

先进复合材料是发展中的高技术材料之一,而高分子复合材料则是其中研究开发较早、技术比较成熟、应用日益广泛的新型结构材料,尤其在航空航天工业上的应用更显示出独特的优势和潜力。为使读者有较多机会、较全面地了解高分子复合材料的特点、组成、性能及其研究、应用进展,本刊特约请曾汉民教授撰写了本文(约4万余字),作为专题讲座,以飨读者。

讲座分三部分: I. 略论高分子复合材料的发展及其结构和性能关系; II. 纤维增强材料和纤维增强热固性树脂复合材料; III. 纤维增强热塑性树脂复合材料最近的进展。本刊从本期起分三期连续刊出,于1990年第1期刊完。特此敬告。

— 编 者

高分子复合材料的进展

— 纤维增强树脂基复合材料

曾汉民^①

(中山大学 材料科学研究所)

I. 略论高分子复合材料的发展 及其结构和性能的关系

本文概述了高分子复合材料的发展,并扼要地讨论和综述了纤维增强树脂复合材料的结构和性能关系。

The Developments in Polymeric Composites — The fiber-reinforced resin composites

Zeng Hanmin

(Materials Science Institute, Zhongshan University, Guangzhou)

I. The Progress in Polymeric Composites and Their Structure-Property Relationships

An overview of the progress in polymeric composites have been presented briefly. The structure-property relationships of the fiber-reinforced resin have been discussed and summed up.

一、前 言

材料是人类赖以生存和发展的物质基础之一,它反映人类社会文明进步的程度。为了改进单一材料的

性能,人们可依据实际使用的要求,把两种或更多种不同的材料制成复合材料。通过不同材料之间的“取长补短”的复合,不仅可以改进单一材料的缺点,而且由于不同材料组分之间的协同作用,导致所得复合

^①作者曾汉民教授长期从事高分子和复合材料的科研与教学工作,国家科委和全国总工会先后授予他“国家级突出贡献中年专家”和“全国优秀科技工作者”光荣称号,现为中山大学材料科学研究所所长,博士研究生导师,国家高技术新材料专家委员会首席科学家。

材料可以出现原来单一材料本身不具备的新性能。这样的复合材料具有更优良的综合性能,以便满足现代科学技术对材料性能越来越高的要求。从广义上,复合材料可以是“异质异相”、“同质异相”或“异质同相”。因此,通过控制复合材料中不同质的组成和不同相的结构以及它们之间的界面状态特征,可以制得具有不同性能的复合材料。特别应指出的是,现代科学技术的发展,促进了金属材料、非金属无机材料和有机高分子材料之间日趋密切的相互联系,彼此可以通过“扬长避短”的多种多样的不同层次的复合方式,如作为分散相的颗粒或纤维尺寸可在 μm 水平以上的一般复合材料,或其尺寸控制在 nm 水平上复合制得称之为“纳米复合材料”,或分散相的尺寸控制在 \AA 时的原子、分子水平上的复合而得到称为“杂化材料”,从而可制得增强或增韧或功能化的新型复合材料。复合材料是“材料科学与工程”这门综合性学科中一支新秀。多学科之间的交叉和渗透日益相互促进,材料科学和工程领域里的科技工作者也日趋密切配合,致力于研究材料的组成、组织结构、性能与使用特性之间的关系,以及生产加工技术对这些相互关系的影响,并导致复合材料的研究、生产和应用的迅速发展。在现代科学技术发展的三大支柱——能源、材料、信息中,复合材料具有极为重要的意义。复合材料的研究深度和应用的广度及其生产发展的速度和规模,已成为衡量一个国家科学技术先进水平的重要标志之一。

在高分子材料领域里,人们已越来越广泛地采用共混、接枝或嵌段共聚、或互穿高聚物网络等方法,把两种或多种不同的高聚物制成多相复合体系,从而获得增强、或增韧或功能化的新型高分子材料。在该领域里从化学上的分子设计和物理上的织构设计及加工成型的工程设计方面都进行了大量很有成效的研究,并已有许多综论或专著讨论有关这类高聚物多相复合体系的结构和性能^[1-3]。为此,下面将着重讨论高聚物多相复合体系中另一类具有无限发展前景的纤维增强树脂的高分子复合材料。

二、纤维/树脂复合材料结构和性能

人类自古以来不仅会使用天然的复合材料(如木材、竹),而且能用简易的方法在脆弱的材料中掺入少量纤维状添加剂,以改进其强度和韧性,如在粘土泥浆中掺稻草,制成很好的土砖(土坯),有的在灰泥中加入马鬃,或在熟石膏里掺加纸浆,或在磷酸盐水泥中加入石棉纤维等制成纤维增强的结构复合材料。例如我国在距今七千多年以前陕西西安半坡村原始公

社的遗址中,发现了用草掺泥制成的建筑材料。草掺泥制成的墙壁或砖坯具有比单一的草或泥更好的性能。在这种最原始的复合材料中,泥是连续相作为基体,草(麦秸或稻草)有机纤维起着增强作用。又如我国在四千多年前的虞夏时代就有了使用漆器的记载,其中有用来制造珍贵用具和佛像的脱胎漆器。脱胎漆器是在底胎(木骨和泥塑)上逐层铺复麻布(即作增强材料)和涂抹生漆(作基体用的天然树脂),待漆干固化后,挖去底胎,即可得到与底胎形状相同的漆器。我国古代人造复合材料采用不同材料复合的思想及其工艺成就表明我国劳动人民的伟大创造力和聪明才智。这类增强原理和简易复合方法甚至还沿用至今天,作为近代复合材料发展的借鉴,利用天然的植物纤维(如黄麻、苧麻、剑麻、棉、甘蔗渣、柳皮纤维、芭蕉属植物纤维等)增强树脂的复合材料仍引起人们极大关注,因为天然植物纤维的生长和加工过程耗能少。如用黄麻/虫胶复合材料制造容器,随后用植物纤维增强合成树脂复合材料近些年来得到很大发展,如剑麻、黄麻、柳皮纤维、芭蕉属纤维或它们的织物与聚酯或环氧、酚醛树脂的层压板虽然强度和模量不如玻璃钢,但其比模量相近,而且成本明显比玻璃钢低。这种复合材料可用于制造稳压器外罩、镜框、投影仪外罩、屋顶及邮箱等。

1. 复合材料发展简述

作为第一代人造纤维增强的高分子复合材料有:

1. 各类合成纤维增强的橡胶制品,如纤维和碳黑增强橡胶,制造耐磨轮胎应用于汽车工业;纤维及其织物增强的橡胶膜(即橡胶布),由于其中纤维或其织物作为增强材料提高胶膜的强度,承受外力,保持尺寸形状,而橡胶作为基本固定和保护纤维及提供气密或水密性,因此这类柔软的纤维增强高分子复合材料用于制作气球、帐篷、飞船气囊、救生艇、潜水衣等等。
2. 作为硬质的高分子复合材料的典型产品是本世纪40年代初发展起来的用玻璃纤维增强树脂复合材料(通称玻璃钢)。以玻璃纤维及其织物(玻璃布、玻璃纤维带、玻璃纤维毡等)为增强材料,以高分子树脂(聚酯、环氧等)为粘合剂,通过多种成型方法可制成不同用途的玻璃钢制品。由于玻璃钢具有质轻、高强、耐腐蚀、绝缘性好等优异性能而越来越广泛地被用作航空、汽车、机械、造船和建筑等工业部门结构材料。随着航天和航空等尖端技术的发展,对材料的性能要求越来越高(高强度、高模量、耐高温和低比重的“三高一低”特性),由于一般玻璃纤维增强树脂的复合材料的刚性较差,承受大的外力作用时完全变形,故不能满足飞机主要部件所要求的材料应

有很好的气动外形和结构刚性。因此, 60 年代开始高比强度、高比模量、耐高温的各类特种纤维(硼纤维、碳纤维和石墨纤维、碳化硅纤维、芳族聚酰胺纤维等)和各种晶须类的增强材料得到迅速的发展; 在基体材料方面采用各种耐高温树脂、或碳、陶瓷、金属等用于制造高性能复合材料。一些高性能的特种纤维复合材料过去主要用于航天和航空等工业及一些高级运动器械, 近些年来逐渐从军用扩大到民用。采用合理的复合工艺, 选择适当的纤维和树脂, 可使纤维对树脂起着有效的增强和增韧作用。因为, (1) 这样的复合材料受到外力加负荷时, 有可能把大部分负荷传递给纤维而减轻基体材料本身的负担; (2) 当裂缝增长遇到纤维时, 有可能通过纤维与基体界面的脱离来吸收能量而钝化裂缝尖端, 减轻应力集中, 最后终止裂缝; (3) 当部分纤维在应力作用下发生断裂从基体拔出时, 由于基体的界面结合或摩擦作用, 故在纤维被拔出过程中, 必将吸收大量的能量。因此, 纤维分担了外加负荷, 达到对基体材料的增强, 同时又起到阻碍裂缝扩展和吸收断裂应变能的作用而达到对脆性基体材料的增韧。为了制得高性能的增强和增韧的复合材料, 纤维和基体的热膨胀系数的匹配及两相之间界面有适当的粘结力是很重要的因素。取决于基体的特性和使用要求, 选择不同纤维增强材料和不同的复合工艺和复合方式, 可制得具有不同性能的复合材料。复合材料不仅在力学性能, 而且在热、电、光、声等功能方面给予材料和结构设计人员提供了更大的可调节性和可设计性, 以满足各种使用要求。

2. 复合材料特性与结构

众所周知, 当材料在应力作用下其裂纹扩展力等于或大于裂纹抵抗力时, 则材料会发生断裂破坏。然而, 裂纹扩展力及抵抗裂纹增长的能力与材料固有的特性和结构的几何形状及应力场有密切关系。复合材料是由完全不同的材料组成的一种非均质的材料。因此, 它的破坏行为不同于一般均质的(如金属)材料。复合材料不仅在外界各种因素作用下(如力或由温、湿、各种射线、化学药品等作用而引起材料的物理或化学变化)而产生应力和应变, 而且在制造过程中复合材料内部不同组分热膨胀系数的差异也总是会产生剩余应力和应变, 或出现微裂纹类的物理损伤, 从而影响复合材料的综合性能和破坏行为。长期以来, 人们对复合材料固有的特性所呈现出的断裂破坏行为特征进行了许多细致的研究, 并提出了不同于均质材料的设计依据和技术方案, 使复合材料优异的综合性能得到相当充分的发挥。

复合材料的力学性能不仅取决于纤维增强材料和基体的特性, 而且取决于纤维和基体协同作用的结果。为制得高性能的纤维增强树脂复合材料, 作为基体的树脂除应具有耐高温外, 还应具有高强度和高韧性或必要的延伸率。通常认为作为复合材料树脂基体的断裂伸长率应为纤维断裂伸长率的 2~3 倍为宜。由韧性较好的树脂基体所制得的纤维复合材料具有更高的损伤容限。基体树脂的延伸率一般都比较高(脆性纤维的延伸率都很小), 在复合材料断裂过程中, 当纤维的断头要从基体中拔出时, 由于基体的弹性变形或塑性流动, 致使纤维上受到剪切应力作用, 这样就把应力又转移到断裂纤维上去。正是由于这种载荷转移, 使断裂纤维在复合材料中仍能起到一定的增强作用, 其周围未断的纤维中所增加的应力比没有基体存在时要小得多。因此, 复合材料在断裂前能承受更大的应力。在纤维和基体的协同作用下, 增加了复合材料断裂所需要的功, 从而导致提高复合材料的强度和韧性。这里通常总是希望纤维和树脂基体之间的界面具有最好的粘结, 这样纤维可以承担更多的应力, 而这时存在的纤维也阻止裂纹在周围树脂中的进一步扩展, 导致复合材料力学性能和抗湿性能提高。若纤维和树脂界面缺乏粘结力或存在孔隙, 则水分很容易扩散进纤维/树脂复合材料中, 导致复合材料的强度和抗湿性大大降低。然而, 对某些脆性很大的基体, 有时也许需要适当地牺牲一些界面的粘结力, 否则所得复合材料的断裂韧性可能随界面粘结性的提高而降低。因为裂纹的扩展能力决定着复合材料的强度, 而韧性基体能抑制在界面上引发裂纹的扩展。在脆性基体中一根(或局部)纤维断裂时释放出的脉冲能量足以引发出一个裂纹, 这时裂纹可连续扩展到脆性基体和相邻的纤维上去, 除非基体与第二根纤维之间的粘结力非常弱, 否则将导致第二根纤维的断裂。因此, 对陶瓷这类脆性基体, 纤维与基体之间的较弱的界面粘结力将能增韧复合材料, 从而提高其实际强度。对于纤维增强树脂或金属复合材料, 则只有纤维和基体之间具有较好的粘结力, 才能导致所得复合材料具有良好的综合性能。为此, 依据不同纤维和基体的特性, 人们可通过对纤维表面处理, 调节界面粘结特性, 使复合材料的韧性(界面往往需要较弱的粘结或形成一个可变形的界面层)和高强度(界面有良好的粘结)之间达到一定的平衡。保证纤维和树脂之间具有良好的界面粘结的先决条件, 是基体在液态时应能很好浸润纤维, 即应尽可能使纤维表面与树脂的接触角保持在 0° 或接近 0° 。因此, 为改进纤维与树脂之间的界面粘结, 人们可采用各种偶联剂处理玻璃纤

维,或各种表面处理方法(如各种表面氧化法、涂层法、化学接枝法等)对碳纤维进行表面处理,使纤维与树脂基体通过某种相互作用(物理的、化学的或物理-化学的)而提高纤维与树脂彼此之间的粘结力。有时改变基体树脂的化学组分,也能改进基体对纤维的浸润,从而提高界面粘结力。这里特别应指出的是,组成复合材料的纤维和树脂之间热膨胀系数明显差异,以及碳(或石墨)纤维的导热率大于树脂基体(因而碳纤维或石墨纤维能以更快速度达到环境温度)都会导致在复合材料中产生热应力。当界面粘结很好时,纤维与树脂基体之间存在一层可变形的界面层往往是很重要的。因为这种有助于应力松弛的界面层可以使热膨胀系数小的碳(或石墨)纤维与热膨胀系数大的树脂基体协调。显然,界面层的厚度和界面粘结方式及其粘结力的大小将对复合材料的力学性能和破坏行为特征有很大影响。近些年来,人们以极大的兴趣从事复合材料的界面工程研究,正是试图通过对纤维表面改性或树脂的改性,或引入有利于对纤维和树脂的粘结和形成有利于应力松弛的界面层的界面调节剂等系统的基础研究,以求达到预定结构的界面设计制取具有所预定综合性能优异的复合材料。

3. 关于界面粘结

通常为了强化纤维与树脂的界面粘结,总是要预先对纤维进行表面处理。大量的研究表明,对玻璃纤维表面处理时,所采用的有效偶联剂应不仅仅是具有一端能以化学键(或同时有配位键、氢键)与玻璃纤维表面结合,另一端溶解扩散于树脂基体中与其大分子链发生纠缠或形成化学键;而且偶联剂本身应含有长的柔软链段,以便形成柔性的利于应力松弛的界面层,提高其吸收和分散冲击能,使得复合材料具有更好的抗冲击强度。此外,在提高纤维表面对树脂的湿润性时,还应使界面区域偶联后余留的极性基团尽可能少,以提高复合材料的界面抗湿性。因此,钛酸酯类偶联剂比硅烷类偶联剂使玻璃纤维与树脂的复合材料具有更好的抗湿性能(图1和2)。

必须指出,由于碳纤维本身的结构特征(沿轴方向择优取向的同质多晶),使其与树脂的界面粘结力不大(特别是石墨纤维),致使所得碳纤维复合材料具有较低的层间剪切强度。不同工艺(碳化温度、施加张力大小)和不同原料(聚丙烯腈纤维、粘胶纤维、沥青纤维等)所制得的各类碳纤维的结构差异主要在于网状大分子碳层的大小(L_a)及其完善性和由大分子碳层所推迭成的结晶C轴的大小(L_c)及其层间距(d_{002})的不同,以及沿轴向择优取向的程度不同。碳纤维具有紊乱的石墨微晶结构,随碳化温

材料工程

度的升高,有利于微晶的增大和 d_{002} 的减小,在张力下碳化有利于提高微晶沿纤维轴向择优取向。因此,高温下(2600℃以上)制得的高模量石墨纤维

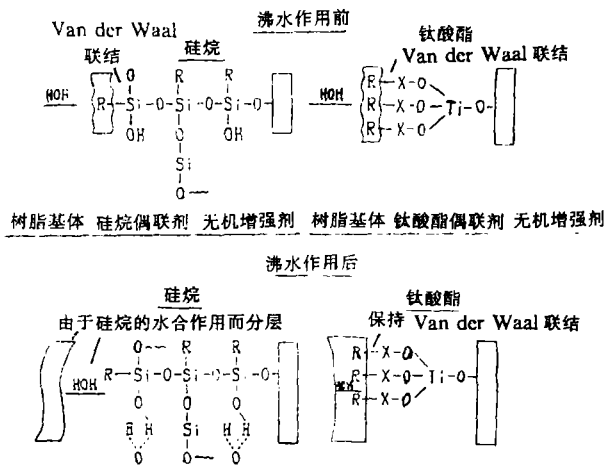


图1 硅烷或钛酸酯偶联无机增强剂和树脂复合后,沸水作用前后反应历程的比较示意图

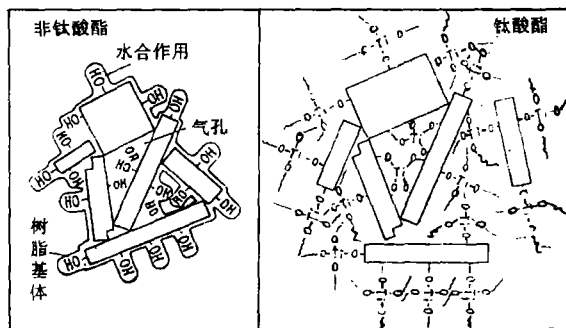


图2 在树脂基体中无机增强剂与钛酸酯偶联后的弥散效应

具有较大的 L_a 、 L_c 和较小的 d_{002} ,由于其结晶沿轴向有较好的择优取向,特别是纤维表面几乎都是以微晶的基面排列,晶棱很小,故石墨纤维对树脂的湿润能力和粘结力更差。为了改善碳纤维(特别是石墨纤维)和树脂的界面粘结,对碳纤维采用了不同于玻璃纤维的表面处理方法。这里必须指出,有效的碳纤维表面处理方法应该是不仅使所得复合材料具有良好的界面粘结力和层间剪切强度,而且断裂韧性和尺寸稳定性及界面的抗湿性能均应有明显的改善,此外,由于碳纤维是一种导电性的纤维(特别是石墨纤维),

致使碳纤维复合材料制件破坏时(如着火燃烧)碎片非常小且这些导电的碎片有可能从复合材料基体释散到周围环境中,将会损坏电气和电子设备系统(如损坏功率和电流国断路,或电弧击穿)。因此,借助对碳纤维表面处理来改善复合材料界面状态时,还要求不仅能够提高复合材料的综合性能,而且能够防止复合材料破坏时从基体散落的细小碳纤维碎片飘散到环境中造成公害。基于碳纤维和玻璃纤维结构彼此之间完全不同,因此,长期以来人们从物理、化学和物理-化学角度出发对碳纤维表面处理表面特征及其与树脂之间的界面效应进行了广泛的研究,并提出了碳纤维和树脂相互作用及其界面效应和破坏行为的各种理论,如表面形态理论、表面官能团反应理论、表面能理论以及非界面脱粘破坏理论(碳纤维表面剥离或界面区域树脂破坏)等(图3)。有关界面的形成及其作用还有摩擦理论、吸附理论、静电理论等。然而必须指出,不同纤维增强材料与不同树脂之间界面的形成及其作用和破坏是一个复杂的过程,目前尚未完全弄清楚,这方面仍在深入研究中。取决于纤维和树脂各自的特性及不同的复合工艺条件,可以形成具有不同结构的界面层(4~13)。当纤维(表面处理引进各种官能团)存在时,热固性树脂固化过程,纤维表面官能团和树脂本身的官能团与固化剂竞争反

应,并影响树脂的固化历程,导致靠近纤维表面和远离纤维表面的固化树脂交联密度的不同,从而形成的界面层具有不均匀的交联结构,可能出现纤维一致密层-松散层-基体。当用结晶高聚物(如PF、PP、PPS、PEEK和尼龙等)作为基体时,还应充分注意到纤维表面(如碳纤维、石墨纤维、芳纶纤维等)对半结晶高聚物基体的界面结晶成核效应及其内应力等对复合材料性能的影响。图4所示为碳纤维对一些半结晶高聚物基体呈现出明显的界面结晶效应,形成横晶,亦称柱状结晶(Transcrystalline or cylindrite),

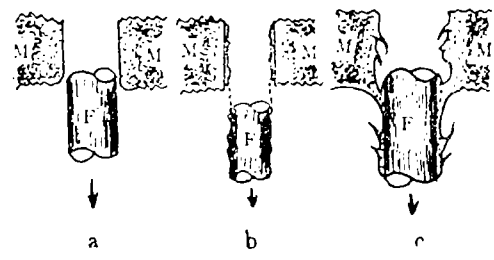


图3 碳纤维/树脂复合材料断裂时碳纤维被拔出的模型示意图 (M—树脂基体; F—碳纤维)
a—界面脱粘破坏; b—碳纤维被剥去表层;
c—界面层树脂破坏。

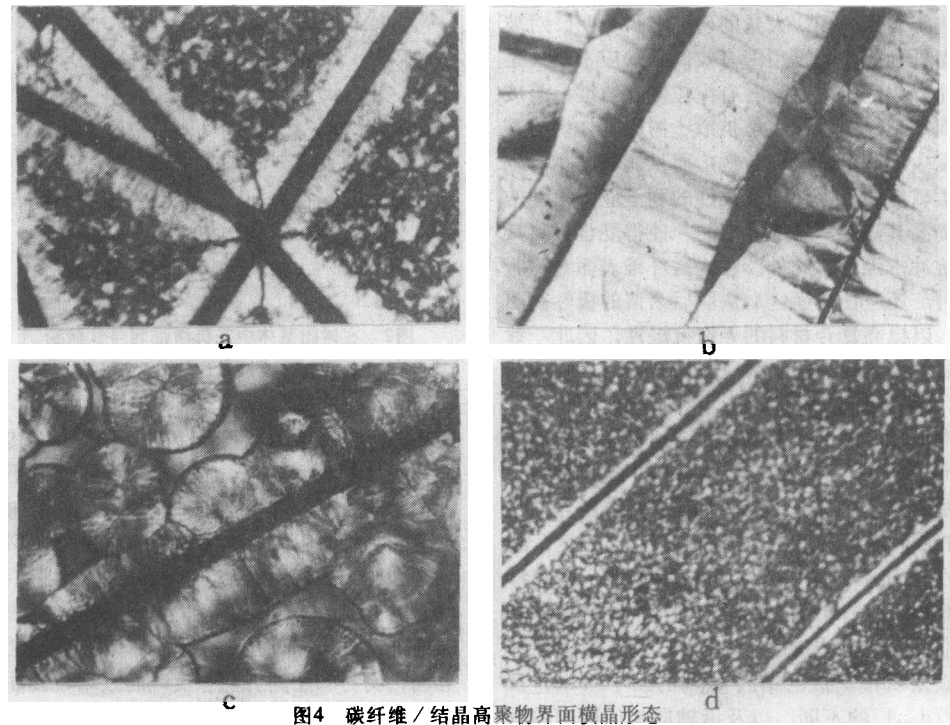


图4 碳纤维/结晶高聚物界面横晶形态
a—石墨纤维/尼龙-bb; b—石墨纤维/PEEK; c—碳纤维/PPS;

它由沿应力（或流动）方向排列的线状核和与之垂直的丛生折叠链片晶列所组成。纤维对半结晶性高聚物基体的界面成核形成横晶的能力取决于许多因素：如纤维表面形态和表面官能团特征，结晶性纤维表面的

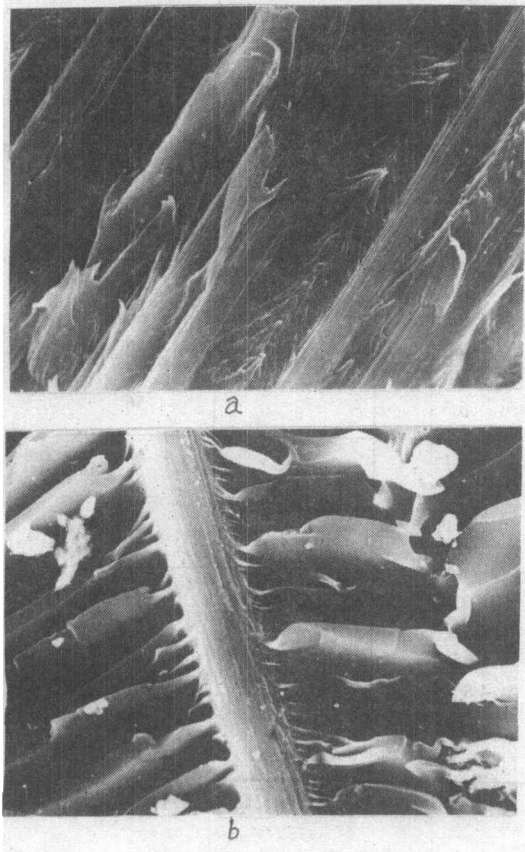


图5A 碳纤维/热塑性树脂复合材料剪切破坏形态 SEM 图
a-碳纤维/尼龙-bb复合材料；
b-碳纤维/PPS复合材料。

微晶尺寸、取向度、晶棱、以及基体本身的化学结构和结晶特征与结晶条件（温度、应力、时间等）。不同纤维、不同基体、不同结晶条件将呈现不同的界面结晶效应特征。必须指出，纤维与半结晶高聚物基体形成界面横晶使其具有良好的纤维—基体之间的界面粘结。但是，在纤维表面的高聚物横晶和远离纤维表面的基体高聚物球晶（或密堆排列的晶片）之间往往会出现新的界面区域，而且此界面区域很容易在一定过冷度时的结晶过程出现裂缝，从而导致很容易出现基体本身的断裂破坏，而不是出现纤维和高聚物基体之间的界面脱粘破坏行为。

此外还应注意，在许多情况下，虽然纤维与树

材料工程

脂基体具有良好的界面粘结，但其复合材料的剪切强度并不很高。显然，这是由于基体树脂本身强度的限制。就复合材料整体来说，剪切与拉伸是两种不同的破坏方式。但对于破坏是发生在树脂基体时，就界面区域的树脂来说，两者的微观破坏机理并无明显的差别，至少对韧性高聚物是如此。在受到剪切应力时，界面上的树脂首先发生形变，在紧靠纤维表面的那部分形变后的树脂实际上受到的是轴向拉伸的应力（如图 5）。当这部分树脂被拉伸至全部断裂时，就发生表观上的剪切破坏（这种紧靠纤维表面的树脂形变也许是微观的，不一定能在扫描电镜上看到）；而这部分受拉伸应力的树脂的截面积原则上不会大于剪切面的总面积。如果是这样，则基体树脂的抗张强度便是单向长纤维复合材料层间剪切强度的极限。从表 1 列出的部分复合材料的剪切强度与基体树脂拉伸强度的数据可知，复合材料的剪切强度一般只占基体树脂拉

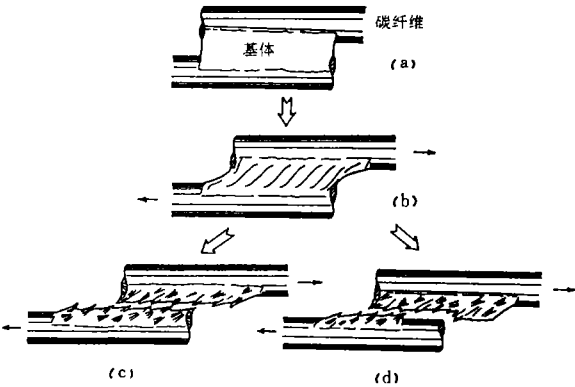


图5B 剪切破坏示意图
(a) 未受力状态；(b) 在剪切和拉伸应力下基体树脂产生形变；(c) 基体树脂破坏(内聚破坏)；
(d) 内聚破坏和界面破坏。

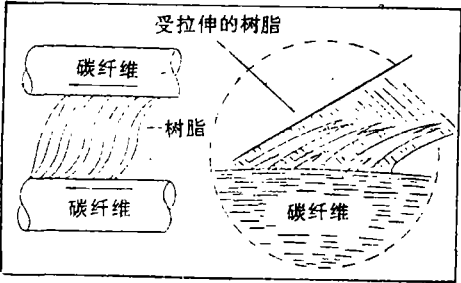


图5C 复合材料剪切破坏时界面区域树脂受拉伸的状况示意图

伸强度的 50~70%。因此,若能使界面具有良好的
 粘结,而又采用强度高并有延伸性的树脂基体时,将
 大大提高复合材料剪切强度。

4. 纤维分布及其影响

必须指出,复合材料中纤维分布的几何形状对其
 力学性能有很大影响。要使复合材料充分发挥其中纤

表 1 单向长纤维复合材料的层间剪切强度和树脂的拉伸强度

树 脂		纤 维	复合材料 ILSS (kg/mm ²)	树 脂 TS (kg/mm ²)	ILSS / TS (%)
环 氧 树 脂	ERLA-4617 -mPDA 或 MDA	玻纤 S-901	9.45	13.4	70
		HT-S CF	9.0		67
		Fortafil 3T	12.0		90
	ERL-2256 -0820	玻纤 UARL-344	10.4	11.2	92
		玻纤 S-994	9.7		87
		Thornel-25	5.0		45
		HMG-50(ST)	7.4		66
		Courtlds(ST)	6.3		56
		Hitco HMG-50(ST)	6.0		54
		Morgonite-I(ST)	6.3		56
	CAER / MDA CAER / MPD 双酚环氧 改性环氧	CF (ST)	6.1	13.5	46
		CF (ST)	6.4	13.0	48
		CF (ST)	6.4	8.0	80
		CF (ST)	5.0	8.4	60
热 塑 性 树 脂	聚酰亚胺 尼龙	HMG-50(ST)	6.7	>9.4	71
		6TGF	5.5~6.0	7~8.5	74
		3TGF	6.9~7.4	7~8.5	92
	聚碳酸酯 聚砜 PPS(无定形)	HMS-GF	4.8~5.4	6.6~7	75
		6T-GF	5.0~5.8	>8	68
		CF	4.8	6.5	74

注: ILSS: 层间剪切强度 (短梁剪切, 跨厚比=5); TS: 抗张强度; GF: 石墨纤维; CF: 碳纤维;

ST: 经表面处理。1kg/mm²=9.80665MPa

维本身高强度的特点,必须使纤维能承受到足以使其
 断裂的载荷,否则复合材料将会在远低于纤维强度
 的应力作用下断裂,而且这时纤维仅仅从基体中拔
 出而不断裂。当纤维与其体之间界面粘结很好时,载
 荷是通过在纤维表面施加剪切应力的方式从基体转移
 到纤维上去的,因此纤维的表面积必须比横截面积大
 得多。对于大多数纤维增强材料而言,能承受足以使
 其断裂的应力作用的临界长径比约为 100。因此,长
 纤维比短纤维具有更好的增强效果,故先进复合材料
 大多采用长纤维增强基体。此外,这种长纤维增强
 复合材料还可以精确地控制纤维的取向,以便充分发
 挥其轴向的高强度,从而可以设计复合材料的内部结
 构,使复合材料适应在使用中所需承受的最大应力。
 为使复合材料在多个方向上得到增强,而且又能提高
 其抗冲击性能,复合材料的设计人员已研制出各种纤

维的纺织品、针织品或不同形式的编织品,在选择织
 物形式时,设计人员应考虑到强度的方向性和柔软性
 及成本等因素。为使复合材料制件具有最佳的综合性能,
 复合材料的设计人员不仅应能设计组分,还应能
 合理设计其内部结构。为此,设计人员应有坚实的多
 学科的基础理论知识,尽可能具有预测每个变量对复
 合材料制件性能影响的能力,从而可从纤维和基体固
 有的特性以及它们在复合材料中的分布形式和构形及
 界面特征等去直接预测复合材料的性能。例如,必须
 了解复合材料的性能与纤维和基体的热弹性特性的关
 系,即掌握各组分的刚度、热传导率、热膨胀系数的
 泊松比(材料受拉伸应力时,其横向收缩应变与给向
 伸长应变之比)对复合材料性能影响的规律。材料形
 变的大小(在载荷作用下,在受热或冷时形状如何变

化等)都取决于这些热弹性特性,而复合材料的内部结构又将影响热弹性特性的平均值,如单向长纤维和短纤维增强复合材料的热弹性特性又有所不同。此外,还应注意,预测复合材料在拉、压或剪切应力作用下的极限性能,远比预测刚性之类的热弹性特性更困难。因为,强度不是简单地取决于复合材料中各组分的平均性能,而且与复合材料中的局部缺陷密切相关。因此,在复合工艺过程应尽可能加强质量控制以减少复合材料的内部缺陷(裂纹、脱层及气泡等)。这里还必须指出的是纤维本身的强度也往往是不均匀的,故复合材料的强度往往采用纤维强度的统计分布来计算。此外,在复合材料中强度不均匀的纤维,有可能出现一根弱纤维的断裂会波及到其它纤维,从而使整体复合材料破坏。这里界面粘结性将影响到纤维与基体之间传递载荷的有效性。若界面粘结好,已断的纤维仍能承受基体对它的作用,则转移到周围未断纤维上的载荷将较少,因而减少了它们断裂的可能性。

调节复合材料的性能还可采用一种脆性(延伸率极小)的纤维和另一种韧性(延伸率较大)纤维混杂增强树脂,从而可制得具有优良综合性能的复合材料。这里刚性纤维使复合材料在低应变时承受较大的应力;而当应变增大到足以使刚而脆的纤维断裂时,应力—应变曲线趋于平坦,这时韧性纤维开始起作用,使复合材料变得容易延伸。因此,利用混杂纤维增强树脂基体可以获得一般刚性纤维增强复合材料的刚度,而又具有良好的韧性。混杂纤维增强复合材料是人为控制材料及其制件性能的典型例子,并成为一种工程设计的方法,可使材料设计和部件设计依据所要求的使用性能而合并为一个过程。因此,复合材料及其制件的性能可控制的自由度大,人们可以利用材料设计(组分的化学和物理结构及界面特性)、结构设计(纤维分布方式或混杂方法)、部件设计和工程设计来制得具有预定性能的复合材料,而且这些设计目前已愈来愈多地采用计算机进行优化设计。

下一讲将对纤维增强材料和纤维增强热固性树脂复合材料的特性进行扼要的论述。

(文中小插题为编者所加。全文未完,下期续)

参考文献

- (1) Stuart L. Cooper and Gerald M. Estes, *Multiphase Polymers*, American Chemical Society, Washington, D. C. 1979.
- (2) Manson J. A., Sperling L. H., *Polymer Blends and Composites*, New York, 1976.
- (3) 曾汉民, 高分子通讯, No.5, 355 (1965); 科学通报, No.12, 513(1977); 塑料, No.3, 1(1979), No.1, 51(1981), No.2 8(1981), No.3 10(1981).
- (4) Plueddemann E. P., *Interface in polymer matrix composites*, Academic press, 1974.
- (5) 曾汉民, 何国仁, 复合材料研究(第一届全国复合材料学术会议论文选编), 航空材料编辑部, 1980, 97~113.
- (6) 曾汉民, 何国仁, 中国科学, No.4, 289 (1983); 宇航学报, No.2, 14 (1983); *Die Angewandte Makromolekular Chemie*, 127, 103(1984).
- (7) 曾汉民, 冯力, 工程塑料应用, No.2, 9 (1983); 高等学校化学学报, No.5, 7 (1983).
- (8) Zeng Hanmin, Chen Haining, *Proceedings of the International Symposium on Fiber Science and Technology* (August, 1985), Japan, 189.
- (9) Ishida H. and Koenig J.L., *Composite Interfaces*, North-Holland, 1986.
- (10) Ishida H., *Interfaces in Polymers, Ceramic and Metal Matrix Composites*, Elsevier, 1988.
- (11) 曾汉民, 孔柏岭, 高分子学报, No.1, (1989).
- (12) 张志毅, 曾汉民, 第五届全国复合材料学术交流会论文集, 1988, 103.
- (13) Горбаткина Ю. А., *Адгезионная прочность в системах полимер-волокно*, Москва-химия, 1987.

《材料工程》1990年征订启事

《材料工程》杂志系公开发行的中央级应用性综合科技刊物,由航空航天工业部航空材料研究所主办。现为双月刊。

本刊报道内容以反映材料工程应用为主,突出新材料、新工艺、新测试技术及材料标准的发展与应用,推广应用科研成果、交流技术和管理经验,传递科技情报和民品信息。

欢迎各界订阅,定价:每册1.00元,全年6.00元。订单函索即寄,也可直接邮汇编辑部(北京81信箱,邮政编码100095)办理。

《材料工程》编辑部