

文章编号: 1001-4888(2011)06-0657-08

纳米颗粒改性环氧树脂的力学性能与断裂机理^{*}

汤龙程^{1,2}, 张晖², 张辉², 张忠², 伍小平¹

(1. 中国科学技术大学 近代力学系, 安徽合肥 230027; 2. 国家纳米科学中心, 北京 100190)

摘要: 采用高度分散的纳米二氧化硅颗粒增韧/增强高性能环氧树脂。研究表明, 高性能环氧树脂的力学性能随着纳米颗粒的添加能够得到明显的改善; 填充 14wt% 的纳米二氧化硅时, 复合材料的弹性模量、拉伸强度和断裂韧性分别提高了 21%、17% 和 49%。断面观察分析发现, 纳米颗粒的存在会导致环氧树脂基体发生塑性变形, 如剪切带和空穴增长, 这可能是高性能环氧树脂断裂韧性提高的主要原因。理论模型分析进一步证实, 基体塑性变形, 包括空穴增长和剪切带, 应该是纳米颗粒改性高性能环氧复合材料断裂韧性增长的主要机理。

关键词: 纳米颗粒; 环氧树脂; 力学性能; 断裂机理

中图分类号: TQ32; TB3 **文献标识码:** A

0 引言

环氧树脂因其优异的黏结性、耐磨性、力学性能、电绝缘性能、化学稳定性和耐高低温性等优点, 已广泛用于胶黏剂、电子仪表、轻工、建筑、机械、涂料以及电子电气绝缘等领域。高性能环氧树脂也是制备航天、航空用先进纤维复合材料最为重要的树脂基体之一; 就航空领域而言, 最新推出的波音 787, 先进纤维复合材料用量将占结构重量的 50%, 这使得飞机减重达 10%~40%, 结构成本降低 15%~30%, 其燃油量减少 20%; 空客也在打造与 787 相应的 A350, 先进纤维复合材料将会占飞机总重的 54%。随着我国大飞机项目的确立, 相信这个领域的需求将更加迫切。然而, 由于高度交联的网状分子结构, 环氧树脂表现出阻止裂纹扩展能力差、易应力开裂和疲劳寿命短等缺点, 在冲击和疲劳载荷作用下容易产生一些内部缺陷。这样, 树脂材料就可能会发生破坏造成危险事故, 使其应用受到一定的限制, 特别是在航天、航空等领域。

长期以来, 为了增韧/增强环氧树脂, 人们从理论到实践上都做了大量的研究工作。传统的改性方法是在环氧基体中加入橡胶类弹性体、热塑性聚合物和液晶聚合物等填料, 并以适当方式进行分散从而达到增韧或增强的目的。这些方法都可以有效地对环氧树脂进行增韧, 但也各有一些局限性: 如橡胶弹性体虽然可以大幅度提高材料断裂韧性, 但却以牺牲材料的弹性模量和强度^[1]以及耐热性能如玻璃化转变温度(T_g)^[2]为代价。热塑性聚合物往往需要在环氧树脂中形成网络结构才能起到明显增韧作用^[3], 但传统的纤维复合材料成型工艺往往抑制这种结构的形成; 而且热塑性聚合物对环境温度非常敏感, 高温或低温都会对增韧、增强产生不利影响。近年来, 无机纳米微粒用来增韧/增强环氧树脂制备而成的纳米复合材料, 因其卓越的综合性能引起了人们广泛的关注^[4-8]。例如, 在室温和高温(80℃)条件下, 添加刚性无机二氧化硅纳米颗粒都可以同时提高双酚 A 型环氧的模量、强度和韧性^[9]。然而, 利用无机纳米颗粒来增韧/增强高性能环氧树脂(T_g 高于 200℃)的报道还不多, 其增韧机理还不是很清楚。

^{*} 收稿日期: 2011-04-03; 修回日期: 2011-06-02

基金项目: 国家自然科学基金(51073044)资助

通讯作者: 张忠(1968—), 男, 博士, 研究员。主要研究领域为纳米复合材料力学。E-mail: zhong.zhang@nanoctr.cn

本文研究了纳米二氧化硅颗粒对高性能环氧树脂力学性能的影响,结果显示纳米颗粒的添加可以同时提高环氧树脂的强度、刚性和韧性。基于断面和理论分析,进一步讨论了相关的断裂行为和可能的增韧机理。

1 实验部分

1.1 原料

本文采用的材料原料主要是环氧树脂(四官能环氧树脂:Resin XB 9721);固化剂(甲基四氢邻苯二甲酸酐:Aradlur 917+咪唑:DY070);二氧化硅纳米颗粒/环氧树脂母料(含有 50wt%二氧化硅和 50wt%环氧树脂)。以上原料由德国 Merck KGaA 公司提供,具体信息见表 1。在本文中,所制备样品的二氧化硅纳米颗粒含量分别为:3wt%,6wt%,10wt%和 14wt%。

1.2 环氧纳米复合材料的制备

为了制备纳米颗粒/环氧纳米复合材料样品,首先,将纯树脂加热至 60℃,去除树脂中可能的结晶并降低树脂的粘度;然后,利用机械搅拌仪器(DISPERMAT AE),按照计量比将环氧树脂、母料与固化剂在 60℃下高速机械搅拌 30 分钟,将混合物放置在 60℃真空烘箱中去气泡得到预聚体;最后,将脱除气泡后的混合物浇铸在表面涂有脱模剂的钢制模具中,并根据树脂生产商推荐的固化条件固化成型。固化程序为:90℃保持 60 分钟,120℃保持 120 分钟,140℃保持 120 分钟,160℃保持 120 分钟,180℃保持 120 分钟,最后 220℃保持 120 分钟。

表 1 实验中所用原料的基本信息

Tab.1 Basic information of the raw materials used in this study

材料类别	成分	环氧当量 (g/eq)	室温时密度 (g/cm ³)	粘度 (mPa·s)
环氧树脂 XB 9721	四官能环氧树脂	105~118	1.15~1.18	3000~7000 at 50 °C
固化剂 Aradlur 917	甲基四氢苯酐 (MeTHPA)	148~166	1.2~1.25	50~100 at 25 °C
促进剂 DY 070	咪唑促进剂	Aradlur 917 : DY 070 =100 : 1 (wt%)	0.95~1.05	<50 at 25 °C
环氧/SiO ₂ 母料	SiO ₂ 50wt%+ 环氧树脂 50wt%	—	SiO ₂ : ~2.2	—

1.3 性能测试

采用美国 SANS CMT2000 Tester 型拉伸试验机测试纳米复合材料的准静态拉伸性能和断裂韧性(紧凑拉伸实验),测试按照 ASTM D-638 和 ASTM D-5045 标准执行,拉伸实验载荷单元为 2kN,拉伸速率为 1mm/min。紧凑拉伸(CT)样品的预制裂纹按下述方法制备:首先用切割机于试样加载孔中间切出一宽约 1mm、长约 18mm 的深槽;其次将一锋利的安全刀片放置在切好的样品槽中,然后轻轻敲击刀片。随着刀片逐渐契入样品,在样品内会产生一个尖锐的自然扩展裂纹。裂纹尖端尺寸需满足 $0.45 < a/W < 0.55$ 的约束条件。完成拉伸实验后,在读数光学显微镜下测定预制裂纹的实际尺寸,由于预制裂纹尖端的左右两侧长度不一定相同,故沿厚度方向间隔一段距离多次读取数据后,取其平均值作为预制裂纹的长度。每组样品至少重复测定 5 次。临界应力强度因子 K_{IC} 按照下式计算:

$$K_{IC} = f(\alpha) \frac{P_Q}{BW^{1/2}} \quad (1)$$

其中 P_Q 是载荷—位移曲线上样品所受的最大载荷; B 是 CT 样品厚度; a 和 W 分别是预制裂纹的实际

长度和 CT 样品实际拉伸的宽度; $f(\alpha)$ 是紧凑拉伸样品校正因子, 其数值可通过下述方程得到:

$$f(\alpha) = \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{2/3}} (0.086 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (2)$$

其中 $\alpha = a/W$ 。

根据 K_{IC} 值和材料的弹性模量可以得到样品的临界应变能释放率 G_{IC} , 其计算方程为:

$$G_{IC} = \frac{(1 - \nu^2) K_{IC}^2}{E} \quad (3)$$

其中 E 是样品的杨氏模量; ν 是材料的泊松比, 本研究中环氧树脂及其纳米复合材料全部取值为 0.35。详细的测试过程参见我们之前发表的文章^[9, 10]。

采用美国 TA 公司的 DMA Q800 型动态机械仪测试分析纳米复合材料的动态力学性能, 考察纳米颗粒与环氧树脂基体之间的相互作用, 并测定纳米复合材料的储能模量、损耗模量和损耗因子。根据损耗因子峰值位置所对应的温度, 确定纳米复合材料的玻璃化转变温度 (T_g)。测试条件是拉伸模式, 频率为 1Hz, 温度范围为 30℃~300℃, 升温速率是 3℃/min, 属于空气气氛。利用 PE 公司的 Diamond 热重分析仪, 在空气气氛中研究纳米颗粒改性环氧复合材料的热稳定性, 测试条件: 温度范围为 30℃~750℃和升温速率为 5℃/min。

1.4 形貌表征

采用美国 FEI 公司的 Tecnai G² 20 S-TWIN 型透射电镜 (TEM) 观测纳米粒子的尺寸及其在树脂基体中的分散情况。TEM 样品经 LKB Nova 型钻石刀超薄切片, 样品的厚度约为 60nm~90nm。纳米复合材料经过力学测试后, 利用扫描电子显微镜 (SEM, HITACHI S-4800) 观察 CT 断面, 断裂样品表面在扫描观测前预先进行喷金处理, 喷金时间为 20 秒。

2 实验结果与讨论

2.1 纳米颗粒在环氧基体的分散性

TEM 用来直接观察纳米颗粒在环氧树脂里的分散状态。图 1 是二氧化硅纳米颗粒含量分别为 6wt% 和 14wt% 的复合材料的 TEM 照片; 可见纳米二氧化硅颗粒的尺寸在 40nm~90nm 之间, 呈球状 (白色箭头所指)。在不同含量条件下, 纳米颗粒的分散均较为理想, 没有发现明显的团聚现象。这对于制备高性能环氧基纳米复合材料是至关重要的。

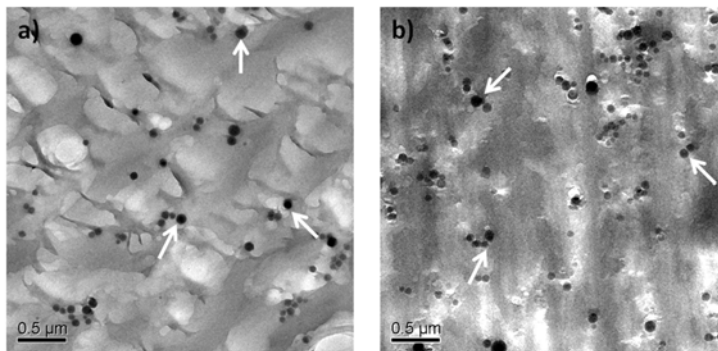


图 1 不同含量二氧化硅改性环氧纳米复合材料的 TEM 照片: a) 6wt% 和 b) 14wt%

Fig. 1 TEM images of epoxy nanocomposites containing different silica content: a) 6wt% and b) 14wt%

2.2 热稳定性和动态力学性能

图 2(a) 是纳米二氧化硅改性环氧复合材料的 TGA 图。结果显示填充纳米颗粒后的复合材料在 30℃~400℃ 的热稳定性有一定程度的改善; 但随着温度升高, 由于纳米颗粒含量的不同, 环氧树脂的降解过程略微有些差别; 在 600℃ 之后, 随着树脂基体的完全降解, 残余纳米颗粒含量的不同会造成不同高度的平台。图 2(b) 是复合材料的动态力学性能随着温度变化的曲线, 可见纳米颗粒的填充可以明显

地提高环氧树脂的储能模量,但随着纳米颗粒填充含量的增大,复合材料的 T_g 却有所下降。例如 6wt% 和 14wt% 二氧化硅填充环氧复合材料的 T_g 值,由约 250°C (纯树脂) 分别降到了约 225°C 和约 205°C。此外,纳米颗粒的加入使得环氧树脂阻尼峰值稍有升高。目前还不清楚复合材料的 T_g 和阻尼会发生上述变化的原因;这还需要更进一步的工作进行解释,暂不在本文研究的范围内。

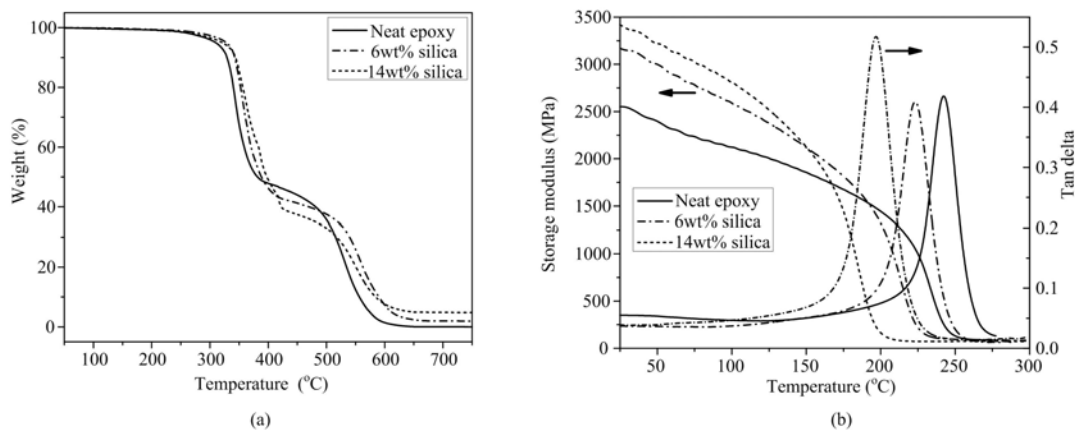


图 2 环氧及其纳米复合材料的 a) TGA 曲线和 b) 动态力学性能

Fig. 2 a) TGA curves and b) dynamic mechanical properties of neat epoxy and its nanocomposites

2.3 力学性能

拉伸应力应变曲线及强度和弹性模量与纳米二氧化硅含量的关系见图 3。对于高性能环氧树脂,其弹性模量、拉伸强度、断裂伸长率和断裂韧性分别约 3.08GPa、60.57MPa、2% 和 0.43MPa·m^{1/2},是一种典型的脆性聚合物材料。虽然二氧化硅填充环氧纳米复合材料仍然呈现脆性的断裂(图 3(a)),但纳米颗粒的加入能够提高环氧的断裂伸长率。复合材料的弹性模量随着二氧化硅颗粒的含量基本呈线性增加,14wt% 的纳米颗粒能够使材料的模量提高到 3.72GPa,增长了约 21%,这主要是因为纳米二氧化硅填料比纯环氧树脂基体具有更高的弹性模量。复合材料的拉伸强度显示与弹性模量基本一致的趋势,随着颗粒含量增加而增加(图 3(b));14wt% 的纳米颗粒能够导致环氧树脂的拉伸强度增加约 17%(70.86MPa)。

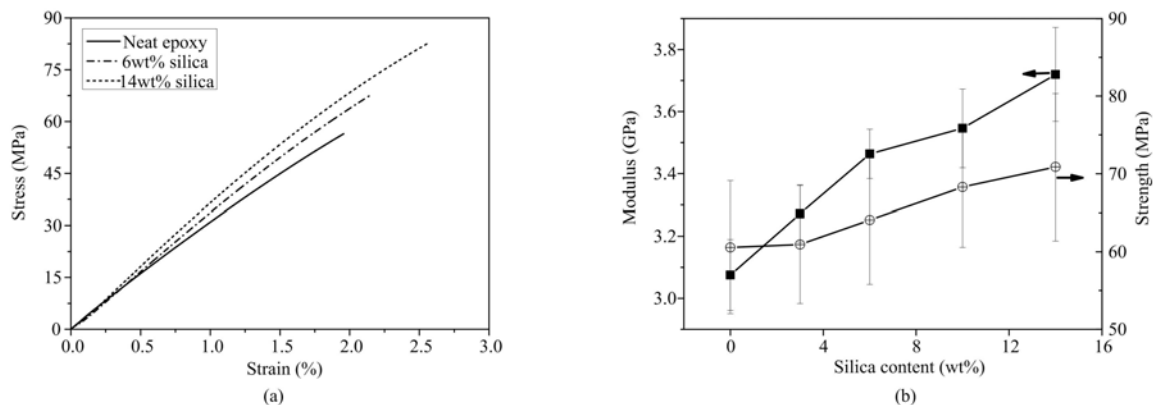


图 3 a) 环氧及其纳米复合材料的拉伸应力—应变曲线和 b) 拉伸性能与纳米二氧化硅颗粒含量关系图

Fig. 3 a) Tensile stress-strain curves of neat epoxy and its nanocomposites and
b) elastic modulus and tensiles strength as a function of silica content

图 4 是纳米二氧化硅改性高性能环氧树脂的断裂韧性(包括 K_{IC} 和 G_{IC}) 与纳米颗粒含量的关系图。复合材料的断裂韧性包括 K_{IC} 和 G_{IC} 都随着纳米二氧化硅含量增加而呈线性的增加。含有 14wt% 纳米颗粒的复合材料具有最大的 K_{IC} 和 G_{IC} 值,分别为 0.58MPa·m^{1/2} 和 78.4J/m²,与纯环氧相比分别增加

了约 35 % 和 49 %。明显地,刚性无机纳米颗粒可以有效地改善高性能环氧树脂的断裂韧性。

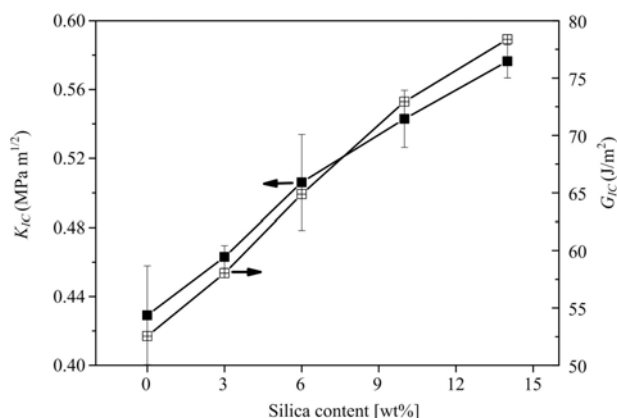


图 4 环氧及其纳米复合材料的断裂韧性和纳米二氧化硅颗粒含量关系图

Fig. 4 Fracture toughness of neat epoxy and its nanocomposites as a function of silica content

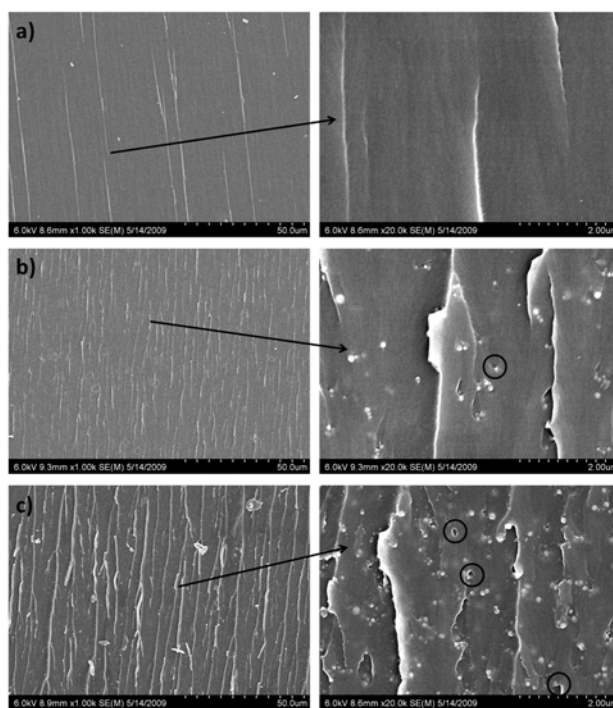


图 5 不同含量二氧化硅改性环氧纳米复合材料的 CT 断面: a) 纯环氧, b) 6wt% 和 c) 14wt%

Fig. 5 CT fracture surface of epoxy nanocomposites containing different silica content:

a) neat epoxy, b) 6wt% and c) 14wt%

2.4 断裂机理分析

图 5 是高性能环氧树脂及其复合材料的 CT 样品断面的 SEM 照片。纯高性能树脂断面显示一些河流状条纹的存在;高放大倍数下可以观察到其断面是很光滑的(图 5(a)),表明它具有较弱的抵抗裂纹扩展的能力。添加 6wt% 的纳米二氧化硅颗粒,在断面上可以看到更多和更密的河流状条纹(图 5(b));在高放大倍数下,还可以发现纳米颗粒会导致一些裂纹发生分叉。在添加 14wt% 的纳米二氧化硅颗粒后,河流状条纹的密集程度更为明显,表明断面的粗糙程度显著增加;更多纳米颗粒的出现也导致断面的裂纹扩展相比于 6wt% 显得更为曲折(图 5(c))。此外,纳米颗粒的填充使基体应力发白也更加明显,预示着表面改性纳米二氧化硅的加入可能会促进环氧基体的延展变形的能力,这与复合材料的断裂伸长率明显改善相吻合(图 3(a))。明显增加的断面粗糙度意味着基体的塑性变形如剪切带是断

面上能够耗散断裂能量的主要特征^[11]。值得注意的是,在二氧化硅/环氧复合材料 CT 样品的断面上还能够看到二氧化硅纳米颗粒脱粘后形成的孔洞(如图 5(b)和 5(c)中圆圈所示)。通过测量发现这些孔洞的尺寸都在 100nm~150nm 之间,比纳米颗粒的尺寸要大了一些(图 1),说明纳米颗粒脱粘会释放其对基体的约束,使基体发生膨胀而耗散断裂能。可见基体的塑性空穴增长也应该是纳米复合材料断裂韧性提高的一个重要原因^[5]。

环氧树脂中会发生塑性剪切屈服被认为是纯聚合物基体和颗粒填充聚合物复合材料的一个重要的增韧机理^[12]。刚性颗粒会导致环氧的剪切屈服,造成应力状态的改变,如从平面应变状态变成平面应力状态,在裂纹尖端附近的影响区里颗粒会造成空穴和脱粘结构的形成。平面应变条件下,这一特征影响区的大小可以近似为线弹性断裂机理,可以由 Irwin 模型里定义的“塑性区”计算得到。假想的“圆形”塑性区半径的大小(r_y),主要与聚合物基体的静态断裂韧性和屈服应力有关^[13]:

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \cdot \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

如图 6(a)是公式(4)计算的“塑性区”半径与复合材料的断裂韧性(G_{IC})的关系图,可以看出 r_y 与复合材料的断裂韧性(G_{IC})基本显示线性的关系,这也说明基体的塑性变形可能是二氧化硅纳米颗粒提高环氧断裂韧性的主要机理。

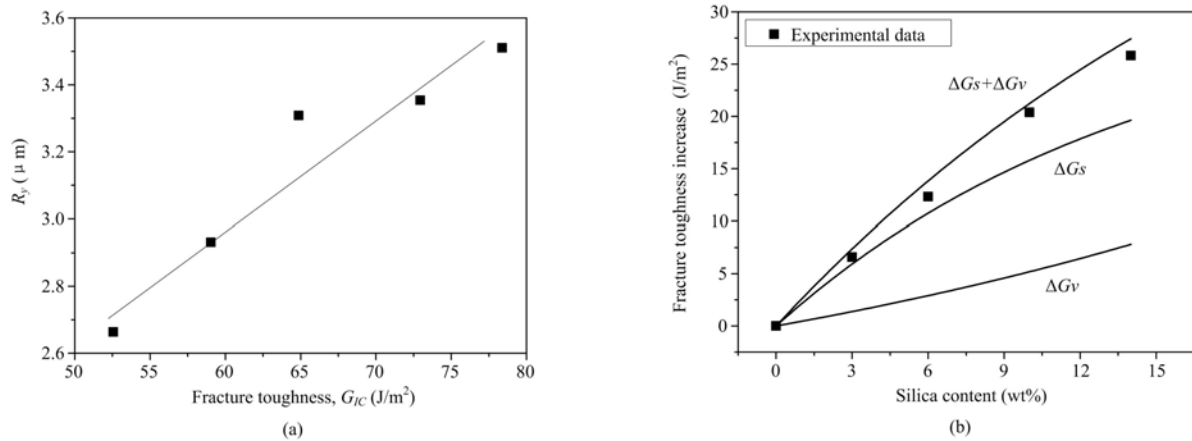


图 6 (a)二氧化硅改性环氧纳米复合材料的断裂韧性(G_{IC})与“塑性区”半径的关系和
(b)公式(7)和(8)预测的断裂韧性增长值与断裂韧性增长实验值的比较

Fig. 6 (a)Correlation between radius of plastic zone and increment of fracture energy of silica/epoxy nanocomposites and (b) The experimental data and predicted values according to Eqs. (7) and (8)

Huang 和 Kinloch 预测橡胶增韧环氧的模型^[14, 15],也常用于预测纳米颗粒改性环氧的增韧机理的分析^[5, 7, 16]。这一模型包含颗粒的桥联、剪切带以及塑性空穴增长三个机理,其中纳米颗粒不会桥联微米的主裂纹^[5],因此,纳米颗粒改性环氧复合材料的断裂韧性 G_{ICc} ,可以用下面表达式得到:

$$G_{ICc} = G_{ICm} + \psi \quad (5)$$

$$\psi = \Delta G_s + \Delta G_v \quad (6)$$

$$\Delta G_s = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{3^{1/2} \mu_m}{3} \right)^2 \left[\left(\frac{4\pi}{3V_f} \right)^{1/3} - \frac{54}{35} \right] K_{cm}^2 V_f \sigma_{yc} \gamma_f r_{yu} \quad (7)$$

$$\Delta G_v = \left[1 - \frac{\mu_m^2}{3} \right] [V_{fv} - V_{fr}] K_{cm}^2 \sigma_{yc} r_{yu} \quad (8)$$

其中, G_{ICm} 为环氧树脂基体的断裂韧性; $\Delta G_s, \Delta G_v$ 分别表示剪切带以及塑性空穴增长机理对复合材料断裂韧性的贡献; V_{fr} 和 V_{fv} 分别为复合材料中发生脱粘纳米颗粒的体积含量和纳米颗粒脱粘形成孔洞的体积含量(由断面分析得出,详细见文献^[16];本文($V_{fr} - V_{fv}$)约为 $0.1V_f$,其中 V_f 为复合材料中添加的纳米颗粒体积含量); μ_m 为材料常数($0.2^{[5]}$); K_{cm} 为塑性基体的最大应力集中因子($2.22^{[5]}$); σ_{yc} 环氧基体的屈服应力(对于环氧复合材料的屈服应力取其断裂应力的值,如图 3(b)); γ_f 和 r_{yu} 为环氧基体剪

切断裂应变($0.71^{[5]}$)和塑性区域的半径大小($2.66\mu\text{m}$, 图 6(a))。图 6(b)是根据公式(7)和(8)计算得到的纳米复合材料断裂韧性增长的预测值与实验值的比较。结果显示纳米颗粒造成的剪切带消耗的断裂能比空穴增长消耗的断裂能要多,说明剪切带是纳米二氧化硅颗粒增韧高性能环氧的重要机理,但是这两种机理的预测值都比断裂韧性的实验值要低。值得注意的是,剪切带和空穴增长预测断裂韧性增长的加和即($\Delta G_s + \Delta G_v$)的预测值,与实验值比较显示有很好的一致性,可以推测基体的塑性变形包括剪切带和塑性空穴增长机理应该是二氧化硅纳米颗粒改性环氧复合材料的断裂韧性提高的主要原因。

3 结论

本文主要研究了纳米二氧化硅颗粒对高性能环氧树脂力学性能的影响规律,并讨论了相关的断裂和增韧机理。高度分散纳米二氧化硅颗粒能够同时改善树脂基体的弹性模量、拉伸强度和断裂韧性,而且没有牺牲材料的热稳定性等其它性能。基于断面观察和分析,纳米颗粒的存在造成基体塑性变形包括剪切带和空穴增长机理应该是高性能环氧树脂断裂韧性提高的主要机理。

参考文献:

- [1] Raju T, Ding Y M, He Y L, et al. Miscibility, morphology, thermal, and mechanical properties of a DGEBA based epoxy resin toughened with a liquid rubber[J]. *Polymer*, 2008, 49:278—294.
- [2] Levita G, Marchetti A, Butta E. Influence of the temperature of cure on the mechanical-properties of ATBN epoxy blends[J]. *Polymer*, 1985, 26:1110—1116.
- [3] Kinloch A J, Yuen M L, Jenkins S D. Thermoplastic-toughened epoxy polymers[J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29:3781—3790.
- [4] Wetzel B, Hauptert F, Zhang M Q. Epoxy nanocomposites with high mechanical and tribological performance[J]. *Composites Science and Technology*, 2003, 63:2055—2067.
- [5] Johnsen B B, Kinloch A J, Mohammed R D, et al. Toughening mechanisms of nanoparticle-modified epoxy polymers[J]. *Polymer*, 2007, 48:530—541.
- [6] Zhao S, Schadler L S, Duncan R, et al. Mechanisms leading to improved mechanical performance in nanoscale alumina filled epoxy[J]. *Composites Science and Technology*, 2008, 68:2965—2975.
- [7] Hsieh T H, Kinloch A J, Masania K, et al. The mechanisms and mechanics of the toughening of epoxy polymers modified with silica nanoparticles[J]. *Polymer*, 2010, 51:6284—6294.
- [8] Zhang H, Zhang H, Tang L C, et al. The effects of alumina nanofillers on mechanical properties of high-performance epoxy resin[J]. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2010, 10:7526—7532.
- [9] Zhang H, Tang L C, Zhang Z, et al. Fracture behaviours of in situ silica nanoparticle-filled epoxy at different temperatures[J]. *Polymer*, 2008, 49:3816—3825.
- [10] Zhang H, Zhang Z, Friedrich K, et al. Property improvements of in situ epoxy nanocomposites with reduced interparticle distance at high nanosilica content[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54:1833—1842.
- [11] Le Q H, Kuan H C, Dai J B, et al. Structure-property relations of 55 nm particle-toughened epoxy[J]. *Polymer*, 2010, 51:4867—4879.
- [12] Argon A S, Cohen R E. Toughenability of polymers[J]. *Polymer*, 2003, 44:6013—6032.
- [13] Kinloch A J, Young, R. J. Fracture behaviour of polymers[J]. London: Applied Science Publishers, 1983.
- [14] Huang Y, Kinloch A J. Modeling of the toughening mechanisms in rubber-modified epoxy polymers. 1. Finite-element analysis studies[J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27:2753—2762.
- [15] Huang Y, Kinloch A J. Modeling of the toughening mechanisms in rubber-modified epoxy polymers. 2. A quantitative description of the microstructure fracture property relationships[J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27:2763—2769.
- [16] Liang Y L, Pearson R A. The toughening mechanism in hybrid epoxy-silica-rubber nanocomposites (HESRNs) [J]. *Polymer*, 2010, 51:4880—4890.

Mechanical Properties and Fracture Mechanism of Epoxy Resin Improved by Adding Silica Nanoparticles

TANG Long-cheng^{1,2}, ZHANG Hui², ZHANG Hui², ZHANG Zhong², WU Xiao-ping¹

(1. Department of Modern Mechanics, University of Science and Technology of China, Hefei 230027, China;

2. National Center for Nanoscience and Technology, China, Beijing 100190, China)

Abstract: This work focuses on the effect of highly-dispersed silica nanoparticles on toughening/reinforcing high-performance epoxy resin. It is found that the mechanical properties of epoxy nanocomposites are significantly improved with adding the silica nanoparticles. Experimental results show that the elastic modulus, the tensile strength and the fracture toughness (G_{IC}) of epoxy resin added 14wt% silica are enhanced about 21%, 17% and 49%, respectively. Scanning electron microscope observation revealed that the presence of nanoparticles may induce resin matrix plastic deformation such as shear banding and cavity growth. Theoretical analysis further demonstrates that the matrix plastic deformation, including plastic shear banding and void growth, should be the main mechanism of fracture toughness increasing of high-performance epoxy resin improved by adding silica nanoparticles.

Keywords: nanoparticle; epoxy; mechanical properties; fracture mechanism