向内部渗透并充分浸渍每根纤维。

④ 包覆法

与包缠法类似,所不同的是增强纤维外包的是热塑性树脂长丝。包覆纱将热塑性树脂长丝均匀地、螺旋缠绕在增强纤维上,如图 4-1 (c)。包覆纱可在一定范围内方便地控制树脂含量,但当螺距较小时,包覆结构不稳定。课题所选用的方法即为 PP 包覆亚麻的混合方法。

⑤ 粉末浸渍法 (Powder coating) [33]

粉末浸渍法必须先将热塑性树脂加工成粉末。当打开的纤维丝束通过流化床时,粉末进入丝束中间,可以直接卷绕,或者经加热使树脂熔融并部分浸渍纤维再卷绕,粉末浸渍纱如图 4-1 (e)。还可采用粉末悬浮液使粉末进入丝束中间。细的粉末制备一般比较困难并且成本较高。

⑥ 混织法 (Co-weaving) [34]

混织法是采用增强纤维丝束做经纱和(或)纬纱,热塑性树脂纤维丝束作纬纱和(或)经纱进行织造形成织物。要使树脂熔融后充分浸渍纤维,必须采取一些技术措施。

⑦ 薄膜叠层法 (Film stacking)

薄膜叠层法一般采用增强纤维织物和热塑性树脂薄膜一层层铺叠。为了使树脂熔融后能渗透到每根纤维之间使每根纤维都被浸渍,必须在很充分的工作压力下,经过长时间的加工才能达到。

4.2 热塑性树脂 PP 的选择

热固性树脂在与增强体的结合以及自身固化温度和操作要求等方面具有一定优势。但同时热固性树脂基复合材料也存在一些固有缺点,比如断裂韧性和损伤容限较低,吸湿、环境适应性不佳,加工周期长,难以回收等,使它的发展受到一定影响。

与热固性复合材料相比,热塑性复合材料具有很多独特的优点,比如韧性高,耐冲击性能好,可重复加工及回收利用,无环境污染问题等。自 1951 年 R.Brady 首次采用玻璃纤维增强聚苯乙烯制造复合材料^[35]以来,热塑性复合材料的基体树脂、增强材料及成型方法的研究不断深入,产量与应用领域不断扩大,被称为 21 世纪的绿色工业材料^[36]。

聚丙烯密度为 0.91g/cm^3 ,是化学纤维中比重最轻的一种,纤维不吸湿,干湿状态下性能无明显变化,不霉不蛀。聚丙烯纤维强度和初始模量较高,在高应力下的模量和断裂强度高于涤纶,是一种强韧的纤维。以增强聚丙烯为代表的热塑性复合材料,不仅有优越的力学性能,低廉的价格,耐腐蚀和无毒性,还由于具有热固性复合材料所不具备的可重复加工和使用的特点,避免产生三废,有利于环保,因而倍受人们的重视,发展很迅速^[37]。

因此,课题选用聚丙烯 (Polypropylene, PP) 长丝作为树脂基体,利用亚麻纤维的可纺性,形成 PP 包覆亚麻的纱线结构,采用机织方法织成二维平纹布,通过层合热压,制备密度相对较小的亚麻/PP 热塑性复合材料,开发亚麻纤维在

增强热塑性树脂领域的新的产业用途。

4.3 亚麻与树脂 PP 的混合

由于热塑性树脂粘性大,浸渍纤维困难,制成的预浸料硬且无粘性,铺覆性差,难以制备形状复杂的制件,限制了热塑性复合材料的进一步应用和发展^[38-40]。目前较为流行的混纤纱制备技术是先将增强纤维和基体纤维在单丝级混杂^[41-45],然后再热压成型。虽然在很大程度上克服了上述困难,但存在着混纤纱制备成本较高、两种纤维很难达到理想的分散状态、制备过程中容易损伤纤维,继而影响最终制品性能等缺点。本课题采用包覆法(Wrapping)进行亚麻纱线和 PP 树脂长丝的混合。即在花式捻线机上,让亚麻纱线通过空心锭子,保持不加捻的状态,PP 长丝均匀地以一定捻度缠绕包覆在亚麻纱线表面,在热压过程中,熔融成为树脂基体^[46],有望在降低成本的同时,解决热塑性复合材料制备困难的问题。

试验所用原料为:亚麻纱线,66.7tex,半漂,黑龙江佳木斯佳鹏亚麻有限责任公司提供;聚丙烯长丝,12.5tex,北京涤纶实验厂提供。按照亚麻与 PP 体积含量比 $V_f:V_p$ 分别为 45%:55%,50%:50% 和 60%:40% 在花式捻线机上捻合,制得三种纤维体积比的亚麻/PP 包覆纱线。亚麻纱线、PP 长丝以及包覆后纱线形态分别见图 4-2 至图 4-5。

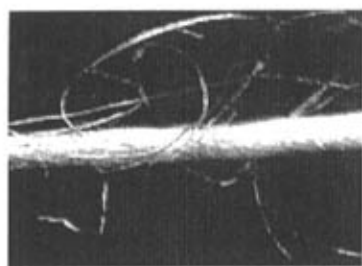


图 4-2 亚麻纱线表面形态
Fig. 4-2 Surface of flax yarn

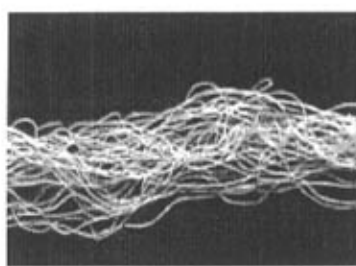


图 4-3 PP 长丝表面形态
Fig. 4-3 Surface of PP filament

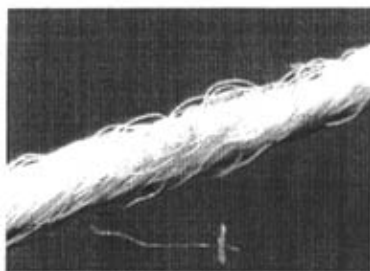


图 4-4 包覆纱表面形态

Fig. 4-4 Surface of wrapped yarn

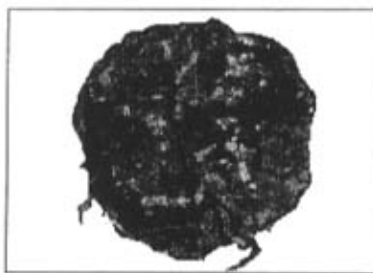


图 4-5 包覆纱截面形态

Fig. 4-5 Section of wrapped yarn (40x)

亚麻纱线表面（如图 4-2 所示）有毛羽，较为粗糙，摩擦系数大；聚丙烯长丝由多根单丝组成，较为蓬松（如图 4-3 所示），二者形态有利于相互之间较好的结合。包覆后混合纱线表面形态见图 4-4。从图 4-4 中可以看出，亚麻纱线表面全部被聚丙烯包缠，毛羽状况得到改善。图 4-5 为包覆纱的截面形态（放大 40 倍）。图中为两根包覆纱，为区别亚麻和 PP，进行了染色处理。中间深色区域为亚麻芯纱，周围浅色部分为 PP 长丝。可以看出，PP 紧密包覆在亚麻纱线周围。经测试包覆纱平均捻度为 585 捻/m。同时包覆结构在织造过程中对亚麻纱线起到保护作用，避免了与机器的直接摩擦和后续加工中的损伤^[47]。连续的两相纱线均匀且紧密结合在一起，大大减少了浸渍中树脂流动的距离，克服了热塑性树脂基体浸渍的困难。这样既可以达到良好的浸渍效果，得到高品质的热塑性复合材料制品，又可降低成型所需的压强及温度，同时可节省生产成本、缩短生产周期^[48]。

制得的三种包覆纱细度见表 4-1。

表 4-1 包覆纱细度

Tab. 4-1 Fineness of the wrapped yarns

不同体积比的合股纱 (V_f/V_p)	细度 (Tex)
45/55	117.8
50/50	102.4
60/40	92.0

从表 4-1 中可以看出，随着亚麻纤维体积含量的增加，即包覆在每根亚麻纱线上的 PP 长丝数量减少，使得包覆纱的细度降低。由于本课题包覆工艺的特点，

包覆纱线的细度不会低于芯纱细度。

4.4 不同纤维体积比亚麻/PP 二维机织布的织造与性能测试

4.4.1 不同纤维体积比平纹布的织造

机织织物由两组纱线在织机上沿各自的固定方向交织而成。纱线正交的机织物在纵、横两个方向上都有很好的稳定性。相对于针织物、编织以及非织造物，机织物增强纤维在材料中的体积含量最大。在机织物中，平纹机织物由于其良好的结构对称性、空间稳定性以及较为普遍的工业应用而受到更多重视^[49]。

为比较亚麻与 PP 的不同纤维体积比对机织布以及最终复合材料力学性能的影响，对制备的几种包覆纱线，首先选择平纹组织，在天津工业大学自行研制的电脑织样机上织造二维布样。由于包覆纱线较粗，为避免在织造过程中纱线穿过综丝孔和筘齿时，产生“剥皮”现象，即基体纤维在增强纤维上滑移，所以选择较小的筘号，选用 65 号钢筘。织造参数为：经密 135 根/10cm，纬密 100 根/10cm。纬缩取为 4%。织物幅宽为 28cm。各纤维体积比的机织布表面形态如图 4-6 所示。

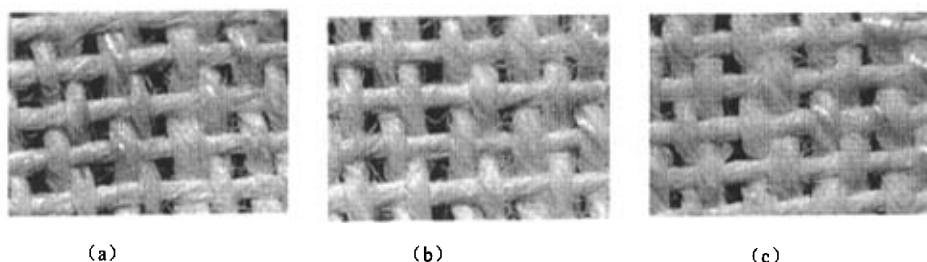


图 4-6 不同纤维体积比平纹布表面观图 (2x):

(a) $V_f:V_p=60:40$, (b) $V_f:V_p=50:50$, (c) $V_f:V_p=45:55$

Fig. 4-6 Surface of plain woven fabrics of different fiber volume fraction

从图 4-6 可以看出，在同样纬密的情况下， $V_f:V_p$ 越大，织物越稀疏。 $V_f:V_p$ 越小，纱线越粗，织物的紧密程度越高，织物的孔隙率越小。如果考虑最终层合板材孔隙率的话，就要在一定程度上降低纤维体积比，这样在一定程度上会影响复合材料板材的力学性能。同时在织造过程中，由于包覆纱线较粗，也要充分考虑织造工艺的限制，比如综丝孔、钢筘对纱线的磨损以及打纬机构是否能达到完全动程等。为避免打纬不足的问题，可以改变织物组织或减小纬密。

4.4.2 不同纤维体积比平纹布性能测试

对于不同纤维体积比的平纹布，参照纺织材料测试方法^[50]，进行平方米克重、厚度、拉伸性能的测试。测试结果见表 4-2、表 4-3 和表 4-4。

表 4-2 不同纤维体积比平纹布的定重、厚度测试结果

Tab. 4-2 Test results for gram per m² and thickness of plain fabrics with different fiber volume fraction

纤维体积比 V_f/V_p	平方米克重 (g/m^2)	厚度 (mm)
45/55	312.36	0.926
50/50	271.55	0.801
60/40	228.64	0.708

亚麻/PP 平纹机织布，作为复合材料预制件，其性能对其复合材料有很大影响。从表 4-2 可以看出，在同样经、纬密度的情况下，平纹机织布的平方米克重以及厚度变化规律与包覆纱细度变化规律相同，即随着纤维体积比的增加而减小。

表 4-3 中所列不同纤维体积比织物的经向拉伸测试结果是根据纺织材料的测试标准得到的，与通常的工程材料不具有对比性，仅限于织物之间的比较。从表 4-3 中可以看出纤维体积比为 50/50 的平纹布拉伸强力最大。这主要与纱线强度有关；其次是织物的结构紧密程度。 V_f/V_p 为 50/50 的织物中经纬纱结合较为紧密，受力均匀。从断裂伸长率以及断裂时间可以看出，随着增强纤维体积比的增加，PP 纤维体积含量减小，织物整体弹性降低。

表 4-3 不同纤维体积比平纹布拉伸性能测试结果（经向）

Tab. 4-3 Test results for tensile properties in warp direction of plain fabrics with different fiber volume fraction

纤维体积比 V_f/V_p	断裂强力 $F(\text{N})$	断裂功 $W(\text{J})$	断裂伸长率 (%)	断裂时间 (s)
45/55	788.50	11.19	25.99	31.20
50/50	803.70	7.76	20.99	25.20
60/40	597.60	4.56	15.82	19.00

表 4-4 纤维体积比为 50/50 平纹布拉伸性能测试结果

Tab. 4-4 Test results for tensile properties of plain fabrics with 50/50 volume fraction

	断裂强力 F (N)	断裂功 W(J)	断裂伸长率 (%)	断裂时间 (s)
经向	803.70	7.76	20.99	25.20
纬向	577.70	1.46	2.75	3.30

表 4-4 为纤维体积比为 50/50 时, 织物经、纬向拉伸性能对比。可以看出经向断裂强力、断裂功、断裂伸长率以及断裂时间都远远大于纬向。作为单层织物, 经纬向强力差异主要取决于经纬密度的不同。经密为 135 根/10cm 大于纬密 100 根/10cm, 造成经向拉伸性能明显优于纬向。由于经纱在织造过程中屈曲程度较大, 在受到经向载荷时, 表现出在此方向上的伸长较大, 即具有较高的断裂伸长率。

4.5 不同纤维体积含量亚麻/PP 复合材料的制备与性能测试

由于课题中增强纤维与基体纤维为丝束级而非单丝级混合, 所以混杂均匀性有所下降, 因此必须对其浸渍成型工艺的可行性和制备的复合材料性能进行研究^[51]。课题将所织造的不同纤维体积比的平纹布在 YTD71-45A 热压机 (天津市锻压机床厂生产) 上进行层合热压, 制得不同纤维体积含量的复合材料, 并对热压工艺进行了试验研究, 从而确定最优工艺。

4.5.1 热压工艺的确定

根据聚丙烯树脂的物性指标以及热压机加热板的实际加热程度, 采用变温模压工艺成型, 热压过程中的最高温度为 195℃^[52], 布样裁成的尺寸大小为 28cm x 23cm, 选取不同压力行程进行热压。

对于不同纤维体积比的布样, 参考王鹏飞等人有关苧麻布增强 UP 复合材料的研究^[53], 首先选取 5 层作为铺层数进行铺层, 铺层时保证各层经、纬方向一致。热压最高压力分别选取 5Mpa, 10Mpa, 15Mpa 和 20Mpa 进行试验。

热压工艺分别如下:

(1) 压力最大值为 5Mpa

将脱模剂均匀涂抹在平板模的上、下表面 → 平板模预热至 60℃ →
 放层合织物于平板模中、零压 $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 100℃, 加压到 5Mpa $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$
 升温至 160℃, 保温保压 10min $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 195℃, 保温保压 20min
 $\xrightarrow{\text{保压}}$ 自然冷却至室温 → 脱模、板材修整

(2) 压力最大值为 10Mpa

将脱模剂均匀涂抹在平板模的上、下表面 → 平板模预热至 60℃ →
 放层合织物于平板模中、零压 $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 100℃, 加压到 5Mpa $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$
 升温至 160℃, 保温保压 10min $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 195℃, 加压到 10Mpa, 保
 温保压 20min $\xrightarrow{\text{保压}}$ 自然冷却至室温 → 脱模、板材修整

(3) 压力最大值为 15Mpa

将脱模剂均匀涂抹在平板模的上、下表面 → 平板模预热至 60℃ →
 放层合织物于平板模中、零压 $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 100℃, 加压到 5Mpa $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升
 温至 160℃, 加压到 10Mpa, 保温保压 10min $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 195℃, 加压到
 15Mpa, 保温保压 20min $\xrightarrow{\text{保压}}$ 自然冷却至室温 → 脱模、板材修整

(4) 压力最大值为 20Mpa

将脱模剂均匀涂抹在平板模的上、下表面 → 平板模预热至 60℃ →
 放层合织物于平板模中、零压 $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 100℃, 加压到 5Mpa $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升
 温至 160℃, 加压到 10Mpa, 保温保压 10min $\xrightarrow{\text{保压、升温}}$ 升温至 195℃, 加压到
 20Mpa, 保温保压 20min $\xrightarrow{\text{保压}}$ 自然冷却至室温 → 脱模、板材修整

热压温度变化过程见图 4-7。以热压工艺 (3) 为例, 温度升至 100℃ 时, 施加 5MPa 的压力, 压紧布层, 减小层与层之间的接触距离。当温度升高到 160℃ 时, 聚丙烯纤维已达到软化点温度, 由固态逐渐转变为粘流态。此时压力增加到

10MPa 并保持压力 10min, 进一步压紧各层织物, 排除布层以及纱线间的空气, 增强树脂的流动性, 有助于树脂对纤维的浸润并填充织物经纬纱线间的空隙。随着温度的继续升高, 到达 195℃ 时, 聚丙烯变为熔融状态, 施加 15MPa 的压力, 增强树脂在板材厚度方向的流动性, 充分浸润亚麻纤维, 排除气体及多余树脂。

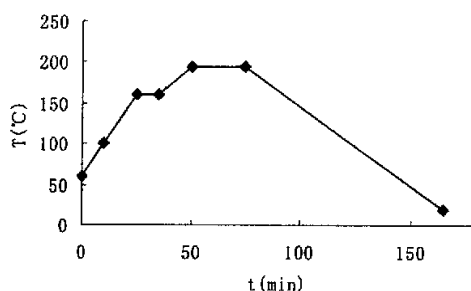


图 4-7 热压温度历程

Fig. 4-7 Process of temperature during hot-pressing

试验结果如图 4-8 所示。热压工艺 (1), (2) 制得的板材由于压力不足, 在上、下表面出现分层现象, 见图 4-8 (a); 工艺 (4) 最大压力为 20MPa, 由于压力过大, 使得大量基体熔体从增强体中挤出, 造成纤维未被完全包覆和浸透, 板材中出现贫树脂区, 影响其力学性能; 同时在板材边缘出现富树脂区, 造成材料的浪费, 见图 4-8 (c); 工艺 (3) 制得的板材表面如图 4-8 (b) 所示, 树脂与纤维结合均匀, 复合材料表面平整致密, 层与层之间结合紧密, 整体性较好。

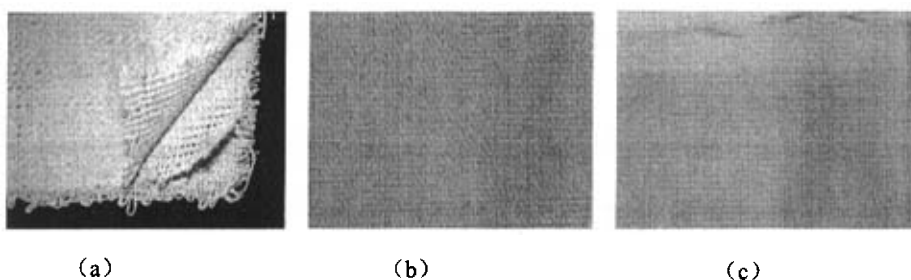


图 4-8 不同压力历程板材外观: (a) $P_{\max}=5\text{MPa}$, 10MPa; (b) $P_{\max}=15\text{MPa}$; (c) $P_{\max}=20\text{MPa}$
Fig. 4-8 Appearances of sheet composites by different pressure process

综上, 在选取 5 层为铺层数时, 工艺 (3) 为最优压力成型工艺。此外, 改变铺层数, 分别选取 2 层、3 层、7 层和 10 层, 进行热压试验。结果表明, 2 层、和 3 层织物热压过程中施加的最大压力分别为 3MPa~5MPa, 即不超过 5MPa 为

宜；7 层、10 层织物热压过程中施加的最大压力分别为 17MPa~20MPa 时，效果最佳。

4.5.2 不同纤维体积含量复合材料的制备与测试

采用 4.5.1 中确定的最优压力成型工艺，将不同纤维体积比的亚麻/PP 机织布，选取 10 层为铺层数，分别进行层合热压。对于制得的不同纤维体积含量板材进行厚度、密度参数以及拉伸强度等性能测试。

(1) 厚度测量

制备出的板材厚度测试使用游标卡尺选取不同位置进行测量，计算得到平均值，结果见表 4-5；

表 4-5 不同纤维体积含量板材的厚度、密度

Tab. 4-5 Thickness and density of laminates with different fiber volume fraction

纤维体积含量/%	厚度/mm	实测密度/ $\text{g} \cdot \text{m}^{-3}$	理论密度/ $\text{g} \cdot \text{m}^{-3}$
45	1.92	1.07	1.16
50	1.75	1.08	1.18
60	1.71	1.12	1.24

(2) 密度测试

密度测试采用溶液法，所用溶液为无水乙醇。将复合材料小块悬浮于无水乙醇中，溶液排开的体积即为复合材料小块的体积。计算如下：

$$F_{\text{浮}} = \rho_1 \cdot g \cdot V \quad (4-1)$$

其中， $F_{\text{浮}}$ 为无水酒精对复合材料小块的浮力，可以用天平直接读出；

ρ_1 为无水酒精的密度；

V 为复合材料小块的体积，将其带入（4-2）式，

$$\rho_2 = m/V \quad (4-2)$$

其中， ρ_2 为所求得的材料小块的密度；

m 为复合材料小块的质量。

(3) 密度理论计算

复合材料板材密度的理论计算方法可根据参考文献[87]进行如下推导计算。

$$\rho_c = \frac{1}{\frac{1-w_f}{\rho_m} + \frac{w_f}{\rho_f}} = \frac{\rho_f \rho_m}{\rho_f(1-w_f) + \rho_m w_f} \quad (4-3)$$

其中, ρ_c 为复合材料板材的密度;

w_f 为增强纤维的质量百分含量;

ρ_m 为树脂密度;

ρ_f 为增强纤维密度。

$$w_f \text{ 可由公式 } U_r = \frac{1}{1 + \frac{1-w_f}{w_f} \frac{\rho_f}{\rho_m}} \quad (4-4)$$

$$\text{推得: } w_f = \frac{\rho_f U_f}{\rho_f U_f + \rho_m (1-U_f)} \quad (4-5)$$

其中, U_r 为增强纤维体积分数。

计算得到的板材密度结果与实测结果见表 4-5。从表 4-5 中可以看出, 随着亚麻纤维体积分数的增加, PP 树脂含量降低, 板材厚度随之降低, 密度随之增加; 实测密度比计算得到的理论密度值偏低, 这是由于制得的复合材料中存在孔隙, 在理论计算过程中, 忽略了其所占的比例。同时在实际测量过程中也存在一定的人为误差, 这在后面章节将有详细说明。

(4) 拉伸性能测试与结果讨论

测试参照 GB1447-83, 在 Instron 材料试验机上进行拉伸性能测试。试样形状为哑铃型, 夹持距离为 120mm; 加载速度为 2mm/min。拉伸方向分别与经、纬纱的走向一致, 对应为经、纬向拉伸。测试结果见表 4-6。

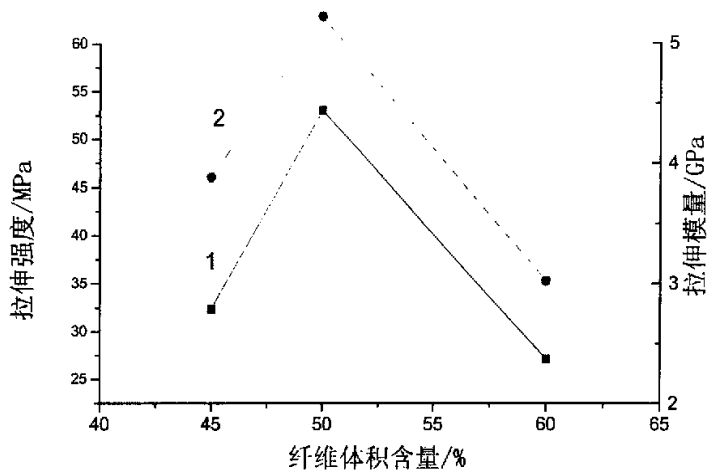
表 4-6 不同纤维体积含量复合材料拉伸性能测试结果

Tab. 4-6 Tensile properties of laminates with different fiber volume fraction

纤维体积含量/%	拉伸强度/MPa	拉伸模量/GPa	断裂伸长率/%
45, 经向	32.31	3.88	5.60
纬向	35.77	3.97	0.56
50, 经向	52.99	5.22	3.81
纬向	89.33	8.23	1.86
60, 经向	36.22	3.58	5.65
纬向	32.16	3.12	0.85

从表 4-6 中可以发现一条非常有趣的规律,即除纤维体积含量为 60%的板材外,其他两种板材经向拉伸强度均小于纬向,其中纤维体积含量为 50%的板材,纬向力学性能远大于经向。这与前面章节 4.4.2 中单层织物拉伸规律(由于经密大于纬密,经向拉伸性能高于纬向)恰恰相反。分析其原因,这是由于在织造过程中,经纱屈曲较大,这一点可以从其断裂伸长率得以证实。在受到经向载荷时,经纱与受力方向形成一定夹角,降低了其分担载荷的作用。同时在克服纱线的屈曲时,会造成树脂和纤维的脱粘,影响板材的性能,从而使得经向拉伸性能小于纬向。纤维体积含量为 60%的板材中,由于亚麻纤维体积含量较大,使其受到 PP 树脂的束缚相对减小,在拉伸时,偏向于织物特征,使最终制品经向拉伸强度稍高于纬向。

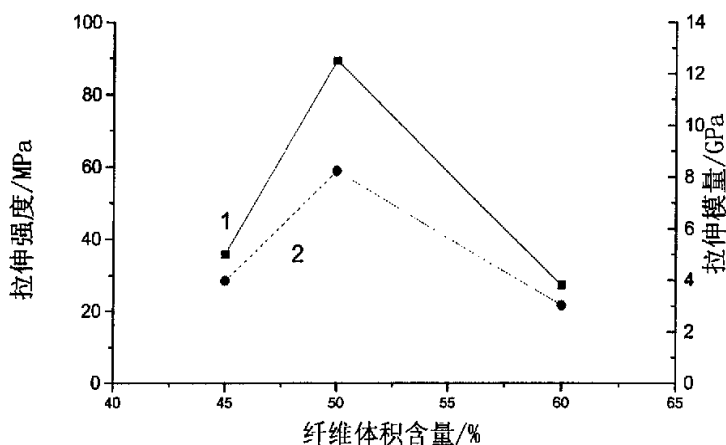
图 4-9、图 4-10 分别为复合材料板材在经、纬向拉伸时强度随纤维体积分含量的变化趋势。从图 4-9、图 4-10 中可以清楚地看出,纤维体积分含量为 50%的板材在经、纬向拉伸强度、拉伸模量均高于其他两种纤维体积分含量的板材。这与预制件中单层织物拉伸性能变化规律相吻合。这说明纤维体积分含量小于 50%时,亚麻纤维对基体的增强不够充分,使复合材料板材性能降低。当纤维体积分含量大于 50%时,树脂不能充分浸润增强纤维,制品会出现贫树脂区以及干点等瑕疵,同样影响板材的力学性能。



1——拉伸强度；2——拉伸模量

图 4-9 不同纤维体积含量经向拉伸变化趋势

Fig. 4-9 Trend of tensile properties on different fiber volume fraction in warp direction



1——拉伸强度；2——拉伸模量

图 4-10 不同纤维体积含量纬向拉伸变化趋势

Fig. 4-10 Trend of tensile properties on different fiber volume fraction in fill direction

由此可以得出，复合材料在受到拉伸作用时，增强纤维的状态，即分布方向与载荷方向是否一致、纤维是否伸直是影响板材最终力学性能的关键。就这一点，后面章节将有更为详细的理论分析。另外在织造过程中，由于卷绕张力的控制，可能出现经纬纱张力不一致，使其在织物中伸直程度不同；在铺层以及热压过程中会出现某些布层位置的偏移。以上因素同样会影响板材经纬方向的拉伸性能。

所以要尽量保证各环节工艺参数的一致性，避免不确定因素的出现。

4.5.3 不同层数复合材料的制备与测试

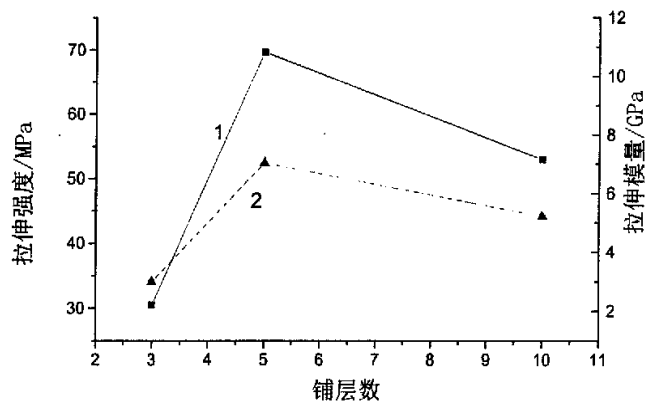
本节通过试验来比较不同层数复合材料板材的性能差异。所选层数分别为 3 层, 5 层和 10 层。以 50% 的纤维体积含量为确定条件, 热压过程中最大压力分别选择 5MPa, 15MPa 和 20MPa。对制得的复合材料板材进行拉伸性能测试, 结果见表 4-7。

表 4-7 不同层数复合材料板材的拉伸性能

Tab. 4-7 Tensile properties of laminates with different layers

层数	方向	拉伸强度/Mpa	拉伸模量/Gpa	厚度/mm
3	经	30.47	2.98	0.53
	纬	42.36	4.31	
5	经	69.60	7.03	0.86
	纬	77.05	7.68	
10	经	52.99	5.22	1.75
	纬	89.33	8.23	

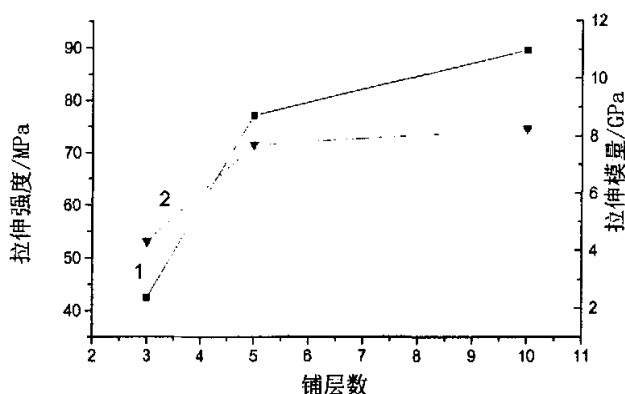
从表 4-7 的测试结果可以看出, 相同纤维体积含量的复合层板, 各层板材经向拉伸强度及拉伸模量均小于纬向。图 4-11、图 4-12 为板材经、纬向拉伸性能随铺层数的变化趋势。



1——拉伸强度; 2——拉伸模量

图 4-11 板材经向拉伸性能随铺层数的变化趋势

Fig. 4-11 Trend of tensile properties on the number of layer in warp direction



1——拉伸强度；2——拉伸模量
图 4-12 板材纬向拉伸随铺层数的变化趋势

Fig. 4-12 Trend of tensile properties on the number of layer in fill direction

从图 4-11 可以看出，复合材料层板在受到经向拉伸时，拉伸强度及模量随铺层数的增加，先增加后降低，当铺层数为 5 层时，达到最大。理论上，层数越多，板材厚度越大，整体力学性能越强；但对于本课题，实际加工的各环节并不能达到严格意义上的理想状态，所以层数的增加同样意味着拉伸过程中出现薄弱环节的几率增大。从图 4-12 可以看出，复合材料层板在受到纬向拉伸时，拉伸强度及模量随着铺层数的增加而增加。但是增加的幅度有所不同，5 层层板的拉伸强度比 3 层的高出 82%；10 层层板的拉伸强度仅比 5 层的高出 16%。由此说明纬向拉伸强度虽然随着层数的增加而增大，但增加的幅度却呈现下降的趋势。至此，若考虑板材经纬向综合力学性能，5 层铺层数则可作为最佳铺层工艺。

4.6 变密度、变组织亚麻/PP 复合材料的制备与性能测试

4.6.1 不同密度、不同组织机织布的织造

从前面章节的试验结论可知，增强纤维在复合材料中的状态对复合材料的力学性能有很大影响，而亚麻/PP 织物的组织结构，即其织造工艺对纱线的分布起到决定性作用。所以本节主要讨论不同织造密度、不同组织对复合材料拉伸性能的影响。

根据确定的最佳工艺，选取纤维体积含量为 50/50，织物铺层数为 5 层作为

确定的工艺参数。在 4.4 中由于包覆纱线较粗，为保证各纤维体积分量的织物织造工艺的一致性，选择织物经向密度为 135 根/10cm。但由于筘齿间距偏大，在织成的布样上，出现筘痕，即同一筘齿中两根经纱紧密挨在一起，而相邻筘齿的两根相邻经纱间距较大（从图 4-6 中可以看出）。为了改善这一状况，各工艺均选用 80 号钢筘，即经密确定为 167 根/10cm。

4.6.1.1 不同纬密平纹布的织造

在确定经密的情况下，改变纬密进行平纹布的织造。选取三种纬密即 100 根/10cm，85 根/10cm 和 70 根/10cm 进行织造。其它织造工艺参数与 4.4 相同。织得的布样表现形态如图 4-13 所示。从图 4-13 中可以看出由于经密的增大，织物筘痕现象得到明显改善；纬密为 100 的织物（图 4-13 (a)）最为紧密；随着纬密的减小，织物（图 4-13 (b)、(c)）纱线间距增大，紧密程度有所降低。

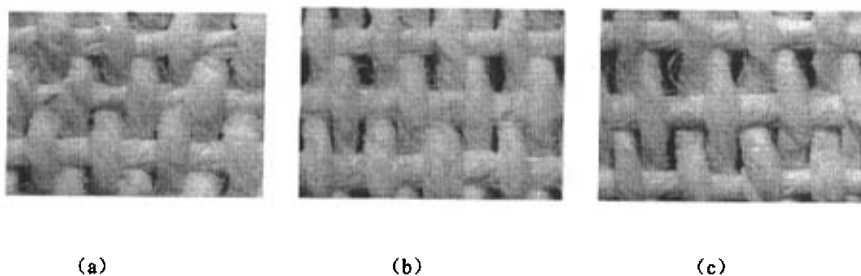


图 4-13 织物表面图 (2x):
(a) 纬密 100 根/10cm; (b) 纬密 85 根/10cm; (c) 纬密 70 根/10cm;

Fig. 4-13 Surface of plain woven fabrics with different fill density

4.6.1.2 不同组织斜纹布的织造

为了与平纹组织进行比较，本节选取 80 号钢筘，纬密为 100 根/10cm，织造两种斜纹组织即 3/1 (3 上 1 下) 和 2/2 (2 上 2 下)。由于组织的改变，使得织造平纹过程中出现的打纬不足的问题得到改善，提高了织造质量。两种斜纹布表现形态如图 4-14 所示。

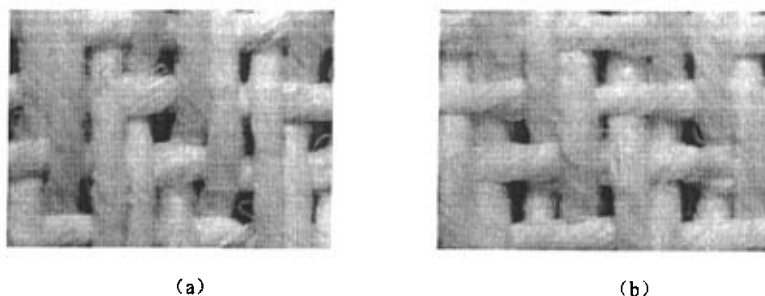


图 4-14 斜纹布表面图 (2x): (a) 斜纹 3/1; (b) 斜纹 2/2
Fig.4-14 Surface of twill weaves with different structure

从图 4-14 (a)、(b) 中可以看出, 两斜纹组织的经纱由于交织点间距增大, 纱线的屈曲程度明显小于平纹组织。其中斜纹 3 上 1 下的纱线伸直程度好于斜纹 2 上 2 下组织。

4. 6. 2 不同密度、不同组织机织布的性能测试

4. 6. 2. 1 平方米克重、厚度测试

参照纺织材料学试验中织物测试方法, 对织得的各种不同工艺机织布进行平方米克重、厚度等基本参数的测试。测试结果见表 4-8。

表 4-8 织物平方米克重、厚度测试结果
Tab. 4-8 Test results of gram per m^2 and thickness of woven fabrics

织物	平方米克重/ g/m^2	厚度/ mm
平纹 1 ($P_w=70$)	262.18	0.812
平纹 2 ($P_w=85$)	284.44	0.776
平纹 3 ($P_w=100$)	299.27	0.758
斜纹 1 (2/2, $P_w=100$)	296.31	0.869
斜纹 2 (3/1, $P_w=100$)	300.53	0.910

从表 4-8 中的测试结果不难看出, 平纹机织布平方米克重随着纬密的增加而增加; 厚度随着纬密的增加而减小。这说明纬密越大, 经纬纱交织点越多, 织物结构越紧密。同样纬密的情况下, 斜纹组织与平纹组织的平方米克重相差不多, 但是厚度有较大差异。尽管经、纬密度相同, 由于斜纹组织中纱线经纬交织点相对平纹组织的要少, 所以其织物相对蓬松, 厚度大于所织的平纹布; 同理, 两种

斜纹机织布厚度比较，斜纹 3/1 组织大于斜纹 2/2。

4.6.2.2 拉伸性能测试与结果分析

由于不同工艺的各种机织布经密均相同，其中平纹组织选取三种不同纬密，所以在测试织物拉伸性能时，为使试验具有针对性，测试方向均选纬向。测试结果见表 4-9。

表 4-9 不同工艺机织布纬向拉伸性能测试结果

Tab. 4-9 Tensile properties of different woven fabrics in fill direction

不同工艺机织布		断裂强力 F (N)	断裂功 W(J)	断裂伸长率 (%)	断裂时间 (s)
组织	纬密/ 根/10cm				
平纹 1	70	424.15	0.91	2.16	2.60
平纹 2	85	521.90	1.18	2.12	2.55
平纹 3	100	574.25	1.64	2.75	3.30
斜纹					
1	100	548.55	1.49	3.16	3.80
2	100	558.80	1.74	3.62	4.35

注：斜纹 1 为 2 上 2 下 (2/2) 组织；斜纹 2 为 3 上 1 下 (3/1) 组织。

从表 4-9 中可以看出，平纹布随着纬密的增加，断裂强力、断裂功均随之增加。在相同试验宽度内纬纱的根数越多，承力效果越好，见图 4-15。图 4-16 为不同组织机织布的断裂强力。在经、纬密度均相同的情况下，平纹 3 与斜纹 1、斜纹 2 相比较，平纹 3 的拉伸性能稍高于两种斜纹组织。从断裂伸长和断裂时间来看，斜纹组织的纬纱受到约束较少，伸长较大，弹性较好。

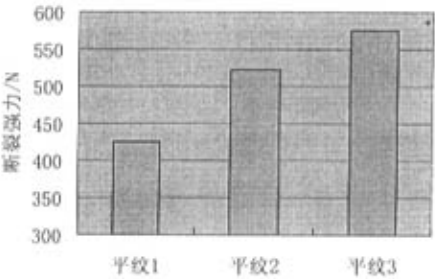


图 4-15 不同纬密平纹布断裂强力

Fig. 4-15 Breaking strength of fabrics with different fill density

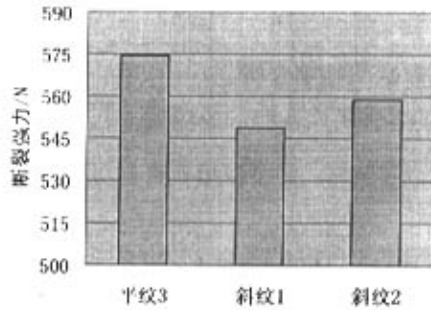


图 4-16 不同组织机织布断裂强力

Fig. 4-16 Breaking strength of woven fabrics with different structure

4.6.3 不同密度、不同组织层合板材的制备与性能测试

4.6.3.1 板材制备

织得的不同工艺机织布平纹 1、平纹 2、平纹 3、斜纹 1 以及斜纹 2，选取 5 层为铺层数，进行热压，热压方法同前面章节。

4.6.3.2 拉伸性能测试与分析

与前面章节相同，参照 GB1447-83，在 Instron 材料试验机上进行热塑性复合材料板材的拉伸性能测试。测试结果见表 4-10。

表 4-10 不同工艺板材拉伸性能测试结果

Tab.4-10 Tensile properties of laminates made with different technology

序号	拉伸强度/Mpa		拉伸模量/Gpa		断裂伸长率/%	
	经向	纬向	经向	纬向	经向	纬向
平纹 1	58.04	59.70	7.25	8.70	3.56	1.16
平纹 2	55.40	72.50	5.54	9.18	4.55	1.29
平纹 3	46.30	82.61	4.30	9.46	5.46	1.45
斜纹 1	78.60	87.02	8.83	8.78	3.37	1.74
斜纹 2	76.24	92.42	8.93	9.80	3.35	2.08

从表 4-10 中可以看出，在经密相同的情况下，三种平纹结构的板材，随着纬密的增加，经向拉伸强度及模量均降低；纬向拉伸强度及模量均增加。如图 4-17 所示。这主要是由增强体中经、纬向纱线的数量与状态决定的。随着纬密从 70 根/10cm 逐级增加到 100 根/cm，经纱与纬纱的交织频率加大，交织点增多，

造成经纱屈曲程度增大,这一点可以从其断裂伸长率的逐渐增加得到证明。这样在受到经向拉伸时,载荷方向与纤维之间产生的夹角会逐渐增大,削弱了复合材料的承载能力。所以在经密确定(即经纱数量确定)的情况下,经向拉伸性能主要由经纱的状态决定。

纬纱相对于经纱,在织造过程中,箭杆引纬对其施加张力较大,打纬后纬纱屈曲程度明显小于经向,纱线基本呈伸直状态。同样可以从断裂伸长率看出,即板材纬向断裂伸长率仅为经向的 30%。所以在同样伸直程度的条件下,纬向拉伸性能主要由纬纱数量决定。随着纬密的增加,相同宽度内纬纱根数增加,纬向承力的纱线增多,由此纬向拉伸强度及模量均随着纬密的增加而增加。

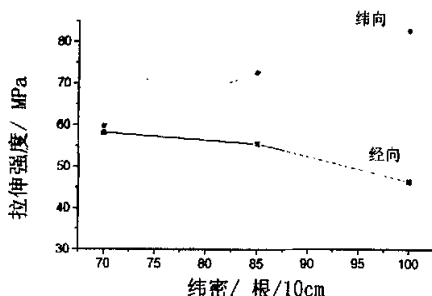


图 4-17 平纹组织板材强度—纬密变化趋势
Fig. 4-17 Trend of tensile intension-fill density of laminates made of plain woven fabrics

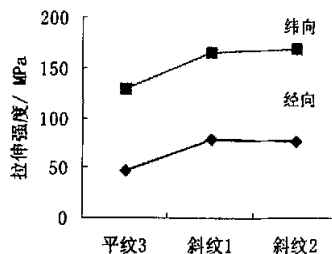


图 4-18 不同组织板材强度—组织变化趋势
Fig. 4-18 Trend of tensile intension-structure of laminates made of different structure fabrics

图 4-18 为不同组织板材拉伸强度变化曲线。从图 4-18 中可以看出,在经、纬密度均相同的情况下,平纹 3、斜纹 1 与斜纹 2 的经、纬向拉伸强度与模量基本按序增加。这是因为两种斜纹组织里,经、纬纱的交织点要少于平纹组织;3 上 1 下斜纹组织中纱线伸直状况要优于 2 上 2 下斜纹组织。其中斜纹 3/1 组织板材的纬向拉伸强度最大。从图 4-17、图 4-18 还可以看出,对于同一块板材,纬向拉伸性能要高于经向。虽然在测试样片宽度内,纬纱根数比经纱少,但经纱的屈曲程度较其数量在对经向的力学性能影响上还是占主导地位。

4.7 不同工艺板材冲击性能测试与结果分析

4.7.1 冲击性能测试

近年来国内外许多学者对复合材料的冲击损伤机理以及冲击强度的方法进行了广泛研究。纤维增强复合材料层合板有较高的比刚度和比强度,但对冲击载荷却十分敏感。对于某一复合材料,如果冲击速度足够高、能量足够大,往往会引起穿透性破坏^[54],即在冲击点周围局部出现纤维断裂、分层和基体开裂;如果冲击速度比较低,分层和基体开裂则是主要的损伤形式^[55]。

复合材料的冲击特性属于材料的动态力学性能,其损伤机理和损伤形式都很复杂,影响因素较多^[56],比较不同复合材料的冲击性能必须要在相同的测试条件下进行。课题采用 ASTM D3763 标准,在 Instron 公司生产的 Dynatup 9250HV 型材料冲击试验机上,如图 4-19 所示,对不同工艺的亚麻/PP 板材进行平头冲击测试。试样尺寸为 90x90 mm,夹持在中间开圆孔的两钢板之间。冲头形状为 22x3 mm 的长方形,冲头与板平面垂直^[57],冲击物的重量固定在 5.8127kg。为使试验具有可比性,控制基本冲击速度为 2.5m/s。

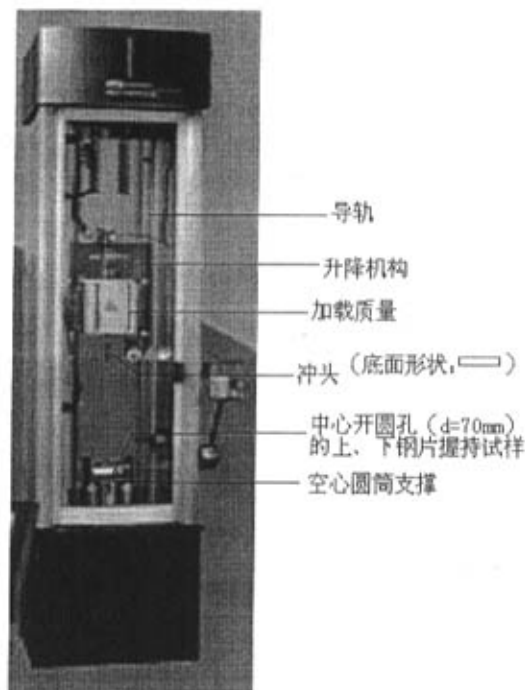


图 4-19 冲击试验图解

Fig. 4-19 Diagram of the impact test

4.7.2 冲击性能测试结果与分析

由于冲头形状为长方形平面，为比较复合材料层合板的经、纬向差异，使冲头的长边分别平行于经向和纬向进行冲击试验。纤维体积含量为 50% 的不同组织、不同密度的五层层合板材冲击性能测试结果见表 4-11。

表 4-11 纤维体积含量为 50% 的板材冲击试验结果

Tab. 4-11 Impact results of laminates with 50% fiber volume fraction

试样	载荷峰值 / kN		载荷峰值处位移 / mm		载荷峰值处能量值 / J	
	*经向	*纬向	经向	纬向	经向	纬向
平纹 70	0.5447	0.5264	2.8738	3.4203	0.9845	1.2134
平纹 85	0.5264	0.4700	2.5595	2.5541	0.8487	0.8078
平纹 100	0.5538	0.5170	2.8963	2.8997	0.9836	0.9645
斜纹 2/2	0.6957	0.6392	3.7881	3.1147	1.6421	1.2036
斜纹 3/1	0.6765	0.7423	2.9221	3.8412	1.1577	1.7300

*注：经向即为冲头的长边平行于织物经纱走向；纬向为冲头的长边平行于织物纬纱走向。

从表 4-11 可以看出，相同工艺板材的经、纬向冲击的各参数值相差不是很明显。对于三种平纹组织，各自在经、纬向的最大冲击载荷中，经向数值稍大于纬向。经向冲击时，经纱走向与冲头长边平行，大部分承力纤维为垂直于冲头长边的纬向纱线。与拉伸过程类似，纬纱的伸直状况优于经纱，所以经向冲击承载能力稍高于纬向。但这也并不是绝对的，由于纤维增强材料两相之间的界面层上容易产生缺陷^[58]，所以有可能造成某一方向的初始破坏能较低。从表 4-11 还可以看出，两种斜纹组织的板材冲击载荷明显高于平纹组织；在最大冲击载荷处的位移以及能量值均有一定幅度的增加。这说明斜纹组织板材的韧性相对较好，抗冲击能力较强。

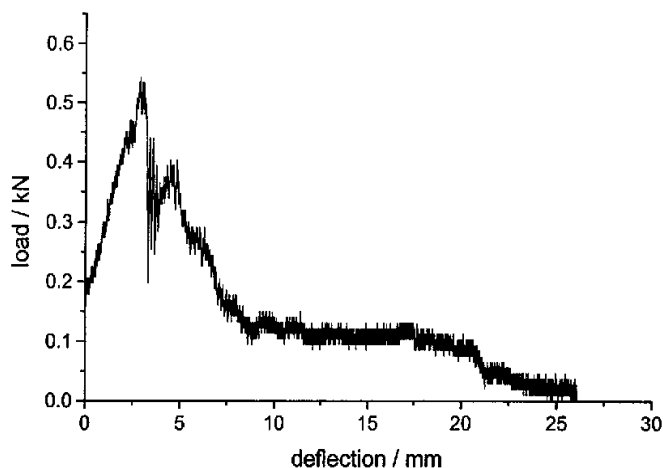


图 4-20 经向冲击载荷—位移曲线

Fig. 4-20 Curve of impact load-deflection in warp direction

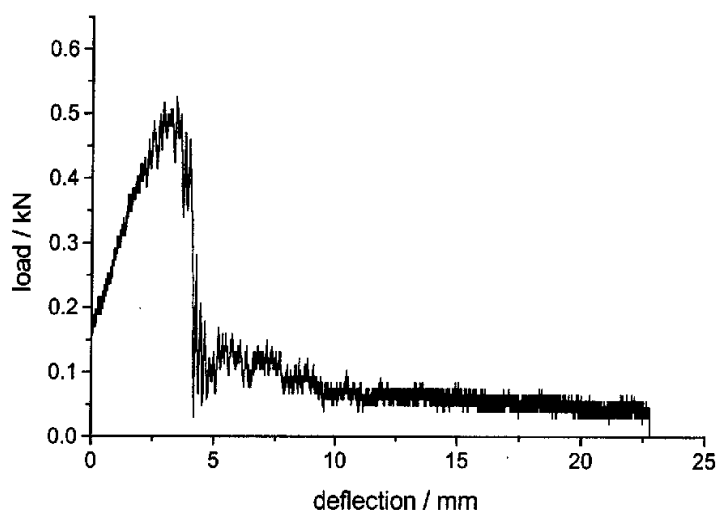


图 4-21 纬向冲击载荷—位移曲线

Fig. 4-21 Curve of impact load-deflection in fill direction

图 4-20、图 4-21 分别为亚麻/PP 机织层合板在经、纬向典型的冲击载荷—位移曲线。由于冲击力作用在试样上并与试样相互作用，使得在载荷—位移信号上叠加有振荡^[59]，形成两图中的曲线形式。从图 4-20 以及图 4-21 中可以看出，在达到最大载荷之前塑性变形的范围很小，基本属于弹性变形的范畴，曲线呈线

性增加,此后引向初始破坏。曲线达到最大载荷之后急剧下降并产生不稳定裂纹扩展,最终造成基体分裂,纤维拔出、分离和断裂。对于初始能量(表 4-11 中所列在最大载荷处的能量)的吸收机制,包括材料的压缩、弯曲、内耗和裂缝引发能量。裂缝增长阶段和最终阶段的能量是样品已经发生破裂之后吸收的,因而被称为伪能量吸收。在图 4-20 经向冲击曲线中,产生不稳定裂纹扩展后出现二次波峰,说明在裂纹扩展过程中,基体开裂后增强纤维起到阻止裂纹扩展的作用。

4.7.3 板材抗冲击性能的影响因素

1. 树脂基体

树脂基体对复合材料的抗碰撞性能有一定影响,但树脂基体破坏吸收的能量相对于分层、纤维破坏所吸收的能量仍然较小^[60],特别在冲击能量较低时,树脂基体的韧性对复合材料的吸收能量作用很小。

2. 纤维增强体

增强纤维是影响复合材料的抗碰撞性能的主要因素。在冲击能量小于初始破坏的阈值时,纤维损伤小;主要存储应变能,复合材料本身吸收能量主要是分层吸收能量和树脂基体损伤吸收能量,纤维的作用主要是提供较高的刚性,增大复合材料的形变范围;在冲击能量较高时,纤维剪出和拉伸断裂是复合材料进一步吸收能量的主要因素,纤维对复合材料吸收碰撞能量的能力有明显作用。表 4-12 是不同纤维体积分含量的十层层合板材纬向冲击试验结果。从表 4-12 不难看出,载荷峰值随着纤维体积分含量的增加而增加,在最大载荷处吸收的能量值也随之增加;同时由于材料弹性性能的提高,使得达到最大冲击载荷之前的位移相应增大。

表 4-12 不同纤维体积分含量的板材冲击试验结果

Tab. 4-12 Impact results of laminates with different fiber volume fraction

纤维体积分含量 / %	载荷峰值 / kN	载荷峰值处位移 / mm	载荷峰值处能量值 / J
45	0.5997	2.0502	1.1173
50	0.6937	2.9931	1.5602
60	0.7889	3.4848	1.6149

3. 织物结构

从冲击试验结果可以看出, 不同织物结构的板材抗冲击性能有明显的差别。织物的组织结构对纤维在板材中呈现的状态具有决定性的作用。结构中纱线间的交结点越少, 纱线伸直性相对越好, 承载能力越强。

4. 铺层数

铺层数的增加, 复合材料的抗碰撞性能提高。在冲击能量不超过初始破坏能量阈值时, 层数的增加, 复合材料可能产生分层的层数增加; 在冲击能量较高时, 层数的增加, 意味着板材中参与受拉纤维的数量增加, 使最终的能量极限增加。表 4-12 与表 4-11 比较可以发现, 对于纤维体积含量同为 50% 的平纹组织, 表 4-12 中铺层数为 10 层板材的冲击载荷要明显高于表 4-11 中铺层数为 5 层的板材。

5. 冲击速度

复合材料的抗冲击性能对冲击速度很敏感, 在不同的冲击速度下, 其抗冲击能力是不一样的。这是因为纤维的应变率效应^[61], 冲击速度提高, 纤维的应变速率提高, 断裂强度提高, 抗碰撞的能力提高。但在冲击速度范围较小的情况下, 其影响较小。在低速冲击 (2~8m/s) 的速度范围内, 对纤维体积含量为 60%, 制作工艺相同的 10 层层合板材, 改变冲击速度, 分别进行试验, 结果见表 4-13。从表 4-13 中可以看出, 随着冲击速度的增加, 最大冲击载荷以及能量值均按序增加。

表 4-13 不同速度板材冲击试验结果

Tab. 4-13 Impact results of laminates at different impact velocity

冲击速度 / m. s ⁻¹	载荷峰值 / kN	载荷峰值处位移 / mm	载荷峰值处能量值 / J
1.3	0.5807	2.3345	1.0655
2.5	0.7889	3.4848	1.6149
3.0	0.8991	2.7713	1.6693

6. 界面

界面强度是影响复合材料冲击性能的重要因素, 它对复合材料的破坏模式有显著影响。在某层剪切强度的极限值以上, 纤维破坏为主要破坏模式, 在极限值

以下, 分层是主要破坏模式, 在课题进行的试验中均以纤维破坏为主。

综上, 若改善复合材料耐冲击性和损伤容限, 可以通过基体改性^[62]、提高增强纤维的韧性、控制界面的粘结, 设计织物组织等途径实现。

4.7.4 冲击损伤形貌

由于所测板材厚度较小, 在试验的冲击测试条件下, 复合材料的冲击损伤主要为板材的穿透性破坏, 形成永久变形。冲击面产生凹陷并形成以冲头形状为起始的孔洞, 在孔洞周边有向四周扩散的裂纹, 见图 4-22。当冲头作用于板材时, 板材受到弯曲应力作用, 冲击正面受压应力作用, 冲击背面受拉应力作用, 复合材料产生弯曲变形, 见图 4-23。

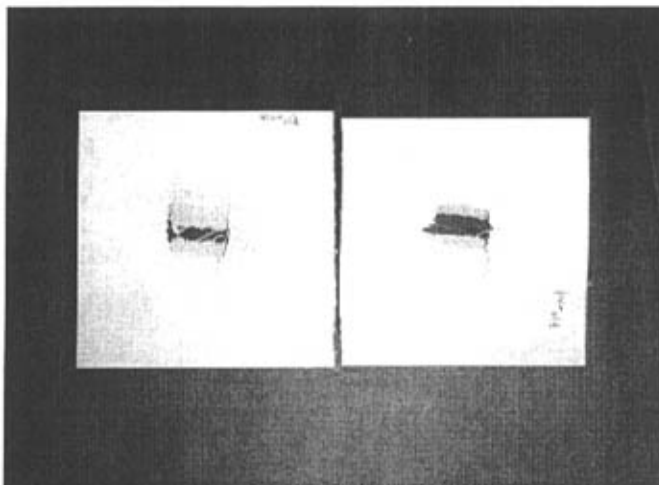


图 4-22 冲击试验正面破坏形貌

Fig. 4-22 Fracture photograph of impact in face side

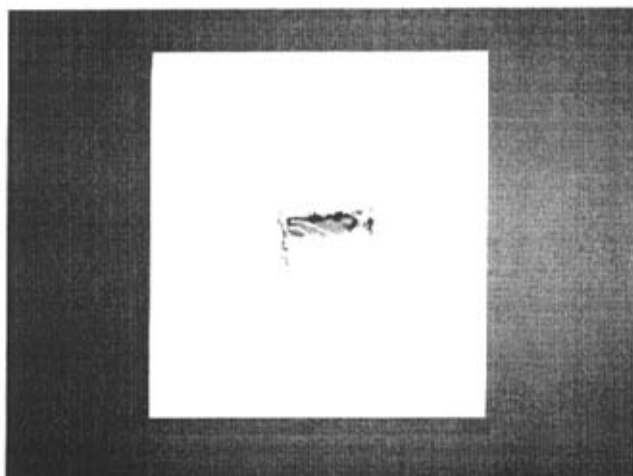
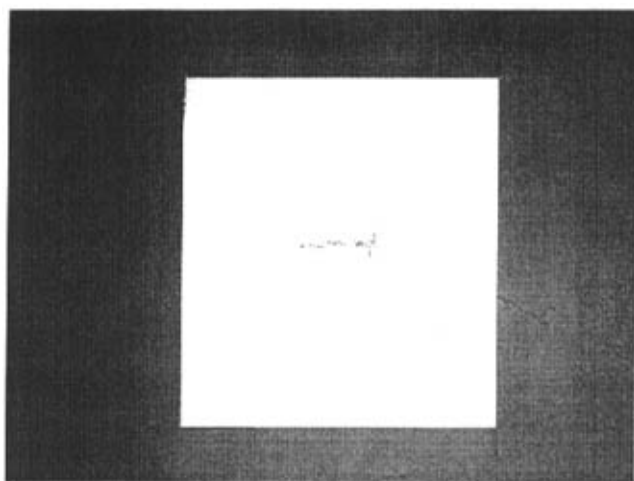
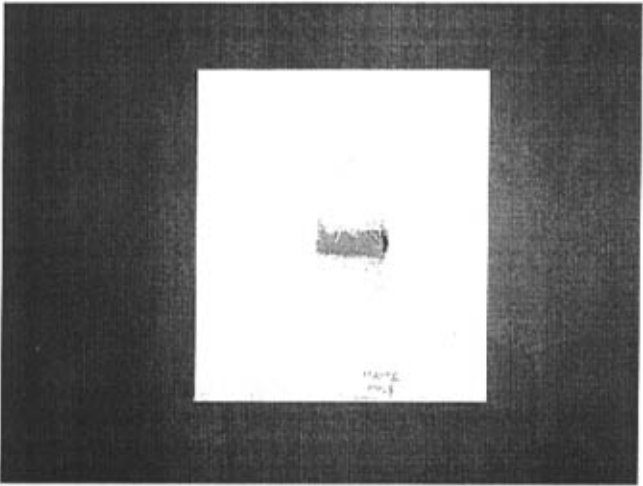


图 4-23 冲击试验背面破坏形貌

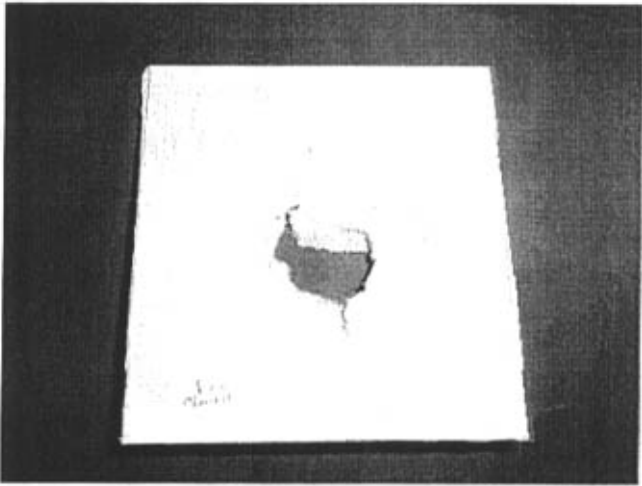
Fig. 4-23 Fracture photograph of impact in back side

在冲击损伤的初期，树脂基体受压破裂；树脂破裂造成应力集中，分层起始于树脂破裂的临界点；随着分层的增长会产生大量的微观破裂；复合材料板材的变形量增大，部分纤维受剪切作用，从树脂基体中脱出；当复合材料的变形量超过纤维的拉伸断裂极限，纤维出现断裂。分层、纤维剪出、纤维拉伸断裂是冲击破坏的主要形式，并且随冲击能量的增加按顺序发生。随着冲击速度的增加，板材的破坏面积也随之增加。图 4-24 (a)、(b)、(c) 是冲击速度分别为 1.3m/s, 2.5m/s 和 3m/s 时破坏面积的大小。

(a) $v = 1.3 \text{ m/s}$



(b) $v = 2.5 \text{ m/s}$



(c) $v = 3 \text{ m/s}$

图 4-24 不同速度下的冲击破坏面积

Fig. 4-24 Photographs of fracture area at different impact velocity

4.7.5 板材冲击剩余强度理论

板材在受到冲击载荷作用时，冲击损坏会导致材料强度的下降。已有人通过弹丸冲击复合材料板材，得出冲击后强度的下降值与冲击速度的关系，如图 4-25 所示。

从图 4-25 可以发现存在一个速度阈值，低于此速率，冲击后强度不变（OA

段); 高于此值后, 强度急剧下降 (AB 段)。此后, 材料被冲穿, 剩余强度与冲击速度无关 (BC 段)。

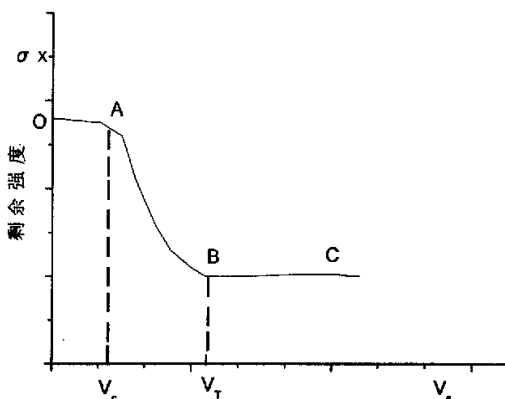


图 4-25 弹丸冲击后材料剩余强度和冲击速度的关系

Fig. 4-25 Relation between residual strength and impact velocity after bullet impact

关于冲击剩余强度有 Husman、Whitney 和 Nuismer 剩余强度公式。Husman 认为当冲击速度低于穿透速度时, 试样损坏程度取决于对试样施加的动能。其计算公式为

$$\sigma_r = \sigma_0 \sqrt{\frac{W_s - KW_{KE}}{W_s}} \quad (4-6)$$

式中 σ_r ——冲击后剩余强度; σ_0 ——未损坏试样静强度;

W_s ——破坏单位体积试样所需的动能; K ——损坏系数;

W_{KE} ——施加在试样单位厚度上的动能。

此处的 σ_0 和 W_s 可通过无裂纹试样的静态拉伸得到。K 值与试样尺寸及形状有关。

Whitney 和 Nuismer 根据图 4-25 试验现象认为, 损坏量和冲击动能与门限损坏能量之差成正比:

$$c = K (W - W_0) \quad (4-7)$$

式中 c ——冲击损坏产生的裂纹半宽度; K ——和铺层有关的常数;

W ——单位厚度上的冲击动能; W_0 ——单位厚度上的门限损伤动能。

将平均应力判据用于各向同性板或正交板得:

$$\frac{\sigma_N^\infty}{\sigma_0} = \sqrt{\frac{1-\xi_1}{1+\xi_1}} \quad (4-8)$$

式中 σ_N^∞ ——含有 $2c$ 长度裂纹的无限大板的破坏应力；

σ_0 ——无缺口试样破坏应力；

ξ_1 —— $c/(c+a_0)$ ， a_0 为接近裂纹面的特征尺度。

假设 $\sigma_N^\infty = \sigma_r$ ， $K = \frac{K}{a_0}$ ，则式 (4-8) 经变换得

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_0} = [2K(W - W_0) + 1]^{-\frac{1}{2}} \quad (4-9)$$

通过试验可以确定参数 K 和 W_0 值，因此由式 (4-9) 可计算复合材料层压板在不同冲击能量下的剩余强度。

4.8 小结

本章介绍了不同工艺亚麻/PP 热塑性复合材料的制备过程以及性能测试。选择三种纤维体积含量：45%，50%和 60%进行亚麻、PP 长丝的混合，形成 PP 包覆亚麻的纱线结构。通过织造工艺制备了亚麻/PP 二维机织布作为复合材料的预制件，采用热压的方法制备复合材料层合板材。通过改变压力、温度，确定了热压工艺；对于制得的复合材料板材，在不同纤维体积含量、不同铺层数、以及不同组织、不同密度的条件下，进行拉伸性能以及冲击性能的测试，并对测试结果进行了分析和讨论。通过测试结果得知，纤维在复合材料中的状态对材料的性能起到最主要的影响作用。纬纱在板材中的伸直状态好于经纱，所以纬向的拉伸性能、经向的冲击性能（纬纱为主要的承力单元）均较高；其中斜纹组织中由于纱线的伸直状态良好，所以其板材的拉伸、冲击性能均优于平纹组织。

第五章 热压过程模型分析以及孔隙率数值计算

5.1 热压过程理论分析

热塑性树脂基复合材料的复合过程可以分为两个阶段^[63]：一是热塑性树脂基体的熔体与增强材料之间的接触和润湿过程；二是体系冷却定型的过程。其中第一阶段是形成界面的关键，无论以什么样的方式形成界面结合，其先决条件是纤维与基体熔体要有充分的接触机会。树脂基体熔体与增强纤维的接触和润湿直接影响到复合材料界面的完整性（界面是否出现孔隙和缺陷），界面的不完整性会导致界面应力集中及传递载荷能力降低。基体熔体与增强纤维是否完全接触取决于熔体对纤维束浸渍的好坏。体系的浸渍程度与所采用的浸渍工艺及条件、熔体粘度、熔体对纤维的润湿性等有关。

热压成型是流程简单、设备简便的熔融浸渍工艺^[64, 65]。由于粘度很高的热塑性树脂熔体很难通过纤维束中单根纤维间狭小的缝隙浸渗到所有的纤维单丝表面，为了得到较好的浸渍，可以采用延长浸渍时间、增大体系压力、提高基体熔体与纤维的润湿性、降低基体熔体的粘度以及将增强纤维设计成特定的织物结构等方法^[66]。

延长浸渍时间对复合材料的生产效率会带来不利的影响。增大浸渍压力虽然有利于熔体的流动，但通常也将纤维束压实，使单丝间的缝隙减小，增加树脂熔体浸透纤维束的难度，所以应当选择适当的加压方式，既使熔体流动性增大，又使纤维束单丝间的缝隙变化不大。

5.2 热压过程数值模拟

课题所选用的层合热压工艺使亚麻/PP 复合材料在固化过程中，内部变化比较复杂，涉及温度、固化度、粘度、压力等因素变化和相互作用^[67]。为保证固化产品的质量，一般要求操作过程中固化体系内温度分布均匀，不发生温度骤变，层板被压缩至预定厚度，残余应力小等。研究固化过程机理，了解材料的微观、细观变化历程，有助于确定最佳工艺过程，有效地控制各参数变量的变化范围，使产品在力学、化学等方面性能优良。

本节以数学物理模型为基础对复合材料在热压机上的固化过程进行计算，分

析其固化过程规律。为简化模型，把每层经纬纱交织的织物看作是两层垂直铺设的单向带的叠合，在计算过程中以纬纱方向为例建立坐标。

亚麻/PP 复合材料层板在热压机上形成的固化体系如图 5-1 所示，亚麻/PP 织物放于金属加热板上，周围为吸脂条（亚麻针刺毡条）用于收集多余树脂。操作开始后，金属加热板开始升温，温度达到 100℃时施加压力。

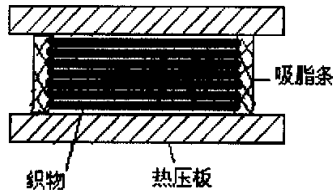


图 5-1 固化体系简图

Fig.5-1 Schematic of consolidating system

由固化体系的性质和温压操作条件决定了在固化操作过程中，固化体系内部主要存在树脂基体的固化反应和反应放热、材料内外的传热和树脂的流动、层板的压缩等过程，形成热化学历程和树脂流动历程。

在加热作用下，树脂基体发生固化反应并释放热量，固化体系内部不同部分之间以及体系与加热板之间存在热量传递，这决定了固化体系内的温度分布。图 5-2 所示为层合板坐标体系。

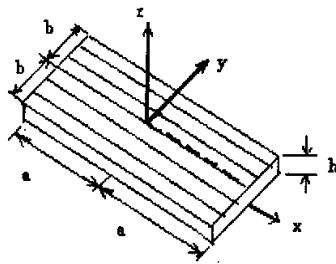


图 5-2 层合板坐标体系

Fig. 5-2 Axial system for laminates

对于图 5-2，取固化体系中任一微元进行能量平衡分析，可以导出如下关系式：

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} (k_x \frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y} (k_y \frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z} (k_z \frac{\partial T}{\partial z}) + \rho H \quad (5-1)$$

式中, ρ 和 c 分别为复合材料的密度和热容, k_x 为平行于织物纬向纤维方向的导热系数, k_y 为织物经向纤维方向的导热系数, k_z 为垂直于层板方向的导热系数, H 为固化反应放热速率, t 为时间。 x 为平行于纬向纤维方向的坐标轴, y 为平行于经向纤维的坐标轴, z 为垂直于板面方向的坐标轴。因热压板面内温度场均匀, 使各层面内没有温差, 关系式 (5-1) 简化为:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} (k_z \frac{\partial T}{\partial z}) + \rho H \quad (5-2)$$

$$\text{其中: } H = (da/dt)H_0 \quad (5-3)$$

H_0 为整个反应过程的总放热量, (da/dt) 为固化反应速率, a 为固化度, 即已反应掉的官能团数占总官能团数的比例, 其表观值为反应放热量与 H_0 之比, 对确定的体系, 固化反应速率由温度和固化度决定, 即

$$da/dt = f(T, a) \quad (5-4)$$

$$a = \int \frac{da}{dt} \quad (5-5)$$

如果忽略剪切速率的影响, 则树脂的粘度只由温度和固化度决定, 即:

$$\mu = g(T, a) \quad (5-6)$$

从时刻 t_p ($t_p \geq 0$) 开始, 固化体系承受操作压力 P_a 的作用, 树脂将因压力作用发生流动, 伴随着树脂的流动过程, 还存在着纤维的弹力作用, 纤维和树脂基体共同承担压力负荷。

图 5-2 所示的层合板 (表观渗透系数 $S_{yy}=S_{zz}$) 坐标体系, 在假定 S_{xx} 、 S_{zz} 只与纤维体积分数 V_f 有关, 且 $V_f=V_f(Z)$ 的前提下, 从力平衡、连续性和树脂流动三个方面进行分析, 建立关于树脂流动和压力分布的基本关系式如下:

$$\frac{S_{xx}}{V_f} \frac{\partial^2 P_r}{\partial x^2} + \frac{S_{zz}}{V_f} \frac{\partial^2 P_r}{\partial y^2} + \frac{1}{V_0^2} \frac{\partial}{\partial z} (V_f S_{zz} \frac{\partial P_r}{\partial z}) = \mu \frac{\partial}{\partial t} (\frac{1-V_f}{V_f}) \quad (5-7)$$

式中 P_r 为树脂内压力。对于热压机上的层合复合材料的热压固化过程, 固化体系的上下为光滑的金属加热板, 各铺层内的树脂在压力作用下沿纬纱方向流动。在纬纱坐标体系内, 多余的树脂会沿着织物纬纱方向流出体系, 如图 5-3 所示。

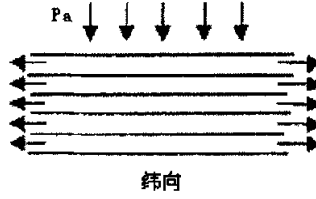


图 5-3 树脂在压力作用下的流动

Fig. 5-3 Resin flow under the pressure

这样式 (5-7) 经简化整理后形式如下:

$$S_{xx} \frac{\partial^2 P_r}{\partial x^2} + \mu \frac{\partial V_f}{V_f \partial t} = 0 \quad (5-8)$$

纤维束渗透系数 S_{xx} 和纤维束承担负荷 σ 分别为:

$$S_{xx} = \frac{r_f^2 (1 - V_f)^3}{4k_{xx} V_f^2} \quad (5-9)$$

$$\sigma = A_s \frac{(V_f / V_0 - 1)}{(1/V_f - 1/V_a)^4} \quad (5-10)$$

在层板的中点 ($x=0$), 树脂基体内的压力梯度为 0, 在体系的边缘, 树脂基体内的压力等于环境压力 P_0 。对关系式 (5-8) 沿层板长度方向进行积分得:

$$P_r = \frac{\mu}{2S_{xx}} \frac{\partial V_f}{V_f \partial t} (a^2 - x^2) + P_0 \quad (5-11)$$

V_0 为初始纤维体积分; σ 为表观纤维应力, 等于纤维承担的压力与其体积分乘积 $\sigma = P_r V_r$; r_f 为平均纤维半径; k_{xx} 为 “kozeny 常数”, 与增强体及基体的性质、纤维束的孔隙率等因素有关; V_a 为有效纤维体积分, 与纤维沿铺层面内纬向分布的密度、纤维排列的规整程度和纤维束末端状况等因素有关; A_s 为 “Springer 常数”, 与纤维的性质和织物的几何形状有关。

固化操作开始之前 ($t < 0$), 复合材料固化体系内的温度和固化度的分布已知, 操作开始后 ($t \geq 0$), 体系的上、下表面温度等于加热板的温度。在加压时刻 t_p 之前, 树脂基体内的压力等于环境压力 P_0 , 施以操作压力后, 在层板中点 ($x=0$), 树脂基体内的压力梯度 $\partial P_r / \partial x$ 为 0, 在体系的边缘, 树脂基体内的压力等于环境压力 P_0 。这样, 关于温度和压力的初始条件和边界条件为:

$$\left. \begin{array}{l} T_j = T_0 \\ a_j = a_0 \end{array} \right\} \quad 1 \leq j \leq n, \quad 0 \leq z \leq h, \quad t < 0$$

$$\left\{ \begin{array}{ll} V_f = V_0 & t \leq t_p \\ P_r = P_a & t = t_p \end{array} \right., \quad 0 \leq z \leq h$$

边界条件:

$$\left. \begin{array}{l} T_h = T_v(t) \\ T_u = T_v(t) \end{array} \right\} \quad t \geq 0; \quad \left\{ \begin{array}{ll} \partial P_r / \partial x = 0 & x = 0 \\ P_r = P_0 & x = b \end{array} \right., \quad t > t_p$$

$$\text{力平衡条件: } bP_u = b\sigma + \int_0^b P_r dr$$

式中, h 为复合材料层板的厚度, T_j 和 a_j 分别为第 j 层的温度和固化度, j 为铺层号数, n 为铺层总数, T_h 和 T_0 分别为层板的上表面 ($z=h$) 和下表面 ($z=0$) 处的温度, $T_v(t)$ 为热压机加热板面的温度, 即操作温度, a_0 为初始固化度 (一般为 0), T_0 为初始温度 (室温)。

利用上述关系式 (5-2) - (5-4) 和关于温度、固化度的初始条件与边界条件可以计算出复合材料内的温度和温度分布随时间的变化, 关系式 (5-4) - (5-6) 计算不同时刻下固化度 a 、反应速度 da/dt 和树脂基体的粘度 μ 。当 $t \geq t_p$ 时, 在 $0 \leq z \leq h$ 范围内, 利用关系式 (5-8) - (5-11) 计算各铺层内的纤维体积分数随时间的变化和铺层内的压力分布及其随时间的变化规律。

如果忽略树脂在固化过程中体积的变化, 层板内各铺层的厚度和层板总厚度计算如下:

$$l(j) = V_0 l_0 / V_f(j) \quad (5-12)$$

$$h = \sum_{j=1}^n l(j) \quad (5-13)$$

式中, j 为铺层号数, n 为总铺层数, $l(j)$ 为第 j 号铺层的厚度, l_0 为每一铺层的初始厚度, $V_f(j)$ 为第 j 层铺层的纤维体积分数。当平均固化度 a 达到凝胶点 (a_g) 以后, 因树脂丧失流动性, 树脂流动和层板压缩过程终止。

5.3 包覆纱浸渍分析

在热压过程中, 假定一根亚麻/PP 混合纱束中熔融基体对增强纤维浸渍是固

定的,即此纱束中的基体只对其中的增强纤维进行浸渍而且浸渍是自足的。同时在复合材料加工过程中所有混合纱束同时进行浸渍,它们的几何形状完全相同。那么,整个复合材料的浸渍可以通过单根纱束的浸渍来描述^[68]。包覆纱线结构可以用图 5-4 表示。

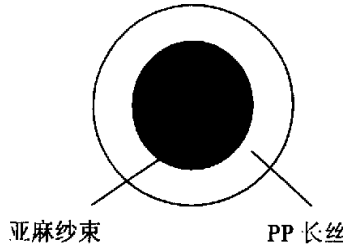


图 5-4 亚麻/PP 纱线结构横截面示意图

Fig. 5-4 Schematic cross-section of commingled yarn of flax/PP

在聚合物复合材料的加工中存在着基体通过由纤维构成的介质的流动。热塑性基体有相对较高的粘性,基体流动速率缓慢,因此基体流动是粘性支配。由基体浸渍的基本假设,复合材料中基体的浸渍可看作基体垂直增强纤维材料的一维流动^[69, 70],则:

$$U_x = \frac{K}{\mu} \times \frac{dP}{dX} \quad (5-14)$$

式中, dP/dX 为压力梯度, μ 为基体的粘度,在纱线的浸渍过程,它是温度的函数, $\mu=f(T)$, K 是纤维集合体的渗透系数。

由方程 (5-14), 对聚合物熔体垂直浸渍纤维束的浸渍速率为:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{K}{\mu} \times \frac{dP}{dX} \quad (5-15)$$

$$K = \frac{d_f^2}{16K_z} \times \frac{(1-V_f)^3}{V_f^2} \quad (5-16)$$

若 d_f , V_f 为常量,对方程 (5-14) 积分并把方程 (5-16) 代入,得到压力 P_a 作用下,基体垂直浸渍距离 X 所需时间为:

$$t = \frac{8\mu K_z X^2}{d_f^2 P_a} \times \frac{V_f^2}{(1-V_f)^3} \quad (5-17)$$

由式 (5-17)，随着 V 值增加， $\frac{V_f^2}{(1-V_f)^3}$ 逐渐增大，亦即基体浸渍相同距离

所用的时间增长。减小纤维体积分数可以缩短基体的浸渍时间，但是纤维体积分数显著影响复合材料的性能。因此，对于课题所采用的包覆法，在增强纤维与基体体积分数不变的情况下，可以通过降低亚麻纱线的细度及捻度，增加其与树脂的接触面积，即起到分割纤维体积即在增强纤维中分段插入基体的作用，见图 5-5。预制件中增强纤维与基体纤维均匀混合、分布是解决基体浸渍的良好途径。

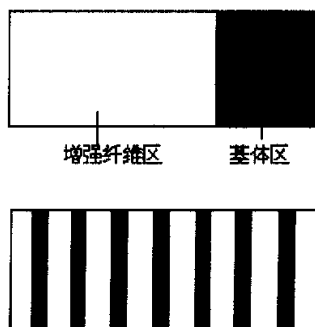
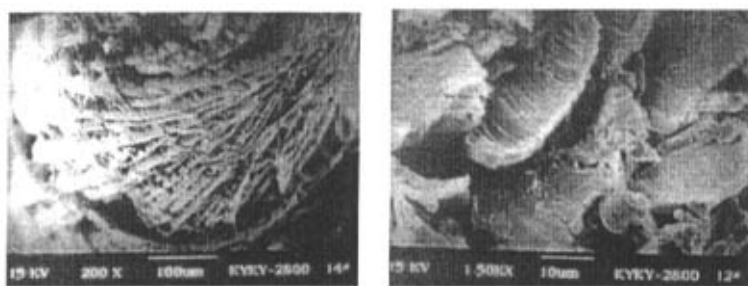


图 5-5 增强纤维中分段插入基体

Fig. 5-5 Matrices distributed by reinforcing fibers

课题选用的亚麻/PP 包覆结构中，亚麻纤维与树脂的混合较为均匀。图 5-6 (a)、(b) 分别为熔融固化后的 PP 浸渍亚麻纤维的侧面和横截面 SEM 照片。



(a) 轴向侧面

(b) 径向横截面

图 5-6 PP 浸渍亚麻纤维 SEM 微观形貌

Fig. 5-6 SEM micrographs of permeability of PP to flax: (a) axial surface, (b) diametric section

从图 5-6 (a)、(b) 可以看出，熔融后的 PP 分别固结在亚麻纤维表面和渗入到亚麻纱束内部。同时，由于热压过程中亚麻纱束在压力的作用下变得密实，

使得熔融后的 PP 充分填充在纤维之间具有一定的难度，在截面中的纤维间有微小孔隙存在。

5.4 热压过程孔隙的形成

机织物增强材料在进行层合热压过程中，会有大量的空气在压力的作用下从层合体中排出。同时由于织物结构的特性，在树脂熔融浸润过程中，难免会残留一些孔隙。相关研究表明^[71]，孔隙率含量的微小增加都会对复合材料的机械性能造成显著的影响，因为含有孔隙率的复合材料对气候变化以及湿度都相当敏感。所以在加工过程中降低孔隙含量就成为一个关键问题^[72,73]。

在热压过程中，存在两种尺度的树脂流动：一种是存在于纤维束之间通道中的相对宏观流动；另一种是存在于纤维束内部的相对微观流动^[74]，如图 5-7 所示。图 5-7 (b) 中 PP 在上、下钢板的温度及压力作用下，首先在纤维束表面变为粘流状态，熔融之后沿着纤维长度方向流动并向纤维束内部渗透。这样纤维束就形成树脂流动的通道，层间的气体可以沿着经、纬纱长度方向移动。树脂的流动过程，在完成对织物宏观以及微观两种尺度的渗透后，即达到饱和状态，如图 5-7 (f) 所示。

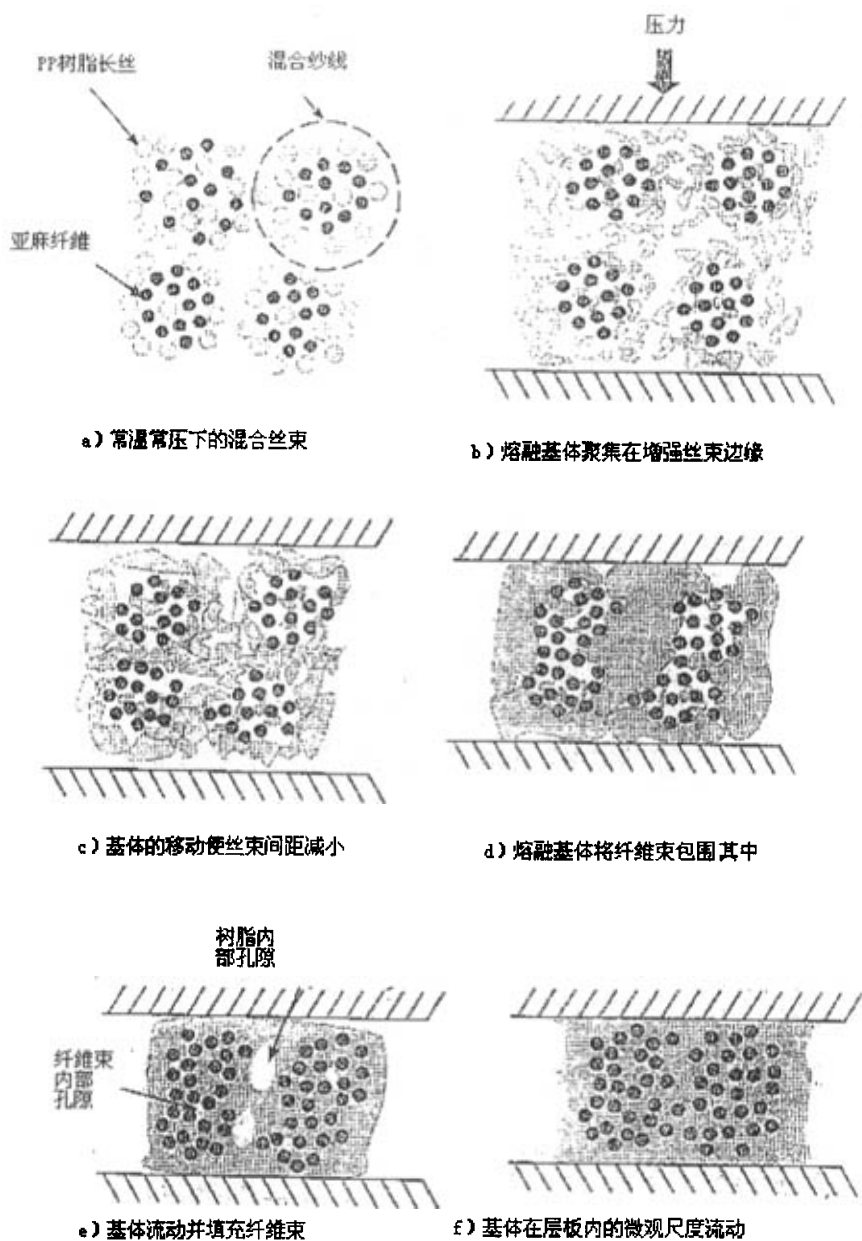


图 5-7 树脂填充示意图

Fig. 5-7 Schematic description of impregnation of PP

在树脂的不饱和和流动区域，容易产生气体圈存效应，即有少量残留空气不能及时沿经纱及纬纱排出，被卷裹在织物中。由于织物结构本身的非均匀性，使得孔隙分布不均，形成两种孔隙率水平的区域：经纬向相交处的 A 型区域及相

交处之间的 B 型区域, 见图 5-8 (a)。

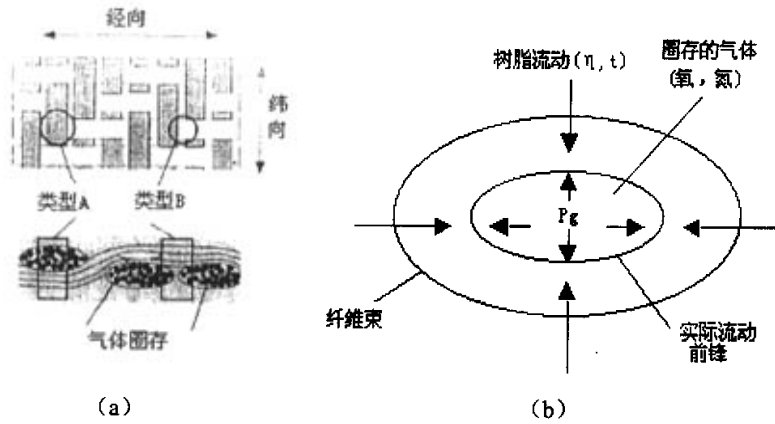


图 5-8 气孔形成机理

Fig. 5-8 Assumed entrapment mechanism

类型 A、B 分别处于不同渗透特性的区域。其中类型 A 处在经纬纱的连接点, 类型 B 处于纤维束之间的空隙和通道。在受到压力作用时, 经纬纱连接点承担加在层合织物上的大部分压力。类型 A 位置的纤维体积含量总体上高于类型 B 位置。树脂前锋流过这些相对密实的纤维束时, 速度会有所降低。由于在类型 A 与类型 B 区域完成微观浸润的时间不同, 空气就有可能停留在图 5-8 (a) 所示的类型 A 与 B 之间。

图 5-8 (b) 描述的是陷入树脂流动前锋中的气体及其产生的内部压力。这一现象的产生对渗透程度、流动前锋的速度以及界面粘结都会有很大的影响。一旦树脂渗入纤维束内部, 空气相的体积就会减小, 圈存在树脂中的空气产生内压 P_g 。同时, 一部分主要含氧、氮气的空气在交界面溶于液态树脂并向树脂内部扩散。溶解和扩散是温度、压力和树脂本身特性的共同作用。在熔融的树脂内部对气体的溶解可由 Henry's Law 进行解释^[75], 其中给出气体的溶解程度与压力成正比。由于这种气相的溶解及传递过程是相当缓慢的, 所以需要足够高的压力以及温度去破坏所形成的孔隙, 最终超过空气的溶解压力使之溶于树脂。

5.5 孔隙率的计算

复合材料孔隙率的数值一般是用组分的密度和含量与复合材料的密度进行

比较而算得的。假定复合材料是 n 元的，即由 n 种组分复合而成。考虑一块体积为 V 、质量为 m 的复合材料试件，其中第 i 种组分所占的体积和质量分别为 V_i 和 m_i ，试件中孔隙体积为 V_v ，则有

$$V = V_v + \sum_{i=1}^n V_i \quad (5-18)$$

$$m = \sum_{i=1}^n m_i \quad (5-19)$$

复合材料的孔隙率 K 定义为

$$K = \frac{V_v}{V} \quad (5-20)$$

将式 (5-18) 代入 (5-20)，并应用密度公式

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (5-21)$$

式 (5-20) 成为

$$K = 1 - \rho \sum_{i=1}^n \frac{c_i}{\rho_i} \quad (5-22)$$

式中，

$$\rho_i = \frac{m_i}{V_i} \quad (5-23)$$

$$c_i = \frac{m_i}{m} \quad (5-24)$$

这里 ρ_i 和 c_i 分别为第 i 种组分的密度和所占的质量比。

由式 (5-22) 可知，只要测得了复合材料的密度 ρ 以及各组元的密度 ρ_i 和它们在复合材料中各自所占的重量比例 c_i ，就可算出该复合材料的孔隙率 K 。

对于本课题制备的三种纤维体积含量的亚麻/PP 复合材料板材，根据复合材料实测密度，计算得到的孔隙率见表 5-1。

表 5-1 板材孔隙率计算值
Tab. 5-1 Value of void in the laminates

亚麻纤维体积含量 / %	孔隙率 K / %
45	7.58
50	8.86
60	9.68

从表 5-1 可以看出, 孔隙率随着亚麻纤维体积含量的增加而增加。亚麻纤维所占组分越大, 树脂对其包覆的不充分几率越大。同时, 由于在计算中用到的参数很多, 每个参数值都伴有一定的误差, 因此用这些参数运算得出的孔隙率也就带有相当的误差。根据误差传递原理, 材料中组分越多, 误差越大^[76]。对于一般的复合材料, 假设其各组分的平均密度为 ρ_a , 绝对误差 ΔK 为

$$\Delta K = \left(n + \frac{2}{\rho_a} \right) \% \quad (5-25)$$

这里 $\rho_a = (\rho_f + \rho_m) / 2 = (1.46 + 0.91) / 2 = 1.185$ (5-26)

由此, 表 5-1 中计算的得到的孔隙率的绝对误差为,

$$\Delta K = \left(2 + \frac{2}{1.185} \right) = 3.69 \% \quad (5-27)$$

5.6 小结

本章主要分析了热压过程中包覆纱线的浸渍过程并用数值方法模拟了复合材料板材的固化成型过程, 分析了在热压过程中孔隙的形成。通过假定推导出基体熔体垂直浸渍纤维束的速率和时间, 得出在增强纤维与基体体积分数不变的情况下, 增强纤维与基体纤维进行均匀混合、分布是解决基体浸渍的良好途径; 通过假定每层织物为两层垂直铺设的单向带, 以纬向纱层为例建立坐标体系, 进行固化度、反应速度、树脂基体的粘度各铺层内的纤维体积分数随时间的变化和各铺层内的压力分布及其随时间的变化规律的计算; 在热压过程中, PP 树脂对织物的填充以及浸润过程中, 会造成微量气体的圈存, 通过施压和升高温度, 破坏并瓦解圈存的气体, 减少复合材料板材的孔隙率; 根据孔隙率的计算公式算出了亚麻/PP 复合材料板材的孔隙率含量以及其绝对误差值。

第六章 热塑性板材拉伸强度分析与计算

6.1 板材强度界限分析

层合复合材料板材的静载强度向来是众多学者研究的问题,由于复合材料层合板是单向板经过叠合而成的,因此其强度除了与各单层板的强度有直接关系外,还受到各单层叠合后产生叠层效应及协同效应^[77]的影响。同时制作工艺等因素也会影响板材的破坏过程^[78]。所以为了简化问题,针对复合材料层合板的极限破坏形式进行讨论,得到相应情况下复合材料层合板的强度值,从而确定其强度范围。

6.1.1 强度上、下限的概念

复合材料单层板叠合组成层合板后,由于叠合效应和协同效应,层合板的强度通常会高于各单层板独自承载时所发挥的强度。因而可以认为:组成某层合板的各单层板间完全没有粘合(或完全脱粘),且在受载过程中各单层板接触面间不传递任何内力,在这种状态下当这一层合板内任一单层板发生破坏时其所承受的应力也就是该层合板强度的下限值。

复合材料层合板在受载后的破坏过程是十分复杂的,但其内部所出现的破坏形式仅有以下几类:某单层板面内树脂开裂或纤维与基体间的界面开裂;单层板内的纤维拉断及单层板间的脱粘(也就是层合板的脱层)。虽然纤维具有比基体树脂高得多的强度,但由于基体及界面的强度较低,因而在很多情况下层合板的破坏并不是以纤维的破坏为极限破坏形式。因而可以认为,对于任何层合板,在其受载过程中不发生脱层及单层内的基体或界面破坏,而均以纤维的破坏为最终破坏形式,由此求出的层合板强度值即为其强度上限。

6.1.2 强度上、下限的计算

由于试验制备的板材厚度较小,所以只考虑在单向应力和平面应力作用下,强度上、下限值的计算方法。

6.1.2.1 单向应力作用下的强度

1. 强度下限

对于任一复合材料层合板,其由 N 个单层组成,如图6-1所示。各单层与 x 方向的夹角分别为 θ_k , $k=1, 2, \dots, N$, 各单层厚度分别为 t_k , x 方向上的拉伸

柔度为 $\bar{S}_{11}^k$ 。在 σ_x 的作用下, 层合板中各单层有相同的 x 方向上的应变, 分别为:

$$\varepsilon_x^k = \sigma_x^k \cdot \bar{S}_{11}^k, \quad k=1, 2, \dots, N \quad (6-1)$$

设在受载过程中第 K 层板首先发生破坏, 则相应的破坏应变为 ε_x^K :

$$\varepsilon_x^K = X_t^K(\theta_k) \cdot \bar{S}_{11}^k \quad (6-2)$$

式中, $X_t^K(\theta_k)$ 为第 K 层板在 θ_k 方向上的强度。

令 $\varepsilon_x^k = \varepsilon_x^K$, 由式 (6-1) 可求得当层合板内第一次出现单层破坏时各单层所承受的应力大小分别为:

$$\sigma_x^k = \varepsilon_x^K / \bar{S}_{11}^k, \quad k=1, 2, \dots, N \quad (6-3)$$

这样层合板所承担的载荷 F_x 为:

$$F_x = \sum_{k=1}^N \sigma_x^k t_k = \varepsilon_x^K \sum_{k=1}^N (t_k / \bar{S}_{11}^k) \quad (6-4)$$

$$\text{该层合板的强度下限 } X_1^I = \frac{F_x}{\sum_{k=1}^N t_k} = \frac{\varepsilon_x^K \sum_{k=1}^N \frac{t_k}{\bar{S}_{11}^k}}{\sum_{k=1}^N t_k} \quad (6-5)$$

在 ε_x^K 确定过程中, 我们应该注意到 ε_x^K 应为:

$$\varepsilon_x^K = \text{Min}[X_t^k(\theta_k) \cdot \bar{S}_{11}^k], \quad k=1, 2, \dots, N \quad (6-6)$$

式中, X_t^k 为第 k 层板在 θ_k 方向上的强度。

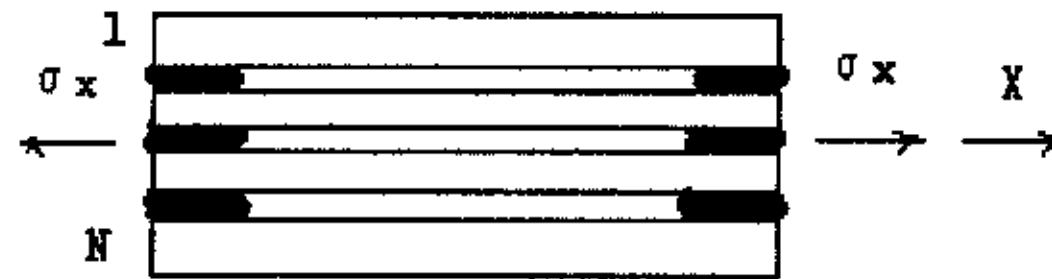


图 6-1 完全脱粘的层合板

Fig. 6-1 Laminates with totally separated layers from each other

2. 强度上限

对于由 N 个单层叠合而成的层合板在受载过程中不发生脱层及各单层面内基体及界面内破坏, 而以纤维破坏为极限破坏形式, 因而可按改进的网格理论(考

虑树脂的作用) 得到第 k 层在 X 方向上的拉伸强度 $X_1^k(\theta)$ 为:

$$X_1^k(\theta_k) = X_1^k \cos^2 \theta_k + Y_1^k \sin^2 \theta_k \quad (6-7)$$

式中, X_1^k 、 Y_1^k 为第 k 层相互垂直的弹性主方向 L 、 T 方向上的强度 (见图 6-2)。

若各单层板可同时达到其强度极限, 则层合板拉伸强度的上限值为:

$$X_1^u(\theta) = \frac{\sum_{k=1}^N (X_1^k \cos^2 \theta_k + Y_1^k \sin^2 \theta_k) t_k}{\sum_{k=1}^N t_k} \quad (6-8)$$

对于课题研究的板材, 铺层时按照各层经、纬向一致的方向进行叠合, 各单层受力方向与 x 方向一致, 所以夹角 θ_k 均为 0° , 代入 (6-8), 得到强度上限:

$$X_1^u(\theta) = \frac{\sum_{k=1}^N X_1^k t_k}{\sum_{k=1}^N t_k} \quad (6-9)$$

6.1.2.2 平面应力状态下的强度

1. 强度下限

对于如图 6-1 所示的完全脱粘的层合板, 在平面应力 σ_x 、 σ_y 和 τ_{xy} 的作用下, 总会使这 N 层的单层板中的第 K 层首先发生破坏, 这时应变值为:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}^K = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & \bar{S}_{16} \\ \bar{S}_{12} & \bar{S}_{22} & \bar{S}_{26} \\ \bar{S}_{16} & \bar{S}_{26} & \bar{S}_{66} \end{bmatrix}^K \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}^K \quad (6-10)$$

式中, $\begin{bmatrix} \bar{S}_{ij} \end{bmatrix}^K$ 为第 K 层板的柔度矩阵^[79];

σ_x^K 、 σ_y^K 、 τ_{xy}^K 为使第 K 层板发生破坏的相应应力值。

类似地, 设各单层板的变形相同, 这样各单层板在第 K 层板破坏时所承受的应力为:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}^k = \begin{bmatrix} \bar{C}_{11} & \bar{C}_{12} & \bar{C}_{16} \\ \bar{C}_{12} & \bar{C}_{22} & \bar{C}_{26} \\ \bar{C}_{16} & \bar{C}_{26} & \bar{C}_{66} \end{bmatrix}^k \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix}^k \quad (6-11)$$

$k=1, 2, \dots, N$

式中, $\begin{bmatrix} \bar{C}_{ij} \end{bmatrix}^k$ 为第 K 层板的刚度矩阵。

所有 N 层板所承受的荷载 $\{F\}$ 为:

$$\{F\} = \begin{Bmatrix} F_x \\ F_y \\ F_{xy} \end{Bmatrix} = \sum_{k=1}^N \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}^k t_k \quad (6-12)$$

相应的强度下限值 $\{X_1^I\}$ 为:

$$\{X_1^I\} = \begin{Bmatrix} X_1^I \\ Y_1^I \\ S_1^I \end{Bmatrix} = \frac{\{F\}}{\sum_{k=1}^N t_k} = \sum_{k=1}^N \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}^k t_k / \sum_{k=1}^N t_k \quad (6-13)$$

对于单层板在平面应力状态下的强度准则有较多形式, 考虑到应用的方便但又能保证一定的准确性, 在此建议采用蔡—希尔强度准则来判别单层板是否发生破坏:

$$\sigma_L^2 / X_t^2 - \sigma_L \sigma_T / X_t^2 + \sigma_T^2 / Y_t^2 + \tau_{LT}^2 / S^2 = 1 \quad (6-14)$$

式中 X_t 、 Y_t 、 S 分别为单层板 L 、 T 及 LT 方向上的拉伸强度和剪切强度; σ_L 、 σ_T 和 τ_{LT} 分别为单层板 L 、 T 及 LT 方向上所承受的拉伸应力和剪切应力。

2. 强度上限

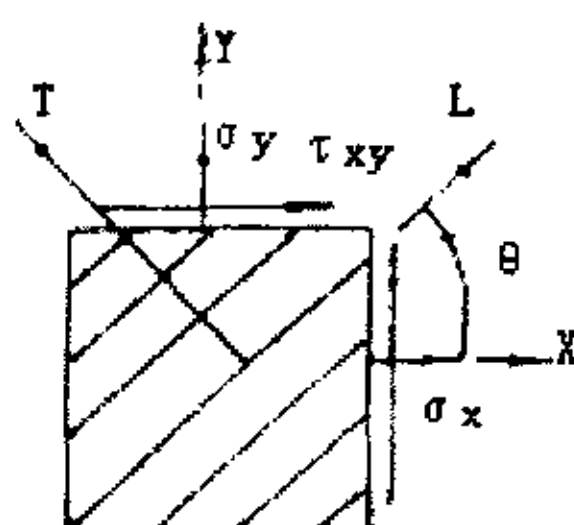


图 6-2 平面应力状态

Fig. 6-2 Diagram of plane stress

在平面应力 σ_x 、 σ_y 和 τ_{xy} 的作用下, 如图 6-2 所示, 层合板所受的主应力可用下式表示:

$$\left. \begin{matrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \end{matrix} \right\} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad (6-15)$$

第一主应力 σ_1 与 X 方向的夹角 θ_0 可由下式确定:

$$2\theta_0 = \text{tg}^{-1} \frac{2\tau_{xy}}{\sigma_y - \sigma_x} \quad (6-16)$$

由于在确定层合板强度上限时是以纤维的破坏作为最终破坏形式, 因而当层合板所受主应力 σ_1 和 σ_2 中有一个或两个同时达到相应方向上的强度上限时, 求得的应力值即为层合板的强度上限, 可用下式表示:

$$\sigma_1 = X_1''(\theta_0 - \theta) \text{ 或 } \sigma_2 = X_1''\left(\frac{\pi}{2} - \theta_0 + \theta\right) \quad (6-17)$$

上式中, X_1'' 应由 (6-8) 式计算确定。

6.2 拉伸强度的近似计算

6.2.1 理想条件下的强度近似计算

强度上、下限的估算可以帮助我们了解材料强度的变化范围, 但有时在进行批量生产以前, 往往要对制品尤其是受力构件进行强度的具体分析和评价, 因此需要在制件受到某一载荷时, 进行强度计算, 以此来预测构件的强度与刚度, 特别是拉伸强度与拉伸弹性模量。由于影响复合材料力学性能的可变因素较多, 在进行分析计算时不容易作精确的计算, 往往只是近似计算。

影响复合材料强度的可变因素主要是:

- ① 纤维与树脂基体各自的力学性能;
- ② 纤维在复合材料中所占的体积分数;
- ③ 纤维与树脂基体的界面粘结程度;
- ④ 纤维的横断面情况;
- ⑤ 纤维在树脂基体中的分布状况。

在分析计算中必须将某些变化因素恒定,而着重对一些宏观上变动较大,对性能影响突出的因素进行分析与演算。

为简化计算,假定每层织物为垂直分布的经、纬纱的铺层叠合,即将其看作是垂直铺放的两层单向布,复合材料板材模型见图 6-3。假设各层纱线之间无交叉,同层纱线全部呈平行伸直状态,相邻层纱线互相垂直。此外还设定

- ① 纤维在整个复合材料中均匀分布,完全平行,并连续分布在树脂基体中;复合材料中无气泡、孔隙和杂质。
- ② 纤维与树脂基体界面始终处于完全粘结状态。
- ③ 纤维与树脂基体的变形是弹性的,其应变相等。

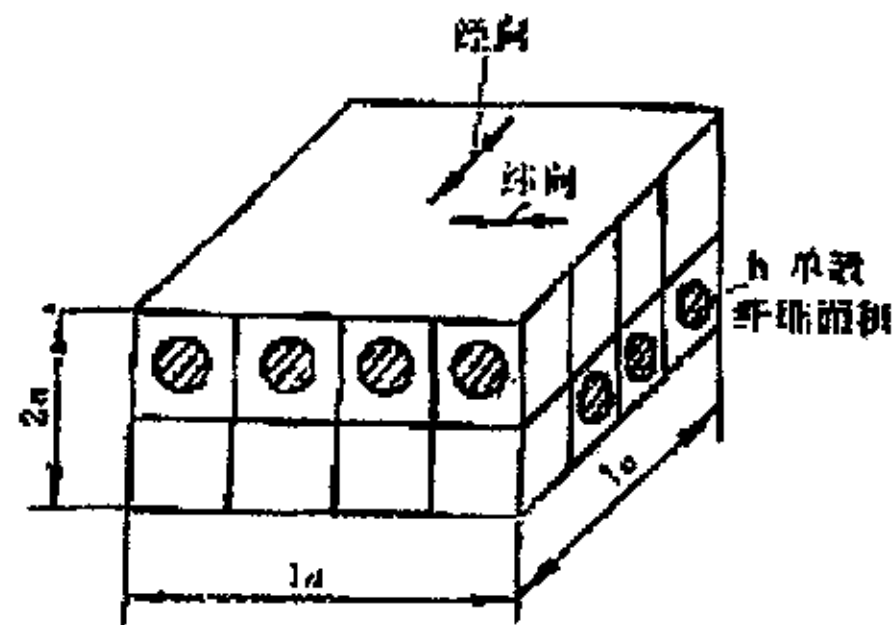


图 6-3 复合材料强度计算单元模型

Fig. 6-3 Elemental model of composite for calculating the tensile strength

如果以下标 l 表示纵向, t 表示横向, 设 σ_{cl} 、 σ_{ct} 为复合材料的纵向(经向)与横向(纬向)拉伸强度, S_{cl} 、 S_{ct} 为复合材料中纵向与横向纤维所占的截面积分数。显然 S_{cl} 与 S_{ct} 受纤维在复合材料中的含量 w_f (纤维质量分数) 与 U_f (纤维体积分数) 以及织物经、纬密度变化的影响。

试验过程所用的亚麻/PP 机织布中经、纬纱支数相同, 设经、纬密度之比为 $(1:t)$, 即可推算 S_{cl} 、 S_{ct} 与 w_f 、 $(1:t)$ 之间的关系式。取图 6-3 所示单元模型的高度为 $2a$, 宽、长为 $1a$, 设亚麻纤维股纱截面积为 b , 可得:

$$\text{纤维总体积: } V_f = (1+t) \cdot b \cdot la = l(1+t)ab \quad (6-18)$$

$$\text{复合材料单元总体积: } V_c = 2a(la)^2 = 2l^2a^3 \quad (6-19)$$

纤维在复合材料中体积含量为:

$$\frac{V_f}{V_c} = \frac{l(1+t)ab}{2l^2a^3} = \frac{(1+t)b}{2la^2} \quad (6-20)$$

于是得:

$$S_n = \frac{lb}{2la^2} = \frac{1}{1+t} \frac{V_f}{V_c} = \frac{1}{1+t} U_f \quad (6-21)$$

$$S_n = \frac{tb}{2la^2} = \frac{t}{1+t} \frac{V_f}{V_c} = \frac{t}{1+t} U_f \quad (6-22)$$

由此可见, 经向或纬向纤维在复合材料中所占面积分数与经纱或纬纱在经、纬纱总数中所占分数成正比。根据混合定律^[80]可分别列出复合材料经向与纬向拉伸强度以及拉伸弹性模量计算式如下:

$$\sigma_{cl} = \frac{1}{1+t} \sigma_f U_f + \sigma_m \left(1 - \frac{1}{1+t} U_f\right) \quad (6-23)$$

$$\sigma_{ct} = \frac{t}{1+t} \sigma_f U_f + \sigma_m \left(1 - \frac{t}{1+t} U_f\right) \quad (6-24)$$

$$E_{cl} = \frac{1}{1+t} E_f U_f + E_m \left(1 - \frac{1}{1+t} U_f\right) \quad (6-25)$$

$$E_{ct} = \frac{t}{1+t} E_f U_f + E_m \left(1 - \frac{t}{1+t} U_f\right) \quad (6-26)$$

式(6-23)至(6-26)为假设两层垂直铺放单向带复合材料的拉伸强度与拉伸弹性模量的计算式。

6.2.2 试验条件下的强度近似计算

以本课题研究为例, 按式(6-23)至式(6-26)估算复合材料的拉伸强度。首先计算亚麻纱线的拉伸强度。纱线直径 d 根据参考文献[21]中的公式计算:

$$d = 0.3568 \sqrt{\frac{N_t}{\delta}} \quad (6-27)$$

这里, 亚麻纤维密度 δ 取为 $1.46 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$,

N_t 为 66.7 tex ;

代入式 (6-27) 中, 得到 $d = 0.076 \text{ mm}$ 。

将亚麻纱线截面积近似为圆形, 面积 S 为:

$$S = \pi \left(\frac{d}{2} \right)^2 = 4.54 \times 10^{-3} \text{ mm}^2 \quad (6-28)$$

在前面第二章中测得单纱强力值为 $F = 883.6 \text{ cN}$, 由此纱线拉伸强度为:

$$F/S = 1947.77 \text{ Mpa} \quad (6-29)$$

PP 树脂固化后相对密度为 0.91 g/cm^3 , 拉伸强度 35 Mpa 。

若按 6.2.1 中的模型假设, 各层纱线之间无交叉, 同层纱线全部呈平行伸直状态且相邻层纱线互相垂直, 把以上各值代入式 (6-23) 至 (6-26) 中, 计算得到的复合材料拉伸强度及模量值与实测值相差甚远。这说明实际板材并不能达到以上的理想条件, 因为组分材料的性能、状态、成型工艺以及铺层方法等因素均会影响复合材料板材的破坏过程。由此需要在此强度计算的基础上引入折算系数进行修正。

通过试验数据的分析可知, 亚麻/PP 机织层合复合材料中经、纬纱线的伸直状态对板材的拉伸性能起着关键作用。因此这里以纤维伸直系数 a 作为层合复合材料强度公式的折算系数。设经向纤维伸直系数为 a_j , 纬向纤维伸直系数为 a_w , 则复合材料经、纬向拉伸强度为:

$$\begin{aligned} \sigma_j &= a_j \cdot \sigma_{cl} \\ &= a_j \cdot \left[\frac{1}{1+t} \sigma_f U_f + \sigma_m \left(1 - \frac{1}{1+t} U_f \right) \right] \end{aligned} \quad (6-30)$$

$$\begin{aligned} \sigma_w &= a_w \cdot \sigma_{ct} \\ &= a_w \cdot \left[\frac{t}{1+t} \sigma_f U_f + \sigma_m \left(1 - \frac{t}{1+t} U_f \right) \right] \end{aligned} \quad (6-31)$$

纤维的伸直情况可以从板材拉伸过程中的纤维的断裂伸长率直接反映出来。对于相同制备工艺 (纤维体积含量为 50%, 经密 167 根/10cm, 五层层合, 相同热压参数) 的板材, 经、纬向纤维伸直系数 a_j , a_w 可以分别通过与其对应的拉伸断裂伸长率建立多项式方程, 通过拟合得到二次曲线以及相关系数。

设断裂伸长率为 x , 则经、纬向纤维伸直系数 a_j 、 a_w 分别用下式表示:

$$a_j = A + B_1 x + B_2 x^2 \quad (6-32)$$

$$a_w = C + D_1 x + D_2 x^2 \quad (6-33)$$

通过试验数据, 进行多项式数值拟合, 得到 (6-32) 以及 (6-33) 两式中的系数如下:

$$A=0.485; \quad B_1=-0.167; \quad B_2=0.017$$

$$C=0.122; \quad D_1=0.065; \quad D_2=-0.004$$

分别代入式 (6-32)、(6-33) 有:

$$a_j = 0.485 - 0.167x + 0.017x^2 \quad (6-34)$$

$$a_w = 0.122 + 0.065x - 0.004x^2 \quad (6-35)$$

式 (6-34)、(6-35) 的拟合曲线见图 6-4、图 6-5。

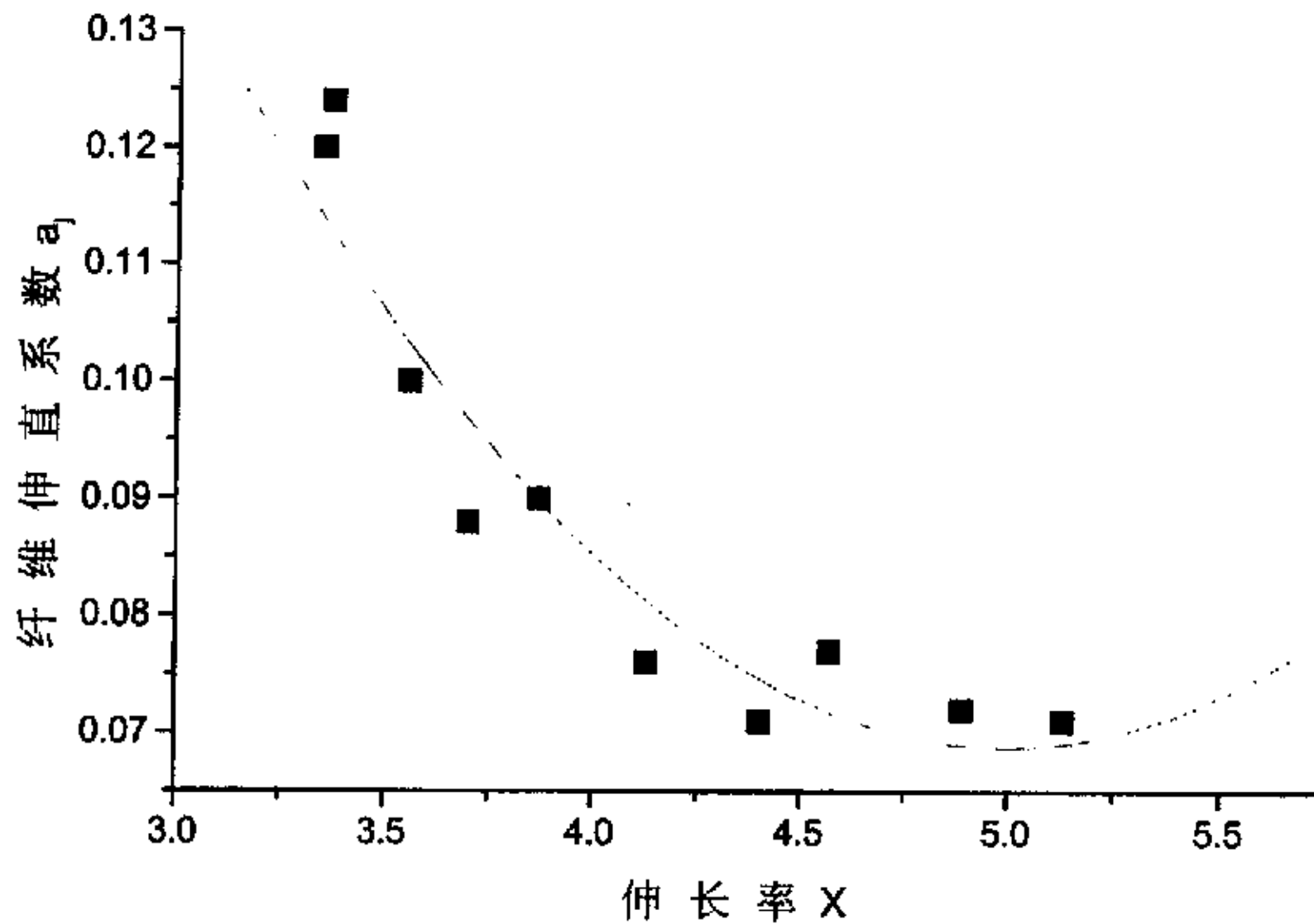


图 6-4 板材经向纤维伸直系数拟合曲线

Fig. 6-4 Fitted curve of fiber straightened parameter in warp direction

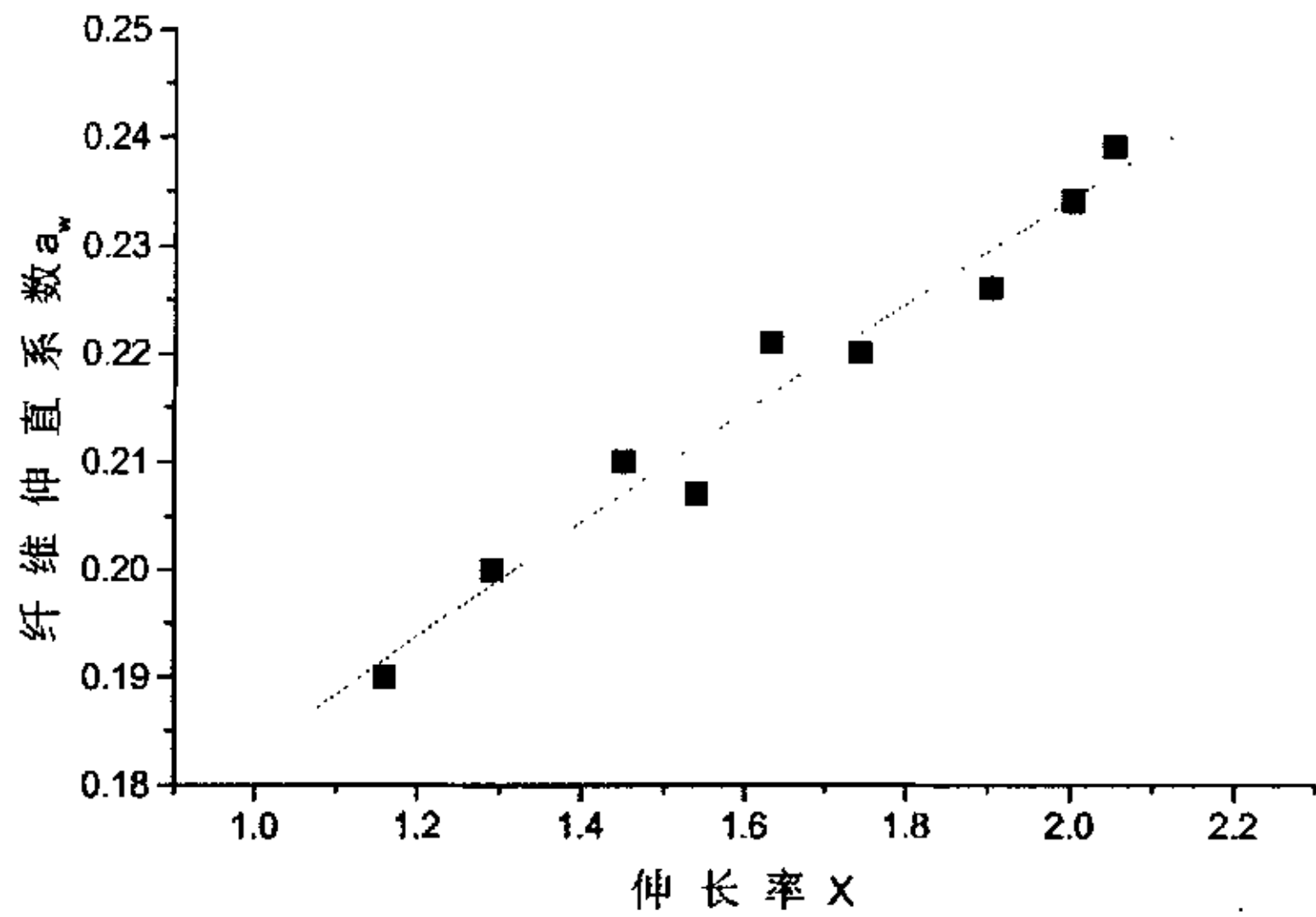


图 6-5 板材纬向纤维伸直系数拟合曲线

Fig. 6-5 Fitted curve of fiber straightened parameter in fill direction

将 (6-34)、(6-35) 两式确定的 a_j 、 a_w 关系式带入式 (6-30)、(6-31) 即得到在试验条件下拉伸强度的计算公式。不难看出, 在材料确定、织物结构一定的情况下, 修正的强度计算公式中, 经、纬向拉伸强度成为关于板材经、纬向断裂伸长率 x 的函数。经验证, 此修正公式可作为课题试验条件下板材强度的近似计算公式。

6.3 小结

本章结合机织层合复合材料的叠合效应及协同效应, 给出强度的上、下限定义, 并进行计算。同时对于板材的拉伸强度给出理想状态下以及试验条件下的近似计算公式。根据试验数据, 通过多项式拟合, 得到板材经、纬向纤维伸直系数 a_j 、 a_w 与对应断裂伸长率的关系式, 从而得到带有修正系数的拉伸强度公式。

第七章 板材拉伸过程有限元模拟

7.1 有限元法简介

有限元法是随着电子计算机的发展而迅速发展起来的一种现代计算方法, 是一种利用计算机和矩阵运算作为工具, 对复杂工程问题或结构进行计算和分析的数值方法。它实际上是一种分片插值的 Rayleigh-Ritz 方法, 在许多场合下要比有限差分数值方法更为有效和方便, 适用范围也更广。

有限元方法首先于 20 世纪 50 年代初由工程师们提出, 并用于求解简单的结构问题。1943 年 Courant 提出过在三角形网格上用逐片线性函数去逼近 Dirichlet 问题, 这是有限元方法最原始的思想^[81]。“有限元法”这一名称是 1960 年美国的克拉夫 (Clough.R.W) 在一篇题为“平面应力分析的有限单元法”论文中首先使用的^[82]。此后的 40 多年里, 有限元法的应用已由弹性力学平面问题扩展到空间问题、板壳问题, 由静力平衡问题扩展到稳定性问题、动力问题和波动问题, 分析对象从弹性材料扩展到塑性、粘弹性、粘塑性和复合材料等。

如上所述, 有限元方法之所以普遍应用于大量问题, 既包括结构问题, 也包括非结构问题, 是因为这种方法有如下优点^[83]:

- ① 可以很容易地模拟不规则形状的结构;
- ② 可以毫无困难地处理一般的载荷条件;
- ③ 因为单元方程是单个地建立的, 因此可以模拟由几种不同材料构成的物体;
- ④ 可以处理数量不受限制的和各种类型的边界条件;
- ⑤ 单元的尺寸大小可以变化, 必要时可使用小单元;
- ⑥ 改变有限元模型比较容易, 花费不大;
- ⑦ 可包括动态作用;
- ⑧ 可处理大变形和非线性材料带来的非线性问题。

有限单元法的基本思想是“一分一合”, 分是为了进行单元分析, 合则是为了对整体结构进行综合分析。有限元法分析计算的思路和做法如下:

1. 物体离散化

将某个工程结构离散为由各种单元组成的计算模型。离散后单元与单元之间利用单元的节点相互联结起来; 单元节点的设置、性质、数目等应视问题的性质,

描述变形形态的需要和计算精度而定。

2. 单元特性分析

1) 选择分析模式

在有限单元法中,选择节点位移作为基本未知量时称为位移法;选择节点力作为基本未知量时称为力法;取一部分节点力和一部分节点位移作为基本未知量时称为混合法。位移法易于实现计算自动化,所以在有限单元法中位移法应用范围最广。

2) 分析单元的力学性质

根据单元的材料性质、形状、尺寸、节点数目、位置及其含义等,找出单元节点力和节点位移的关系式,这是单元分析中的关键一步。此时需要应用弹性力学中的几何方程和物理方程来建立力和位移的方程式,从而推导出单元刚度矩阵,这是有限元法的基本步骤之一。

3) 计算等效节点力

物体离散化后,假定力是通过节点从一个单元传递到另一个单元。但是对于实际的连续体,力是从单元的公共边界传递到另一个单元中去的。所以,这种作用在单元边界上的表面力、体积力或集中力都需要等效地移到节点上去,也就是用等效的节点力来替代所有作用在单元上的力。

3. 单元组集

利用结构力的平衡条件和边界条件把各个单元按原来的结构重新连接起来,形成整体的有限元方程

$$Kq = f \quad (7-1)$$

式中, K 是整体结构的刚度矩阵; q 是节点位移列阵; f 是载荷列阵。

4. 求解未知节点位移

解有限元方程(7-1)得出位移。这里,可以根据方程组的具体特点来选择合适的计算方法。

7.2 平面应力有限元解析

在课题中研究的对象主要为亚麻增强复合材料薄板,由于板材厚度较小,拉伸问题可以简化为二维的^[84],即在分析中采用平面应力(所有载荷均作用在 XY 平面内,在 Z 轴上应力为零)的方法进行单元分析。

7.2.1 平面应力单元分析

选择位移法作为分析模式。如图 7-1 所示，建立四节点矩形单元，节点按逆时针编码为 1、2、3、4。节点坐标分别为 (x_1, y_1) , (x_2, y_2) , (x_3, y_3) , (x_4, y_4) 。

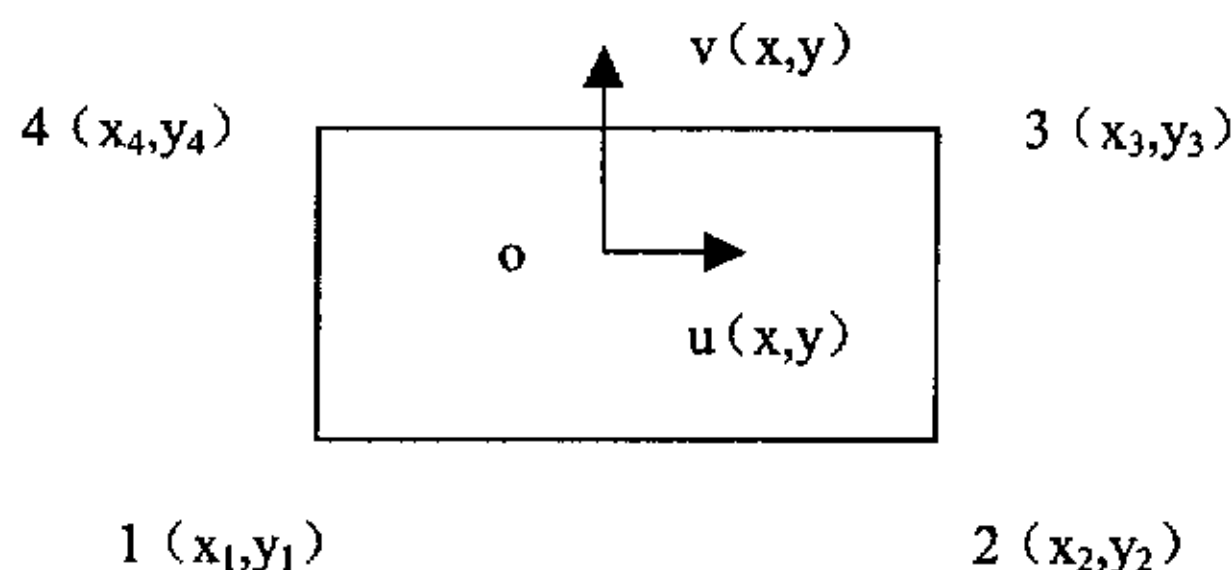


图 7-1 四节点矩形单元

Fig. 7-1 Four-node rectangle element

每个节点有 u 、 v 两个位移分量，因此，四节点矩形单元共有八个自由度：

$$\{\delta\}^e = \begin{Bmatrix} \delta_1 \\ \delta_2 \\ \delta_3 \\ \delta_4 \end{Bmatrix} = \{u_1 \quad v_1 \quad u_2 \quad v_2 \quad u_3 \quad v_3 \quad u_4 \quad v_4\}^T \quad (7-2)$$

这里 $\{\delta\}^e$ 表示单元节点位移。

为方便计算，将原整体坐标系 (x, y) 中四节点矩形变换为局部坐标系 (ξ, η) 中的规则正方形，这样不同形状的单元具有相同的形函数和参数。

位移模式取为：

$$\begin{aligned} u &= a_1 + a_2x + a_3y + a_4xy \\ v &= a_5 + a_6x + a_7y + a_8xy \end{aligned} \quad (7-3)$$

选择 (7-3) 所示的多项式作为位移模式是为了方便数学运算并保证有限元解的收敛性。式 (7-3) 中的系数 $a_1, \dots, a_8$ 可根据公式在节点 (1, 2, 3, 4) 上的位移等于各点位移求出，整理后位移模式可表示为如下的位移插值公式：

$$\begin{aligned} u &= \sum_{i=1}^4 N_i u_i \\ v &= \sum_{i=1}^4 N_i v_i \end{aligned} \quad (7-4)$$

式中，形函数 N_i 为：

$$N_i = \frac{1}{4}(1 + \xi_i \xi)(1 + \eta_i \eta) \quad (7-5)$$

坐标系 (x, y) 与坐标系 (ξ, η) 的关系为：

$$\begin{cases} x = \sum_{i=1}^4 N_i(\xi, \eta) x_i \\ y = \sum_{i=1}^4 N_i(\xi, \eta) y_i \end{cases} \quad (7-6)$$

将式 (7-4) 代入几何方程 $\{\varepsilon\} = [B]\{\delta\}^e$ 有：

$$\{\varepsilon\} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial y} \\ \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \end{Bmatrix} = [B]\{\delta\}^e = [B_1 \quad B_2 \quad B_3 \quad B_4]\{\delta\}^e \quad (7-7)$$

$$\text{其中 } [B_i] = \begin{bmatrix} N_{i,x} & 0 \\ 0 & N_{i,y} \\ N_{i,y} & N_{i,x} \end{bmatrix} \quad N_{i,x} = \frac{\partial N_i}{\partial x} \quad N_{i,y} = \frac{\partial N_i}{\partial y}$$

根据复合函数求导法则，有：

$$\begin{Bmatrix} N_{i,\xi} \\ N_{i,\eta} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} x_{,\xi} & y_{,\xi} \\ x_{,\eta} & y_{,\eta} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} N_{i,x} \\ N_{i,y} \end{Bmatrix} \quad (7-8)$$

这里符号 $A_{,b}$ 表示： $A_{,b} = \frac{\partial A}{\partial b}$

矩阵 $[J] = \begin{bmatrix} x_{,\xi} & y_{,\xi} \\ x_{,\eta} & y_{,\eta} \end{bmatrix}$ 称为雅可比矩阵，根据式 (7-6) 求出。

根据矩阵求逆法则得：

$$[J]^{-1} = \frac{1}{|J|} \begin{bmatrix} y_{,\eta} & -y_{,\xi} \\ -x_{,\eta} & x_{,\xi} \end{bmatrix} \quad (7-9)$$

利用式 (7-8)、(7-9) 可以求出 $N_{i,x}$ 、 $N_{i,y}$ 。

在平面应力单元分析时，需要进行坐标转化及简化。平面应力假定在 x - y 平面的 z 向应力为零，在 z 向上存在应变，所有载荷均作用在 x - y 平面内。根据假设，简化的应变-应力关系为：

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_1 & 0 \\ -\nu_{12}/E_2 & 1/E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12} \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (7-10)$$

将式 (7-10) 求逆得到平面应力的刚度矩阵[D]。单元内的应力可表示为:

$$\{\sigma\} = [D]\{\varepsilon\} = [D][B]\{\delta\}^e \quad (7-11)$$

由此单元刚度矩阵可表示为:

$$[k]^e = \int_V [B]^T [D] [B] dV = \iint [B]^T [D] [B] t dx dy = \iint [B]^T [D] [B] J d\xi d\eta \quad (7-12)$$

其中, t 为单元厚度。

根据虚位移原理, 在外力作用下处于平衡状态的连续体, 当发生约束所允许的任意微小虚位移时, 外力在虚位移上作的功等于连续体内的应力在虚应变上作的功。设单元上作用的等效节点力为 $\{R\}^e$, 节点虚位移为 $\{\delta^*\}^e$, 则外力在虚位移上所做的功为 $(\{\delta^*\}^e)^T \{R\}^e$, 单元内应力在虚应变上所做的功为 $\int_V \{\varepsilon^*\}^T \{\sigma\} dV$,

由虚位移原理得:

$$(\{\delta^*\}^e)^T \{R\}^e = \int_V \{\varepsilon^*\}^T \{\sigma\} dV \quad (7-13)$$

将式 (7-7)、(7-11) 代入, 化简得:

$$\{R\}^e = \iint [B]^T [D] [B] J d\xi d\eta \{\delta\}^e = [k]^e \{\delta\}^e \quad (7-14)$$

式 (7-14) 就是表征单元的节点力与节点位移之间关系的方程。

7.2.2 组集和整体分析

得到单元刚度矩阵以后, 为了对结构进行分析和计算, 还需要将各个单元组集起来, 恢复结构原有的整体面貌, 列出整体平衡方程。平衡方程建立了基本未知量和外载荷之间的关系。

假设结构体中共有 NE 个单元, n 个节点。经过单元分析, 共获得了 NE 组形式如 (7-14) 的方程。为了将每个单元矩阵拼装到整体列阵中去, 将各个单元矩阵进行扩张。这样, 每个单元的平衡方程均可变为如下形式:

$$[k]_{2n \times 2n} \{\delta\}_{2n \times 1}^e = \{R\}_{2n \times 1}^e \quad (7-15)$$

$$\begin{bmatrix} k_{11} & \dots & \dots & k_{14} \\ \vdots & \ddots & \dots & \vdots \\ \vdots & \dots & \ddots & \vdots \\ k_{41} & \dots & \dots & k_{44} \\ & & 0 & 0 \end{bmatrix}_{2n \times 2n} \begin{Bmatrix} \delta_1 \\ \vdots \\ \vdots \\ \delta_4 \\ 0 \end{Bmatrix} = \{R\}_{2n \times 1}^e \quad (7-16)$$

式(7-16)为式(7-15)的矩阵形式。从式(7-16)中我们可以看出,对于每一个单元刚度矩阵的扩展矩阵,除节点对应的双行双列的元素不为零,其余元素均为零。因此,可用整体位移列阵代替扩展后的单元位移列阵。对扩展后的各个单元平衡方程求和,则得:

$$\sum_{e=1}^{NE} [k] \{\delta\} = \sum_{e=1}^{NE} \{R\}^e \quad (7-17)$$

上式中 $[K] = \sum_{e=1}^{NE} [k]$ 是结构中所有单元刚度矩阵的总和,称为整体刚度矩阵。

整体刚度矩阵中的每一个二维子矩阵均为单元刚度扩大到 $2n \times 2n$ 阶之后,在同一位置上的子矩阵之和。

整体刚度矩阵是一个奇异矩阵,只有引入边界约束条件之后,才是正定矩阵。因此必须考虑边界约束条件,排除弹性体刚体位移的可能性。

课题里试样拉伸过程中,一端固定,另一端纵向拉伸(参见图7-3、图7-10)。因此可以认为在固定端边界条件为:

$$u_x = 0$$

$$u_y = 0$$

在加载端边界条件为:

$$u_y = 0$$

经过有限元离散后,原有的力学分析问题转变为求解线性代数方程组的问题,利用计算机可方便地求解。

7.3 拉伸过程的计算机模拟

7.3.1 ANSYS 有限元分析流程

本课题使用 ANSYS 有限元分析软件,进行试样的拉伸过程模拟及分析。整个过程采用命令输入模式完成。ANSYS 有限元分析的流程图如图7-2所示。

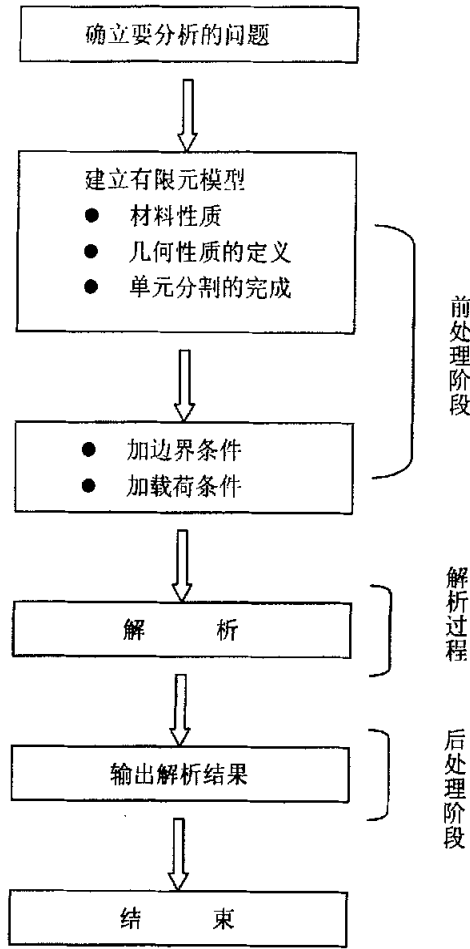


图 7-2 分析流程图
Fig. 7-2 Flow chart of analysis

依据以上流程，对热固性、热塑性板材试样建立模型^[85]（即试样原型的几何图像），对拉伸过程进行计算机编程，模拟并分析其受力情况。

7.3.2 热固性板材试样计算机模拟

将矩形试验片作为分析对象，根据对称性，选取局部作为研究对象，可以用较少的劳动，较低的计算费用，将单元分得更细，从而加速问题的模拟。这里选取亚麻/热固性树脂复合材料板材矩形试样的四分之一建立 ANSYS 有限元模型，如图 7-3 所示。水平向右为 x 轴正方向，亦即纤维铺网中的纵向；竖直向上为 y 轴正方向，亦即纤维铺网中的横向。



图 7-3 试样模型图
Fig. 7-3 Model of specimen

默认为平面应力分析模式，定义单元类型为 Solid-Quad 4node 42；材料为宏观均质各向异性，模型分析过滤为结构分析。具体程序见附录 1。

对实体模型利用划分工具 Smart sizing 进行网格划分，共 64 个节点、48 个单元，对应节点标号如图 7-4 所示。

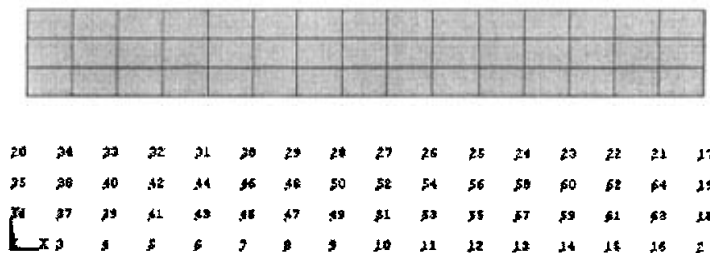


图 7-4 单元网格划分
Fig. 7-4 Meshing of the model

对于划分后的模型进行约束和加载。由于取四分之一样片，其在拉伸过程中等效的约束为：模型左侧四个节点受到 x 方向的约束；上端 15 个节点受到 y 方向的约束。载荷加在模型右侧四个节点上，方向为 x 正方向，载荷值取为 1800N。约束及加载如图 7-5 所示。

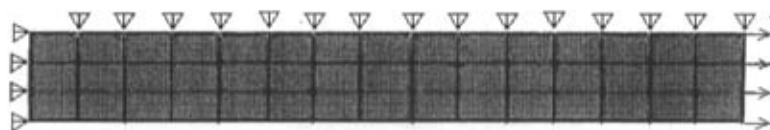


图 7-5 约束及加载
Fig. 7-5 Constraints and Load

对图 7-5 所示的施加约束和载荷的模型，进行求解计算，得到的结果在后处理阶段运用相应的命令进行检查和分析。这里主要查看了节点在 x 方向的主应力值以及 x、y 方向应力云图；节点自由度矢量图以及模型变形情况。

表 7-1 节点主应力列表

***** POST1 NODAL STRESS LISTING *****

NODE	S1	NODE	S1
1	576.00	2	928.49
3	576.00	4	576.00
5	576.00	6	576.00
7	576.01	8	576.01
9	575.98	10	575.85
11	575.47	12	574.97
13	575.82	14	573.48
15	604.61	16	784.12
17	867.11	18	414.86
19	429.66	20	576.00
21	715.38	22	562.57
23	566.87	24	576.16
25	576.56	26	576.32
27	576.14	28	576.04
29	576.00	30	576.00
31	576.00	32	576.00
33	576.00	34	576.00
35	576.00	36	576.00
37	576.00	38	576.00
39	576.00	40	576.00
41	576.00	42	576.00
43	576.00	44	576.00
45	576.00	46	576.00
47	576.00	48	576.00
49	575.98	50	576.01
51	575.93	52	576.08
53	575.89	54	576.21

55	575.89	56	576.35
57	575.83	58	576.18
59	583.41	60	574.48
61	578.31	62	566.39
63	490.36	64	493.28

MINIMUM VALUES

NODE 18
VALUE 414.86

MAXIMUM VALUES

NODE 2
VALUE 928.49

表 7-1 为节点主应力列表。从表 7-1 可以看出，最大与最小主应力分别出现在受到拉伸载荷的右端节点 2 和节点 18 上。对应的 x、y 方向节点应力云图见图 7-6、图 7-7。

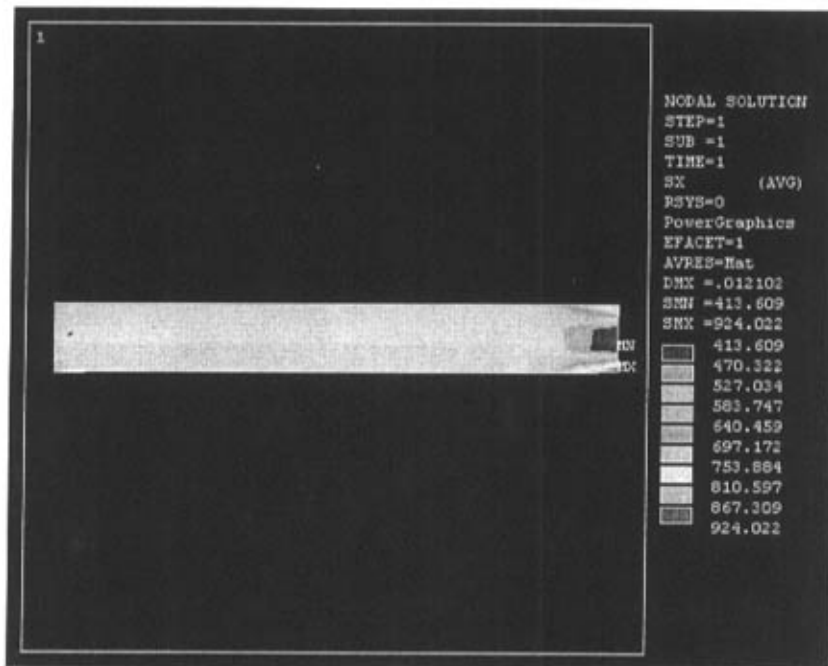


图 7-6 节点 x 方向应力云图

Fig. 7-6 Contour plot of nodal stress in x direction

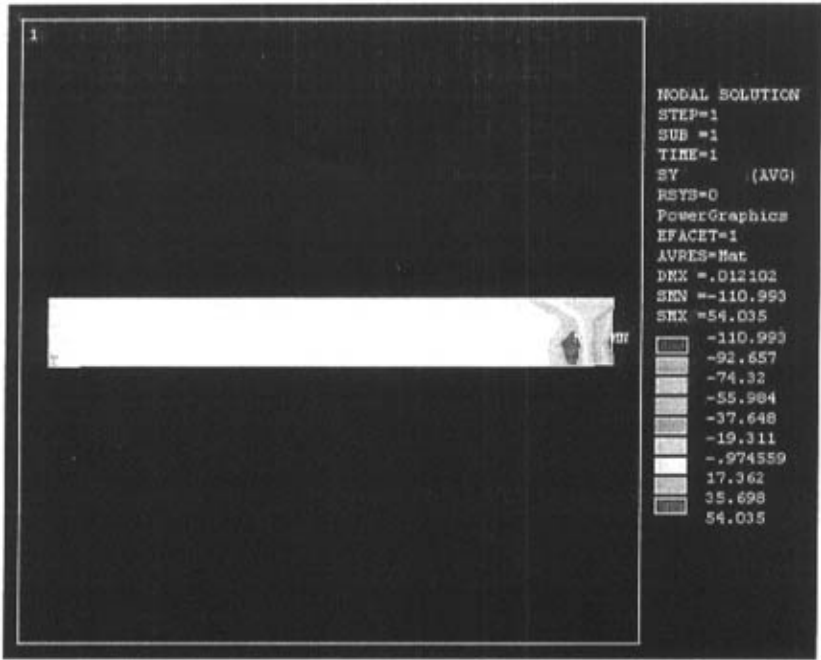


图 7-7 节点 y 方向应力云图
Fig. 7-7 Contour plot of nodal stress in y direction

从图 7-6 及图 7-7 可以看出，节点在 x、y 方向的应力最大、最小值均出现在试样右端靠近受力区域内。由此，在拉伸过程中，试样两端要有加强片，保证其受力的均匀性。从图 7-7 还可以看出，由于试样只受到 x 方向的单向拉力作用，在 y 方向应力值很小，其最大应力值仅为 x 方向最大应力值的 1/17。y 方向应力即垂直应力的正值起到促进材料断裂的作用；负值起到阻止材料断裂的作用。

试样受到拉伸载荷作用时，节点会产生位移，自由度较高的节点位移较大，自由度较低的节点位移较小，见图 7-8 所示节点自由度矢量图。同时，由于节点位置的变化，试样会有一定的变形直至破坏。如图 7-9 所示试样的拉伸变形图。图 7-9 中虚线部分为各单元节点的初始位置，实线部分为单元节点经过拉伸后的变形位置。与图 7-8 中节点自由度相对应，图 7-9 中右端节点位移较大。



图 7-8 节点自由度矢量图
Fig. 7-8 Vector plot of nodal DOF

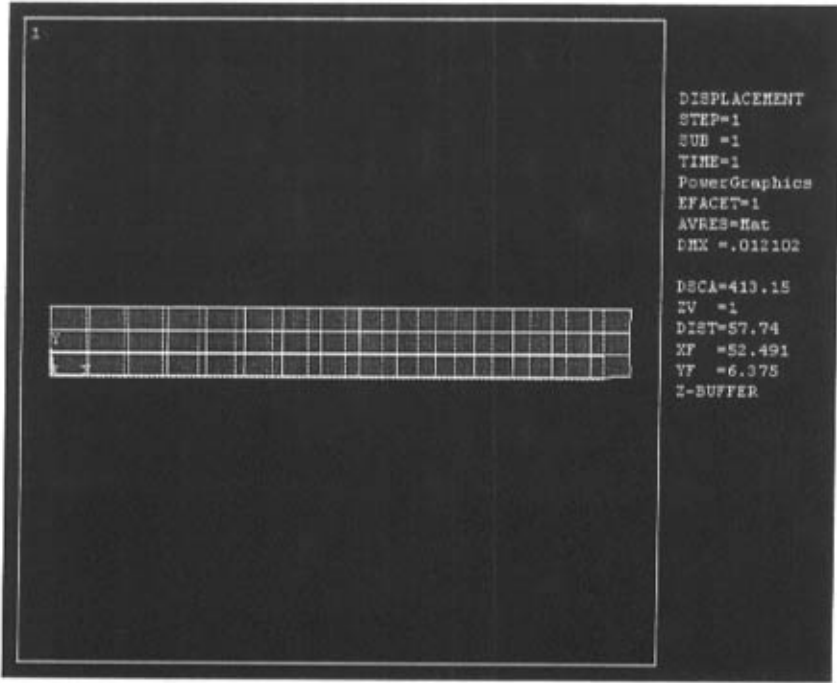


图 7-9 拉伸变形图

Fig. 7-9 Deformed shape after tensile test

7.3.3 热塑性板材试样计算机模拟

同样利用对称性，取亚麻/PP 热塑性复合材料哑铃型试样（见图 7-10）的四分之一作为研究对象（见图 7-11），建立模型，取织物纬向为 x 轴方向，织物经向为 y 轴方向。材料单元类型以及材料属性的定义与热固性试件相同，同样将试样视为宏观均质各项异性。具体程序见附录 2。



图 7-10 热塑性试样

Fig. 7-10 The whole thermoplastic specimen



图 7-11 试样的对称性处理

Fig. 7-11 Semmetrical disposal of the specimen

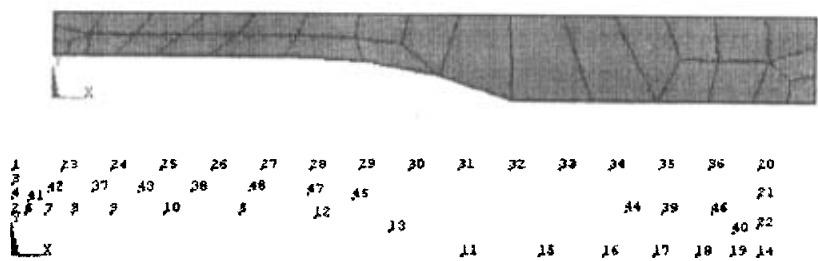


图 7-12 模型网格划分
Fig. 7-12 Meshing of the model

使用智能网格划分工具-Smart sizing 进行模型网格划分，如图 7-12 所示。共划分为 29 个单元，48 个节点。对于划分后的模型进行约束和加载。四分之一样片的约束为：模型左侧四个节点受到 x 方向的约束；上端 15 个节点受到 y 方向的约束。载荷加在模型右侧四个节点上，方向为 x 正方向。为具有可比性，载荷取值与热固性试样取值相同，为 1800N。约束及加载见图 7-13。

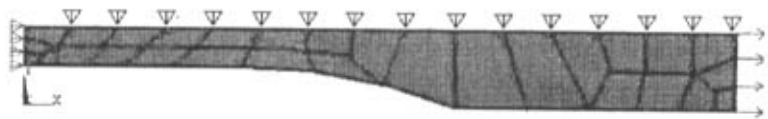


图 7-13 约束及加载图
Fig. 7-13 Constraints and load to model

进行求解计算后，节点在 x 方向的主应力值见表 7-2。从表 7-2 可以看出，最大主应力出现在模型宽度变化的起始处，对应图 7-12 可以看出节点 5 的 x 方向应力最大。主应力最小值为模型右侧节点 21 处。应力的大小与材料的弹性模量有关，由于在载荷方向的热塑性试样的拉伸模量高于热固性试样，所以表 7-2 中热塑性试样主应力值普遍高于表 7-1 中热固性试样的主应力值。

表 7-2 节点主应力值
***** POST1 NODAL STRESS LISTING *****

NODE	S1	NODE	S1
1	1440.7	2	1439.5
3	1439.9	4	1439.8
5	1465.3	6	1439.5

7	1439.9	8	1440.4
9	1438.7	10	1446.0
11	677.13	12	1305.0
13	1000.2	14	1227.5
15	645.10	16	713.96
17	754.50	18	822.10
19	1112.2	20	1139.8
21	433.19	22	493.77
23	1439.3	24	1441.3
25	1443.0	26	1418.4
27	1348.9	28	1243.3
29	1030.9	30	952.35
31	886.31	32	807.84
33	739.17	34	717.22
35	712.94	36	858.34
37	1439.3	38	1444.9
39	703.18	40	552.31
41	1439.8	42	1440.1
43	1441.3	44	720.47
45	1210.7	46	622.91
47	1271.4	48	1382.1
MINIMUM VALUES		MAXIMUM VALUES	
NODE	21	NODE	5
VALUE	433.19	VALUE	1465.3

对应的节点在 x 以及 y 方向的应力云图见图 7-14、图 7-15。从图 7-14 可以看出, x 方向节点的最大应力值在模型的左边相对细窄部分, 亦即整个试样的中间部分。从图 7-15 可以看出, 节点在 y 方向的应力相对较小, 最大应力值出现在模型宽窄过渡段以及靠近拉伸载荷处。对于整体试样的模型分析, 节点在拉

伸方向的应力集中位置与试样实际拉伸断裂位置一致，见图 7-16 (a)、(b)。

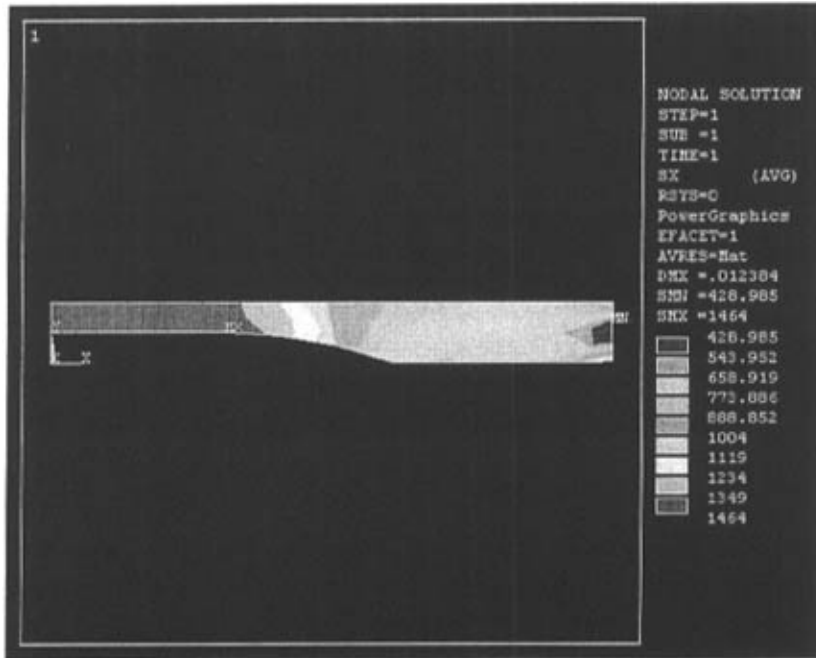


图 7-14 节点 x 方向应力云图

Fig. 7-14 Contour plot of nodal stress in x direction

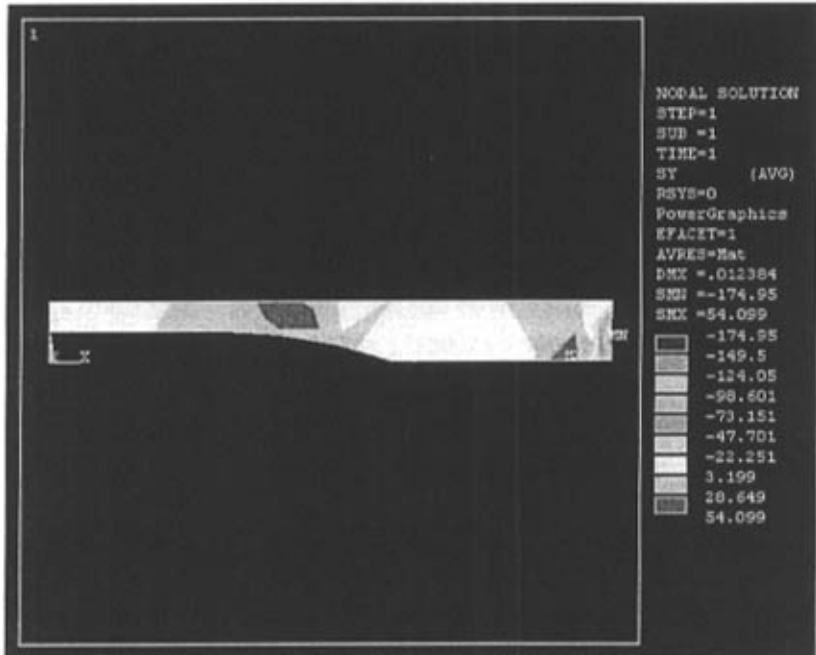
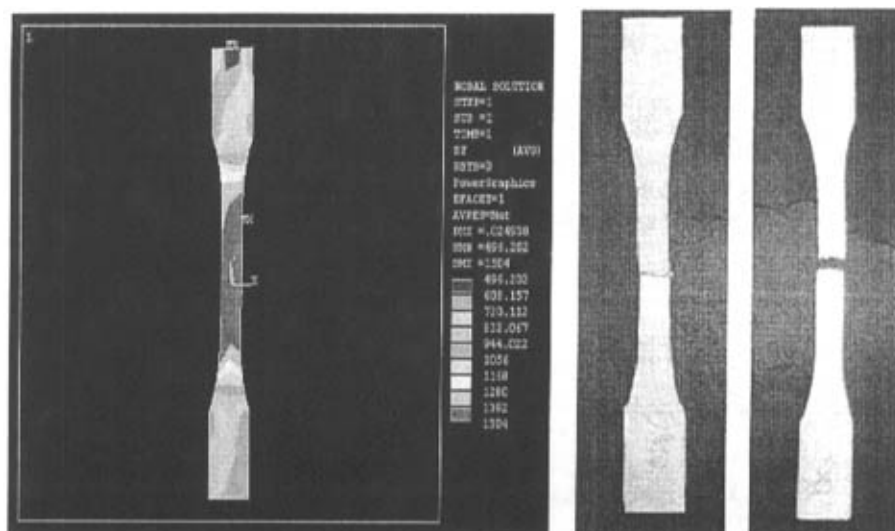


图 7-15 节点 y 方向应力云图

Fig. 7-15 Contour plot of nodal stress in y direction



(a) 有限元模拟

(b) 实际拉伸

图 7-16 试样拉伸破坏模拟与实际对比

Fig. 7-16 Comparison of tensile fractured specimens in simulation and test

图 7-17、图 7-18 分别为节点自由度矢量图以及模型变形情况。从图 7-17 可以看出各节点自由度的大小和方向，从试样中间部分到两端，节点的自由度逐渐增加，方向基本与所受载荷方向一致。从图 7-18 可以看出试样变形前后的差别，虚线部分为各单元节点的初始位置，实线部分为单元节点经过拉伸后的变形位置，模型左半部分受拉后，产生在 y 方向的位移，细度变小；右端点受力位置的位移较大。

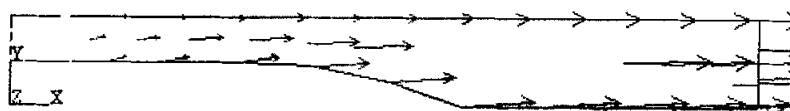


图 7-17 节点自由度矢量图

Fig. 7-17 Vector plot of nodal DOF

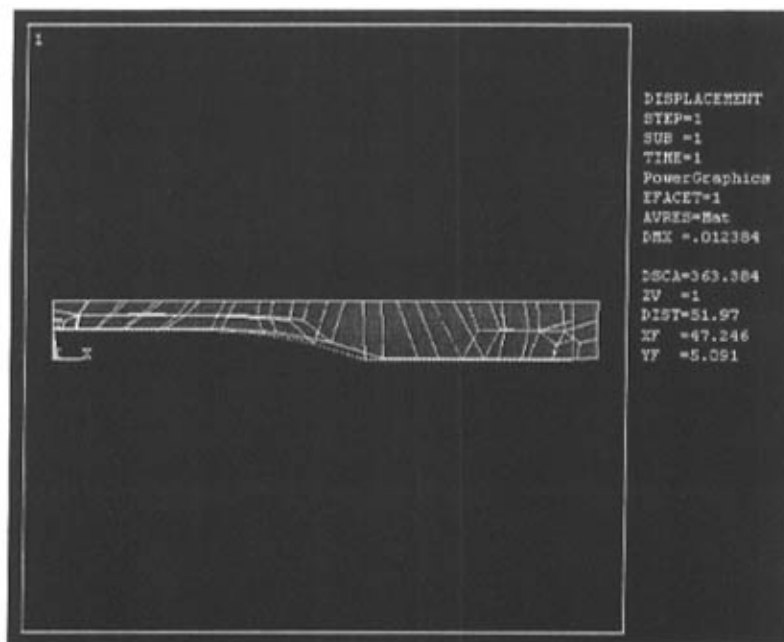


图 7-18 拉伸变形图

Fig. 7-18 Deformed shape after tensile test

7.4 小结

本章介绍了有限元方法的原理以及解题思路，并运用有限元分析软件 ANSYS 分别对亚麻增强热固性、热塑性树脂基复合材料的拉伸过程进行计算机编程，模拟拉伸破坏过程，计算得出单元各节点在 x、y 方向的应力值，显示了节点应力云图及模型拉伸变形图。通过对模拟的两种材料模型比较，得出在不计厚度的条件下，试样受到单向拉伸载荷时，具有较高拉伸弹性模量的热塑性板材拉伸应力要高于热固性板材。

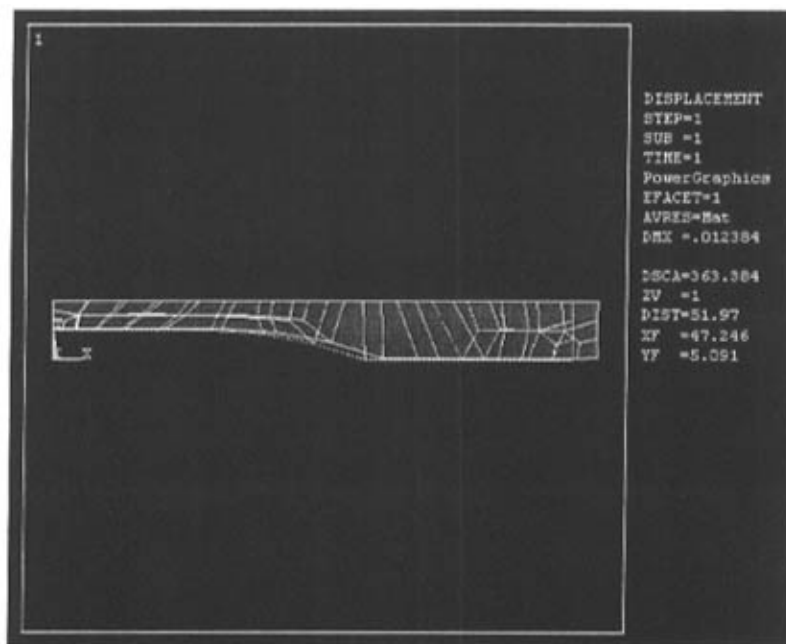


图 7-18 拉伸变形图

Fig. 7-18 Deformed shape after tensile test

7.4 小结

本章介绍了有限元方法的原理以及解题思路，并运用有限元分析软件 ANSYS 分别对亚麻增强热固性、热塑性树脂基复合材料的拉伸过程进行计算机编程，模拟拉伸破坏过程，计算得出单元各节点在 x、y 方向的应力值，显示了节点应力云图及模型拉伸变形图。通过对模拟的两种材料模型比较，得出在不计厚度的条件下，试样受到单向拉伸载荷时，具有较高拉伸弹性模量的热塑性板材拉伸应力要高于热固性板材。

第八章 亚麻增强复合材料拉伸断口 SEM 破坏机理分析

8.1 复合材料破坏机理

在第三章中制得的热固性复合材料板材与第四章制得的热塑性复合材料板材,由于加工方法各不相同,其纤维体积含量以及厚度也不同,所以其拉伸性能不具有直接可比性。但对于作为增强材料的亚麻纤维来说,其微观结构以及与不同树脂之间的结合情况,可以参照试件拉伸破坏的 SEM 断口形貌,进行比较和分析。

植物纤维复合材料的强度不仅取决于植物纤维和树脂基体本身的强度,还取决于它们之间的结合强度。采用亚麻纤维增强热固、热塑性树脂所得到的复合材料和匀质的金属、塑料等不同,从微观上看,这种复合材料本身结构就是复杂的,其骨架是亚麻纤维,基体是树脂固化后形成的塑料。前者是纤维素纤维材料,后者是高分子材料。两者在力学、热学、化学等性质方面差异很大。由此而形成的结构,其最终性能就取决于两种材料自身性能以及两者之间的表面联结状态。由于两种材料的特性不同,在共同组成的复合结构中,其所起的作用也各不相同。其原理就是以较低模量与强度的树脂为基体,用较高模量与强度的纤维增强。树脂基体使纤维粘结固定,并保护纤维,使之处于稳定状态。基体在应力作用下可产生塑性移动,从而将负荷传递到纤维上,由纤维来承担负荷。

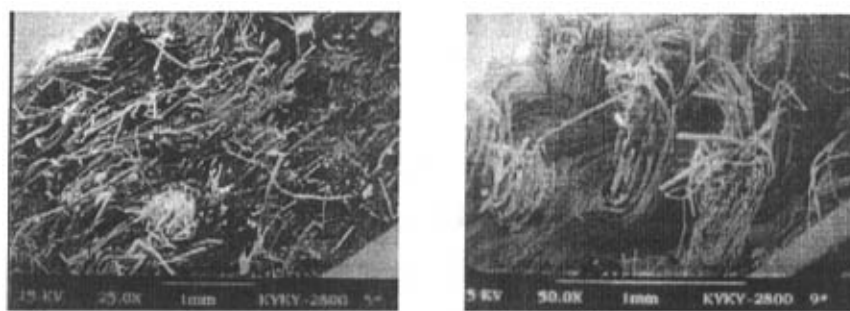
8.2 复合材料强度的影响因素

课题选用的增强纤维以及树脂的特性及强度的影响因素有如下几点:

1. 植物纤维的强度

植物纤维的强度与以下因素有关^[86]:纤维细胞壁厚度与壁腔之比;纤维素含量;聚合度及结晶度;微观结构形态以及在加工过程中受到的破坏等。一般来说,细胞壁厚度与壁腔比越高;纤维素含量越高;聚合度和结晶度越高;微纤维与纤维轴之间的夹角越小;加工中受到的破坏程度越小,则纤维的拉伸强度越高。课题所用亚麻纤维纤维素含量为 70~80%,是麻类纤维中较高的一种。结晶度在天然植物纤维中也是比较高的,高取向、高结晶度使纤维强韧,具有较高的强度。亚麻纤维在开松、梳理以及针刺过程中,对纤维都有一定的损伤,会影响其最终强力。用作增强热塑性树脂的亚麻纱线由

束纤维形成，并加有捻度，大大增强了纱线的强力，并且在织造过程中有聚丙烯树脂长丝包覆，也对纱线起到保护作用。从拉伸断口整体形貌看，图 8-1 (a) 中亚麻纤维增强不饱和聚酯树脂，经过针刺工艺后，以单根纤维作为承力单元，而图 8-1 (b) 中亚麻以束状纤维作为承力单元。所以若单纯从增强材料强度的角度来说，亚麻纱线要比亚麻纤维具有一定优势。



(a) 亚麻/UP

(b) 亚麻/PP

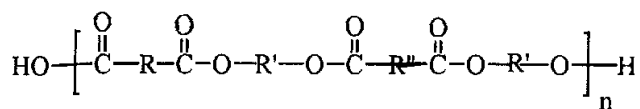
图 8-1 拉伸断口纤维形态

Fig. 8-1 SEM micrograph of the tensile fracture surface. Scale bar indicates 1mm.

2. 基体的强度

● 不饱和聚酯

课题所用的 196S 不饱和聚酯树脂，属于通用型树脂。通用型树脂主要是邻苯型不饱和聚酯树脂。不饱和聚酯是具有多功能团的线型高分子化合物，在其骨架主链上具有聚酯链键和不饱和双键，而在大分子链两端各带有羧基和羟基^[87]。



在发生固化反应时，引发剂分解产生高度活性的游离基，游离基攻击聚酯分子中的不饱和双键，使之活化，从而有利于增强纤维与之发生化学反应。同时，主链上的酯键可以发生水解反应，酸或碱可以加速该反应。若与苯乙烯共聚交联后，则可以大大降低水解反应的发生。在酸性介质中，水解是可逆的，不完全的，所以，聚酯能耐酸性介质的侵蚀；在碱性介质中，由于形成了共振稳定的羧酸根

阴离子，水解成为不可逆的，所以聚酯耐碱性较差。树脂固化后的相对密度为 1.2~1.3，吸水率 0.1~1.0%，拉伸强度为 40Mpa 左右，弯曲强度为 49~98Mpa，悬臂梁缺口冲击强度为 26.7J/m²。

树脂在固化过程中会产生收缩，使得树脂和基体之间容易产生细微的间隙。见图 8-2。这种间隙提供了化学介质由毛细管作用侵入基体内部的途径。如果使用短纤维进行增强，介质可以侵入纤维全长；如果是连续长纤维，介质也可以侵入纤维与树脂界面，直至间断点。介质侵入的结果使树脂与增强纤维加速腐蚀，界面扩大，复合材料发生肿胀、开裂、分层、强度下降，逐渐失去使用性能。

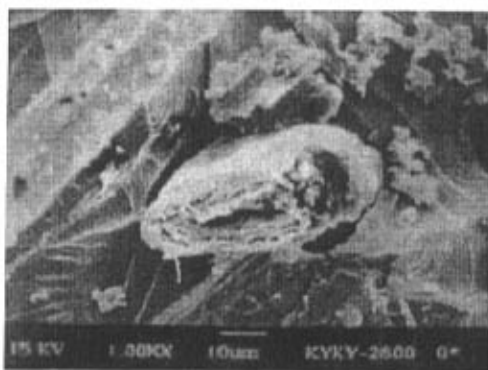
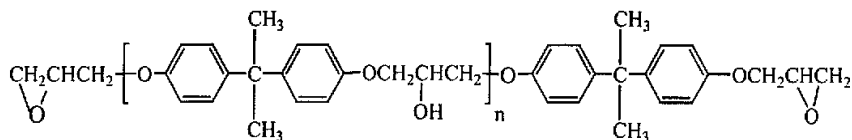


图 8-2 UP 与亚麻纤维之间产生的间隙

Fig. 8-2 The gap between UP resin and flax fiber

● 环氧树脂

课题使用的环氧 618 树脂属于双酚 A 型环氧树脂，二酚基丙烷为其主要成分，环氧值指标为 0.48~0.54 当量/100 克，其算术平均值为 0.51。其化学结构如下^[88]：



从上述化学结构中可以看出，双酚 A 型环氧树脂的大分子结构具有以下特征：

- ① 大分子的两端是反应能力很强的环氧基；
- ② 分子主链上有许多醚键（—O—），是一种线型聚醚结构；
- ③ n 值较大的树脂分子链上有规律地、相距较远地出现许多仲羟基，可以看成是一种长链多元醇；
- ④ 主链上还有大量苯环、次甲基和异丙基。

双酚 A 型环氧树脂的各结构单元赋予树脂以下功能：环氧基和羟基赋予树脂反应性，使树脂固化物具有很强的内聚力和粘接力。醚键和羟基是极性基团，有助于提高浸润性和粘附力。环氧树脂对各类纤维有良好的浸润性和粘附性^[89]。由此在与亚麻增强纤维进行固化时，环氧树脂表现出很强的反应性，使得二者结合较为牢固，并且固化时树脂无挥发分、收缩率小（一般 $<2\%$ ）、孔隙率低。见图 8-3。图 8-3 中树脂以层片状包围在亚麻纤维周围，有韧性破坏的痕迹。这主要是因为环氧树脂结构中具有醚基、羟基和较为活泼的环氧基，使得环氧树脂具有很高的粘合力，加之醚基和羟基是高级极性基团，它们使环氧树脂分子与相邻基材表面产生了吸力；同时环氧基又能与亚麻纤维表面的游离键反应形成化学键，结成牢固的结构。同时醚键和 C—C 键使大分子具有优良的力学性能，苯环赋予聚合物以耐热性（与不饱和聚酯相比）。

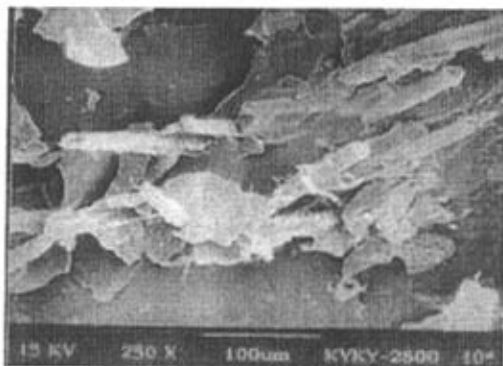


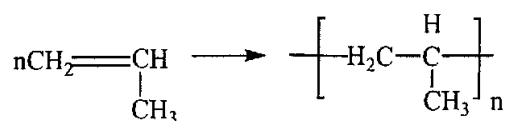
图 8-3 漂白亚麻/EP 拉伸断口

Fig. 8-3 SEM micrograph of the tensile fracture surface of bleached flax fiber/EP composite

● 聚丙烯树脂

聚丙烯是以丙烯为单体进行聚合而制得的聚合物。丙烯单体的聚合反应方程

式为:



由于甲基(—CH₃)可以有不同的空间排列方式,所以有等规、间规和无规三种不同立体结构的聚合物。试验所用的聚丙烯属于等规结构,即大分子上所有甲基都排列在由主链所构成的平面一侧。由聚丙烯结构可知,分子为线型碳氢化合物,不含或含有极少的不饱和结构,主链碳原子上交替存在甲基,其结果一方面使大分子刚性增加,即使得聚丙烯结晶熔融温度提高;另一方面又使分子的对称性下降,即使得聚丙烯熔融温度降低。二者的净效应使聚丙烯的熔点比聚乙烯提高 50℃左右。甲基侧链的存在使聚丙烯分子主链交替出现叔碳原子,叔碳原子极易发生氧化作用,因而聚丙烯的抗氧化稳定性要比聚乙烯差。此外,热和高能辐射的作用主要导致聚丙烯降解,这时其力学强度将显著下降。固化后均聚物拉伸强度为 30~35Mpa,悬臂梁缺口冲击强度为 19~27J/m²。

由于聚丙烯熔融后粘度较大,流动性差,不利于增强纤维的浸渍。选择聚丙烯树脂时,首先要选择适当的熔融指数 M1 (表征熔融粘度的指标, M1 小,分子量大,力学性能较优,但在熔融状态下,粘度大,难于渗透和浸润纤维,使基体与增强体之间结合力差,结果降低了复合片材的力学性能; M1 大的聚丙烯,分子量小,本身力学性能较差,但在熔融状态下,粘度较小,易于渗透与浸润增强纤维,使基体与增强体之间有较好的结合力,其协同作用的结果,使产品有较好的力学性能。)。

同时在制备亚麻/PP 的过程中,尽量缩小树脂与纤维之间的流动距离,选取合适的压力,否则会出现图 8-4 所示的现象,即树脂没有充分浸渍亚麻纤维使得增强纤维与树脂结合不牢固,产生大面积脱粘,使制品受到破坏。



图 8-4 亚麻与 PP 脱粘

Fig. 8-4 Flax fiber broke away from PP resin

3. 结合强度

植物纤维复合材料结合强度也很复杂，与多种结合力有关。

(1) 树脂与纤维的结合力

亚麻纤维主要由纤维素、半纤维素、木质素和果胶等组成。纤维素大分子的重复单元中一个基环含有 3 个羟基，与树脂分子中的活性基团之间具有较好的化学相容性。树脂具有能够与纤维表面上的游离羟基形成氢键的官能团，使树脂与纤维相结合，两相的结合程度可从以下几组不同放大倍数的拉伸断口照片进行分析。



(a) 放大 250 倍



(b) 放大 1000 倍

图 8-5 漂白麻/UP 拉伸断口

Fig. 8-5 Fracture surface of bleached flax/UP

图 8-5 为漂白麻/不饱和聚酯树脂的拉伸断口照片。从图 8-5 (a) 可以看出，纤维随机分布，纤维拉断较多，亚麻纤维表面粘有颗粒状不饱和聚酯树脂，这是拉伸断裂过程中树脂的粉碎颗粒。从图 8-5 (b) 中可以清楚地看到直立纤维下端

埋于树脂中，上端被拉断，断口较平齐。同时还可以看到由于树脂和个别纤维结合不够牢固时，纤维拔脱后在树脂上留下的孔洞。

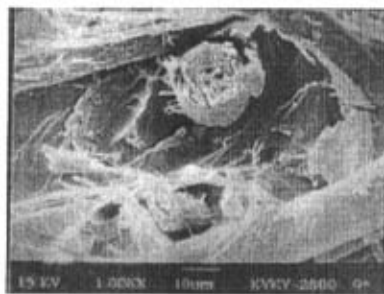


图 8-6 漂白麻/EP 复合材料板材拉伸断口

图 8-7 亚麻/PP 拉伸断口

Fig. 8-6 Fracture surface of bleached flax/EP

Fig. 8-7 Fracture surface of flax/PP

图 8-6 为漂白麻/环氧树脂复合材料板材拉伸断口形貌。除树脂有撕裂的痕迹外，图中还有基体与纤维剥离后留下的纤维丝，这说明树脂和纤维结合牢固，在脱粘时将纤维撕裂。与图 8-5 (b) 相比，经过漂白处理的亚麻纤维，由于碱液的作用，进一步去除了果胶，使纤维表面与树脂结合得更为牢固。图 8-7 为亚麻/PP 的拉伸断口 SEM 形貌。从图 8-7 中可以看出，纤维和树脂结合较好，树脂紧紧包在纤维束周围并浸入在纤维束内部。从断面可以看出纤维呈直立的拉断状态，说明纤维承受了大部分载荷，起到承力作用。同时树脂也受到很大的拉伸作用，有韧性断裂的痕迹。

(2) 纤维之间的结合力

从第一章介绍可知，亚麻纤维由纤维素、半纤维素、木质素、果胶以及脂蜡质等组分组成。在缺少树脂对纤维间的粘接情况下，此时纤维之间也存在着结合力，有如下三种：

(a) 结壳物质（粘结在纤维表面的一层物质，包括纤维毛羽、碎屑以及在加工过程中粘结在纤维表面的微量基体及杂质）与结壳物质之间的结合力。在较高的热压温度下，结壳物质融化而具有良好的流展性，使纤维覆盖层上的结壳物质相互接触后，分子之间彼此扩散，界面逐渐缩小，加之外压力的作用使界面最终消失，把相邻纤维结合在一起，如温

度不够高和时间较短时, 结壳物质未能完全熔化; 若压力不够大, 界面也难于很好地熔合, 此种结合力就不能充分发挥其作用。

(b) 结壳物质与纤维素之间的结合力。这个结合力主要靠半纤维素与纤维素之间的氢键或范德华引力。

(c) 纤维素与纤维素之间的结合力。这是纤维素之间的氢键和范德华引力的结合力。应当说明, 对纤维素、半纤维素和木质素中含有的羟基($-OH$)来说, 氢原子在以其主价键与负电性很强的氧原子结合的同时, 可以靠静电引力与相邻羟基中的氧原子相连接而形成氢键。当纤维素巨分子链的自由羟基之间的距离在 $2.5\sim 3\text{\AA}$ 以内时, 纤维素巨分子链之间可以形成氢键, 如图 8-8 所示。

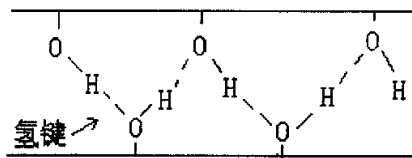


图 8-8 纤维素分子链之间的氢键示意图

Fig. 8-8 Hydrogen bonds between molecular chains of cellulose

虽然植物纤维中的纤维素和半纤维素中都含有大量的羟基, 但是只有那些位于纤维表面上的游离羟基, 才有可能形成氢键。因此, 纤维的比表面积越大, 游离羟基的数量越多, 相互间的距离越小, 形成的氢键结合力才会越大。

8.3 小结

本章结合亚麻增强热固性、热塑性复合材料的 SEM 拉伸断口破坏形貌, 分析了纤维与树脂的增强机理以及拉伸过程板材的破坏机理。树脂与增强纤维在受到拉伸载荷时, 所起作用分别为: 树脂基体使纤维粘结固定, 并保护纤维, 使之处于稳定状态。基体在应力作用下可产生塑性移动, 从而将负荷传递到纤维上, 由纤维来承担负荷。亚麻增强树脂基体复合材料的强度与亚麻纤维、树脂基体以及二者结合的特性与强度有关。通过对拉伸断口 SEM 形貌分析可知, 亚麻纤维

可以与不饱和聚酯树脂、环氧树脂以及聚丙烯树脂进行很好的结合,起到增强基体的作用。其中,对于亚麻增强热固性树脂基复合材料,漂白麻与环氧树脂界面结合较为牢固,这与其复合材料板材力学性能较优的结论相吻合。

第九章 结论与展望

9.1 结论

课题选择亚麻这一性能优良,天然可降解的植物纤维作为复合材料的增强体,分别与热固性、热塑性树脂进行复合,制备了亚麻/UP、亚麻/EP 以及亚麻/PP 复合材料板材。其中论文着重研究了亚麻/PP 复合材料的制备工艺以及性能测试。根据复合材料板材的拉伸性能、弯曲性能以及冲击性能测试的结果以及相应的理论分析,得出了影响复合材料力学性能的因素;通过对拉伸过程的计算机模拟,得出拉伸过程中试样内部各点的受力状况以及变形情况。具体结论如下:

- (1) 亚麻纤维由于自身结构特点,与 UP、EP 以及 PP 树脂均能以不同的增强方式进行较好的结合。
- (2) 通过捻合工艺,聚丙烯长丝均匀地以一定捻度缠绕包覆在亚麻纱线表面,形成 PP 包覆亚麻的纱线结构,实现树脂、纤维在丝束级的均匀混合,在降低成本的同时,解决热塑性复合材料制备困难的问题。
- (3) 采用热压的方法制备复合材料层合板材。通过改变压力、温度,确定了热压工艺;对于制得的复合材料板材,比较不同纤维体积含量、不同铺层数、以及不同组织的条件下,进行拉伸性能以及冲击性能的测试。通过对测试结果进行分析和讨论,得出纤维在复合材料中的状态对材料的性能起到最主要的影响作用。同一种组织中,纬纱在板材中的伸直状态好于经纱,所以纬向的拉伸性能、经向的冲击性能(纬纱为主要的承力单元)均较高;不同组织中,斜纹组织的纱线伸直状态较好,所以其板材的拉伸、冲击性能均优于平纹组织。
- (4) 对纤维浸渍过程进行模型分析,并对板材的固化成型过程进行数值模拟。
- (5) 分析了机织复合材料热压过程中孔隙的形成过程,并根据孔隙率的计算公式算出亚麻/PP 复合材料板材的孔隙率含量及其绝对误差值。
- (6) 对于机织层合复合材料的叠合效应和协同效应,给出强度的上、下限定义,并进行计算。同时对于板材的拉伸强度给出近似计算公式。在理想条件下的拉伸强度公式基础上引入板材经、纬向纤维伸直系数 a_j 、 a_w 作为修正系数,从而得到适合于本课题板材的强度修正公式。
- (7) 运用有限元分析软件 ANSYS 分别对亚麻增强热固、热塑性树脂基复合材

料的拉伸过程进行计算机编程,模拟拉伸破坏过程,计算得出单元各节点的应力值,显示了节点应力云图及模型拉伸变形图。通过对模拟的两种材料模型比较,得出在拉伸载荷方向上,具有较高拉伸弹性模量的热塑性板材拉伸应力要高于热固性板材。

- (8) 结合亚麻增强热固性、热塑性复合材料的 SEM 拉伸断口破坏形貌,分析了纤维的增强与板材的破坏机理。
- (9) 制备出的亚麻/PP 复合材料板材的力学性能远远高于常用的木碎板(拉伸强度 15~18Mpa, 拉伸模量 1.0~2.4Gpa^[6]); 优化工艺的亚麻/PP 板材以及亚麻/UP、亚麻/EP 树脂复合材料板材的力学性能可达到甚至超过同类复合材料(黄麻布/UP, 拉伸强度 28.10Mpa, 拉伸模量 7.65Gpa; 黄麻布/EP, 拉伸强度 32.94Mpa, 拉伸模量 7.54Gpa^[8])。

9.2 存在的问题以及需要进一步研究的工作

- (1) 课题使用包覆纱线的方法,实现纤维和树脂在丝束级的混合,但是包覆纱线的细度不是固定值,会随着纤维体积分含量的变化而变化。这在织造时会受到织造工艺的限制。由此,可以根据板材性能要求选取合适细度的亚麻纱线以及 PP 长丝进行混合。
- (2) 在保证织造工艺要求的基础上,可进一步研究降低亚麻纱线的捻度,对 PP 树脂的浸渍效果是否有利。
- (3) 孔隙率对复合材料的机械性能有很大程度的影响,课题中制备的机织复合材料板材中孔隙率含量需进一步降低。这可以通过增大织造密度以及选择适当的纤维体积分含量实现。
- (4) 对聚丙烯基体进行选择 and 改性。

聚丙烯是非极性高聚物,在选择时要考虑基体本身应具有较高的力学综合性能,还要使其有良好的工艺性能^[90]。使其在熔融状态下能较容易地渗入亚麻纤维,并在制品进行二次或多次热成型加工时有良好的工艺流动性。其次要进行聚丙烯的物理及化学改性。

- (5) 需要对亚麻纤维处理及改性方法作进一步研究,包括改变其结构和表面状态,同时也要对天然纤维复合材料的助剂,例如润滑剂、紫外线吸收剂、抗氧化剂等进行研究,制备出功能更强的绿色复合材料。

9.3 天然纤维复合材料的应用及市场前景

9.3.1 应用

天然纤维复合材料是绿色产品,不仅因为它可以回收利用,不会污染环境,而且它的原料都可以回收应用。同时由于植物纤维较玻璃纤维便宜,可降低材料费用和产品比重,能被生物降解,虽然力学性能不及 GFRP,但在非结构件和半结构件应用领域还是具有非常强的竞争力,已为众多的汽车制造商看好^[91, 92],并广泛用于建筑、装潢等领域。

1. 天然纤维复合材料在汽车工业中的应用

轻量化、安全化、舒适化和环保是世界汽车工业发展的主要趋势^[93]。塑料及其复合材料是重要的汽车用材料^[94],平均每辆汽车的塑料用量已达 105kg,约占汽车总质量的 8~12%^[95]。汽车上以 PP 为材料的零部件数量依车型不同而有所差异,涉及品种达六、七十种^[96~99]。采用塑料可以减轻零部件约 40%的质量^[100],这就意味着油耗和废气排放量的减少,尤其在当今石油日益紧缺,油价不断上涨的情况下,意义尤为明显。

天然纤维复合材料用作汽车零部件的性能优势为:是绿色产品;可减少汽车重量;降低制造成本;提高汽车的耐碰撞性;隔音;材料本身可回收利用。

天然纤维复合材料在汽车工业中主要用于车门内装饰板、司机用杂物箱、货车车厢地板、备胎盖、座位靠背。还可以用于仪表板、座椅扶手、仪表板杂件箱、后搁物架、车顶内衬、遮阳板、座椅架行李仓装饰板等。具体应用实例见表 9-1。

表 9-1 天然纤维复合材料汽车零部件应用实例

Tab. 9-1 Application examples on automobiles of natural fiber reinforced composites

汽车零部件	纤维种类	聚合物	纤维含量/ %
车门板/衬垫	洋麻/大麻, 50/50	聚丙烯	50
	木纤维	聚丙烯	50
杂物箱/后搁物架	洋麻	聚丙烯	50
	亚麻	聚丙烯	50
	木纤维	酚醛树脂	85
座位靠板/货车车厢地板	亚麻	聚丙烯	50
备胎盖/车身后壁板	亚麻	聚丙烯	50
	木纤维	聚丙烯	50
其它内装饰板	洋麻	聚丙烯	50
	亚麻	聚丙烯	50

2. 天然纤维复合材料在建筑业中的应用

天然纤维复合材料用作建筑材料的最大优势是维护工作量小,这是因为它们具有以下特点:不会产生裂纹;不会变形;防虫蛀;防鼠咬;耐久性好,使用寿命长;长期吸水率少,不会腐烂。

天然纤维复合材料在建筑业中目前已经用作装修和装饰材料、围栏和护栏、门窗型材。正在开发中的用途有百叶窗、壁板和墙板等。将来有可能用作建筑物的屋面板。推动天然纤维市场需求量增长的主要因素是装饰板,但一些新用途例如壁板、墙板和屋面板等的开发,将使木纤维、亚麻、大麻等天然纤维的市场需求量有较大的增长。

除了建筑制品和汽车零部件外,天然纤维复合材料还可以用于家具、高速公路隔音板、船舶橱柜和隔舱、办公室隔板等。

9.3.2 市场前景

麻纤维复合材料在以上各领域的广泛应用,为其加工生产厂家提供了无限商机。目前麻类纤维复合材料的应用发展速度非常快,除了材料本身具备人类亲和性,环保友好性和可持续发展性之外,更主要取决于产品潜在的、可观的经济效益。亚麻纤维价格相对玻璃纤维以及其它高性能纤维来说要低得多。同时普通麻

纤维纺织品每平方米一般在几美元，而麻纤维复合材料每平方米售价可高达 50 美元，产品附加值成倍提高。

参考文献

- [1] 前川 善一郎. 纤维在复合材料中的应用. 纤维复合材料. 2001 (1): 51~56
- [2] 翁瑞, 马燕合. 环境材料发展与展望——第三届中国环境材料大会综述. 材料导报. 1998 (1): 1~4
- [3] 王天民. 生态环境材料. 天津大学出版社. 天津. 2000 年: 11
- [4] 沃丁柱. 复合材料大全. 北京化学工业出版社. 北京. 2000 年: 1
- [5] 杜善义, 沃丁柱, 章怡宁 等. 复合材料及其结构的力学、设计、应用和评价. 哈尔滨工业大学出版社. 哈尔滨. 2000 年 6 月: 99
- [6] 郑融, 冼杏娟, 叶颖薇, 冼定国. 黄麻纤维/环氧复合材料基其性能分析. 复合材料学报. 1995 (1): 18~24
- [7] 唐建国, 胡克鳌. 天然植物纤维的改性树脂基复合材料. 高分子通报. 1998 (2): 56~61
- [8] 曾竟成, 肖加余, 梁重云, 张长安, 张纯禹. 黄麻纤维增强聚合物复合材料工艺与性能研究. 玻璃钢/复合材料. 2001 (3): 30~33
- [9] 曲丽君. 麻纤维在汽车用装饰材料中的应用. 产业用纺织品. 2002, (8): 36~38
- [10] 姚穆, 周锦芳, 黄淑珍等编著. 纺织材料学. 纺织工业出版社. 北京. 1988: 64~66
- [11] 肖加余, 曾竟成, 王春奇等. 高性能天然纤维复合材料及其制品研究与开发现状. 玻璃钢/复合材料. 2000 (2): 38~43
- [12] Hornsby P. R, Hinrichsen E, Tarverdi K. Preparation and properties of polypropylene composites reinforced with wheat and flax straw fibers. J. Mater. Sci. 1997(2): 443~449
- [13] 张一甫, 张长安. 苧麻落麻纤维增强热固性树脂复合材料的制备及性能研究. 玻璃钢/复合材料. 2002 (1): 13~14
- [14] Thermosetting materials: recycling and applications.. N° 35 Composites. Sept./Oct.1999: 50
- [15] Springer G S. Environmental Effects on Composite Materials[M]. Westport, CT: Technomic Publishing Co. 1981: 75-76
- [16] Yan li, Yiu Wing Mai, Lin Ye. Sisal fibre and its composites: a review of recent developments. Composites Science and Technology. Vol. 60. August 2000:2017~2055
- [17] 吴德隆, 沈怀荣. 纺织结构复合材料的力学性能研究. 力学进展. 2001 (4): 583~591
- [18] 黄家康, 岳红军, 董永祺. 复合材料成型技术. 化学工业出版社. 北京. 1999

- 年 1 月: 515
- [19] 董卫国, 黄故. 包芯编带纱的制造工艺及结构参数. 纺织学报. 2004 (2): 66~68
- [20] 李彩凤, 李明, 王克荣. 提高纤维亚麻产量和品质的途径. 中国麻作. 1997 (4): 19~21
- [21] H.L.Bos, M.J.A. VAN DEN OEVER, O.C.J.J. Peters ATO, Tensile and compressive properties of flax fibers for natural fiber reinforced composites. Journal of Materials Science 2002, vol.37:1683-1692
- [22] 胡文侠 主编. 纺织材料学试验. 山西科学技术出版社. 1996: 42
- [23] 李汝勤. 纤维和纺织品的测试原理与仪器. 中国纺织大学出版社. 上海. 1995: 114~116.
- [24] 马建伟, 毕克鲁, 郭秉臣等著. 非织造布实用教程. 中国纺织出版社. 北京. 1994: 1~4
- [25] 许健南 主编. 塑料材料. 中国轻工业出版社. 北京. 1999: 362~363
- [26] 赵渠森, 赵攀峰. 真空辅助成型工艺研究[J]. 纤维复合材料. 2002(1): 42~46
- [27] 张刚毅, 沈玉考. 浅谈 RTM 工艺中对树脂流动性的控制. 玻璃钢/复合材料. 1999 (5): 10-12
- [28] 吴学东, 丁辛. 热塑性树脂基纺织结构型复合材料. 玻璃钢/复合材料. 1996 (6): 34-38
- [29] Cogswell, F. N. Thermoplastic Aromatic Polymer Composites: a Study of the Structure, Processing and Properties of Carbon Fiber Reinforced Polyetheretherketone and Related Materials, Butterworth-Heinenann. 1992
- [30] Coldicott, R.J. Longdon, T., Creen, S., and Ives, P. J., Heltra-A New System for Blending Fibres and Matrix for Thermoplastic-based High Performance Composites, 34th Int. SAMPE Symp., May, 1989:2206-2216
- [31] Wulforth, B. , Tetzlaff, G, and Kaldenhoff, R. Herstellung Von Hybridgarnen fur den Einsatzin Faserverbundwerkstoffen, Technische Textilien, 35, Marz, 1992
- [32] Kaldenhoff, Rand Wulthorst, B. Textile Prepregs aus Friktionsspinhybrudgarnen fur Faserverbundkunststoffe. Technische Textilien, 36, Mai, 1993
- [33] Muzzy, J., Vanraghese, B., Thammongkol, V. and Tincher, W. Electrostatic Prepreging of Thermoplastic Matricess, SAMPE Journal, Sept./Oct. 1989: 15-21
- [34] Fujii, M. and Inoguchi, H., Good Wettability of Co-woven Unidirectional Fabrics, 21st Int. SAMPE Technical Conference. Sept. 1989: 496-506
- [35] 蔡浩鹏, 王钧, 段华军. 热塑性复合材料制备工艺概述. 玻璃钢/复合材料.

- 2003 (2): 51~53
- [36] 张茂林, 储长流, 李龙. 单向芳纶/聚丙烯混纤复合材料拉伸性能研究. 纺织学报. 2003 (3): 22~23
- [37] 王宏刚, 郑安呐, 戴干策. 玻璃纤维增强聚丙烯复合材料界面结合的研究. 复合材料学报. 1993 年第 3 期: 46~50
- [38] 张宝艳, Byun Jh, Kim B-s 等. 混纤纱制备热塑性复合材料研究评述. 航空材料学报. 2000 (3): 178~186
- [39] 李龙. 纤维集合体结构对混纤型复合材料性能的影响. 宇航材料工艺. 2001 (3): 36
- [40] Ye L, Friedrich K. Consolidation of unidirectional GF/PEEK composites from commingled yarn prepreg. Composites Science and Technology. 1995, Vol.54: 349~358
- [41] Helen CY, Cartledge, Caroline A B, Studies of microstructural and mechanical properties of Nylon/glass composite. Journal of Materials Science, 1999, vol.34:5113~5126
- [42] Mayer C, Wang X, Macro-and micro-impregnation phenomena in continuous manufacturing of fabric reinforced thermoplastic composites. Composites: Part A, 1998, vol.29: 783~793
- [43] Svensson N, Shishoo R. Fabrication and mechanical response of commingled GF/PET composites. Polymer Composites, 1998, (2): 360~369
- [44] Shishoo R. Effect of processing parameters on consolidation quality of GF/PP commingled yarn based composites. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2000, (7): 292~313
- [45] Niklas Svensson and Roshan, Shishoo, Michael Gilchrist, Fabrication and Mechanical response of commingled GF/PET Composites. Polymer Composites, August 1998, Vol.19 (4): 360~369
- [46] Lynch, T. Thermoplastic/Graphite Fiber Hybrid Fabrics, SAMPE Journal, Jan/Feb 1989:25
- [47] Hugh, M. K., Marchello, J. M. Hartuess, J. T., et. al, Textile Composites From Powder-coated Towpreg: Yarn Treatment For Braiding. 3th Int. SAMPE Symp. April, 1994: 551~559
- [48] Jonas Bernhardsson, Roshan Shishoo. Effect of Processing Parameters on Consolidation Quality of GF/PP Commingled Yarn Based Composites. Journal of Thermoplastic Composite Materials, Vol. 13, July, 2000: 292~313

- [49] 朱波, 余希同, 陶肖明. 机织复合材料的本构关系与成型性研究. 力学进展. 2004 (3): 327~340
- [50] 胡文侠 主编. 纺织材料学试验[M]. 山西科学技术出版社. 1996: 153~164
- [51] 段跃新, 左璐, 章亚东, 梁志勇. 经编织物增强聚丙烯复合材料. 北京航空航天大学学报. 2004 (10): 993~997
- [52] M.D. Wakeman, T.A.Cain, C.D. Rudd, R. Brooks & A.C. Long, Compression moulding of glass and polypropylene composites for optimized macro-and micro-mechanical properties—1 commingled glass and polypropylene composites science and technology 1998, vol.58: 1879~1898
- [53] 王鹏飞, 王俊勃, 万振江等. 苧麻布增强 UP 复合材料的研究. 玻璃钢/复合材料. 2000 (2): 18~20
- [54] Zee Relph. H. Hsieh, Chung Y. Energy loss partitioning during ballistic impact of polymer composites. Polymer Composites. 1993, 14(3), 265~267
- [55] Richardson, M. O. W. Wisheart, M. J. Review of low-velocity impact properties of composite materials. Composites, 1996, 27(12), 1123~1131
- [56] 宁荣昌, 王孝忠. 玻璃纤维/环氧树脂复合材料叠层板冲击损伤特性的若干实验研究. 复合材料学报. 1994, vol.11 (3): 70~75
- [57] 程小全, 张子龙, 吴学仁. 小尺寸试件层合板低速冲击后的剩余压缩强度. 复合材料学报. 2002, Vol.19 (6): 8~12
- [58] 李东明. 塑料冲击试验方法的评价. 塑料. 1989, Vol.18 (4): 46~50
- [59] 唐振廷, 刘培英, 张钰彦. 冲击试验的新发展. 物理测试. 2003 (6): 1~3
- [60] 蒋海滨, 魏伯荣, 李名琦. 薄层芳纶复合材料(内衬吸能垫)的平头冲击性能研究. 纤维复合材料. 2000 (4): 29~32
- [61] Jang B.Z, Chen L. C.. The response of fibrous composites to impact loading. Polymer Composite, 1990, 11(3): 144~157
- [62] Jian L K and Mai Y W. Proc. of ICCM -11, Gold Coast, Australia, 1997,1:25~38
- [63] 周晓东, 戴干策. 纤维增强热塑性聚合物复合材料的界面控制与设计. 纤维复合材料. 1998, (1): 9~12
- [64] Lee W I and Springer G S.J Comp. Mats. 1987, 21 (11): 1017~1055
- [65] Peltonen P et al. J Thermoplastic. Comp. Mats. 1992, 5 (10): 318~342
- [66] 沈玉考, 张刚翼, 刘扬. 纤维增强热塑性复合材料新动向. 纤维复合材料. 2004 (2): 57~59
- [67] 李辰砂, 冷劲松, 王殿富, 杜善义. 用数值模拟设计纤维复合材料在热压机上的固化操作. 纤维复合材料. 2000 (1): 23~27

- [68] 李龙, 张茂林, 赵伟, 王俊勃, 段亚峰. 热塑性复合材料用混纤预浸料特征. 玻璃钢/复合材料. 2002 (5): 32~34
- [69] Zhong Cai. A generalized model for flow of polymer fluids through fibrous media, J. Advanced Materials, 1993, (10):58
- [70] W-B. Young, A simplified flow model for resin transfer modeling of polymer composites, SAMPE Q 25, 1994, (3): 60
- [71] Bowles K J, Frimpong S. Void effects on the interlaminar shear strength of unidirectional graphite-fiber-reinforced composites [J]. Journal of Composite Materials, 1991,26: 1487~1509
- [72] Lundström, T. S., Bubble transport through constricted capillary tubes with application to resin transfer molding. Polymer Composites, 1996, 17(6), 770~779
- [73] Rohatgi, V., Patel, N. and Lee, L. J., Experimental investigation of flow-induced microvoids during impregnation of unidirectional stitched fiberglass mats. Polymer Composites, 1996, 17(2), 161~170
- [74] Krishna M. Pillai, Murthy S. Munagavalasa, Governing equations for unsaturated flow through woven fiber mats. Part 2. Non-isothermal reactive flows. Composites Part A, 2004, Vol.35: 403~415
- [75] Van Krevelen, D.W.(ed.), Properties of Polymers. Elsevier, Amsterdam, 1990:535~583
- [76] 陶恒, 王亚熊. 复合材料孔隙率计算的误差分析. 复合材料学报. 1988, 5 (1): 1~6
- [77] 周履, 范赋群. 复合材料力学. 高等教育出版社, 北京. 1991 年 4 月: 122
- [78] 周仕刚, 嵇醒. 复合材料层合板强度界限. 玻璃钢/复合材料. 1996 (5): 1~5
- [79] 张志民 主编. 复合材料结构力学. 北京航空航天大学出版社. 北京. 1993 年 9 月: 16
- [80] 王善元等编著. 纤维增强复合材料. 中国纺织大学出版社. 上海. 1998 年: 147
- [81] 王烈衡, 许学军. 有限元方法的数学基础. 科学出版社. 北京. 2004 年 12 月: 1
- [82] 王国强 主编. 实用工程数值模拟技术及其在 ANSYS 上的实践. 西北工业大学出版社. 西安. 1999 年 8 月: 1
- [83] [美] Daryl L. Logan 著. 有限元方法基础教程. 电子工业出版社. 北京. 2003 年 8 月: 15

- [84] 路明坤, 刘杨, 张博明. ANSYS 二次开发在 RTM 工艺注模过程树脂模拟中的应用. 纤维复合材料. 2005, vol. 22 (2): 31~35
- [85] [美] G R. 布查南 著, 董文军, 谢伟松 译. 有限元分析. 科学出版社. 北京. 2002 年 3 月: 46
- [86] 邹维前, 刘方龙. 植物纤维复合材料力学性能的试验与分析. 复合材料学报. 1988 (1): 74~80
- [87] 沈开猷. 不饱和聚酯树脂及其应用[M]. 化学工业出版社. 北京. 2001 年 1 月: 286
- [88] 李桂林 编著. 环氧树脂与环氧涂料[M]. 化学工业出版社. 北京. 2003 年 3 月: 12~13
- [89] 师昌绪 主编. 材料大辞典[M]. 化学工业出版社. 北京. 1994 年 3 月: 377
- [90] 吴妙生. 玻璃纤维毡增强热塑性复合片材的研制和应用. 纤维复合材料. 2002 (4): 24~26
- [91] 焦斌. “绿色”复合材料——植物纤维增强复合材料. 玻璃钢/复合材料. 1999, (2): 8
- [92] 康洪彬. 先进复合材料在汽车工业中的应用. 纤维复合材料. 1997, (2): 55~58
- [93] 刘星, 孙颜文. 汽车用聚丙烯开发应用. 合成树脂基塑料. 2005, 22 (3): 75~79
- [94] 张微微, 刘莉, 杨彬等. 聚丙烯 (PP) 在汽车部件上的应用. 汽车工艺与材料. 2003, (8): 36~37
- [95] 周一兵. 汽车工业高速发展拉动塑料需求跃增. 化工新型材料. 2004, 32 (2): 1~2
- [96] 季平. 改性聚丙烯在我国汽车中的应用. 汽车工艺与材料. 2002, (8): 88
- [97] 范忠庆. 改性聚丙烯在我国汽车中的应用. 石化技术与应用. 1999, 17 (4): 236~239
- [98] 李尹熙. 中国汽车用塑料的现状和发展方向. 汽车工艺与材料. 2000, (1): 5
- [99] 吴三清. 汽车用改性聚丙烯 (PP) 材料的开发与应用. 汽车工艺与材料. 2004, (2): 28
- [100] 周一兵. 我国汽车工业对塑料需求浅析[J]. 工程塑料应用. 2004, 32 (2): 75

攻读博士学位期间发表的论文以及参加科研情况

发表论文:

1. 刘丽妍, 黄故. 制备工艺对亚麻增强聚丙烯复合材料拉伸性能的影响.
工程塑料应用, 2005.10
2. 刘丽妍, 黄故. 亚麻/聚丙烯机织复合材料薄板的制备与研究.
玻璃钢/复合材料. 2005.5
3. 刘丽妍, 黄故. 亚麻增强热塑性复合材料的开发与研究.
天津工业大学学报. 2005.4
4. 王瑞, 刘丽妍. 亚麻非织造物的缝合及其复合材料的成型性研究”,
中国塑料. 2005.5.
5. 刘丽妍, 王瑞. 亚麻纤维增强热固性树脂复合材料板材的研究.
玻璃钢/复合材料. 2004.4
6. 刘丽妍, 王瑞. 亚麻针刺毡/不饱和树脂复合材料的制备与研究.
玻璃钢/复合材料. 2004.2
7. 刘丽妍, 王瑞. 焦晓宁, 郭兴峰. 不同针刺工艺亚麻毡性能测试与研究.
产业用纺织品. 2004.4
8. 刘丽妍, 王瑞. 麻纤维复合材料及其应用. 产业用纺织品. 2004.2
9. 王瑞, 刘丽妍. 亚麻纤维毡/不饱和聚酯树脂复合材料成型工艺研究.
天津工业大学学报. 2004.3
10. 刘丽妍, 王瑞. 仿生技术在纺织上的应用. 现代纺织技术. 2004.3
11. 刘丽妍 译, 黄故 校. 垂直铺网混棉无纺布的压缩性能.
产业用纺织品. 2005.11
12. 刘丽妍 译, 黄故 校. 静电法随机非织造纤网的形成.
国外纺织技术. 2004.9
13. 刘丽妍 译, 王瑞 校. 环境扫描电镜在纺织品研究中的应用.
国外纺织技术. 2003.9

参加的科研项目:

与导师王瑞教授以及课题组成员一起进行天津市自然科学基金项目“亚麻非织造物增强复合材料的研究”的试验和研究, 并申请发明专利一项。

附录：有限元计算机程序

1. 热固性试样程序

```

/FILNAME, THERMOSETTING      ! Jobname to use for all subsequent files
/TITLE, STATIC ANALYSIS OF THE THERMOSETTING SPECIMEN
/UNIT, SI                     ! Reminder that the SI system of units is used

/PREP7                         ! Define parameters and set the model
/PMETH, OFF
KEYW, PR_STRUC, 1             ! Filter the preference to structure
ET, 1, 42                     ! Define 4-node solid element
MP, EX, 1, 5E6                ! Define Young's modulus of material
MP, EY, 1, 3E6
RECTNG, 0, 100, 0, 12.5      ! Rectangle set by dimension
AMESH, ALL                    ! Mesh all the area
FINISH

/SOLU
D, 1, UX, 0                   ! Apply displacement on the series nodes
D, 36, UX, 0
D, 35, UX, 0
D, 20, UX, 0
D, 34, UY, 0
D, 33, UY, 0
D, 32, UY, 0
D, 31, UY, 0
D, 30, UY, 0
D, 29, UY, 0
D, 28, UY, 0
D, 27, UY, 0
D, 26, UY, 0
D, 25, UY, 0
D, 24, UY, 0
D, 23, UY, 0
D, 22, UY, 0
D, 21, UY, 0
D, 17, UY, 0
F, 17, FX, 1800               ! Apply force on four nodes
F, 19, FX, 1800
F, 18, FX, 1800
F, 2, FX, 1800

```

```

SOLVE
FINISH

/POST1
SET, 1, 1
PRNSOL                ! List of the stress on each node
PRDISP                ! List of the DOF of each node
PLDISP, 1             ! Plot of the deformed & undeformed shape
FINISH

```

2. 热塑性试样程序

```

/FILNAME, THERMOPLASTIC    ! Jobname to use for all subsequent files
/TITLE, STATIC ANALYSIS OF THE THERMOPLASTIC SPECIMEN
/UNITS, SI                  ! Reminder that the SI system of units is used

/PREP7                      ! Define parameters and set the model
/PMETH, OFF
KEYW, PR_STRUC, 1          ! Filter the preference to structure
ET, 1, 42                  ! Define 4-node solid element
MP, EX, 1, 8E6             ! Define Young' s modulus of material
MP, EY, 1, 4E6
K, , 0, 5, ,              ! Create series keypoints in Active CS
K, , 27.5, 5, ,
K, , 54.4258, 0, ,
K, , 90, 0, ,
K, , 90, 10, ,
K, , 0, 10, ,
K, , 27.5, 0, ,
LSTR,      6,      1      ! Create straight lines between keypoints
LSTR,      6,      5
LSTR,      5,      4
LSTR,      4,      3
LSTR,      1,      2
LARC, 2, 3, 7, 75         ! Create an arc with the radius of 75
FLST, 2, 6, 4             ! Create area by several lines
FITEM, 2, 1
FITEM, 2, 5
FITEM, 2, 6
FITEM, 2, 4
FITEM, 2, 3
FITEM, 2, 2

```



```

AL, P51X
MSHAPE, 0, 2D
MSHKEY, 0
!*
CM, _Y, AREA
ASEL, , , , 1
CM, _Y1, AREA
CHKMSH, 'AREA'
CMSEL, S, _Y
!*
AMESH, _Y1 ! Mesh all areas automatically
!*
CMDEL, _Y
CMDEL, _Y1
CMDEL, _Y2
!*
/UI, MESH, OFF
FINISH

/SOLU
FLST, 2, 4, 1, ORDE, 2
FITEM, 2, 1
FITEM, 2, -4
D, P51X, , , , , UX ! Apply displacement on nodes in UX
FLST, 2, 15, 1, ORDE, 3
FITEM, 2, 20
FITEM, 2, 23
FITEM, 2, -36
D, P51X, , , , , UY ! Apply displacement on nodes in UY
FLST, 2, 4, 1, ORDE, 3
FITEM, 2, 14
FITEM, 2, 20
FITEM, 2, -22
F, P51X, FX, 1800,
/STAT, SOLU
SOLVE
FINISH

/POST1
SET, 1, 1
PRNSOL
PRDISP
PLDISP, 1
FINISH

```

致 谢

本课题得以顺利完成，首先要衷心感谢我的导师黄故教授和王瑞教授。从课题的选题、开题到确定试验方案，直至论文的撰写和修改，无不渗透着两位老师的心血和汗水。在试验以及论文的撰写过程中，黄老师以其渊博的学识和资深的经验给予很多建设性的意见；对于原材料的购买乃至各项试验测试都给予无私的帮助；在生活中给予无微不至的关怀。同时黄老师乐观、豁达的性格也是我所钦佩的。王老师在课题的选题以及论文的撰写上给予十分宝贵的意见和学术上的指导。王老师的治学严谨、孜孜不倦和忘我的工作态度给我留下深刻的印象，并将成为我今后努力的方向。

论文中各项试验以及测试之所以能顺利完成，这里还要衷心感谢焦晓宁老师，郭兴峰老师、董卫国老师、张毅老师、李伟老师、周强老师、刘浩老师，纺纱试验室的刘长河老师，织造试验室的林国财老师，复合材料所的张国利老师。

同时还要感谢我的同学杨金纯、丁远蓉、徐临、陈莉、牛海涛、张迎超、张飞等，他们在试验以及论文的撰写过程中给予了热情的帮助。

此外，我还要特别感谢我的家人多年来对我的支持、鼓励和关爱！

我谨在此向所有给予我关心和帮助的人们致以最崇高的敬意和最衷心的感谢！