DOI: 10.11883/1001-1455(2017)02-0315-08

短切碳纤维 C/SiC 陶瓷基复合材料的动态劈裂拉伸实验*

徐 颖[1,2],邵彬彬[1],许维伟[1],杨建明[1]

(1.安徽理工大学土木建筑学院,安徽 淮南 232001;
2.安徽理工大学矿山地下工程教育部工程研究中心,安徽 淮南 232001)

摘要:为了探究 C/SiC 陶瓷基复合材料的动态断裂力学行为和破坏形态,利用分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar,SHPB)装置对 3 种不同短切碳纤维体积分数的 C/SiC 陶瓷基复合材料进行了动态劈裂实验,并利用扫描电子显微镜扫描了 C/SiC 复合材料试件的破坏界面,分析了 C/SiC 陶瓷基复合材料的失效特征和增韧机理。实验结果表明:C/SiC 复合材料在冲击劈裂实验过程中,同一短切碳纤维体积分数下试件的动态抗拉强度随着冲击气压的增大而增大;短切碳纤维体积分数为 16.0%时,材料的抗拉强度最低;冲击后,试件的整体破坏情况与冲击气压、短切碳纤维体积分数有关。

关键词:短切碳纤维;体积分数;陶瓷基复合材料;动态劈裂拉伸测试;分离式霍普金森压杆

中图分类号:O347.3 **国标学科代码**:13015 **文献标志码**:A

C/SiC 陶瓷基复合材料由于具有各种优良的性能,被广泛应用于航空航天等领域[1-2]。从 20 世纪七八十年代至今,对陶瓷基复合材料的力学及理化性能已进行了诸多探索。彭刚等[3]利用纤维增强复合材料,对 SHPB 动态拉伸实验技术进行了研究,并对实验过程中出现的干扰波加以分析,提出了减少实验误差、使实验更精确的一些处理方法和建议。潘文革等[4]利用声发射和显微观察技术对 C/SiC 复合材料的拉伸过程进行了监测,认为其损伤演化过程包含无损、损伤出现、损伤加速 3 个阶段。梅辉等[5]利用电子万能试验机对二维 C/SiC 复合材料采取单向拉伸和加载-卸载(分段式)2 种实验,发现随应力的增大,C/SiC 复合材料内部损伤达到 45%后,材料将发生失效。杨成鹏等[6]对平纹编织 C/SiC 复合材料进行了单调拉伸和循环加卸载实验,发现材料内部的残余应变、卸载模量和外加应力的关系曲线与拉伸应力应变曲线类似。索涛等[7]用高温电子试验机和 SHPB 对二维 C/SiC 复合材料进行了高应变率和高温下的单轴压缩力学实验,发现当实验温度高于 1 073 K 时,二维 C/SiC 复合材料的压缩强度对应变率的敏感性随温度的升高而显著增大。邵彬彬等[8]对 C/SiC 复合材料进行了 SHPB 动态单轴抗压实验,发现 C/SiC 复合材料的单轴抗压强度具有明显的应变率效应。目前,对 C/SiC 复合材料的力学性能测试主要集中于静态力学方面,对其动态压缩力学性能、特别是动态巴西圆盘劈裂拉伸实验的研究较少。短切碳纤维作为 C/SiC 复合材料的一种增强纤维,因为其生产技术及工艺较简单,受到了越来越多的关注。本文中,选用短切碳纤维作为纤维增强材料,利用 SHPB 装置对短切碳纤维 C/SiC 陶瓷基复合材料进行动态劈裂拉伸力学实验,并利用扫描电子显微镜对 C/SiC 复合材料试件的破坏界面进行扫描,分析 C/SiC 陶瓷基复合材料巴西圆盘实验后的动态断裂力学行为和破坏形态。

1 C/SiC 复合材料的动态劈裂实验

1.1 实验材料

采用先驱体浸渍裂解(precursor infiltration pyrolysis)法[9]制备了 C/SiC 陶瓷基复合材料试件。

* **收稿日期**:2015-09-30;**修回日期**:2016-03-07
基金项目:国家自然科学基金项目(51374012);高等学校博士学科点专项科研基金项目(20123415110001)
第一作者:徐 颖(1965—),男,博士,教授,博士生导师;**通信作者**:邵彬彬,shao_aust@163.com。

制备过程中使用了长度为 3～5 mm 的短切碳纤维、聚碳硅烷、粒度 300 目的 SiC 微粉、酚醛树脂、二甲苯和无水乙醇等材料。

1.2 实验原理及方法

1.2.1 SHPB 动态劈裂实验基本原理

C/SiC 陶瓷基复合材料是一种脆性材料。在测试脆性材料的拉伸力学性能方面，巴西实验由于试样制作简单、加载方便、理论成熟等优点而为许多学者所接受。巴西实验是一种抗拉强度的间接测试方法，该方法基于 Griffith 强度准则，认为试样在中心处首先满足破裂条件[10]，中心裂纹不断扩展最终导致整个试样劈裂成两半。由弹性理论可知，巴西圆盘试样在准静态对径压缩下，如图 1 所示，试样加载直径上(施力点附近除外)的应力状态为：

$$\sigma_c=\frac{2P}{\pi dh}\frac{d^2}{r(d-r)},\qquad \sigma_t=-\frac{2P}{\pi dh} \tag{1}$$

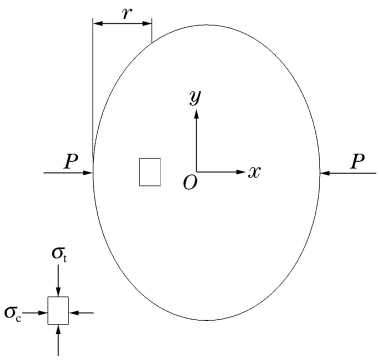


图 1 巴西圆盘对径压缩

Fig. 1 Diametrical compression on the Brazilian disc

式中：σ_c 为压缩应力，σ_t 为拉伸应力，d、h 分别为圆盘的直径和厚度，r 为从加载点到微单元点的距离。试样的拉伸强度可将实验中测得的最大载荷代入式(1)中的第 2 式计算得到。

当高压氮气促使撞击子弹以一定的速度冲撞入射杆时，应力脉冲将在入射杆中沿杆件向前传播，此应力脉冲即是入射波 $\varepsilon_i(t)$；入射波到达入射杆的杆件端部时，部分脉冲将再次反射回入射杆，形成反射波 $\varepsilon_r(t)$；另一部分则继续向前，高速地压缩试件，穿过试样的脉冲达到透射杆后则产生透射波 $\varepsilon_t(t)$。通过应变片记录下杆件上的应力脉冲。

根据 SHPB 实验技术的一维应力波假定和应力均匀性假定，并结合牛顿第三定律，可计算试件承受的径向作用荷载 $P(t)$、试件的应变 $\varepsilon(t)$和平均应变率 $\dot{\varepsilon}(t)$等动态力学数据，即：

$$P(t)=E_0A_0[\varepsilon_i(t)-\varepsilon_r(t)]=E_0A_0\varepsilon_t(t) \tag{2}$$

$$\varepsilon(t)=\frac{2C_0}{D}\int_0^T[\varepsilon_i(t)-\varepsilon_t(t)]\mathrm{d}t=\frac{2C_0}{D}\int_0^T\varepsilon_r(t)\mathrm{d}t \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon}(t)=-\frac{2C_0}{D}[\varepsilon_i(t)-\varepsilon_t(t)]=-\frac{2C_0}{D}\varepsilon_r(t) \tag{4}$$

式中：E_0 为杆件的弹性模量；A_0 为杆件的横截面面积；C_0 为压杆纵波波速，$C_0=\sqrt{E_0/\rho_0}$；D 为试件直径，即压杆间夹持的试件长度；t 为应力波持续时间。

在材料的动态劈裂实验中，当所测试件的内部应力状态趋于稳定，则试件的动态应力状态与静态应力分布特征可视为相同，仅在试件加载端有极微小、可忽略的差别，因此，SHPB 动态劈裂拉伸实验中试件的动态拉伸应力 $\sigma_{dt}(t)$可采用弹性力学方法计算：

$$\sigma_{dt}(t)=-\frac{2P(t)}{\pi DB}=-\frac{2E_0A_0\varepsilon_t(t)}{\pi DB} \tag{5}$$

式中：B 为试件的厚度。

当 C/SiC 陶瓷基复合材料试件因为动态劈裂破坏时，透射波的幅值也将达到最大，此时，与之相对试件破坏的最大拉伸应力即为 C/SiC 复合材料试件的动态拉伸应力强度 σ_{dt}。

1.2.2 实验方法

利用直径为 37 mm 的等截面钢杆 SHPB 装置作为加载设备，对 3 种短切碳纤维体积分数的 C/SiC 陶瓷基复合材料试件，分别采用 0.18、0.25 和 0.40 MPa 的冲击气压，依次进行不同加载速率下的动态冲击劈裂实验，每组实验重复 3 次。实验时在入射杆和透射杆及试件的两端涂抹一层凡士林，以此减小端面摩擦效应[11]。同时调整入射杆、透射杆，使试件放在中间时能使三者轴线位于同一水平面[12]，如

图 2 所示。针对实验加载过程中 C/SiC 陶瓷基复合材料试件内部应力均匀性问题，在入射杆端贴一块尺寸为∅10 mm×1 mm 的紫铜片，采用波形整形技术对入射脉冲进行预处理，减小应力波的高频振荡，使其平缓上升，由矩形波变成平缓光滑的半正弦波，整形后的波形如图 3 所示。图 4 为典型动态拉伸实验试样两端动态强度与时间的关系图，图中显示试样一端的入射波和反射波的应力总与另一端的透射波应力相等，这说明试样两端的应力已达到平衡。所有实验试样都经证实达到动态应力平衡。



图 2 动态劈裂实验试件安装方式

Fig. 2 Specimen installation mode in dynamic splitting tests

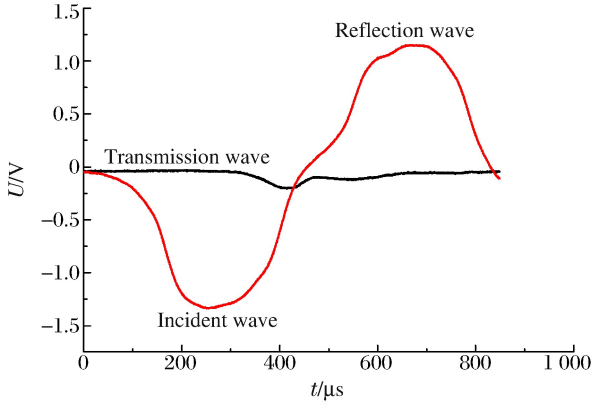


图 3 SHPB 劈裂拉伸实验应力波形

Fig. 3 Stress waves in SHPB tensile test

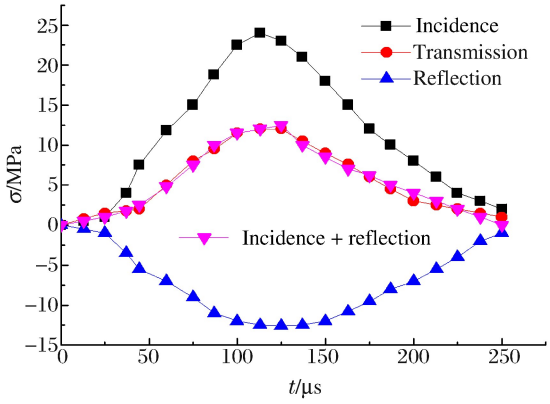


图 4 试件的动态应力平衡检验

Fig. 4 Dynamic stress equilibrium test of specimen

1.3 实验结果及分析

采用上述 SHPB 装置，对不同短切碳纤维体积分数的 C/SiC 复合材料试件，进行不同应变率下的动态劈裂实验。短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 陶瓷基复合材料的典型冲击破坏形态如图 5 所示。从图 5 可以看出，C/SiC 复合材料试件破碎形态主要表现为劈裂后的层裂和沿径向加载方向的劈裂，基本符合常规巴西圆盘实验的有效性条件[13]。当气压较低时，撞击子弹的速率也较低，试件劈裂为较完整的两部分或层裂为四部分的破坏形态。在同一短切碳纤维体积分数下，随着冲击气压的增大，短切碳纤维增强碳化硅陶瓷复合材料试件的破碎程度明显提高，块数增多。

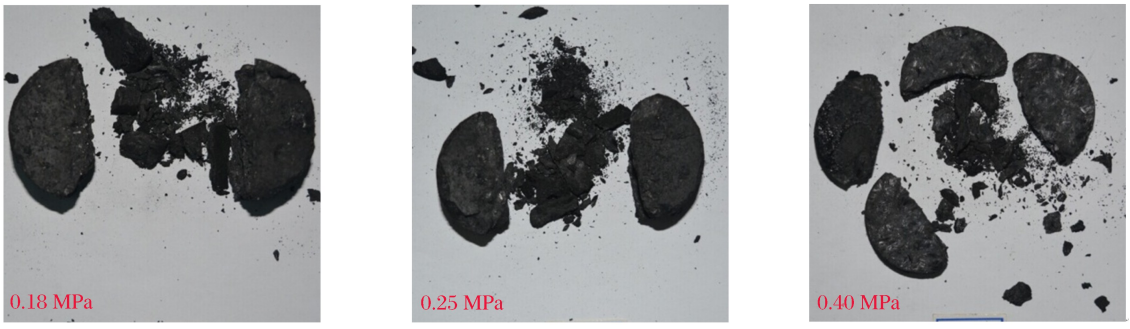


图 5 短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 复合材料试件动态劈裂破碎形态

Fig. 5 Dynamic Splitting crushing forms of C/SiC composite specimens with the short cut carbon fiber volume fraction of 24.8%

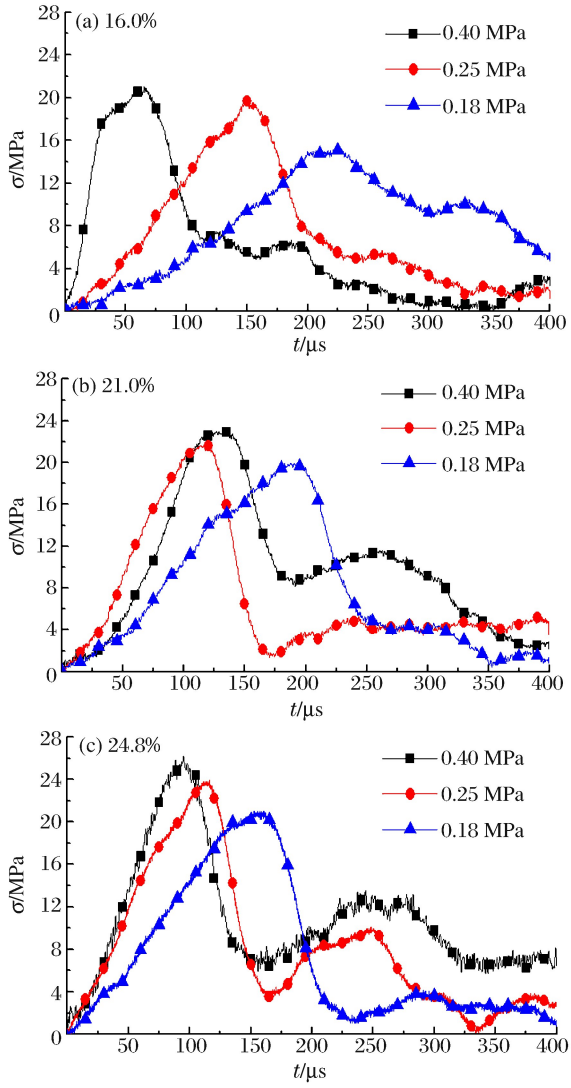


图 6 不同短切碳纤维体积分数下典型应力时程曲线

Fig. 6 Typical stress-time curves at different short cut carbon fiber volume fractions

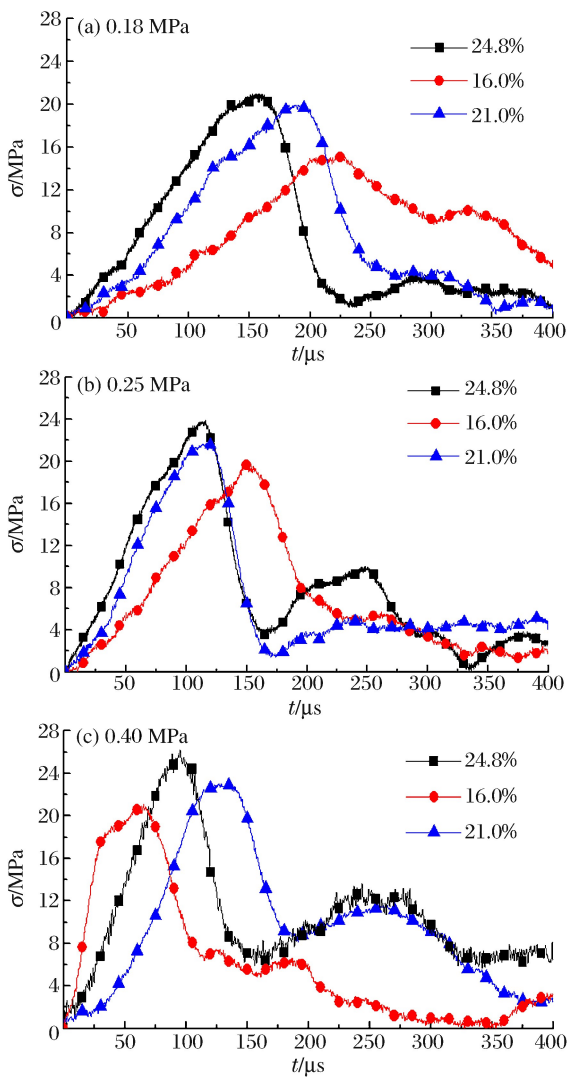


图 8 不同气压强度下典型应力时程曲线

Fig. 8 Typical stress-time curves at different impact pressures

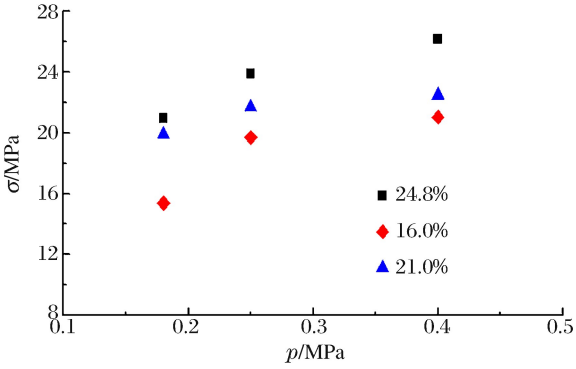


图 7 动态拉伸强度与冲击气压的关系

Fig. 7 Dynamic tensile strength varying with impact pressure

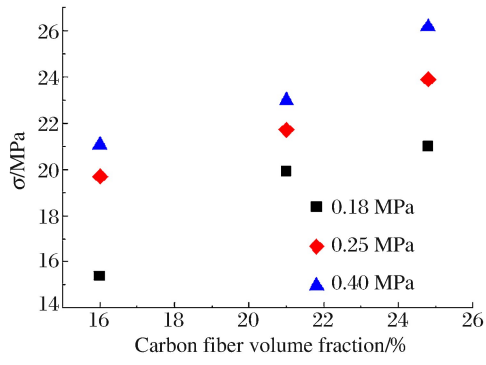


图 9 动态拉伸强度与短切碳纤维体积分数的关系

Fig. 9 Dynamic tensile strength varying with short cut carbon fiber volume fraction

由于重复性实验的动态应力时程曲线趋势相似，特当短切碳纤维体积分数分别为 16.0%、21.0%和 24.8%时，取一组，将 C/SiC 复合材料在不同加载气压下的典型动态应力时程曲线列出，见图 6。将含有短切碳纤维的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度和冲击气压数据列出，见图 7。

从图 6～7 可以发现，短切碳纤维体积分数相同的 C/SiC 复合材料试件，在不同冲击气压下其峰值应力不同，且随着冲击气压的增大，其峰值应力也增大。尤其当冲击气压为 0.40 MPa 时，短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 复合材料峰值应力超过 24 MPa，而短切碳纤维体积分数为 21.0%和 16.0%的 C/SiC 复合材料峰值应力均低于 24 MPa。且随冲击气压的增大，含有短切碳纤维的 C/SiC 复合材料达到峰值应力的时间也逐渐缩短，表现出一定的敏感性特征。出现这种现象的主要原因是：随着冲击气压的增大，即加载率的增加，试件内部的微裂纹来不及开裂并贯通，出现了试件变形滞后现象，并且这种滞后现象随着加载速率的大幅提高，越来越明显，从而试样的拉伸强度随之增大，且达到峰值时间缩短。另外，从图 7 可以看出，在不同的冲击气压下，短切碳纤维体积分数的变化会影响 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度，且当短切碳纤维体积分数为 16.0%时，C/SiC 复合材料在各种冲击气压下的动态拉伸强度都是最低的。

为确定合理的短切碳纤维体积分数，对比不同短切碳纤维含量的 SiC 陶瓷基复合材料在常温状态下的动态劈裂力学特性。实验中每一种冲击气压下各取了一组短切碳纤维体积分数不同的 SiC 陶瓷基复合材料的典型动态应力时程曲线，见图 8。图 8 表明，当冲击气压一定时，短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度较高，短切碳纤维体积分数为 21%的试件的动态拉伸强度其次，短切碳纤维体积分数为 16.0%的试件的动态拉伸强度最低。将不同冲击气压下含有短切碳纤维的 SiC 陶瓷基复合材料的动态拉伸强度与短切碳纤维体积分数数据列出，见图 9。从图 9 可以看出，在不同冲击气压下，含有短切碳纤维的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度与短切碳纤维的体积分数有关：以冲击气压为 0.18 MPa 时为例，短切碳纤维体积分数为 16.0%的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度介于 20～22 MPa，短切碳纤维体积分数为 21.0%的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度介于 22～24 MPa，短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度大于 26 MPa，表现为含有短切碳纤维的 C/SiC 复合材料的动态拉伸强度随短切碳纤维体积分数的提高而升高的变化趋势。

2　破坏断口的微观结构分析

通过扫描电子显微镜[14]，得到了短切碳纤维 C/SiC 陶瓷基复合材料，劈拉断裂后断口外观的显微图，见图 10～13。

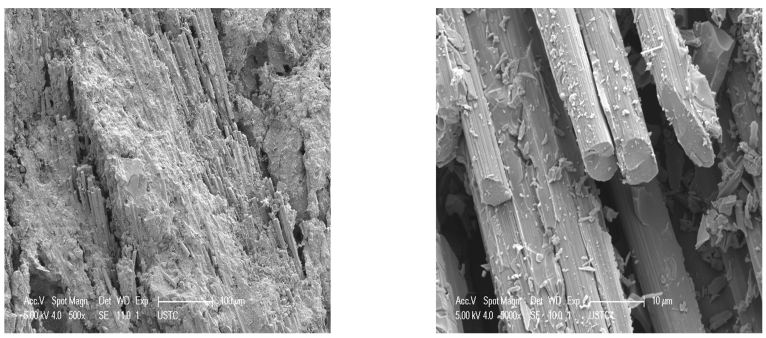


图 10　短切碳纤维体积分数为 16.0%的 C/SiC 复合材料断口形貌

Fig. 10　Fracture surface of C/SiC composites with the short cut carbon fiber volume content of 16.0%

图 10～12 可以看出，在相同冲击气压(0.40 MPa)下，随着短切碳纤维体积分数的提高，各试件断口处短切碳纤维被拔出的数量增多。当短切碳纤维体积分数为 16.0%时，短切碳纤维在图片范围内的分布均匀性较差；当短切碳纤维体积分数增大到24.8%时，试件断口表面的短切碳纤维数量明显增多，均匀性变好。短切碳纤维体积分数为 16.0%时出现较多纤维交叉的情况，这使得碳纤维与碳化硅基体之间的结合不够紧致，在空间上形成“架桥”结构，因此导致在此试件中短切碳纤维增韧效果不好，复合材料的整体力学性能较差。短切碳纤维即便没有出现损伤，但是碳纤维之间因致密不足而产生的孔隙和裂纹，使得试件整体性能不足，所以要确保 C/SiC 复合材料的致密度，必须严格控制短切碳纤维在复合材料中的含量。

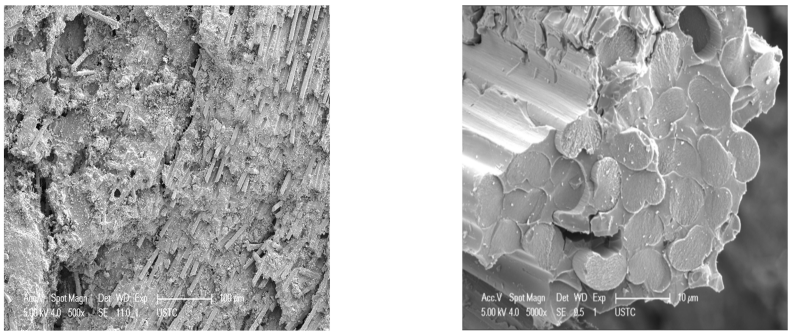


图 11 短切碳纤维体积分数为 21.0%的 C/SiC 复合材料断口形貌

Fig. 11 Fracture surface of C/SiC composites with the short cut carbon fiber volume content of 21.0%

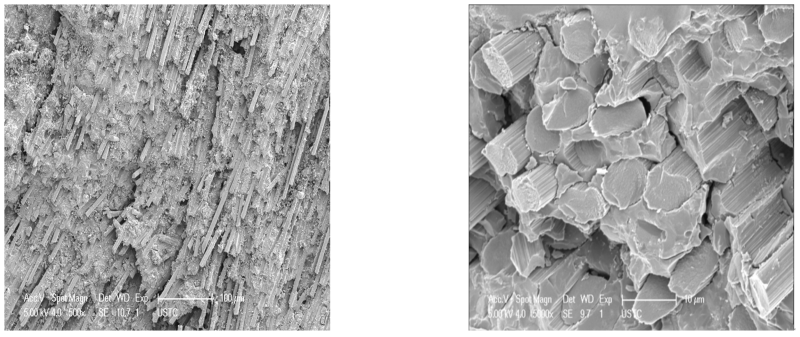
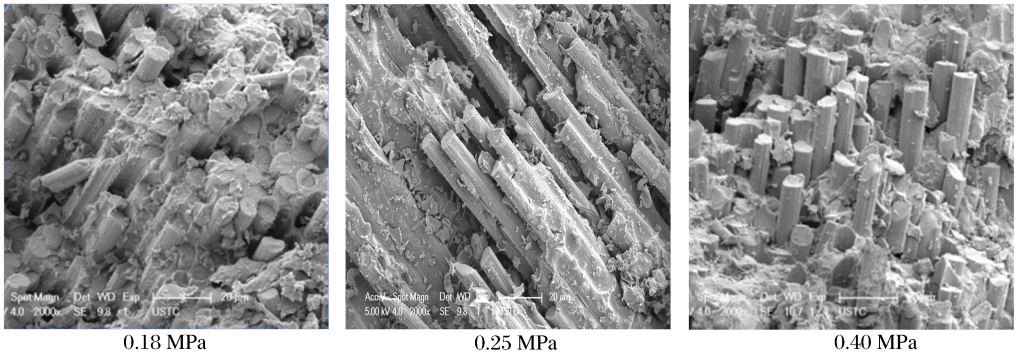


图 12 短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 复合材料断口形貌

Fig. 12 Fracture surface of C/SiC composites with the short cut carbon fiber volume content of 24.8%



0.18 MPa 0.25 MPa 0.40 MPa

图 13 不同冲击气压下,短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 复合材料断口形貌

Fig. 13 Fracture surface of C/SiC composites with the short cut carbon fiber volume content of 24.8% at different impact pressures

由图 13 可看出,随着冲击气压的增大,纤维拔出量也增大:冲击气压为 0.18 MPa 时,纤维拔出与纤维断裂的面积比 β 约为 1/2,其动态拉伸强度约为 21.0 MPa;冲击气压为 0.25 MPa 时,纤维拔出与纤维断裂的面积比约为 2/3,其动态拉伸强度约为 24.0 MPa;冲击气压为 0.40 MPa 时,纤维拔出与纤维断裂的面积比约为 4/5,其动态拉伸强度约为 26.5 MPa;纤维拔出与动态拉伸强度有明显相关性,如图 14 所示。由此可以推断,纤维拔出是短切碳纤维 C/SiC 陶瓷基复合材料的主要吸能和增韧机制。

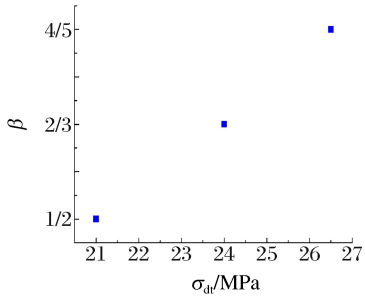


图 14 面积比与拉伸强度的关系

Fig. 14 Area ratio and dynamic tensile strength

3 结　论

针对掺有不同体积分数的短切碳纤维的 C/SiC 陶瓷基复合材料，利用 SHPB 实验装置进行了动态劈裂拉伸实验，并利用扫描电子显微镜观察了 C/SiC 复合材料试件的断口破坏形态，得到如下结论：

(1)短切碳纤维体积分数一定时，含有短切碳纤维的 C/SiC 复合材料的动态拉伸应力随冲击气压的增大而提高，且达到峰值应力的时间也逐渐缩短，表现出一定的敏感性特征。当冲击气压一定时，短切碳纤维体积分数为 24.8%的 C/SiC 试件的动态拉伸强度较高，其次是短切碳纤维体积分数为 21.0%的试件，短切碳纤维体积分数为 16.0%的试件动态拉伸强度则最低。

(2)随着短切碳纤维体积分数的不断提高，各试件断口处短切碳纤维被拔出的数量也在不断变多。当短切碳纤维体积分数为 16.0%时，试件断口表面的均匀性明显很差；当短切碳纤维体积分数增加到 24.8%时，短切碳纤维的在分布图片范围内比较均匀。

(3)通过扫描电子显微镜观察，得出当短切碳纤维体积分数为 16.0%时，试件的动态劈裂强度较低。在试件劈裂破坏的断口处有明显的纤维拔出，被拔出的纤维数量和长度均与短切碳纤维体积分数有关，且纤维拔出与动态拉伸强度有明显的相关性。

参考文献：

[1] 张立同，成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报，2007，24(2)：1-6.
Zhang Litong，Cheng Laifei. Discussion on strategies of sustainable development of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2007，24(2)：1-6.

[2] Aveston J. Properties of fiber composite[C]// National Physical Laboratory Conference Proceeding. Guiodford，England：IPC Science and Technology Press，1971：63.

[3] 彭刚，冯家臣，胡时胜，等. 纤维增强复合材料高应变率拉伸实验技术研究[J]. 实验力学，2004，19(2)：136-143.
Peng Gang，Feng Jiachen，Hu Shisheng，et al. A study on high strain rate tensile experiment technique aimed at fiber reinforced composite[J]. Journal of Experimental Mechanics，2004，19(2)：136-143.

[4] 潘文革，矫桂琼，管国阳. 二维机织碳纤维/碳化硅陶瓷基复合材料损伤分析[J]. 硅酸盐学报，2005，33(11)：23-27.
Pang Wen'ge，Jiao Guiqiong，Guan Guoyang. Damage analysis of plain weave carbon fiber/silicon carbide ceramic matrix composites[J]. Journal of The Chinese Ceramic Society，2005，33(11)：23-27.

[5] 梅辉，成来飞，张立同，等. 2 维 C/SiC 复合材料的拉伸损伤演变过程和微观结构特征[J]. 硅酸盐学报，2007，35(2)：137-143.
Mei Hui，Cheng Laifei，Zhang Litong，et al. Damage evolution and micro structural characterization of a cross-woven C/SiC composite under tensile loading[J]. Journal of The Chinese Ceramic Society，2007，35(2)：137-143.

[6] 杨成鹏，矫桂琼，王波. 2D-C/SiC 复合材料的单轴拉伸力学行为及其强度[J]. 力学学报，2011，43(2)：330-337.
Yang Chengpeng，Jiao Guiqiong，Wang Bo. Uniaxial tensile stress-strain behavior and strength of plain woven C/SiC composite[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics，2011，43(2)：330-337.

[7] 索涛，戴磊，石春森，等. 碳纤维增韧的陶瓷基复合材料在高温高应变率下的压缩力学行为[J]. 爆炸与冲击，2012，32(3)：297-302.
Suo Tao，Dai Lei，Shi Chunsen，et al. Mechanical behaviors of C/SiC composites subjected to uniaxial compression at high temperatures and high strain rates[J]. Explosion and Shock Waves，2012，32(3)：297-302.

[8] 邵彬彬，徐颖，许维伟，等. C/SiC 复合材料的动态力学性能及微观结构分析[J]. 材料科学与工程学报，2016，34(4)：603-606.
Shao Binbin，Xu Ying，Xu Weiwei，et al. Dynamic mechanical properties and microstructure of C/SiC composites[J]. Journal of Materials Science and Engineering，2016，34(4)：603-606.

[9] 罗征，周新贵，余金山，等. 以新型先驱体浸渍裂解制备 SiC/SiC 复合材料弯曲性能研究[J]. 稀有金属材料与工程，2013，42(Suppl 1)：377-379.
Luo Zheng，Zhou Xingui，Yu Jinshan，et al. Fabrication of SiC/SiC composites by improved PIP processing with a new precursor polymers[J]. Rare Metal Materials and Engineering，2013，42(Suppl 1)：377-379.

[10] 胡俊,巫绪涛,聚苯乙烯混凝土动态劈裂实验[J].爆炸与冲击,2011,31(4):402-406.
Hu Jun, Wu Xutao. Dynamic splitting test of expanded polystyrene (EPS) concrete[J]. Explosion and Shock Waves, 2011,31(4):402-406.

[11] 吕晓聪,许金余,赵德辉,等.冲击荷载循环作用下砂岩动态力学性能的围压效应研究[J].工程力学,2011,28(1):138-144.
Lü Xiaocong, Xu Jinyu, Zhao Dehui, et al. Research on confining pressure effect of sandstone dynamic mechanical performance under the cyclical impact loadings[J]. Engineering Mechanics, 2011,28(1):138-144.

[12] 陶俊林.SHPB 实验中几个问题的讨论[J].西南科技大学学报,2009,24(3):27-35.
Tao Junlin. Some questions need to discuss in the SHPB experiment[J]. Journal of Southwest University of Science and Technology, 2009,24(3):27-35.

[13] 宫凤强,李夕兵,Zhao J.巴西圆盘劈裂试验中拉伸模量的解析算法[J].岩石力学与工程学报,2010,29(5):881-891.
Gong Fengqiang, Li Xibing, Zhao J. Analytical algorithm to estimate tensile modulus in Brazilian disk splitting tests[J]. Chinese Journal of Rock Mechanics and Engineering, 2010,29(5):881-891.

[14] 邓湘云,王晓慧,李龙土.扫描电子显微镜在新型陶瓷材料显微分析中的应用[J].硅酸盐通报,2007,26(1):194-198.
Deng Xiangyun, Wang Xiaohui, Li Longtu. Applications of scanning electronic microscope in microanalysis of new style ceramic material[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2007,26(1):194-198.

Dynamic splitting tensile test of short carbon fiber C/SiC ceramic matrix composites

Xu Ying[1,2], Shao Binbin[1], Xu Weiwei[1], Yang Jianming[1]

(1. *School of Civil Engineering and Architecture, Anhui University of Science and Technology, Huainan* 232001, *Anhui, China*;
2. *Research Center of Mine Underground Engineering of Ministry of Education, Anhui University of Science and Technology, Huainan* 232001, *Anhui, China*)

Abstract: In order to investigate the dynamic fracture mechanics behavior and damage morphology of C/SiC ceramic matrix composites, dynamic splitting tensile tests on the C/SiC composites with three different volume fractions of short carbon fiber (16.0%, 21.0%, 24.8%) were carried out by the split Hopkinson pressure bar, the destructive interface part of C/SiC composites was scanned by using scanning electron microscopy and the failure characteristics and toughening mechanism of C/SiC composites were analyzed. The experimental results show that the dynamic tensile strengths of the C/SiC composite specimens with the same short carbon fiber volume fraction increase with the increasing of the impact pressure in the dynamic splitting tensile failure process, the failure of the specimens is significantly correlated with impact pressure and short carbon fiber volume fraction. When the short carbon fiber volume fraction is 16.0%, the tensile strength of the C/SiC composite specimens is the lowest. After the impact, the overall destruction of the C/SiC composite specimens is related to impact pressure and short carbon fiber volume fraction.

Keywords: short cut carbon fiber; volume fraction; ceramic matrix composites; dynamic splitting tensile test; split Hopkinson pressure bar

(责任编辑 张凌云)