

# 凹凸棒土增强聚丙烯复合材料 冲击断裂韧性的研究

戴兰宏

(中国科学院力学研究所 LNM 开放研究实验室, 北京 100080)

**摘要** 用 Charpy 冲击实验装置研究凹凸棒土(AT)增强聚丙烯(PP)复合材料的断裂韧性。测量 AT 含量为10wt%~40wt%试样的断裂韧性。结果显示,在 AT 含量为10wt%~30wt%范围内,复合材料的断裂韧性( $G_c$ )高于纯基体 PP。这说明,在一定条件下,加入 AT 可以改善 PP 的断裂韧性。

**关键词** 凹凸棒土 复合材料 断裂韧性

中图法分类号 O346.12

## 1 引言

准确地表征高分子复合材料的断裂韧性,无论是在工程设计还是断裂机理的研究中都有十分重要的意义。原则上为了满足使用要求,高分子复合材料制品都必须具有一定的力学强度,尤其是长期承受中、低应力作用的聚合物工程材料。高分子复合材料的断裂,不仅和受到的作用应力有关,还和材料的结构、制件形状、制造工艺和使用环境有关。因此,高分子复合材料断裂韧性的表征是极为复杂的。

高分子复合材料的断裂,从现象上可分为脆性断裂、韧性断裂和延性断裂。从作用力上可分为冲击断裂、蠕变断裂和疲劳断裂。对于韧性较大的高分子材料,由于裂纹前端可以产生较大的塑性变形、屈服断裂而消耗相当多的能量,为了满足线弹性断裂力学(LEFM)要求的塑性区与样条尺寸相比足够小的条件,样条尺寸必须很大,这使制样和测试无法做到,此时,只有依靠 Rice 等人<sup>[1]</sup>提出的屈服后断裂力学的方法——J 积分法。而对于呈脆性断裂的高分子材料,则可用 LEFM 来解决断裂韧性表征问题。

聚丙烯(PP)是一种半晶高分子材料,其主要不足是模量、热变形温度和断裂韧性低,用无机填料如凹凸棒土(AT)、CaCO<sub>3</sub>等填充制成复合材料,可以明显地改善这些性能。PP 及其复合材料虽然在常温低速条件下呈现良好的韧性,但是在快速、动态(冲击)条件下却呈现脆性破坏。为此,本文采用 Williams 等<sup>[2,3]</sup>在 LEFM 基础上提出的方法,对凹凸棒土增强聚丙烯复合材料(PP/AT)在快速冲击条件下的断裂韧性进行详尽研究。

## 2 原理

根据 LEFM 理论,当一块中间含有贯穿裂纹长度为  $a$  的平板,在应力  $\sigma$  作用下,满足

下式时即产生开裂失效。

$$K_c^2 = (1/2)\sigma^2 \cdot \pi a \quad (1)$$

式中:  $K_c$  为临界应力强度因子, 它和临界应变能释放率  $G_c$  有下述关系

$$G_c = K_c^2/E \quad (2)$$

式中:  $E$  为杨氏模量。这说明, 在 LEFM 范围内,  $K_c$  和  $G_c$  是等价的, 均表示材料断裂韧性。

传统的实验方法是用一组特定形状和预制裂纹深度的试样, 在弯曲或拉伸条件下测量  $\sigma$  和裂纹深度  $a$  的关系, 从关系式(1)作图求得  $K_c^2$ 。但这种实验一般在很慢的应变速度下进行, 所以只反映了材料在准静态条件下的断裂韧性。

在冲击条件下,  $\sigma$  的测量较为困难, 虽然可用快速记录法, 但由于受到应力波的干扰, 使压力值的测量不准确。而用能量法则比较容易排除干扰, 得到较为准确的数据。

Willams 等<sup>[2~3]</sup>用 LEFM 概念, 将冲击试验方法加以改进, 可以很方便地测出冲击条件下的断裂韧性参数  $G_c$  和  $K_c$ 。从(1)式和(2)式可得

$$G_c = (\sigma^2/2E) \cdot \pi a \quad (3)$$

式中:  $(\sigma^2/2E)$  为断裂时试样单位体积内的弹性储能。考虑图 1 所示的三点弯曲 Charpy 冲击试样, 根据 LEFM, 应变能释放率定义为

$$G_c = (1/B)(dU/da) \quad (4)$$

式中:  $U$  为冲击功;  $B$  为试样宽度;  $a$  为缺口深度。结合(3)式有

$$\frac{1}{B} \int_{U_0}^U dU = \left(\frac{\sigma^2}{2E}\right) \pi \int_0^a da$$

积分后有

$$U = \left(\frac{\sigma^2}{2E} \cdot \frac{1}{2} \cdot \pi a^2\right) B + U_0 \quad (5)$$

式中:  $U_0$  为试样在裂纹深度为零时的弹性储能。则

$$U_0 = (\sigma^2/2E) \cdot B \cdot H \cdot L \quad (6)$$

将(6)式代入(5)式再结合(3)式, 则可得到

$$U = G_c \cdot B \cdot H \cdot \left(\frac{a}{2H} + \frac{L}{\pi a}\right) \quad (7)$$

通常将上式写为

$$U = G_c \cdot B \cdot H \cdot \phi \quad (8)$$

式中:  $\phi = a/2H + L/\pi a$ , 称为形状校正因子。对给定试样,  $\phi$  可以查表或计算求得<sup>[2]</sup>。

显然, 用一组具有不同预制缺口深度的试样, 分别在相同条件下做冲击试验, 从而得到一组冲击功  $U$ , 再以试样的  $B \cdot H \cdot \phi$  值作图成一条直线, 其直线的斜率即为  $G_c$ 。

### 3 实 验

#### 3.1 PP/AT 复合材料常规力学性能测试

常规力学性能的测试是在 AG-25TASHIMADZU 电子万能材料试验机上进行。材料为 PP、PP/AT 10wt%、PP/AT 15wt%、PP/AT 20wt%、PP/AT 30wt%、PP/AT 40wt%, 试样为

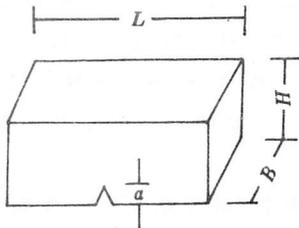


图 1 Charpy 冲击试样

Fig. 1 Charpy impact test sample

标准拉伸试样, 拉伸时按 GB1040-79 进行, 拉伸速度为 5mm/min, 实验测定材料的弹性模量、拉伸屈服应力等常规力学性能, 实验环境温度为 21℃。

### 3.2 PP/AT 复合材料冲击断裂韧性 $G_c$ 测试

冲击实验采用具有尖锐缺口的三点弯曲 Charpy 冲击试样(图 1), 实验材料同拉伸实验。实验前, 在每个试样中间用铣刀开有直通口, 然后用刮脸刀片压入 0.5 mm 左右, 得到预制尖锐裂纹, 用大倍数读数显微镜精确测量裂纹的长度  $a$ , 并控制  $a/H=0.2\sim 0.6$ 。实验在 Charpy X CJ-500 型冲击试验机上进行, 实验温度为 22℃。实验测定每组样冲击功  $U$  及  $B \cdot H \cdot \phi$  值, 通过线性回归确定  $G_c^{[4]}$ 。

## 4 结果与讨论

### 4.1 常规力学性能

PP 及 PP/AT 复合材料常规力学性能的测试结果列入表 1。AT 含量对 PP/AT 复合材料弹性模量及拉伸屈服应力的影响如图 2 和图 3 所示。结果表明: AT 含量对 PP/AT 复合

表 1 PP 及 PP/AT 复合材料常规力学性能

Table 1 General mechanical properties of composite materials PP and PP/AT

| Sample No. | Materials   | Elastic modulus/(GPa) | Yield stress/(MPa) |
|------------|-------------|-----------------------|--------------------|
| 1          | PP          | 0.41                  | 38.1               |
| 2          | PP/AT 10wt% | 0.48                  | 35.3               |
| 3          | PP/AT 15wt% | 0.54                  | 31.1               |
| 4          | PP/AT 20wt% | 0.60                  | 28.5               |
| 5          | PP/AT 30wt% | 0.67                  | 23.2               |
| 6          | PP/AT 40wt% | 0.62                  | 21.7               |

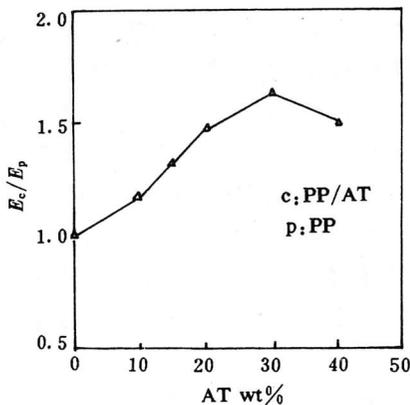


图 2 AT 含量对弹性模量影响

Fig. 2 Influence of AT on  $E$

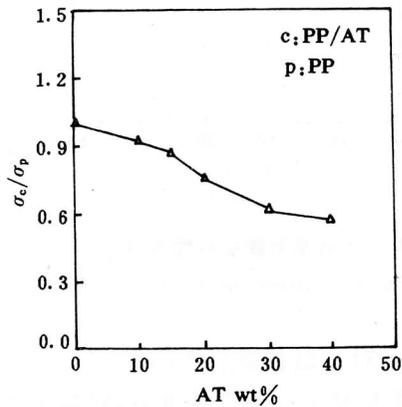


图 3 AT 含量对屈服应力影响

Fig. 3 Influence of AT on  $\sigma$

材料的弹性模量及拉伸屈服应力有较明显的影响,随着 AT 含量增加弹性模量逐渐增加,但当 AT 含量达 30wt% 时却开始下降。这说明,只有控制 AT 含量小于 30wt% 才有可能有增强效果。加入 AT 使拉伸屈服应力变低。

#### 4.2 PP 及 PP/AT 复合材料冲击断裂韧性结果

##### 4.2.1 AT 含量对 $G_c$ 的影响

冲击断裂韧性  $G_c$  测试结果列入表 2。

表 2 PP 及 PP/AT 复合材料冲击断裂韧性  $G_c$

Table 2 Impact toughness  $G_c$  of composite materials PP and PP/AT

| Sample No. | Materials   | $G_c/(kJ/m^2)$ | Sample number | Corelation coefficient(%) |
|------------|-------------|----------------|---------------|---------------------------|
| 1          | PP          | 2.16           | 9             | 85.9                      |
| 2          | PP/AT 10wt% | 3.17           | 9             | 84.8                      |
| 3          | PP/AT 15wt% | 3.82           | 9             | 88.0                      |
| 4          | PP/AT 20wt% | 4.35           | 9             | 78.7                      |
| 5          | PP/AT 30wt% | 4.65           | 9             | 95.2                      |
| 6          | PP/AT 40wt% | 3.52           | 9             | 81.4                      |

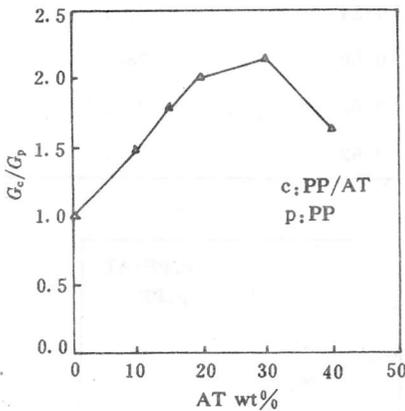


图 4 AT 含量对断裂韧性  $G_c$  影响

Fig. 4 Influence of AT on  $G_c$

实验结果表明:AT 含量对 PP/AT 复合材料断裂韧性影响较显著(图 4),随着 AT 的加入, $G_c$  逐渐增加,在 AT 含量为 20wt%~30wt% 左右,增韧效果最好。当 AT 增到 40wt% 后, $G_c$  下降许多,所以为了达到增韧目的,须将 AT 控制在 20wt%~30wt% 内。

##### 4.2.2 试样动能项对 $G_c$ 实验结果的影响

由于本实验冲击断裂韧性  $G_c$  的获得是基于 LEFM 理论,没有考虑应力波及惯性效应的影响,但由于本实验 Charpy 冲击速度较低( $<6m/s$ ),因此,可以忽略应力波在试样中的波动效应。但试样的动能项仍可能对实验结果产生一定的影响。因为,实验中试样冲击功  $U$  是通过摆锤初、终位置的势能差而确定的。显然, $U$  中包含了试样动能这项附加能

量,所以必须对  $U$  做必要的修正。

当质量为  $M$  的摆锤以速度  $v_0$ ,向静止放置在试验架上的质量为  $m$  的试样冲击时,由于发生了非弹性碰撞,此时试样飞出速度  $v$  为

$$v = \frac{v_0(1+e)m}{(m+M)} \quad (9)$$

则试样动能

$$K_0 = \frac{v_0^2(1+e)^2mM^2}{2(m+M)^2} \quad (10)$$

式中:  $e$  为恢复系数。

试样中测得冲击功  $U$ , 由于计入了这部分动能项, 必须做以下修正

$$U^* = U - K_0 \quad (11)$$

所以, 冲击断裂韧性  $G_c$  应由  $U^* \sim BH\phi$  直线斜率来确定。

由于我们实验条件的限制, 上述动能项修正目前无法做到, 但 G. P. Marshall 等人的研究表明<sup>[3]</sup>, 动能修正后, 对直线斜率影响很小, 即对  $G_c$  的影响很小。这说明, 以  $U$  对  $BH\phi$  作图而得的  $G_c$  仍能较准确地表征材料的冲击断裂韧性。

#### 4.2.3 PP/AT 复合材料增韧机理

虽然颗粒填充高分子复合材料的增韧机理目前还不是十分清楚, 但已有的研究成果已能提供一个轮廓上的认识。一般认为, 硬性粒子的加入所引起的增韧效果, 主要是由于粒子引发周围基体屈服或损伤和阻滞裂纹扩展而消耗更多的应变能, 从而提高了复合材料的断裂韧性。

粒子的存在使其周围的应变场变得不均匀, 产生应力集中引发多种损伤: 剪切屈服、银纹、孔洞、脱粘等。使基体吸收更多的应变能, 从而有利于断裂韧性的提高。

粒子在基体中阻滞裂纹扩展的效应, 主要是通过两种机制来实现的。其一是钝化机制, 即裂纹尖端因粒子和基体脱粘 (debonding) 而钝化 (blunting)。其二为钉扎 (pinning) 机制, 即当基体裂纹遇到较硬的两相粒子时, 难以顺利通过, 从而产生 pinning。F. F. Large<sup>[5]</sup> 认为, 当裂纹遇到粒子而无法贯穿继续扩展时, 将被迫转弯而成弓形。在这种情况下, 材料的临界应变能释放率将有所提高, 具体关系式为

$$G_{ic} = G_{ic_0} + \frac{T_L}{D_s} \quad (12)$$

式中:  $G_{ic}$  为复合材料的临界应变能释放率;  $G_{ic_0}$  为基体材料的临界应变能释放率;  $D_s$  为粒子间距;  $T_L$  为弓形裂纹尖端单位长度消耗的能量。

PP/AT 复合材料的断裂韧性的提高, 正是由于 AT 粒子的加入, 通过粒子引发多种基体损伤和钝化、钉扎机制阻滞裂纹扩展而消耗更多的应变能来实现的。随着 AT 含量逐渐增加, 这种能量的消耗也逐渐增加, 从而复合材料的断裂韧性也逐步提高。但是, 当 AT 含量进一步增加时, 由于复合材料中基体份额逐渐减少, 当 AT 含量增大到一定值时, 就有可能使基体总吸收能量减少, 从而导致断裂韧性下降。当 AT 含量达 40% 时, 复合材料断裂韧性的下降即是这个原因。因此, 欲提高 PP/AT 复合材料的断裂韧性, 必须将 AT 含量控制适度。本实验结果表明, 当 AT 含量为 20wt%~30wt% 范围内, PP/AT 复合材料增韧效果最佳。

#### 参 考 文 献

- 1 Rice J R. J Appl Mech, 1968, 35: 379
- 2 Willams J G, et al. Poly Eng Sci, 1975, 15: 470

- 3 Marshall G P, Willams J G, Turner E E. *J Mat Sci*, 1973, 8: 949
- 4 戴兰宏. 复合材料断裂破坏的 Fractal 分析. [学位论文]. 合肥: 合肥工业大学, 1992
- 5 Large F F. *Phil Mag*, 1970, 22: 983

## STUDIES ON IMPACT FRACTURE TOUGHNESS OF COMPOSITE MATERIALS PP/AT

Dai Lanhong

(*LNM, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China*)

**ABSTRACT** Impact fracture toughness of composite materials PP/AT with packing particle AT : 0, 10wt%, 15wt%, 20wt%, 30wt% and 40wt% is studied by means of Charpy impact testing machine respectively. Results demonstrate that adding AT can increase fracture toughness of PP/AT under a certain range of AT fraction, and the best fraction is between 20wt% and 30wt%.

**KEY WORDS** attapulgit, composites, fracture toughness.