复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第 29 卷 第 4 期 8 月 2012 年
Vol. 29 No. 4 August 2012

文章编号：1000-3851(2012)04-0001-09

结构化增韧层增韧 RTM 复合材料性能

张 朋[1]，刘 刚*[1]，胡晓兰[1,2]，包建文[1]，益小苏[1]

(1. 北京航空材料研究院 先进复合材料重点实验室，北京 100095；2. 厦门大学 材料学院，厦门 361005)

摘 要： 从复合材料离位增韧思想出发，选用具有高孔隙率的尼龙无纺布(PNF)作为结构化增韧层，采用 RTM 工艺制备了 PNF 层间增韧改性的 U3160 碳纤维增强环氧 3266 树脂基复合材料(U3160－PNF/3266)，并研究了其韧性相关性能和增韧机制。结果表明：U3160－PNF/3266 复合材料层间仍保持其原有的结构形式，同时与层间树脂相互贯穿形成了一种非反应诱导相分离的双连续结构，并且这种双连续结构表现出显著的增韧效果。U3160－PNF/3266 复合材料的Ⅰ型层间断裂韧性和Ⅱ型层间断裂韧性分别提高了 1.1 倍和 1.4 倍，冲击后压缩强度由 212 MPa 提高到 281 MPa。

关键词： RTM；无纺布；复合材料；层间增韧；层间性能

中图分类号： TB332 **文献标志码：** A

Properties of toughened RTM composites by structural toughening layer

ZHANG Peng[1], LIU Gang*[1], HU Xiaolan[1,2], BAO Jianwen[1], YI Xiaosu[1]

(1. Science and Technology on Advanced Composites Laboratory, Beijing Institute of Aeronautics Materials, Beijing 100095, China; 2. College of Materials, Xiamen University, Xiamen 361005, China)

Abstract: Based on ex-situ toughening concept, the polyamide nonwoven fabric(PNF) with high porosity was chosen as structural toughening layer, and the U3160 carbon fiber reinforced epoxy 3266 composites toughened by interlaminar PNF(U3160－PNF/3266) was fabricated via RTM process. The properties of U3160－PNF/3266 composite were investigated as well as toughening mechanism. The results indicate that the PNF still keep original structure in composites interlaminar, and formed a unreactional co-continuous structure with based resin which show remarkable toughening effect. Mode Ⅰ fracture toughness (G_{IC}) and mode Ⅱ fracture toughness (G_{IIC}) of the U3160－PNF/3266 composites are 1.1 times and 1.4 times higher respectively than that of the control system, and the compression after impact (CAI) increase from 212 MPa to 281 MPa.

Keywords: RTM; nonwoven fabric; composites; interlaminar toughen; interlaminar properties

以树脂转移模塑(Resin transfer molding, RTM)为代表的液态成型技术是当前国际先进复合材料低成本制造领域研究与发展的主流。RTM 成型技术的关键是需要低黏度的专用树脂，为了满足这一特性，树脂的分子量一般较小，导致树脂固化后较脆。此外航空用高性能树脂要求其具有较高的结构性能及较高的耐温等级，因此树脂基体的交联密度较高，同样增加其脆性。因此，RTM 复合材料的层间韧性尤其是抗冲击损伤能力较差。但对于航空复合材料，韧性尤其是层间韧性决定着复合材料的损伤容限，而损伤容限直接关系到复合材料的设计许用值，直接影响飞机结构的减重效率。因此，RTM 技术中树脂低黏度与复合材料高韧性的矛盾，成为国内外复合材料技术研究关注的焦点。

传统的原位增韧方法会大大增加树脂基体的黏度[1-4]，对于 RTM 成型工艺来说，这与其所追求的树脂低黏度和良好的流动性显然矛盾。离位(Ex-situ)增韧[5]技术是近年来发展的一种全新的复合材料增韧技术，其核心是将树脂基体的主组分与增韧组分分离，将增韧效果定域在对复合材料韧性贡

收到初稿日期： 2011-07-01；**收到修改稿日期：** 2011-11-16；**网络出版时间：** 2012-02-09 16:16:11
网络出版地址： www.cnki.net/kcms/detail/11.1801.TB.20120209.1616.005.html
基金项目： 国家 973 课题(2010CB631101)；国家自然科学基金(51103121)；航空基金(20115221003)
通讯作者： 刘 刚，博士，高级工程师，主要从事树脂基复合材料相关研究 E-mail：liugangphd@gmail.com

献最大的层间位置，从而最大限度地获得增韧效果。先期的研究结果表明[6-12]，离位增韧技术可以有效地解决RTM工艺过程中树脂低黏度与复合材料高韧性之间的矛盾，大幅度提升RTM复合材料的层间性能。但是，利用离位增韧技术仍需克服高分子-高分子复相或多相系复杂、复相材料相变的材料化学限制、精确控制热反应诱导失稳分相动力学等困难。

事实上，无论是传统的原位增韧方法或离位增韧方法，其通过反应诱导相分离形成的热固-热塑双连续结构是实现复合材料韧性提高的根本原因[13-15]，而非反应诱导相分离的热塑-热固体系则往往被忽略。如果能够在复合材料的层间形成一种非反应诱导相分离的热固-热塑双连续结构，将很可能同样能够实现复合材料层间韧性的提升。本研究中选用一种与树脂基体不发生反应诱导相分离的韧性高分子材料(尼龙)作为增韧剂，将其预制成具有高孔隙率的连续纤维无纺布结构作为结构化增韧层，从离位增韧的思想出发对RTM复合材料进行了层间增韧改性，并研究了改性复合材料的韧性相关性能及其增韧机制。

1　实验部分

1.1　原材料

RTM环氧树脂，牌号3266，北京航空材料研究院；国产U3160单向无纬碳纤维织物，面密度(160±7) g/m^2，威海拓展纤维有限公司；尼龙无纺布，面密度20 g/m^2。

1.2　增韧层的制备

选用的增韧层材料为尼龙无纺布(PNF)，采用纺黏法工艺制备。利用熔融纺丝技术，经挤出、拉伸，然后牵伸制备尼龙连续长纤维，铺网后热压黏合得到PNF。具体工艺流程为：

聚合物切片→切片烘燥→熔融挤压→纺丝→冷却→牵伸→分丝→铺网→加固→切边→卷绕。

1.3　复合材料的制备

力学性能试样的铺层方式如表1所示。完成纤维和增韧层的铺覆后在保证模具温度达到40～45 ℃时，将3266环氧树脂以0.1 MPa压力压入闭合模具，完成充模。然后按照80 ℃/4 h，120 ℃/12 h的固化工艺进行固化，固化反应结束后冷确至室温，脱模，得到PNF层间增韧改性的U3160碳纤维增强环氧3266树脂基复合材料层板(U3160-PNF/3266)。同样的方法，制备未增韧的U3160碳纤维增强环氧3266树脂基复合材料(U3160/3266)，作为对比体系。

表1　U3160-PNF/3266复合材料层板铺层方式

Table 1　Ply sequence of the U3160-PNF/3266 laminates

Test	Ply sequence	Thickness/mm	V_f/%
CAI	$[45/0/-45/90]_{4S}$	5.3	55±3
G_{IC}	$[0]_{24}$	4.0	55±3
G_{IIC}	$[0]_{24}$	4.0	55±3

1.4　力学性能测试

复合材料的力学性能测试在Instron 8803材料试验机上进行，其中冲击后压缩强度(CAI)测试按照ASTM D7137/D7137－05测试标准进行，冲击能量为6.67 J/mm；Ⅰ型层间断裂韧性(G_{IC})测试方法按照HB 7402－96；Ⅱ型层间断裂韧性(G_{IIC})测试方法按照HB 7403－96。

1.5　微观结构分析

将复合材料试样浸泡在甲酸溶液中超声处理3 h，经化学刻蚀除去其中的热塑相，连同未刻蚀的复合材料试样在QUANTA600扫描电镜下观察其微观结构(样品经喷金)。

2　结果与讨论

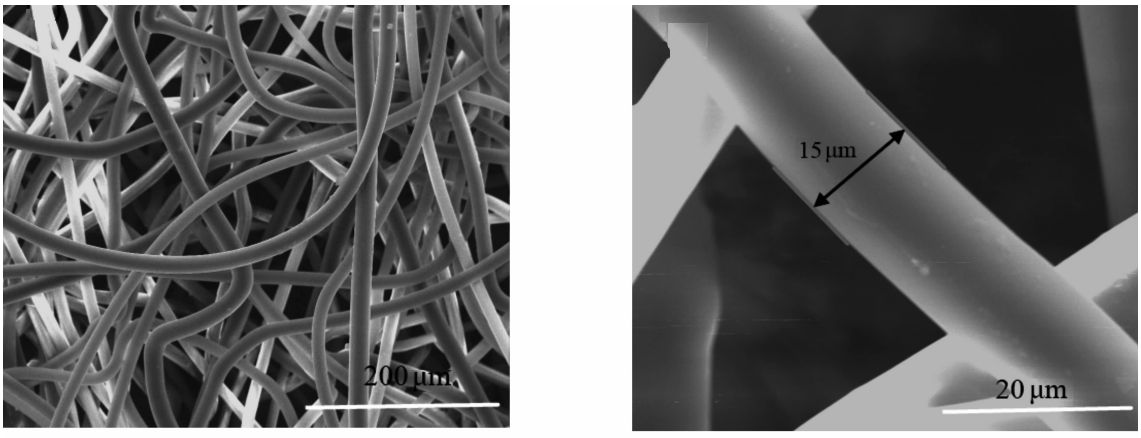
2.1　无纺布微观结构

本文中所选用的尼龙无纺布(PNF)微观结构如图1所示。PNF中纤维直径比较均匀，约为15 μm，纤维表面比较光滑，并相互交叠以无序的状态分布，纤维之间保持着较大的孔隙。这种高孔隙率的微观结构可以保证RTM工艺过程中树脂基体对层间增韧层的充分浸润。

2.2　复合材料层间韧性及其增韧机制

图2为未增韧层合板(U3160/3266)和增韧层合板(U3160-PNF/3266)G_{IC}测试的载荷-位移曲线，图中每个三角形代表一次加载过程。图3为U3160/3266和U3160-PNF/3266层合板G_{IC}结果对比。从图2可以发现，采用PNF增韧的复合材料层合板的初始开裂载荷和最终位移明显大于未增韧的复合材料层合板；G_{IC}也从增韧前的321.1 J/m^{2}提高到670.9 J/m^2(如图3所示)，提高了1.1倍，表现出明显的增韧效果。

图4(a)、4(b)为未增韧U3160/3266复合材料的G_{IC}试样张开断面破坏形貌。可以发现，未经增韧的G_{IC}试样张开断面中，树脂的断口比较光滑，



(a) Distribution of PA fiber　　(b) Fiber diameter of PNF

图 1　尼龙无纺布(PNF)微观结构

Fig. 1　Microstructures of the polyamide nonwoven fabric (PNF)

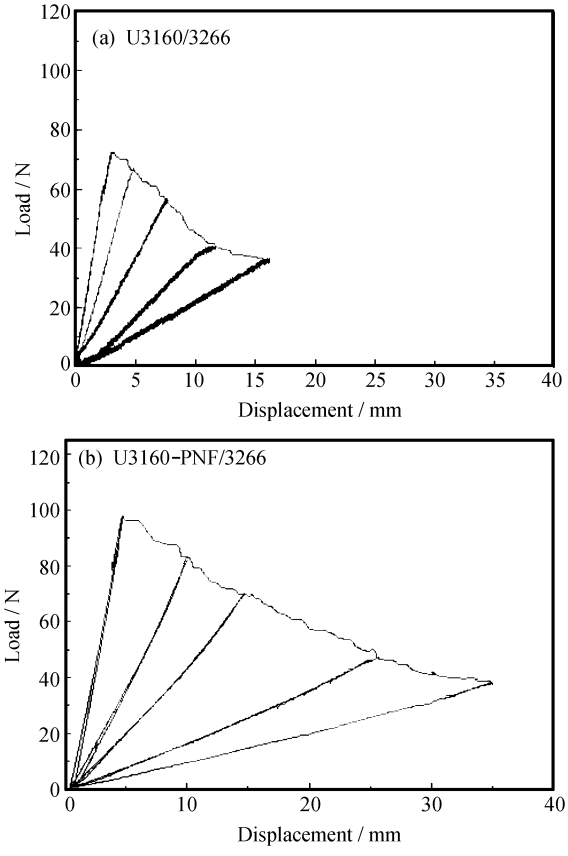


图 2　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板 G_{IC}测试的载荷-位移曲线

Fig. 2　Load－displacement curves of U3160/3266 and U3160－PNF/3266 specimens in mode Ⅰ test

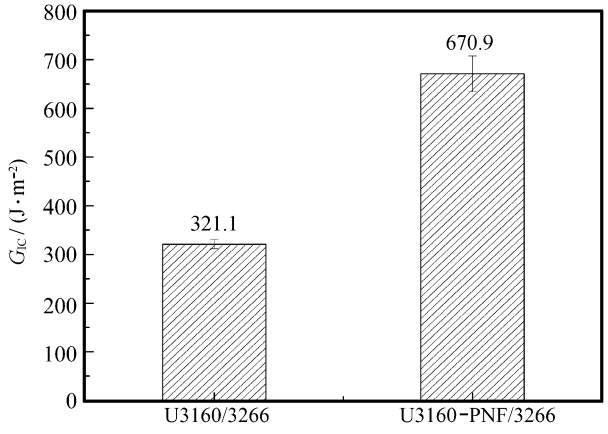
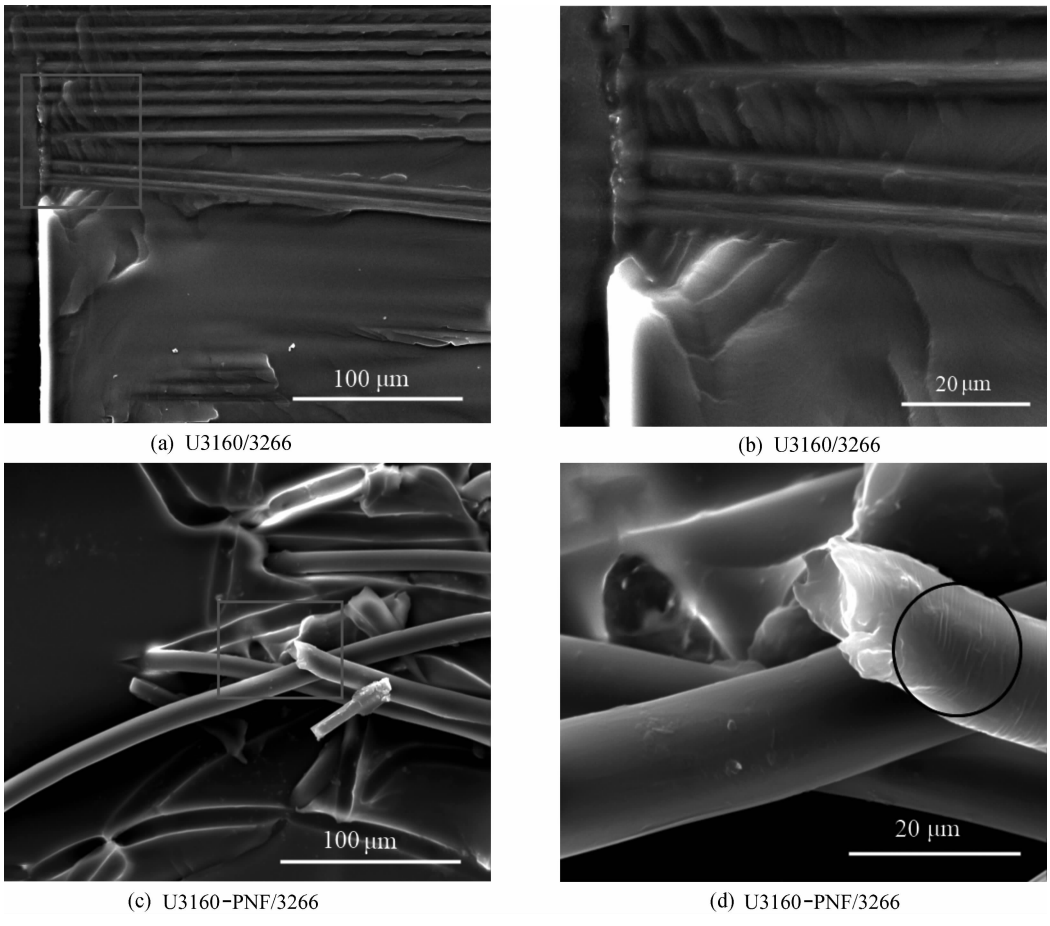


图 3　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板 G_{IC}结果对比

Fig. 3　Results of G_{IC} for U3160/3266 and U3160－PNF/3266 laminates in comparison

其破坏形貌符合典型的脆性破坏方式，表明裂纹在较低的载荷下，一经引发后迅速发生扩展，因此其Ⅰ型层间断裂韧性较低。而对于经 PNF 层间增韧后的 U3160－PNF/3266 复合材料试样(图 4(c)、4(d))在张开型载荷的作用下，有的热塑性纤维已经从基体中拔出，有的热塑性纤维已发生大的塑性变形甚至断裂，还有的热塑性纤维拔出导致周围的树脂基体发生塑性变形。图 5 为采用溶剂将张开型断面上裸露的热塑性纤维刻蚀后的形貌。可以看出，所选用的热塑性无纺布纤维与树脂基体未出现反应诱导相分离而成的分相结构，而是仍然保持着原来的纤维结构，无序地分布于层间树脂基体中。同时，还能够清楚观察到由于增韧纤维层的存在而导致的树脂基体发生的形变和引发裂纹的区域。此外，在电镜照片中可以观察到原本光滑的尼龙纤维表面出现了一些细小的褶皱，可能是尼龙纤维经过整个工艺过程在环氧树脂基体中发生了轻微的溶胀或者是溶解所致，这些表面微结构很可能有助于提高尼龙纤维与环氧树脂之间的界面结合能力，从而提高其层间韧性，但在本文中还缺乏足够的实验结果来确定这一点。刻蚀前后的复合材料试样张开型断面的显微形貌表明在裂纹扩展的过程中，伴随着热塑性纤维在外载作用下导致的塑性变形、断裂以



(a) U3160/3266　(b) U3160/3266

(c) U3160-PNF/3266　(d) U3160-PNF/3266

图 4　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 G_{IC}试样的破坏断面形貌

Fig. 4　Morphologies of fracture surface of G_{IC} specimens of U3160/3266 and U3160－PNF/3266

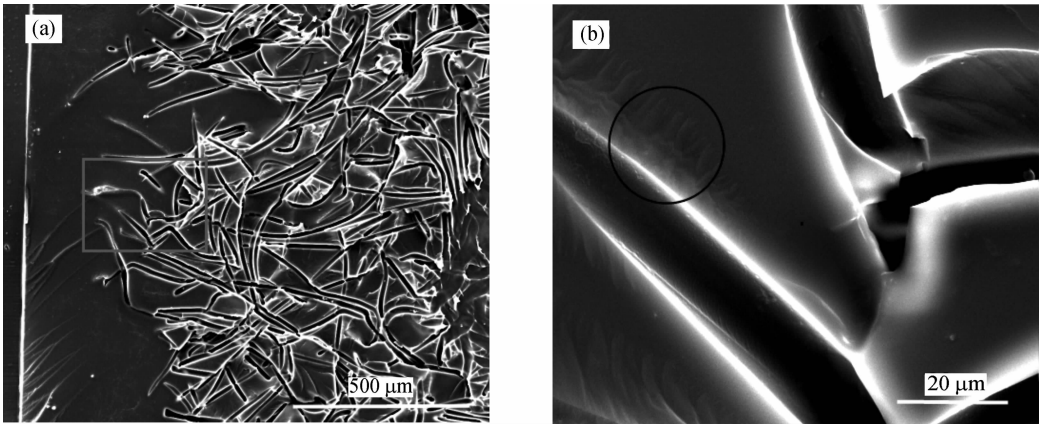
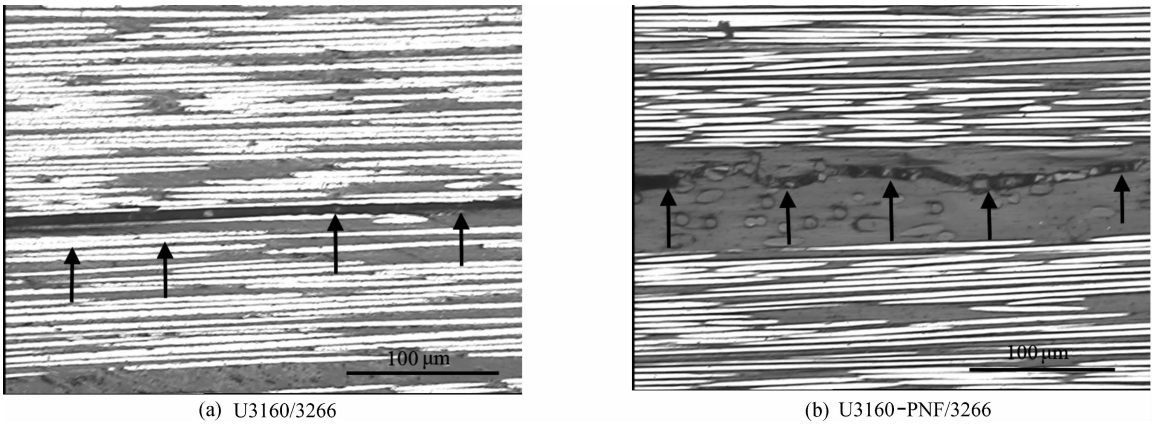


图 5　U3160－PNF/3266 G_{IC}试样刻蚀后的破坏断面形貌

Fig. 5　Morphologies of fracture surface of G_{IC} specimens of U3160－PNF/3266 after being etched

及相对于树脂基体的拔出等过程，吸收了裂纹扩展时大量的开裂能量，此外，热塑性纤维的拔出还会导致周围的树脂基体发生塑性变形，同样吸收了一部分能量，起到阻碍裂纹扩展的作用。图 6 为 U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板Ⅰ型层间断裂韧性裂纹扩展的光学显微照片。可见，未增韧试样由于层间树脂的脆性而导致裂纹沿着纤维与基体的界面扩展，且扩展路线比较平滑，呈现脆性破坏的特征，而经 PNF 增韧后的试样，其裂纹更多是在结构化增韧层的内部扩展，因此其扩展路线起伏不定，比较粗糙，增加了裂纹扩展的阻力，从而大幅度提高了Ⅰ型层间断裂韧性。



(a) U3160/3266　　(b) U3160-PNF/3266

图 6　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板Ⅰ型层间断裂韧性裂纹扩展的光学显微照片

Fig. 6　Optical images of the crack-tips for U3160/3266 and U3160－PNF/3266 specimens in mode Ⅰ test

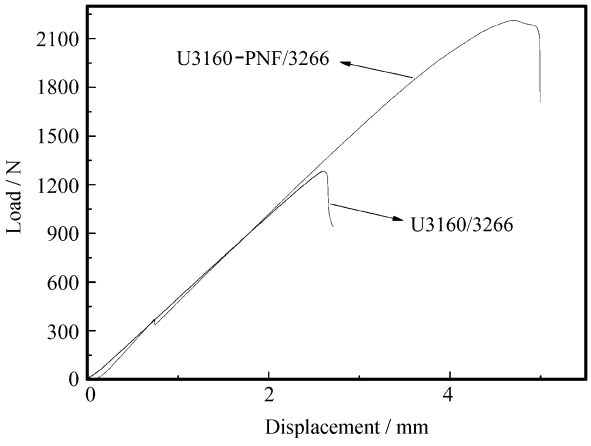


图 7　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板 G_{IIC} 测试载荷-位移曲线

Fig. 7　Load－displacement curves of U3160/3266 and U3160－PNF/3266 laminates in mode Ⅱ test

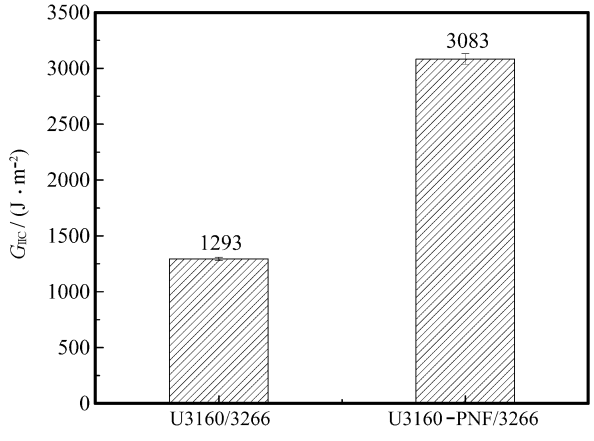


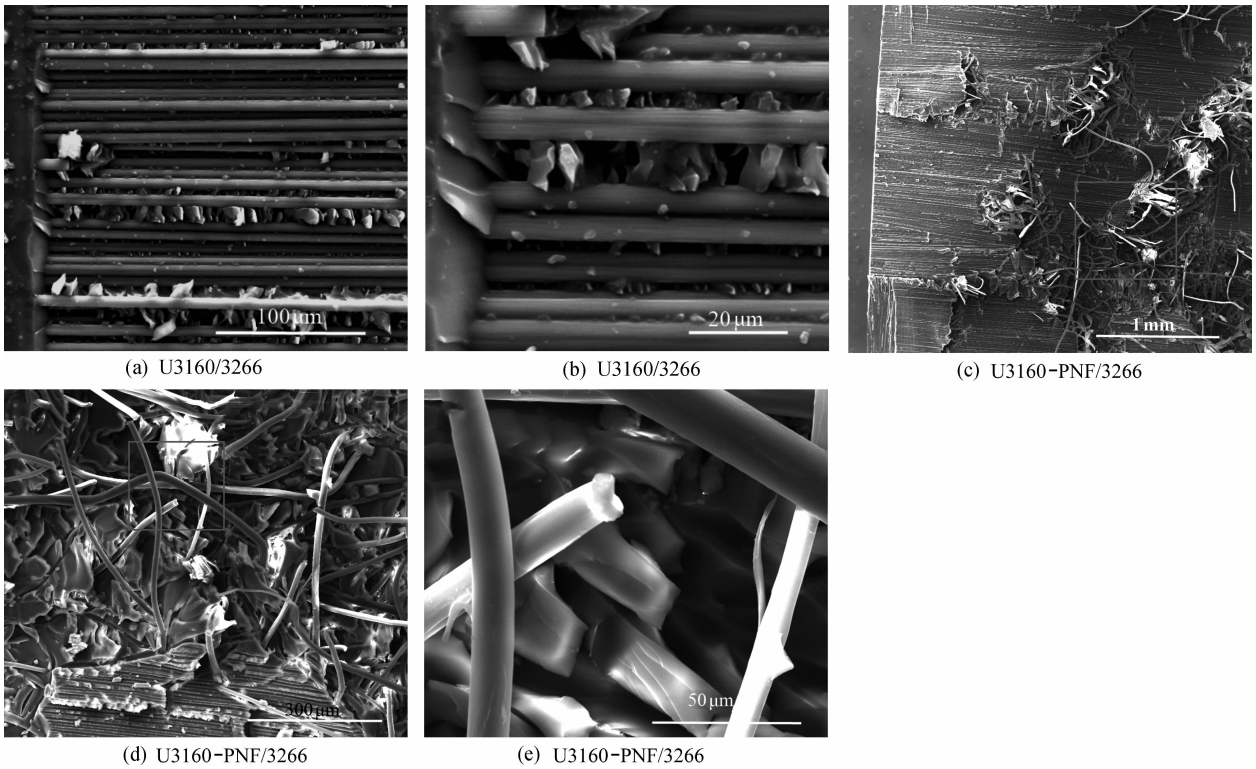
图 8　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板 G_{IIC} 结果对比

Fig. 8　Results of G_{IIC} for U3160/3266 and U3160－PNF/3266 laminates in comparison

图 7 为 U3160/3166 和 U3160－PNF/3266 层合板 G_{IIC} 测试载荷-位移曲线。图 8 为增韧前后 U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板的Ⅱ型层间断裂韧性结果对比。从图 7 可见，对于未增韧体系(U3160/3266)，临界开裂点载荷值最低，在较低的位移下就达到临界载荷且下降很快，表明裂纹一旦引发，在层间的扩展非常迅速。对于采用 PNF 层间增韧体系(U3160－PNF/3266)，临界载荷和位移增加很多，同时载荷降低相对缓慢一些，表明裂纹在增韧体系层间的扩展遭遇到了更强的阻碍作用，从而使增韧后的复合材料层合板的 G_{IIC} 从 1293 J/m^2 提高到 3083 J/m^2(如图 8所示)，提高了 1.4 倍。

由于Ⅱ型层间断裂韧性测试是在剪切应力作用下使试样发生裂纹扩展的，因此未经增韧的试样层间树脂的断裂呈现出小范围的密集破坏(如图 9(a)、9(b)所示)，仍符合典型的 G_{IIC} 试样脆性破坏的特征。而经 PNF 层间增韧后，如图 9(c)～9(e)所示，其在剪切应力作用下的破坏伴随着更多的是热塑性纤维的变形和断裂，同时也伴有纤维的拔出，同样能够吸收大量的开裂能量，有效阻碍裂纹的扩展，从而大幅提高Ⅱ型层间断裂韧性，由于纤维的变形和断裂起主要作用，提高幅度大于Ⅰ型层间断裂韧性。

结合Ⅰ和Ⅱ型层间断裂韧性的研究，进一步研究了经 PNF 层间增韧前后复合材料试样的冲击后压缩性能。图 10 为 U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板冲击后损伤投影，冲击后压缩强度(CAI)测试结果如表 2 所示。未增韧的复合材料层合板(U3160/3266)的冲击后损伤投影面积较大，为943 mm^2，CAI 为 212 MPa。而采用 PNF 进行层间增韧后，U3160－PNF/3266 层合板的冲击后损伤投影面积减小到 575 mm^2，CAI 增大到281 MPa，与未增韧的层合板相比，损伤面积降低了 39%，CAI 提高了 33%，增韧效果显著，已经能够满足国际上对民用飞机RTM级复合材料CAI≥250 MPa

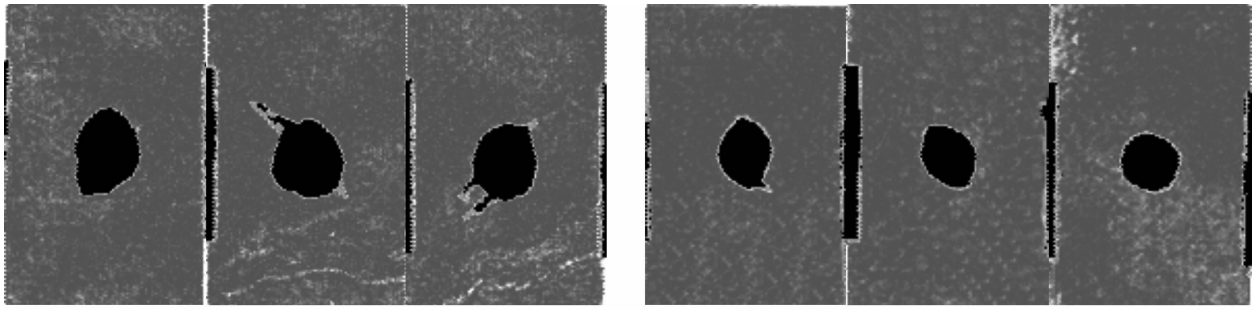


(a) U3160/3266　(b) U3160/3266　(c) U3160-PNF/3266

(d) U3160-PNF/3266　(e) U3160-PNF/3266

图 9　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 G_{IIC}试样的破坏断面形貌

Fig. 9　Morphologies of fracture surface of U3160/3266 and U3160－PNF/3266 G_{IIC} specimens



(a) U3160/3266　(b) U3160-PNF/3266

图 10　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板冲击后 C 扫图

Fig. 10　C-scan of U3160/3266 and U3160－PNF/3266

表 2　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层板冲击后损伤投影面积及冲击后压缩强度

Table 2　Damage area after impact and compression strength after impact (CAI) of U3160/3266 and U3160－PNF/3266

System	CAI/MPa	C_v/%	Damage area/mm^2	C_v/%
U3160/3266	212	0.98	943	4.85
U3160－PNF/3266	281	7.17	575	3.04

的指标要求。

由于在复合材料层合板的低速冲击过程中会产生层合板内的分层和基体的开裂，主要是受Ⅱ型高剪切应力的作用，从而引发裂纹横向和纵向的扩展，形成类似锥形的损伤形貌[16]（如图 11）。而在压缩测试过程中，Ⅰ型（张开型）裂纹的扩展在冲击后压缩试样破坏的过程中起主导作用。因此经 PNF 增韧后的复合材料在遭受低速冲击时，能够有效阻止Ⅱ型裂纹的扩展，表明 PNF 纤维以断裂、变形、拔出以及拔出所导致的树脂基体的塑性变形等方式吸收了大量的能量，能够有效阻止裂纹沿树

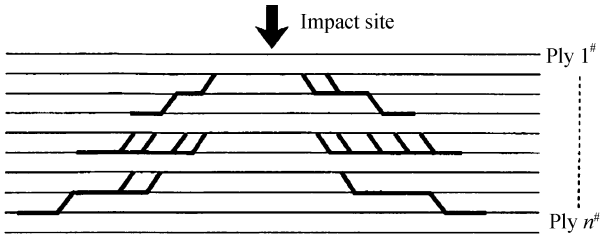
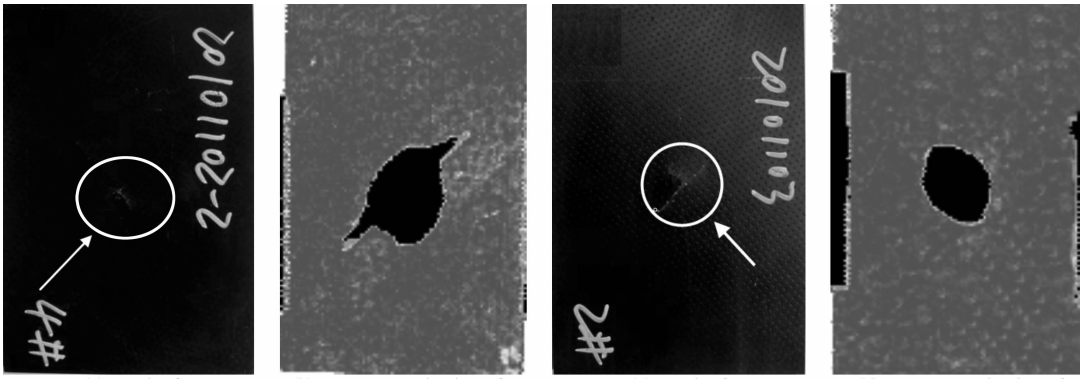


图 11　冲击后锥形损伤示意图[17]

Fig. 11　Schematic of cone of damage for composites due to impact[17]

脂的扩展，并且增韧冲击试样的背面发生纤维层的开裂和纤维折断的区域明显变小，如图 12(a)、12(c)所示，因此相应的损伤投影面积也大大减小，如图 12(b)、12(d)所示。而在冲击后压缩阶段，能够有效抑制 Ⅰ 型裂纹张开的作用，把压缩载荷分配到碳纤维层内，而不使富树脂的层间在较低的压缩载荷下屈曲，并先行开裂，从而提高了冲击后压缩强度。

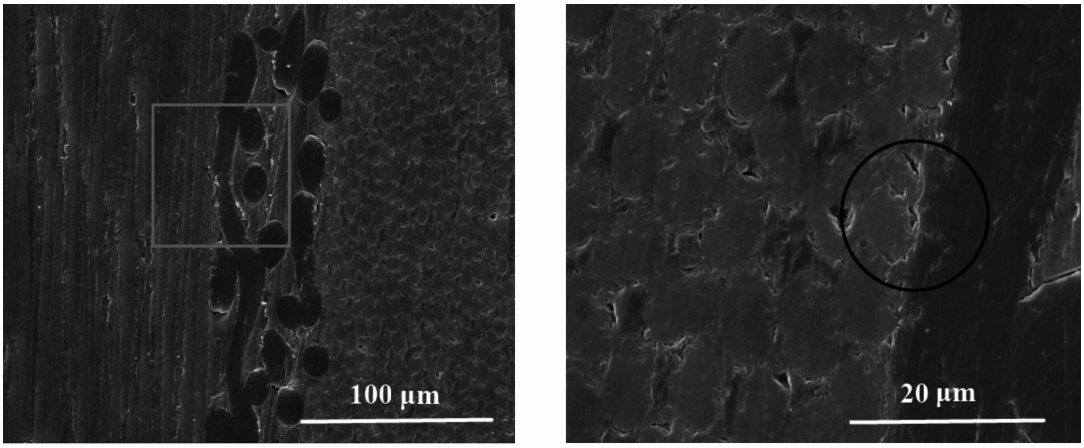
对 U3160－PNF/3266 复合材料的层间形貌进行观察发现，PNF 在复合材料的层间仍然保持了原有的结构形式(图 13(a))，PNF 的结构形式保持完整(如图 13(b))。利用甲酸溶液将增韧复合材料



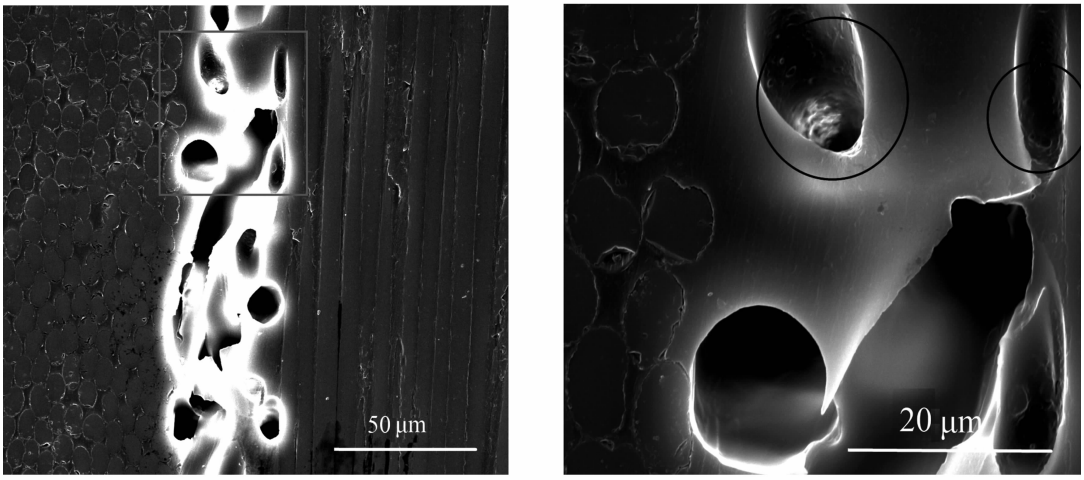
(a) Back of U3160/3266　(b) Damage projection of U3160/3266　(c) Back of U3160-PNF/3266　(d) Damage projection of U3160-PNF/3266

图 12　U3160/3266 和 U3160－PNF/3266 层合板冲击后表面损伤状况

Fig. 12　Damage surface after impact of U3160/3266 and U3160－PNF/3266



(a), (b) U3160-PNF/3266 before etched



(c), (d) U3160-PNF/3266 after etched

图 13　刻蚀前后 U3160－PNF/3266 复合材料的层间形貌

Fig. 13　Interlaminar morphologies of U3160－PNF/3266

层间的热塑相刻蚀除去后，再进行微观形貌观察发现，在热固性树脂基体的表面也出现了一些微观结构，这与前面所观察到的 PNF 表面出现的微观结构相似，同样可能是由于 PNF 在树脂基体中发生了一定程度的溶胀或溶解所致。但是，在复合材料层间并未出现因固化反应诱导的相分离所形成的明显的分相结构，如图 13(c)、13(d)所示。U3160－PNF/3266 复合材料的层间形成了一种由热塑性 PNF 及完全贯穿于其中的热固性树脂基体组成的一种非反应诱导相分离的双连续结构。PNF 为热塑性连续相，层间的树脂将 PNF 中的空隙填满同时又与层内树脂基体相互连接形成热固性连续相。这种非反应诱导相分离的双连续结构使复合材料在遭受低速冲击时，其中的高韧性热塑性纤维通过弹性变形能够有效地吸收冲击能量，同时其连续化的无序结构使层间裂纹在扩展路径中连续不断地受到阻碍，从而有效地阻止了层间裂纹的快速扩展，进而降低损伤面积，提高复合材料层合板的冲击后压缩强度。

3　结　论

(1) 利用尼龙无纺布(PNF)对 U3160 碳纤维增强环氧树脂 3266 复合材料(U3160/3266)进行层间增韧后，PNF 层间增韧改性的 U3160 碳纤维增强环氧 3266 树脂基复合材料(U3160－PNF/3266)的层间韧性得到显著提高，冲击后压缩强度(Compression strength after impact，CAI)从未增韧体系(U3160/3266)的 212 MPa 提高到 281 MPa。U3160－PNF/3266 复合材料的Ⅰ型层间断裂韧性(G_{IC})和Ⅱ型层间断裂韧性(G_{IIC})分别提高了 1.1 倍和 1.4 倍。

(2) 在 PNF 层间增韧复合材料(U3160－PNF/3266)的层间，尼龙纤维与树脂基体并没有形成因热固性树脂固化反应而诱导的相分离结构，而是完整保持了 PNF 的无序分布的结构，在其孔隙间分布着树脂基体。这种热塑性 PNF 为连续相，热固性树脂为另一连续相的非反应诱导相分离的双连续结构，经验证具有显著的增韧效果。

参考文献：

[1] Huang Y，Hunston D L，Anthony J，et al. Mechanisms of toughening thermoset resins [J]. Advances in Chemistry，1993，233(1)：405-425.

[2] Thouless M D，Du J，Yee A F. Mechanics of toughening brittle polymers [J]. ACS Symposium Series，2000，759(5)：71-85.

[3] Pearson Raymond A. Toughening epoxies using rigid thermoplastic particles [J]. Advances in Chemistry，1993，233(17)：405-425.

[4] Hedrick Jeffrey C，Patel Niranjan M，McGrath James E. Toughening of epoxy resin networks with functionalized engineering thermoplastics [J]. Advances in Chemistry，1993，233(11)：293-304.

[5] 益小苏，安学峰，唐邦铭，张子龙. 一种提高层状复合材料韧性的方法：中国，01100981.0 [P]. 2001-03-26.

[6] An Xuefeng，Tang Bangming，Yi Xiaosu，et al. Toughness improvement of carbon laminates by periodic interleaving thin films [J]. Journal of Materials Science Letters，2002，21(22)：1763-1765.

[7] Yi Xiaosu，An Xuefeng，Tang Bangming，et al. Ex-situ formation of periodic interlayer structure to imptove significantly the impact damage resistance of carbon laminates [J]. Advance Engineering Materials，2003，5(10)：729-732.

[8] Long Wei，Xu Yahong，Yi Xiaosu，An Xuefeng. Preliminary study on resin transfer molding of highly-toughened graphite laminates by ex-situ method [J]. Journal of Materials Science，2004，39(6)：2263-2266.

[9] Cheng Qunfeng，Fang Zhengping，Yi Xiaosu，An Xuefeng，Tang Bangming，Xu Yahong. Ex-situ concept for toughening the RTMable BMI matrix composites Ⅰ：Improving the interlaminar fracture toughness [J]. Journal of Applied Polymer Science，2008，109(3)：1625-1634.

[10] Cheng Qunfeng，Fang Zhengping，Yi Xiaosu，An Xuefeng，Tang Bangming，Xu Yahong. Ex-situ concept for toughening the RTMable BMI matrix composites Ⅱ：Improving the compression after impact [J]. Journal of Applied Polymer Science，2008，108(4)：2211-2217.

[11] Cheng Qunfeng，Fang Zhengping，Xu Yahong，Yi Xiaosu. Morphological and spatial effects on toughness and impact damage resistance of PAEK-toughened BMI and graphite fiber composite laminates [J]. Chinese Journal of Aeronautics，2009，22(1)：87-96.

[12] Cheng Qunfeng，Fang Zhengping，Xu Yahong，Yi Xiaosu. Improvement of the impact damage resistance of BMI/graphite iaminates by the ex-situ method [J]. High Performance Polymers，2006，18(6)：907-917.

[13] 张　明，安学峰，唐邦铭，益小苏. 高性能双组份环氧树脂固化动力学研究和 TTT 图绘制 [J]. 复合材料学报，2006，23(1)：17-25.
Zhang Ming，An Xuefeng，Tang Bangming，Yi Xiaosu. Cure kinetics and TTT-diagram of a bicomponent high performance epoxy resin for advanced composites [J]. Acta Materiae

Compositae Sinica，2006，23(1)：17-25.

[14] 张　明，安学峰，唐邦铭，益小苏. 增韧环氧树脂相结构[J]. 复合材料学报，2007，24(1)：13-17.
Zhang Ming，An Xuefeng，Tang Bangming，Yi Xiaosu. Phase structure of a toughened epoxy system [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2007，24(1)：13-17.

[15] 黄智彬，李　刚，李　鹏，等. 聚砜纳米纤维增韧 CFRP 的制备及性能[J]. 复合材料学报，2008，25(5)：25-32.
Huang Zhibin，Li Gang，Li Peng，et al. Preparation and properties of carbon fiber/epoxy composite toughened by electrospun polysulfone nanofibers [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2008，25(5)：25-32.

[16] Srinivasan K，Jackson W C，Smith B T，Hinkley J A. Charaterization of damage modes in impacted thermoset and thermoplastic composites [J]. Journal of Reiforced Plasctics and Composites，1992，11(10)：1111-1126.

[17] 益小苏，许亚洪，程群峰，等. 层间韧化的碳纤维复合材料层压板的力学性能[J]. 材料研究学报，2008，22(4)：337-346.
Yi Xiaosu，Xu Yahong，Cheng Qunfeng，et al. Interlaminar toughness and characteristic morphology of laminated graphite composites interlaminar - toughened [J]. Chinese Journal of Materials Research，2008，22(4)：337-346.

KEYWORDS FOR COMPOSITES

A：MATERIAL

aramid fibre
carbon fibre
carbon-carbon composites
ceramic fibre
ceramic-matrix composites
discontinuous reinforcement
fabrics/textiles
fibres
foams
glass fibres
glasses
honeycomb
hybrid
intermetallics
lamina/ply
laminates
layered structures
metal-matrix composites
moulding compounds
nano-structures
particle-reinforcement
plates
polymer(textile)fibre
polymer-matrix composites (PMCs)
preform
prepreg
recycling
resins
smart materials
strand
tape
thermoplastic resin
thermosetting resin
thin films
tow
3-dimensional reinforcement
wood
yarn

B：PROPERTY

adhesion
anisotropy
buckling
chemical properties
corrosion
creep
cure behaviour
damage tolerance
debonding
defects
delamination
directional orientation
elasticity
electrical properties
embrittlement
environmental degradation
fatigue
fibre/matrix bond
fracture
fracture toughness
fragmentation
hardness
high-temperature properties
impact behaviour
interface/interphase
internal friction/damping
magnetic properties
mechanical properties
microstructure
optical properties/techniques
physical properties
plastic deformation
porosity
residual/internal stress
rheological properties
strength
stress concentrations
stress relaxation
stress transfer
surface properties
thermal properties
thermomechanical
transverse cracking
vibration
wear
wettability

（下转第 35 页）