

尼龙6/碳纤维微复合材料的界面微观力学*

严峡¹ 龙盛如² 杨杰^{2,3**}

(¹四川大学高分子科学与工程学院 成都 610064)

(²四川大学材料科学技术研究所 ³高分子材料工程国家重点实验室(四川大学) 成都 610065)

摘要 选用微球脱黏实验,在其基础上改进了制样方法,并分析了界面参数对界面微观力学性能的影响.结果显示,树脂微球脱黏时的力值 $F_{\max}$ 随着纤维在树脂基体中的包埋长度 l_e 增大而以斜率 k 的趋势线性增大,截距为 b ;界面剪切强度 τ_{IF} 与 l_e 呈双曲线函数关系,随着 l_e 增大而增大,并最终趋向于一个极限值 k' .此外,还讨论了不同的界面参数,如函数 $F_{\max}(l_e)$ 的斜率 k ,截距 b 值,对函数 $F_{\max}(l_e)$ 和 $\tau_{IF}(l_e)$ 的曲线分布的影响,以及试样形貌对实验数据分散性的影响.

关键词 微球脱粘实验法,微观力学,界面,微复合材料

界面层的微观力学性能是微复合材料综合力学性能的重要组成部分,如果能够深入细致地了解界面层的工作原理及其破坏机理,那么对复合材料的结构设计和性能提高将产生深远的影响.微观力学测试技术就是一种研究复合材料界面层微观力学性能的有效方法,主要研究试样几何尺寸^[1~4]、界面层应力传递与分布^[5~10]、材料参数^[11~13]等因素与微复合材料微观力学间的本质关系.其主要包括单丝拔出实验(pull-out test)^[14~17]、单丝顶出实验(push-out test)^[13]、微球脱黏实验(microbond test)^[18~23]、纤维断裂实验(fragmentation test)^[24~26].由于制样方便,实验过程简单,单丝拔出实验和微珠脱黏实验得到了更加广泛的应用和发展.

微观力学测试技术要求实验试样非常小,通常包埋长度分布在微米级.由于实验对试样的要求较高,所以制样方法先后经过了多次修正和改进^[18,27~30].目前,研究者们多采用如文献[18,28]所描述的方法来制取试样.但对纤维增强热塑性树脂复合体系,由于树脂处于熔体时的温度较高,如果使用文献[18,28]的方法来制取符合要求的试样,难度非常大,且试样的形貌不易控制,所以使得微观力学测试技术目前还无法广泛地应用到纤维增强热塑性树脂复合体系中.为了扩大微观力学测试技术的应用范围,必须对制样方法做进一步的改进,这是本文的任务之一.

为了揭示界面层对微观力学行为的影响,人

们提出了各种理论模型^[5,19,31~36].其中,经常被使用到的是 Kelly-Tyson 模型^[33].此模型制样简便,操作方便,但对界面层的应力传递以及应力集中不能给予很好的诠释.为了深入了解界面层上应力传递的规律以及材料参数与界面强度间的本质关系,人们把剪滞参数 β ^[37,38] 引入到理论模型中来,称该模型为剪滞理论模型^[39~41].剪滞理论模型对试样的形貌依赖很大,如果试样中树脂基体为圆柱形时,剪滞参数 β 就不能准确地描述应力转移的具体进程^[1],Sheer 和 Nairn^[19,32]发展的三维动态力学理论克服了剪滞参数 β 带来的缺陷,并经过不断地完善,已成为一种较流行的界面微观力学的研究方法.

然而,由于剪滞理论和动态力学理论在公式推导中使用了大量的实验过程中无法直接测量的参数,而最终给结果的计算带来了诸多不变.在实验中,无法从微小的试样中测定这些参数以确定相关因素对界面微观力学贡献的大小,如果纤维表面经过改性^[42],那么这些参数带来的影响将变得更加复杂,利用有限元软件分析软件(比如 ANSYS®, ABAQUS®)则可以对这些参数做定量分析^[4,6,43~47].

在剪滞理论、动态力学理论和有限元分析3种理论模型中,界面剪切强度都随着包埋长度增大而减小^[1,41].然而,本文的研究显示,在纤维增强热塑性复合体系(CF/PA6)中,界面剪切强度 τ_{IF} 并不符合上述这些理论所表述的变化规律,而是随着包

* 2009-06-30 收稿,2009-10-12 修稿;国家高技术研究发展计划(863项目,项目号2007AA03Z561)资助;** 通讯联系人,E-mail:

ppsf@scu.edu.cn

埋长度增大而增大。为探索纤维增强热塑性复合材料的界面微观力学特征, 本文将在微球脱黏实验基础上, 着重分析试样形貌、界面参数等因素对界面微观力学行为的影响。微球脱黏实验的试样照片如图 1 所示, 实验示意图如图 2 所示。

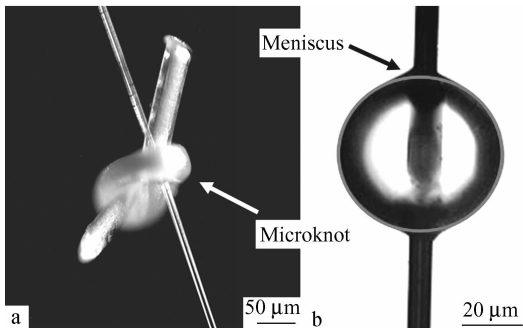


Fig. 1 Photograph of the microknot and specimen

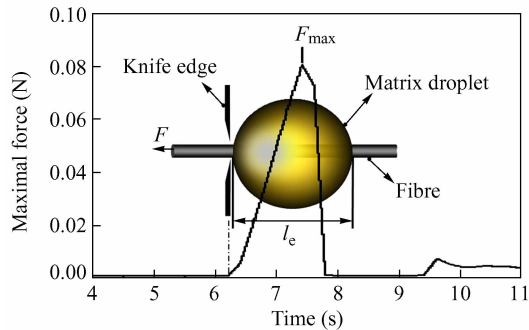


Fig. 2 Schematic view and typical maximal force-time curve from a microbond test

1 实验部分

1.1 材料与仪器

尼龙 6 (PA6), YH-800, 岳阳石化; 碳纤维 (CF), XW-03-A-200, 宜新市新维碳纤维织造有限公司。显微熔点测定仪, XRC-1, 四川大学科仪厂; 显微镜, FL-300D, 江西枫林光学仪器有限公司, 测定纤维在树脂基体中的包埋长度 l_e ; 电子万能试验机, JG-4000D, 江苏省江都市金刚机械厂, 用以测定树脂微球从纤维上脱黏时的力值 F_{max} 。

1.2 实验过程

将少量 PA6 树脂置于显微熔点测定仪上热熔以后拉成纤维, 树脂纤维直径越大, 最终所形成的微球直径就越大。针对 CF/PA6 体系, PA6 纤维直径约 30 μm 为宜。接着截取小段 PA6 单丝纤维, 在一根碳纤维上打结并轻微拉紧, 用剪刀将两端长的 PA6 树脂纤维剪掉。置小样于显微熔点测定仪上, 升温到 PA6 的熔点 (T_m 约为 220 $^{\circ}\text{C}$) 以上。当 PA6 树脂热熔形成微球以后, 移开试样, 冷却后, 将其存放在干净有盖的玻璃器皿内, 80 $^{\circ}\text{C}$ 下热处理 8 h, 备用。将试样平放在显微镜下, 标定纤维在树脂微球中的包埋长度 l_e 以及纤维直径 D_f 。然后将试样放置在电子万能试验机上, 纤维的一端用夹具夹紧, 然后用另一夹具将树脂微球卡住, 在拉伸速率为 4 mm/min 下, 测定微球脱黏时的最大力值 F_{max} 。PA6 树脂在显微熔点仪上热熔成球过程如图 3 所示。

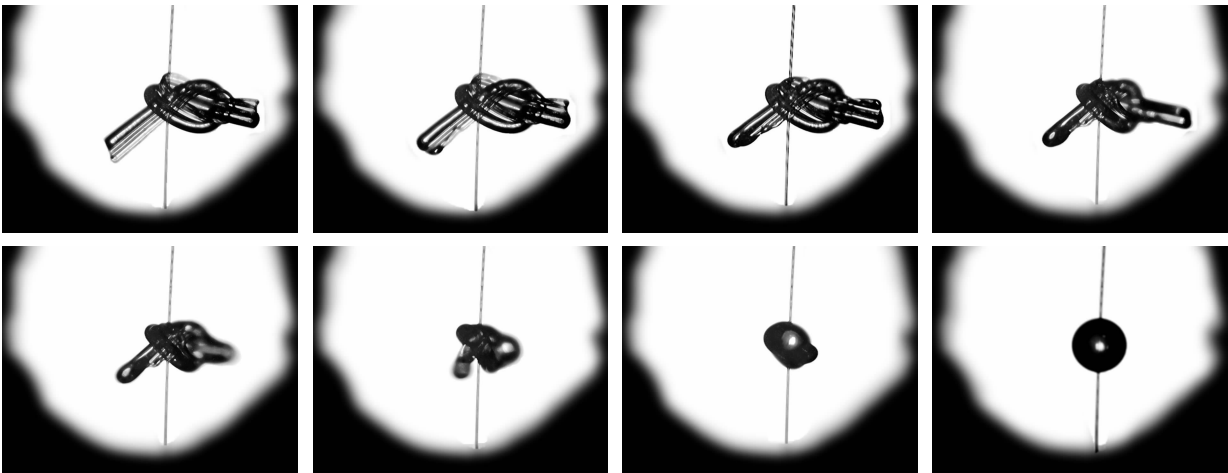


Fig. 3 The process of PA6 resin melting into sphere

2 结果与讨论

2.1 界面微观力学分析 $F_{\max}$ - l_e

针对微观力学实验,研究者们多选用纤维增强环氧树脂复合体系,通过测定微球脱黏时的力值 $F_{\max}$ 来表征纤维与树脂基体间的界面粘结强度,并探索应力在界面层上的分布规律. 然而,不论是剪滞理论还是动态力学理论,由于使用的定性参数多,且表达式复杂,所以使得这些理论模型很少被拓展到实际应用中^[1,19,32].

为了克服以上缺点,本文采用如图 3 所示的制样方法,遴选出形貌规整、均匀对称的试样,来探索不同界面参数对函数 $F_{\max}(l_e)$ 曲线分布、数据分散性的影响. 为了减小实验数据的分散性以及其与理论结果的误差,更加方便地分析界面层上的微观力学特征,在此对实验条件作如下说明: (1) 界面微观力学水平的高低只依赖于单位界面面积上的物化反应,而与实验方法和试样的几何尺寸无关^[48]. 即对某一具体的纤维增强复合体系,不论是否采用同一种实验方法,界面强度应该为一常数; (2) 在微球脱黏实验中,试样中增强纤维丝的长径比(l/D_f)相对于纤维在树脂基体中的包埋长度与其直径的比值(l_e/D_f)为无穷大.

于是,本研究选用 CF/PA6 复合体系,测得纤维包埋长度 l_e 分布在 55 ~ 75 μm 间,发现力值 $F_{\max}$ 与 l_e 呈良好的线性关系. 将实验数据拟合便可以得到一条直线,如图 4 所示. 直线方程可以表示为:

$$F_{\max} = k \cdot l_e + b \tag{1}$$

其中 k ($\text{N}/\mu\text{m}$) 为拟合直线斜率($k > 0$), b (N) 为截距($b < 0$),不同的界面参数 k 和 b 值对 $F_{\max}(l_e)$ 曲线分布的影响如图 5 所示.

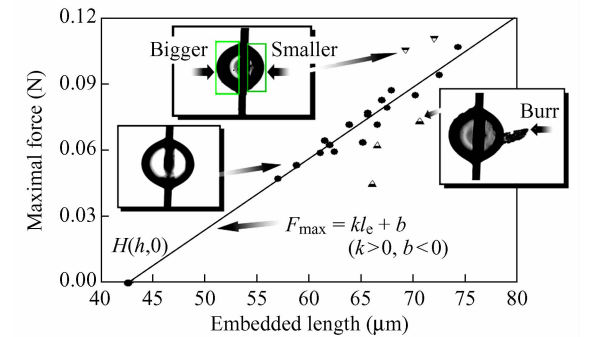


Fig. 4 Maximal force-embedded length curve from the microbond test with stretching rate 4 mm/min

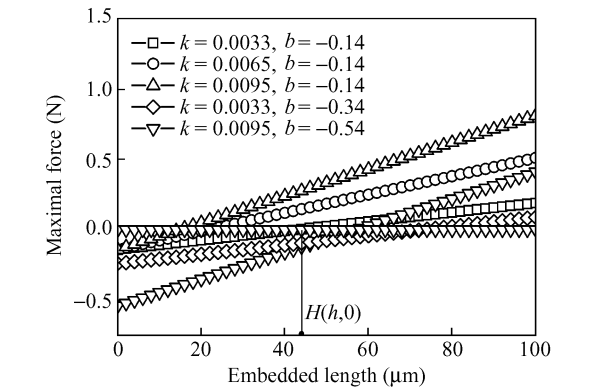


Fig. 5 Maximal force-embedded length curve with variation of parameters k and b

在实验中,由于试样微小并且在径向上纤维易于断裂,所以为了使实验顺利进行,在树脂微球前端须预留出一段距离,让夹具平稳过渡并顺利地卡住树脂微球,如图 2 所示. 夹具行进了约 6.5 s 时与树脂微球接触,期间 $F_{\max} = 0$,之后便不断增大,直到树脂微球从纤维上脱黏.

公式(1)是对树脂微球从纤维上脱粘时临界状态的数学表达,反推 $F_{\max} \rightarrow 0$,可求出纤维在树脂基体中的临界包埋长度 $h(\mu\text{m})$. 当 $l_e \leq h$ 时试样将异化而失效. 试样异化的主要原因是一方面包埋长度过小,导致树脂基体的体积分数急剧减小;另一方面又由于 PA6 与 CF 的浸润性较好,树脂熔体在纤维上形成了“椭球”形状,且伴随有严重的“偏头”现象(详细分析见 2.4 节),此时试样的形貌与“球”形状的理想模型相悖,试样无效. 为了得到较好的试样,须让树脂基体的体积分数保持在 98% 以上,此时的实验效果较好.

从图 4 中可以看出试样的形貌对 $F_{\max}$ - l_e 的实验数据分散性影响很大(详细分析见 2.4 节). 在图 5 中,分析发现斜率 k 代表着单位包埋长度上的界面层抵抗外载荷破坏的能力. 斜率 k 越大,破坏单位界面层所需要的外力就越大,界面层的力学水平越高;反之,则所需要的外力就小,界面层的力学水平低. 斜率 k 是界面粘结水平的统计平均值,从拟合直线的表达式(1)中可以得出 k 值.

不同的斜率 k 和截距 b 值影响着临界纤维包埋长度 h 的大小. 由图 5 分析可知,如果函数 $F_{\max}(l_e)$ 的截距 b 值不变($b = -0.14 \text{ N}$),那么随着斜率 k 增加($k = 0.0033, 0.0065, 0.0095 \text{ N}/\mu\text{m}$),临界包埋长度 h 就变小($h = 42, 22, 15$

μm);反之,则 h 变大. 如果斜率 k 不变 ($k = 0.0033 \text{ N}/\mu\text{m}$),截距 b 减小 ($b = -0.14, -0.34 \text{ N}$),那么函数 $F_{\text{max}}(l_e)$ 的直线向下平移, h 就增大 ($h = 42, 103 \mu\text{m}$). 如果斜率 k 和截距 b 同时变化,那么 h 值将受斜率 k 和截距 b 值的变化趋势的影响. 其值最终可由斜率 k ,截距 b 推算出:

$$h = -b/k \tag{2}$$

2.2 界面微观力学分析 $\tau_{\text{IF}}-l_e$

在微观力学实验中,表观界面剪切强度 (τ_{app}) 作为一个方便快捷的工具常被使用^[2,12,16,48]:

$$\tau_{\text{app}} = \frac{F_{\text{max}}}{\pi D_f \cdot l_e} \tag{3}$$

然而大量文献得出的结论与(3)式并不吻合,主要有(Ⅰ)试样界面剪切强度的真实水平比 τ_{app} 的计算值要高;(Ⅱ) τ_{app} 值的分散性强烈地依赖于试样的几何尺寸,尤其依赖于包埋长度 l_e ;(Ⅲ) τ_{app} 表征的是整个试样的平均力学性质,并非是纯的界面性质,所以 τ_{app} 不能作为失效标准来表征界面的真实力学水平^[28,41,49,50].

为了揭示界面层上的真实力学特征,人们便引入了本征界面剪切强度 τ_{ult} . 以 τ_{app} 对 l_e 作图,将 $l_e \rightarrow 0$ 得到半经验公式^[28,49,51]:

$$\tau_{\text{ult}} = \lim_{l_e \rightarrow 0} \tau_{\text{app}}(l_e) = \lim_{l_e \rightarrow 0} \frac{F_{\text{max}}}{\pi D_f \cdot l_e} \tag{4}$$

尽管此时所得到的本征界面剪切强度 τ_{ult} 不依赖于包埋长度 l_e ,但 τ_{ult} 也不能代表真实的界面粘结水平. 因为由于环境对试样的形貌、界面层上应力分布等因素的影响,实验所测量的界面强度值具有很大的分散性,所以 τ_{ult} 并不能真实地反映出界面层上的力学水平. 并且,上述这种处理 l_e 的方式也是不恰当的. 首先,在 $l_e \rightarrow 0$ 的过程中,树脂微球脱黏时的力值 F_{max} 是随着 l_e 的变化而变化的,不能冒然认为 F_{max} 不变而只是 l_e 在变小,并将 $l_e \rightarrow 0$ 的极限值 τ_{ult} 作为本征界面粘结强度. 其次,从(4)式中无法直接得出 τ_{ult} 的值,只能在实验所得数据图中,利用作图法将 l_e 外推至 $l_e = 0$ 时求得 τ_{ult} 值.

将(1)式代入界面剪切强度的定义式中,有:

$$\begin{aligned} \tau_{\text{IF}} &= \frac{F_{\text{max}}}{\pi D_f \cdot l_e} = \frac{k \cdot l_e + b}{\pi D_f \cdot l_e} \\ &= \frac{b}{\pi D_f \cdot l_e} + \frac{k}{\pi D_f} \end{aligned} \tag{5}$$

简化为:

$$\tau_{\text{IF}} = \frac{b'}{l_e} + k' \tag{6}$$

由(6)式可知,界面剪切强度 τ_{IF} 与包埋长度 l_e 呈双曲线函数关系,且随着 l_e 增大而趋向于一极限值:

$$\lim_{l_e \rightarrow \infty} \tau_{\text{IF}}(l_e) = \lim_{l_e \rightarrow \infty} \left(\frac{b'}{l_e} + k' \right) = k' \tag{7}$$

其中, $b' = b/\pi D_f < 0, k' = k/\pi D_f > 0, \tau_{\text{IF}}(l_e)$ 随 l_e 的变化趋势如图 6 所示.

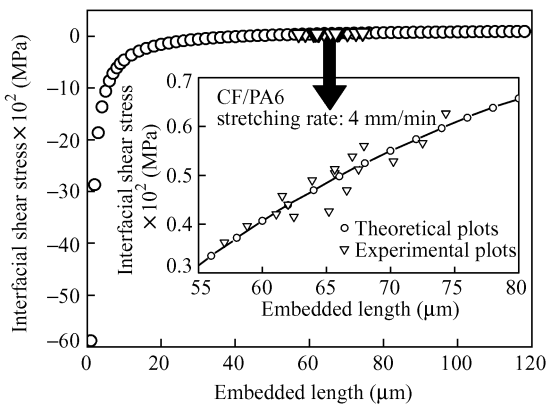


Fig. 6 Experimental plots of interfacial shear stress versus the embedded length for the CF/PA6 system

随着包埋长度 l_e 增大, τ_{IF} 也逐渐增大,并且趋向于一极限值 k' . 界面参数 k 和 b 的值不但影响到函数 $F_{\text{max}}(l_e)$ 的曲线分布和临界纤维包埋长度 h 的大小,也影响到 k' 和 b' 值的大小进而影响到函数 $\tau_{\text{IF}}(l_e)$ 的变化趋势. 界面剪切强度 τ_{IF} 是单位面积上界面抵抗外力破坏能力的直观体现.

如果 k' 不变 ($k' = 1.46 \text{ N}/\mu\text{m}^2$), b' 减小 ($b' = -60.5, -80, -100 \text{ N}/\mu\text{m}$),那么函数 $\tau_{\text{IF}}(l_e)$ 的曲线分布则向下平移,临界纤维包埋长度 h 增大. 如果 b' 不变 ($b' = -60.5 \text{ N}/\mu\text{m}$), k' 增大 ($k' = 1.46, 2.88, 4.20 \text{ N}/\mu\text{m}^2$), $\tau_{\text{IF}}(l_e)$ 的极限值将增大,通过(7)式可求得. k' 和 b' 各自的变化趋势也将影响到 $\tau_{\text{IF}}(l_e)$ 的曲线分布和临界纤维包埋长度 h 的值,如图 7 所示.

2.3 临界纤维包埋长度 h

通过 2.1 节的分析可知,一方面纤维与树脂基体间的界面力学水平通过函数 $F_{\text{max}}(l_e)$ 的斜率 k 和截距 b 体现出来. 另一方面斜率 k 和截距 b 又制约着包埋长度 l_e 的范围,要求 $l_e > h$,如图 5 和图 7 所示.

临界纤维包埋长度 h 约束着试样的几何尺寸,特别是纤维的包埋长度 l_e . 虽然包埋长度 l_e

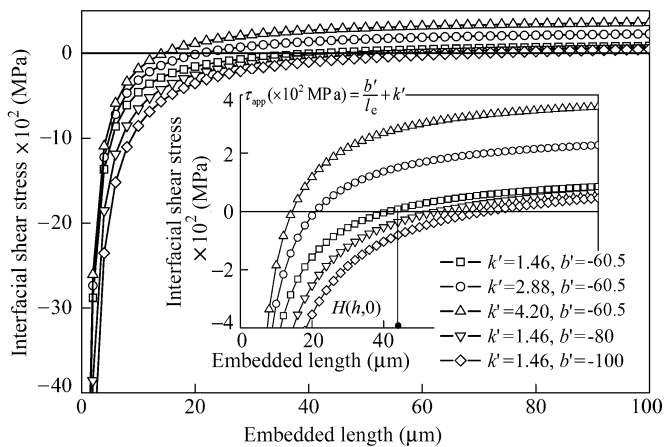


Fig. 7 Theoretical plots of the interfacial shear stress *versus* the embedded length with variation of parameters k' and b'

较大的试样容易制取,但此时的界面强度也增大了. 即使在较低的拉伸速率下,界面层还没有被破坏,纤维也提前断裂了. 此时所测得的 $F_{\max}$ 是纤维断裂时的力值而不是界面破坏时的力值,所以 $F_{\max}$ 不能表征界面层的力学特征,试样无效.

如果要确保实验成功,则要求 l_e 比较小但必须 $l_e > h$. 否则,在 $l_e < h$ 时,由于树脂基体的体积分数小,树脂与纤维浸润不彻底,所形成的微球不饱满而变为椭球,此时的试样与理论模型误差较大,增加了实验数据的分散性. 此外仪器误差和试样形貌也会给实验数据的分散性带来明显影响.

2.4 试样形貌

试样形貌的对称性和均匀性是界面微观力学性能最直接的影响因素. 外力在树脂基体向纤维传递的过程中,界面层对能量的有效地传递起着重要作用. 界面层的优劣是 $F_{\max}-l_e$ 曲线图数据分散性很大的一个重要原因.

PA6 树脂在高温 ($T > T_m$) 热熔后,依靠表面张力,熔体缓慢流动形成微球,均匀对称地包覆在碳纤维周围,如图 3 所示. 由于环境和人为因素的影响,在一些试样中树脂微球将出现“偏头”现象,使纤维周围的树脂基体一边大一边小;在树脂微球的表面还会出现“毛刺”现象,造成微球表面不均匀,如图 8 所示.

在包埋纤维的两端,部分树脂基体与纤维浸润,形成半月区^[7,8,45],如图 1 中(b)所示. 半月区内树脂基体受“偏头”现象的影响在纤维周围分布不均匀,给包埋长度 l_e 的测量带来很大的误差. 在 $F_{\max}-l_e$ 、 $\tau_{IF}-l_e$ 曲线图中, l_e 的测量误差会使

实验数据出现更大的分散性. 所以,在制样过程中,应尽量减少试样的半月区,以提高 l_e 测量的准确度.

“毛刺”现象的存在,会造成界面层分布不均匀,外载荷从树脂基体向纤维传递的过程中,均匀的界面层能够有效地传递能量,而有缺陷的界面层,在缺陷处易产生应力集中. 在较小的 $F_{\max}$ 下界面就发生脱黏,试样失效. 而此时所测得的 $F_{\max}$ 值与真实界面黏结水平相比要小得多,这是 $F_{\max}-l_e$ 的实验数据图出现较大分散性的又一原因.

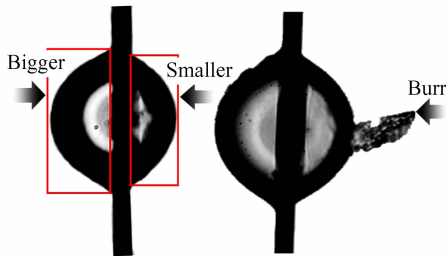


Fig. 8 Microbond specimen photographs of CF/PA6 system with defects

此外,碳纤维的表面结构和界面层上树脂基体的结构对界面粘结的力学水平也有重要的影响. PA6 树脂熔融后会黏附在碳纤维表面上的小凹坑内,当树脂微球从碳纤维上脱黏时,碳纤维表面上的凹凸会增大树脂基体与纤维间的摩擦,从而增大 $F_{\max}$ 和 τ_{IF} 的数据分散性. 另一方面 PA6 熔融时,溶体的表面张力会使得 PA6 树脂与纤维出现相对流动,界面层的分子有取向运动,这些取向的分子能够有效地从树脂基体向纤维传递能量,以提高界面层的力学水平. 但同时由于界面

层内分子的取向方向不一和不同试样间的取向度不同,也会加大实验数据的分散性.

3 结论

本文采用热塑性树脂热熔以后拉丝、在纤维丝上打结、再将树脂热熔成球的方法制取了微球脱黏实验试样,并考察了纤维增强热塑性树脂基微复合材料的微观力学特征. 实验发现,试样的形貌对实验数据分散性影响很大,规整均匀的形貌有利于减小实验数据的分散性. 纤维包埋长度 l_e

分布在 $55 \sim 75 \mu\text{m}$ 间,拉伸速率为 4 mm/min 时,力值 F_{max} 、界面剪切强度 τ_{IF} 与 l_e 构成函数关系, F_{max} 随 l_e 的增大而线性增大, τ_{IF} 随 l_e 的增大而以 (6) 式的双曲线函数形式增大并趋向于一极限值 k' . 不同的界面参数 k 和 b 值会影响到函数 $F_{\text{max}}(l_e)$ 和 $\tau_{\text{IF}}(l_e)$ 的曲线分布以及临界纤维包埋长度 h 的大小. 目前,临界纤维包埋长度 h 与界面层的本质关系和物理意义尚不是很清楚,需进一步研究.

REFERENCES

1 Zhandarov S, Mäder E. J Adhes Sci Technol, 2005, 19(10): 817 ~ 855

2 Pitkethly M J, Favre J P, Gaur U, Jakubowski J, Mudrich S F, Caldwell D L, Drzal L T, Nardin M, Wagner H D, Landro L D, Hampe A, Armistead J P, Desaegeer M, Verpoest I. Compos Sci Technol, 1993, 48: 205 ~ 214

3 Peng Xirong(彭细荣), Yang Qingsheng(杨庆生). Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报), 2002, 19(5): 84 ~ 89

4 Yang Q S, Qin Q H, Peng X R. Compos Struct, 2003, 61(3): 193 ~ 198

5 Zhu Dasheng(朱大胜), Gu Boqin(顾伯勤), Chen Ye(陈晔). Engineering Mechanics(工程力学), 2009, 26(05): 1 ~ 7

6 Liu Pengfei(刘鹏飞), Guo Yimu(郭乙木), Tao Weiming(陶伟明). Journal of Materials Science & Engineering(材料科学与工程学报), 2003(06): 781 ~ 784

7 Mendels D A, Leterrier Y, Manson J A E. J Compos Mater, 2002, 36(3): 347 ~ 363

8 Mendels D A, Leterrier Y, Manson J A E, Nairn J A. J Compos Mater, 2002, 36(14): 1655 ~ 1676

9 Nairn J A. Compos Sci Technol, 2001, 61(15): 2159 ~ 2167

10 Zheng B L, Ji X. Compos Sci Technol, 2002, 62(3): 355 ~ 365

11 Zhang Hong(张鸿), Song Yingdong(宋迎东). Journal of Aerospace Power(航空动力学报), 2007, 22(11): 1886 ~ 1892

12 Gaur U, Miller B. Compos Sci Technol, 1989, 34(1): 35 ~ 51

13 Kuntz M, Schlapschi K H, Meier B, Grathwohl G. Composites, 1994, 25(7): 476 ~ 481

14 Favre J P, Merienne M C. Int J Adhes Adhes, 1981, 1(6): 311 ~ 316

15 Chua P S, Piggott M R. Compos Sci Technol, 1985, 22(1): 33 ~ 42

16 Miller B, Muri P, Rebenfeld L. Compos Sci Technol, 1987, 28(1): 17 ~ 32

17 Berzins A, Shah B, Weinans H, Sumner D R. J Biomed Mater Res, 1997, 34(3): 337 ~ 340

18 Cen H, Kang Y L, Lei Z K, Qin Q H, Qiu W. Compos Struct, 2006, 75(1-4): 532 ~ 538

19 Scheer R J, Nairn J A. Adhesion, 1995, 53: 45 ~ 68

20 Schüller T, Bahr U, Beckert W, Lauke B. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1998, 29(9-10): 1083 ~ 1089

21 Zinck P, Wagner H D, Salmon L, Gerard J F. Polymer, 2001, 42(12): 5401 ~ 5413

22 Eichhorn S J, Bennett J A, Shyng Y T, Young R J, Davies R J. Compos Sci Technol, 2006, 66(13): 2197 ~ 2205

23 Leal A A, Deitzel J M, McKnight S H, Gillespie J W. Polymer, 2009, 50(5): 1228 ~ 1235

24 Dai Ying(戴瑛), Ji Xing(嵇醒). Chinese Journal of Applied Mechanics(应用力学学报), 2004, 21(1): 90 ~ 95

25 Zhou X F, Nairn J A, Wagner H D. Composites, 1999, 30: 1387 ~ 1400

26 Moon C K, Holmes G A, McDonough W G. J Appl Polym Sci, 2007, 105(6): 3483 ~ 3491

27 Latour R A, Black J, Miller B. Surf Interface Anal, 1991, 17(7): 477 ~ 484

28 Zhandarov S, Pisanova E, Mäder E. J Adhes Sci Technol, 2005, 19(8): 679 ~ 704

29 Gu X H, Young R J, Day R J. J Mater Sci, 1995, 30(6): 1409 ~ 1419

30 Gorbatkina Y A, Ivanova-Mumjjeva V G, Lebedeva O V. Int J Adhes Adhes, 2009, 29(1): 9 ~ 17

31 Piggott M R. Compos Sci Technol, 1987, 30: 295 ~ 306

32 Scheer R, Nairn J. Compos Eng, 1992, 2: 641 ~ 654

33 Kelly A, Tyson W R. J Mech Phys Solids, 1965, 13: 329 ~ 350

34 Pisanova E, Zhandarov S, Mäder E. Compos Part A-Appl S, 2001, 32(3-4): 425 ~ 434

35 Zhandarov S, Pisanova E, Schneider K. J Adhes Sci Technol, 2000, 14(3): 381 ~ 398

36 Zhandarov S, Gorbatkina Y, Mäder E. *Compos Sci Technol*, 2006, 66(15): 2610 ~ 2628
37 Cox H L. *Br J Appl Phys*, 1952, 3: 72 ~ 79
38 Nayfeh A H. *Fibre Sci Technol*, 1977, 10: 195 ~ 209
39 Brandstetter J, Kromp K, Peterlik H, Weiss R. *Compos Sci Technol*, 2004, 64(1): 65 ~ 70
40 Nairn J A. *Mech Mater*, 1997, 26(2): 63 ~ 80
41 Zhandarov S, Pisanova E, Mäder E, Nairn J A. *J Adhes Sci Technol*, 2001, 15(2): 205 ~ 222
42 Gao X, Jensen R E, Li W, Deitzel J, McKnight S H, Gillespie J W. *J Compos Mater*, 2008, 42(5): 513 ~ 534
43 Nishikawa M, Okabe T, Hemmi K, Takeda N. *Int J Solids Struct*, 2008, 45(14-15): 4098 ~ 4113
44 Ash J T, Cross W M, Svalstad D, Kellar J J, Kjerengtroen L. *Compos Sci Technol*, 2003, 63(5): 641 ~ 651
45 Kang S K, Lee D B, Choi N S. *Compos Sci Technol*, 2009, 69(2): 245 ~ 251
46 Kharat M, Dammak M, Trabelsi M. *J Adhes Sci Technol*, 2007, 21(8): 725 ~ 734
47 Fu S Y, Yue C Y, Hu X, Mai Y W. *Compos Sci Technol*, 2000, 60(4): 569 ~ 579
48 Zhandarov S, Mäder E. *J Adhes Sci Technol*, 2003, 17(7): 967 ~ 980
49 Zhandarov S F, Pisanova E V. *Compos Sci Technol*, 1997, 57(8): 957 ~ 964
50 Liu C H, Nairn J A. *Int J Adhes Adhes*, 1999, 19(1): 59 ~ 70
51 Zhandarov S, Mäder E, Yurkevich O R. *J Adhes Sci Technol*, 2002, 16(9): 1171 ~ 1200

INTERFACIAL MICROMECHANICS OF PA6/CF MICRO-COMPOSITES

YAN Xia¹, LONG Shengru², YANG Jie^{2,3}

(¹ College of Polymer Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610064)

(² Institute of Materials Science and Technology, Sichuan University,

³ State Key Laboratory of Polymer Materials Engineering of China(Sichuan University), Chengdu 610065)

Abstract Based on the microbond test, the method of sample preparation was improved, and its procedure was described in detail. The effect of interfacial parameters, such as the slope $k(\text{N/m})$ and intercept $b(\text{N})$ of the function $F_{\text{max}}(l_e)$, $k'(\text{N/m}^2)$ and $b'(\text{N}/\mu\text{m})$ of the function $\tau_{\text{IF}}(l_e)$, on the micromechanics of micro-composites was discussed. The experimental results showed that typical maximal force (F_{max}) demonstrated excellently linear relationship with embedded length (l_e) in range of 55 and 75 μm when the stretching rate was 4 mm/min. However, the interfacial shear strength (τ_{IF}) showed hyperbolic relationship with the l_e , and eventually tended to a limited value (k') along with increase of l_e . At the same time, the interfacial parameters, slope k (from 0.0033 to 0.0095 N/m) and intercept b (from -0.54 to -0.14 N), were discussed respectively to reveal how these parameters affected the dispersion of theoretical curves. The bigger the value of k was, the faster the typical maximal force (F_{max}) and the theoretical curve of the interfacial shear strength (τ_{IF}) increased. Meanwhile, the bigger the value of b was, the bigger the value of typical maximal force (F_{max}) and interfacial shear strength (τ_{IF}) were. Finally, the effect of specimen geometry on the dispersion of experimental data was also discussed. The defects of different specimens actually caused stress concentration in the interface, which increased the dispersion of experimental curves.

Keywords Microbond test, Micromechanics, Interface, Micro-composite