第 49 卷第 6 期　　硅　酸　盐　学　报　　Vol. 49，No. 6
2021 年 6 月　　JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY　　June，2021
http://www.gxyb.cbpt.cnki.net　　**DOI**：10.14062/j.issn.0454-5648.20200565

平纹编织 C/SiC 单钉铆接单元的制备与拉伸行为

李旭勤[1,2]，陈　旭[3]，陈婧旖[4]，姜　伟[5]，张　毅[2]，陈　超[2]

(1. 成都工业学院 材料与环境工程学院，成都 611730；2. 西北工业大学 超高温结构复合材料重点实验室，西安 710072；
3. 西安鑫垚陶瓷复合材料有限公司，西安 710072；4. 北京长征飞行器研究所，北京 100076；
5. 广东省深圳市宝安区航城街道办事处 广东 深圳 518133)

摘　要：耐高温高强韧性连续碳纤维增韧碳化硅复合材料(C/SiC)是空天飞行器用热结构件的首选材料之一。C/SiC 热结构件的结构复杂，其连接技术是推动该材料应用的关键。采用化学气相渗透工艺制备 2D C/SiC 单钉铆接单元，研究其微结构和拉伸行为，分析相应的失效机制。结果表明：2D C/SiC 单钉铆接单元的显微结构具有多孔、非均匀粘接和非均匀钉孔间隙特征。铆接剪切强度平均值为 157.77 MPa，超过 2D C/SiC 面内剪切强度。搭接界面脱粘、钉孔相互挤压和铆钉内纤维剪断是 2D C/SiC 单钉铆接单元的主要失效机制。孔周损伤呈现 3 种典型形貌，分别为孔周形貌完好、基体压溃和钉孔界面脱粘。

关键词：化学气相渗透；连续碳纤维增韧碳化硅复合材料；铆接；力学性能；失效机制
中图分类号：TB332　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)06–1206–07
网络出版时间：2021–04–13



Fabrication and Tensile Behaviors of Plain Woren C/SiC Z-pinned Joint

LI Xuqin[1,2], *CHEN Xu*[3], *CHEN Jingyi*[4], *JIANG Wei*[5], *ZHANG Yi*[2], *CHEN Chao*[2]
(1. School of Materials and Environmental Engineering, Chengdu Technological University, Chengdu 611730, China;
2. Science and Technology on Thermostructural Composite Materials Laboratory, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;
3. Xian Xinyao Ceramic Composite Material Co., Ltd, Xi'an 710072, China;
4. Beijing Institute of Space Long March Vehicle, Beijing 100076, China;
5. Hangcheng Sub-district Office, Baoan District, Shenzhen, 518133, Guangdong, China)

Abstract: Two-dimensional continuous carbon fiber toughened silicon carbide composite (2D C/SiC) z-pinned joint was prepared by a chemical vapor infiltration method. The microstructure features and the tensile behaviors were investigated, and the corresponding failure mechanism was analyzed. The results show that the joint is porous, non-uniform bonded with non-uniform clearance. The average joint shear strength reaches 157.77 MPa, which exceeds the 2D C/SiC in-plane shear strength. The main failure mechanisms involve debonding of the lap interface, bearing between the pin and the hole and fibers shear-off within the pin. Three typical damage morphologies appear around the hole, *i.e.*, intact morphology, matrix crushing and pin-hole debonding.

Keywords: chemical vapor infiltration; C/SiC; z-pinned joint; mechanical properties; failure mechanism

连续碳纤维增韧碳化硅复合材料(C/SiC)具有低密度、耐高温、高比强度、高比模量和缺口不敏感等优异性能，是空天飞行器用热结构件的首选材料之一[1–3]。C/SiC 复合材料的制备技术主要包括化学气相渗透(CVI)、聚合物浸渍裂解(PIP)和反应熔体渗透(RMI)等。CVI 技术是最成熟和最广泛使用的，其主要缺点是难以实现密度均匀和大型复杂结构集成。为了研制出大型复杂结构外形 C/SiC 构件，将其分割成几何形状更简单、尺寸更小的 C/SiC 零件，利用连接或集成技术成为可行途径。因此，C/SiC 连接

收稿日期：2020–07–31。　修订日期：2020–10–12。
基金项目：国家自然科学基金(51802263)；国家科技重大专项(2017-VI-0007-0077)；陕西省自然科学基金(2019JQ-208)；中国博士后基金(2019M660254)。
第一作者：李旭勤(1985—)，女，博士，副教授。
通信作者：张　毅(1983—)，男，博士，助理研究员。

Received date: 2020–07–31.　**Revised date:** 2020–10–12.
First author: LI Xuqin(1985–), female, Lecturer.
E-mail: zslxq1130@qq.com
Correspondent author: ZHANG Yi(1983–), male, Lecturer.
E-mail: zhangyit@nwpu.edu.cn

或集成技术是该复合材料成功应用的关键。

目前已发展 C/SiC 机械连接和焊接两类连接方法[4]。机械连接通过 C/SiC 紧固件与孔周接触传载，包括螺栓[5]、铆钉[6–7]、防松紧固件[8]、Miller 紧固件[9]等。机械连接无需高温处理，但 C/SiC 连接强度不会超过 C/SiC 面内强度，紧固件断裂为其主要失效模式[10]。焊接通过高温反应生成陶瓷焊接界面传载，包括反应连接[11]、钎焊[12]、Ti_3SiC_2 烧结[13]、先驱体转化陶瓷连接[14]和反应渗硅(ARCJoint)连接[15]等方法。焊接热残余应力也会降低 C/SiC 力学性能[16]。因此，结合机械连接和焊接的优势，发展混合连接技术是当前研究方向。西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室发展了在线气相铆接方法[17]，通过 C/SiC 铆钉与 C/SiC 铆接板过盈配合，采用化学气相渗透(CVI)工艺的传质过程将二者焊接，实现了铆接和焊接技术的耦合。然而，C/SiC 复合材料为多孔材料，且 CVI 沉积过程中存在“瓶颈”效应，使 C/SiC 铆焊连接的微结构存在非均匀特征，表现出比金属连接更大的性能分散性。

针对 C/SiC 铆焊连接区域的显微结构与力学性能相关性不明晰的问题，采用化学气相渗透法制备 C/SiC 单钉铆接单元，通过无损检测方法分析其微结构特征，测试其拉伸行为，通过分析铆接失效模式，揭示其失效机理，将为 C/SiC 铆焊连接工艺优化，促进 C/SiC 连接或集成技术发展提供支撑。

1　实验

1.1　2D C/SiC 化学气相渗透法制备工艺

采用 CVI 工艺制备 2D C/SiC 复合材料铆钉和铆接板，主要步骤如下：

1) 采用 T300 碳纤维编织平纹纤维布，经叠层形成 2D C/SiC 的预制体。

2) 以 C_3H_6 为前驱体，Ar 和 H_2 为稀释气体，在沉积温度 880～1 000 ℃和系统总压 3～5 kPa 下，沉积厚度约 200 nm 的 PyC 界面相。

3) 以三氯甲基硅烷(CH_3SiCl_3，MTS)为前驱体，Ar 为稀释气体，H_2 为载气，在 1 000～1 200 ℃和 3～5 kPa 下，沉积 SiC 基体(体积分数为 40%)。

1.2　2D C/SiC 单钉铆接单元的制备

本实验所用的 2D C/SiC 复合材料平板(密度为 2.0 g/cm^3，孔隙率为 15%)由西北工业大学超高温结构复合材料重点实验室制备[17]，采用金刚石刀片将板切割成尺寸为图 1 所示的连接板和铆钉。二者连接装配成单钉铆接单元之后，经 CVI 致密化工艺将二者焊接起来。单钉铆接单元的整体密度为 2.1 g/cm^3。铆板和铆钉取样方向如图 1 所示，共制备 6 个 2D C/SiC 单钉铆接单元试样，分别命名为 1 号至 6 号试样。

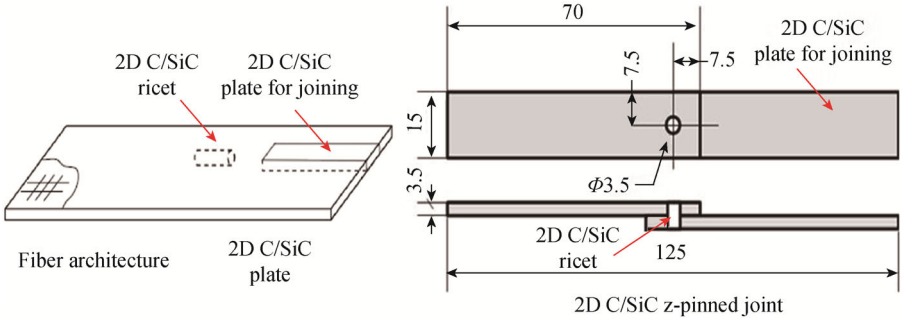


图 1　2D C/SiC 单钉铆接试样的材料取材和尺寸示意图

Fig. 1　Material and size diagrams for 2D C/SiC z-pinned joint

The unit is mm.

1.3　2D C/SiC 单钉铆接单元的拉伸测试

铆接试样拉伸受力分析如图 2 所示。这和复合材料面内剪切试验非常相似，铆钉在搭接面承受纯剪切作用，在其余区域存在弯矩作用。在 B 区域承受的载荷为 F，在其余区域(L-B 区域)，靠近搭接面载荷为 $F_{L/(L-B)}$，远离搭接面的载荷为 $F_{B/(L-B)}$。试样存在 3 种可能的失效模式：铆钉剪断失效、钉孔挤压失效、铆接板开孔处拉伸失效。相应的铆钉剪切和钉孔挤压失效载荷计算公式如下：

$$F_{\text{shear}} = \tau_c \pi d^2 / 4 \tag{1}$$

$$F_{\text{bearing}} = \sigma_b t d \tag{2}$$

式中：τ_c 为铆接剪切强度；σ_b 为钉孔挤压强度；t 为板厚；d 为铆钉直径。

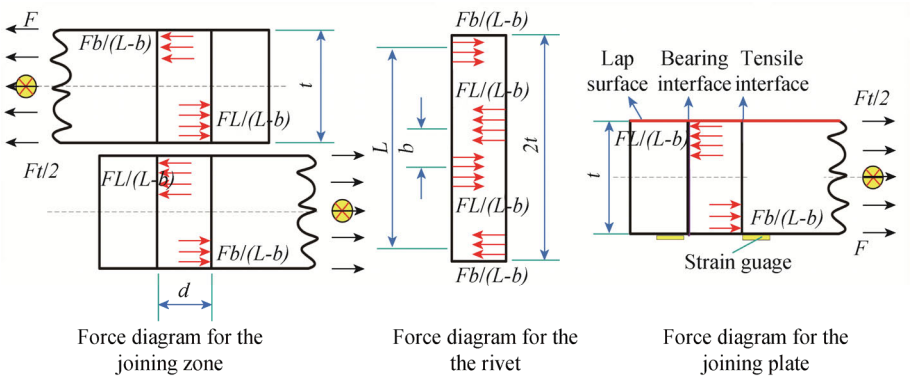


图 2 2D C/SiC 单钉铆接单元的受力分析图

Fig. 2 Force analysis diagram of 2D C/SiC *z*-pinned joint

1.4 表征方法

采用光学显微镜(日本奥林巴斯，OLS3100)和扫描电子显微镜(日立公司，S-4700)观察分析 2D C/SiC 复合材料试样和铆接单元试样的显微结构和失效形貌。采用微米 X 射线 CT(Y. Cheetah，德国)和红外热波方法(EchoThem，TWI，USA)对 2D C/SiC 单钉铆接单元的微结构和缺陷进行检测。

2 结果与讨论

2.1 2D C/SiC 单钉铆接单元的微结构

2.2.1 铆钉与铆接板的多孔特征 图 3 是 1 号试样搭接区域 CT 和扫描电子显微镜照片。由图 3 可见，铆钉与铆接板的平纹编织碳纤维布叠层预制体结构，层与层之间有孔隙。

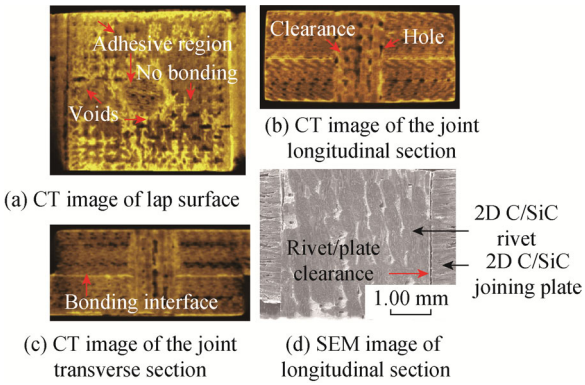


图 3 2D C/SiC 单钉铆接单元微结构

Fig. 3 Microstructure of 2D C/SiC z-pinned joint

Micro-CT 照片进一步给出了 2D C/SiC 铆钉内部的孔隙分布(图 4)，可分为两类：第 1 类为狭长形层间孔隙，孔径较大，为 3.13 μm，是纤维束在编织时结合不紧密所致；第 2 类为不规则椭圆形或圆形层内孔隙，孔径仅为 0.63 μm，是纤维束内每根纤维不能完全紧密贴合所致。

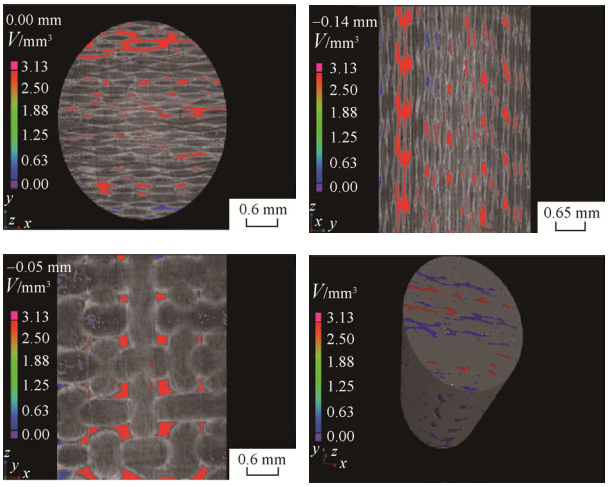


图 4 2D C/SiC 铆钉的 CT 照片

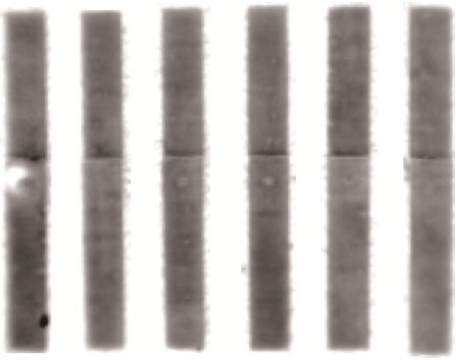
Fig. 4 CT photos of 2D C/SiC rivets

2.1.2 搭接界面的非均匀黏接特征 图 3a 中金黄色部分是搭接面的黏接区域，由 CVI 沉积的 SiC 基体构成，暗色部分则是未黏接区域。可见黏接区域分布不均匀，边缘和角落沉积的 SiC 基体较多，越靠近中心 SiC 基体越少。这归因于 CVI 沉积“瓶颈效应”。为了获得尽量大的黏接面积，搭接处间隙要合适。间隙太小，在“瓶颈效应”作用下，反应气体很难进入间隙，搭接界面沉积的 SiC 基体量过少，黏接效果不理想。间隙过大，沉积的基体将分别覆盖在两个搭接面上，不能产生黏接效果。

2.1.3 钉孔界面的非均匀间隙特征 图 3 还可见铆钉与铆接板之间存在钉孔间隙。为保证铆钉与铆接板孔周紧密配合，铆钉为带一定锥度的圆柱体。因而，铆钉与孔周过盈配合之后，仍存在钉孔间隙。这为 CVI 沉积 SiC 基体提供了扩散通道，有利于搭接区域致密化。CVI 沉积过程中孔周间隙沉积了一

定量 SiC 基体，形成了部分黏接的钉孔界面。铆钉与铆接板之间的相互作用，由过盈配合机械力转变为 SiC 基体的化学黏接力。当孔隙比较小时，CVI 反应气体可以渗透进入孔周间隙。伴随着气体沉积，形成 SiC 基体，使铆钉与铆接板黏接。注意到铆钉中心位置仍有间隙，这是沉积的基体堵住进气路线，形成非均匀间隙。

图 5 是热像仪采集的 6 个 2D C/SiC 单钉铆接单元试样在同一时刻的红外图像。从红外热波序列图可分辨出铆接板与铆钉。6 个试样的铆接板呈灰黑色，2 至 6 号试样的铆接板颜色分布比较均匀，说明这 2 个试样的铆接板的成分结构比较理想。3、4 号样的铆钉可以清晰观察到铆钉周围存在黑圈，是因为在制备试样时，存在钉孔间隙所致。试样 1 中心出现明显的白色环形区域，说明该处存在热量聚集，热导率较低，该位置的致密度较高。



From left to right are No. 1 to No. 6 samples.

图 5　2D C/SiC 单钉铆接单元试样在的红外图像

Fig. 5　Infrared images of the 2D C/SiC z-pinned joints

2.2　2D C/SiC 单钉铆接单元的拉伸行为

图 6 为单钉铆接单元试样的拉伸载荷-位移曲线，可见：试样 1，试样 2，试样 3，试样 4，试样 6 的载荷–位移曲线在达到最大载荷之后曲线下降速度非常快，呈断崖式下降。试样 5 则是在达到最大载荷之后，曲线呈缓慢下降趋势。对曲线进行拟合，拟合区间设置为曲线发生突变前的非线性的上升曲线段。对 6 个试样分别进行拟合，拟合度均高于 0.99 的关系式为：

$$y = a - b\ln(x + c) \tag{3}$$

式中：y 为试样所受的载荷；x 为试样的位移；a、b、c 与铆钉和铆接板所用的 2D C/SiC 复合材料有关。正是因为 6 个试样中材料微结构存在差异，相应的载荷–位移曲线差异明显，每个试样对应的 a、b、c 数值很不同。

4 号试样铆接剪切强度最高，达到 220.03 MPa，其最大位移最大，达到 0.416 mm。5 号的铆接剪切强度最低，仅 108.59 MPa，其最大位移最小，只有 0.151 mm。铆接剪切强度平均值为 157.77 MPa，方差为 44.91，离散系数为 28.5%。这种分散性来源于单钉铆接单元内部的非均匀显微结构特征。

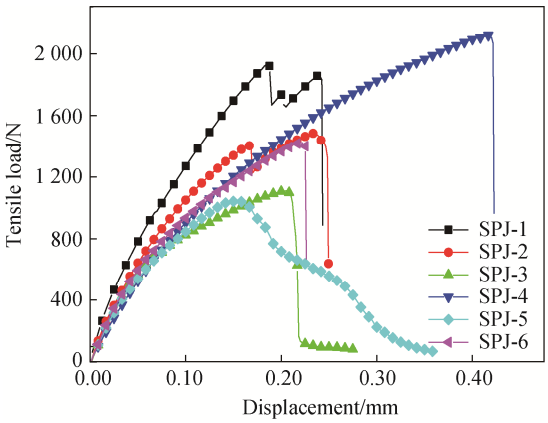


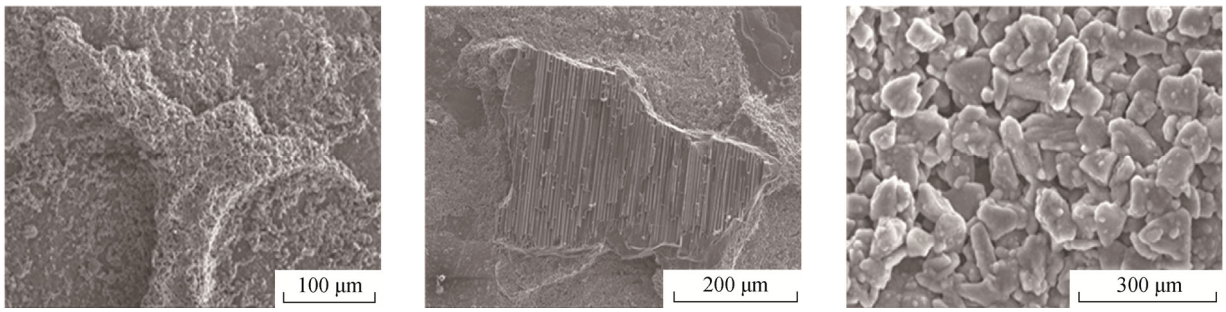
图 6　2D C/SiC 单钉铆接单元试样的载荷–位移曲线

Fig. 6　Load–displacement curves of 2D C/SiC z-pinned joints

2.3　2D C/SiC 单钉铆接单元的失效机制

2.3.1　搭接界面脱黏　　图 7 为试样断裂后试样的黏接界面扫描电镜照片。图 7a 为放大 300 倍的黏接界面，可以观察到搭接界面上沉积的 SiC 基体聚集在一处，起到黏接作用。注意到黏接区域的 SiC 基体颗粒呈长条状，并且颗粒与颗粒之间没有形成连续的界面相，而是杂乱的堆积在一起(图 7b)，黏接作用较弱。当试样黏接界面的黏接较强，即黏接界面的黏接力高于 2D C/SiC 层间剪切强度(约 30 MPa)时，搭接面破坏，C 纤维与基体产生脱黏破坏，如图 7c 所示。

试样 1，试样 2，试样 3，试样 4，试样 6 达到最大载荷后下降趋势一致，但是试样 1，试样 2 的曲线在达到最大载荷之前，有之字形的波折。这是由于试样 1，试样 2 中铆钉与铆接板之间的钉孔界面上沉积了 SiC 基体，当试样受拉伸时，铆钉与搭接界面上的黏接区域共同承载。如果铆钉与搭接界面的协同作用不理想，试样受拉伸载荷不断增加，载荷达到一定数值时，搭接界面的黏接区域首先破坏，从而失去承载能力。此时剩余的载荷发生重新分配，铆钉承受更多的载荷，之后载荷继续增大，超过铆钉的最大承载能力时，试样最终破坏，表现为载荷急剧下降。



(a) Bonding region (b) Enlarged view of bonding (c) Debonded region

图 7 试样 1 的搭接区域拉断后的 SEM 照片

Fig. 7 SEM micrographs of the lapped area of sample 1

2.3.2 钉孔相互挤压 根据 2D C/SiC 复合材料的剪切强度 τ_c=120 MPa，拉伸强度 σ_b=234 MPa，可计算出铆钉剪切失效力为 1 153.9 N，钉孔挤压失效力为 2 866.5 N。可知钉孔挤压的失效力远大于铆钉的剪切失效力，铆钉易剪断失效，该过程中，铆钉与钉孔相互挤压，呈现 3 种典型孔周损伤形貌，分别为孔周形貌完好、基体压溃和钉孔界面脱黏，如图 8 所示。

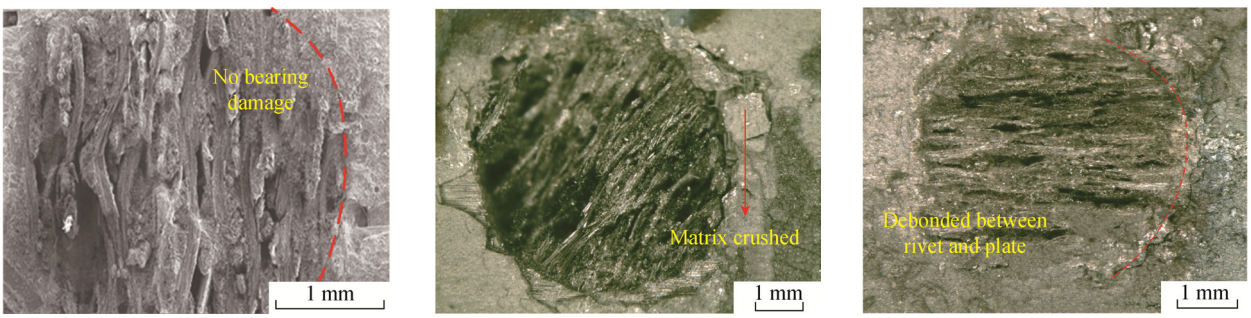
试样 1 CT 图显示(图 3)钉孔界面沉积的 SiC 基体效果比较好，钉孔界面处孔洞少，铆钉内部间隙少。拉伸行为具有典型非线性特征。在最大载荷 1 930.6 N 时，出现了小段掉载，原因在于搭接界面沉积的 SiC 基体分布不均匀，黏接区域失效导致载荷重新分配。之后载荷平稳增加，铆钉继续承载。铆钉断裂后，孔周黏接区域平整，如图 8a 所示。

2.3.3 铆钉内纤维剪断 图 9 为铆钉内纤维受剪切破坏的断口照片。由图 9a 和图 9b 可见，铆钉内的横向纤维受纯剪切作用。

断口整体平整，单根纤维的断口也很平整，纤维和基体脱黏。这是由于纤维受纯剪切所致。故断口平整，且纤维拔出少。图 9c 和图 9d 是纵向纤维剪切破坏后的形貌图。可以看出纤维束的断口明显呈近似 45°角，单根纤维的断口也是呈近似 45°角。覆盖在纤维上的基体破裂。

2.3.4 强度离散性分析 CT 观察到试样 4 搭接界面沉积的 SiC 基体较多，粘接面积大，且粘接分布相对均匀、钉孔界面孔隙小。沉积的 SiC 基体使铆钉和铆接板结合良好。因而载荷随位移呈非线性特征上升，曲线斜率随之缓慢下降。在达最大载荷前，曲线非常平整，几乎无任何突变，说明搭接界面黏接区域与铆钉均匀受载。达到最大载荷 2 118 N 后，对应最大位移为 0.416 mm，载荷迅速下降，这时黏接界面与铆钉同时失效，试样最终破坏。铆钉与搭接界面协同承载效果理想，强度也最大。

而试样 5 的最大载荷最低，只有 1 044 N，对应的最大位移也最小，只有 0.151 mm。这是由于铆钉与铆接板之间沉积的 SiC 基体较少，铆钉与铆接板的结合不够紧密所致。当试样受拉伸，搭接界面破坏后，铆钉与搭接界面不是理想的垂直关系，而是呈一定角度的倾斜，试样不再受纯粹的剪切作用。此时，当载荷达到最大时，试样还受到铆钉轴向上的拉应力分量，表现出纤维和界面发生脱黏、纤维的断裂、纤维从基体中拔出等耗能机制，使材料缓慢断裂，即韧性破坏。

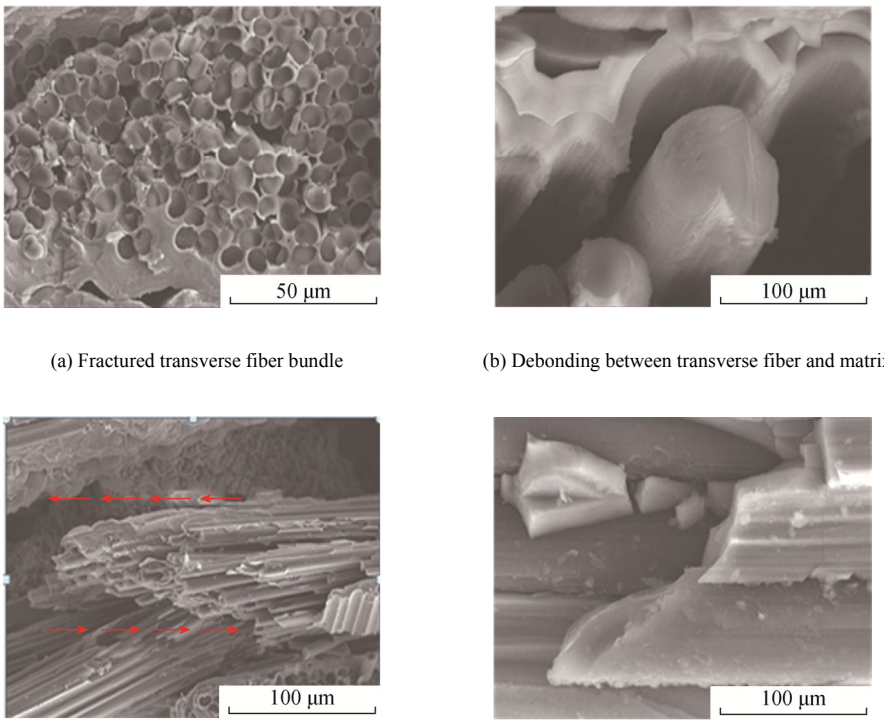


(a) SEM photo of sample 1 (b) Optical photo of samlple 3 (c) Optical photo of samlple 4

图 8 2D C/SiC 单钉铆接单元断口照片

Fig. 8 Fractured surfaces of 2D C/SiC z-pinned joints

综上所述，试样受拉伸时，搭接界面上沉积的 SiC 基体首先受到剪切作用，之后铆钉、钉孔界面沉积的 SiC 基体、搭接界面上沉积的 SiC 基体三者共同承载。当载荷增加到搭接界面、铆钉、钉孔界面所能承受的最大强度时，试样断裂。如果试样断裂形式呈典型的切断，这时搭接界面开裂，铆钉断口平行于搭接界面，呈典型的脆断形式，载荷随着位移迅速下降。强度分散性来源于铆钉本身的剪切强度和搭接界面的黏接强度分散性。



(a) Fractured transverse fiber bundle　(b) Debonding between transverse fiber and matrix

(c) Fractured longitudinal fiber bundle in shear　(d) Fractured longitudinal fiber in shear

图 9　铆钉内纤维束受剪断裂的 SEM 照片

Fig. 9　SEM micrographs of the fractured fiber bundle in the rivet

3　结论

1) 2D C/SiC 单钉铆接单元的显微结构具有多孔、非均匀黏接和非均匀钉孔间隙特征。搭接区域内部存在狭长形的层间孔隙和不规则的椭圆形或圆形层内孔隙。黏接区域分布不均匀，4 个角落沉积的 SiC 基体较多，往内 SiC 基体较少。CVI 沉积过程中孔周间隙沉积了一定量 SiC 基体，形成了部分黏接的钉孔界面。铆钉与铆接板之间的相互作用由过盈配合机械力转变为 SiC 基体的化学黏接力。

2) 试样强度分散性很大。铆接剪切强度平均值为 157.77 MPa，超过 2D C/SiC 面内剪切强度。离散系数为 28.5%，该分散性来源于铆钉本身的剪切强度和搭接界面的黏接强度分散性。

3) 搭接界面脱黏、钉孔相互挤压和铆钉内纤维剪断是 2D C/SiC 单钉铆接单元的主要失效机制。钉孔挤压的失效力远大于铆钉的剪切失效力，试样最容易发生的是铆钉剪切破坏。铆钉剪断过程中，铆钉与钉孔材料相互挤压，呈现三种典型的孔周损伤形貌，分别为孔周形貌完好、基体压溃和钉孔界面脱黏。

参考文献:

[1] 闫志巧, 熊翔, 肖鹏, 等. C/SiC 复合材料表面化学气相沉积涂覆 SiC 涂层及其抗氧化性能[J]. 硅酸盐学报, 2008(36): 1098−1102.
YAN Zhiqiao, XIONG Xiang, XIAO Peng. J Chin Ceram Soc, 2008(36): 1098−1102.

[2] 吴琦, 张程煜, 乔生儒, 等. 二维 C/(BC$_x$−SiC)n 复合材料的高温层间剪切性能[J]. 硅酸盐学报, 2009(37): 867−870.
WU Qi, ZHANG Chenyu, QIAO Shengru, et al. J Chin Ceram Soc, 2009(37): 867−870.

[3] 成溯, 段刘阳, 耿莉, 等. C/SiC 复合材料在超高温燃烧室环境下的烧蚀行为[J]. 硅酸盐学报, 2018(46): 1685−1693.
CHENG Su, DUAN Liuyang, GENG Li, et al. J Chin Ceram Soc, 2018(46): 1685−1693.

[4] SINGH M, ASTHANA R. Advanced Joining and Integration Technologies for Ceramic Matrix Composite Systems[M]. Wiley, 2008:

303–325.

[5] MEI H, CHENG L, KE Q, et al. High-temperature tensile properties and oxidation behavior of carbon fiber reinforced silicon carbide bolts in a simulated re-entry environment[J]. Carbon, 2010. 48(11): 3007–3013.

[6] HE Z, ZHANG L, ZHANG Y, et al. Microstructural characterization and failure analysis of 2D C/SiC two-layer beam with pin-bonded hybrid joints[J]. Int J Adhes Adhes, 2015, 57: 70–78.

[7] LI G, ZHANG Y, ZHANG C, et al. Design, preparation and properties of online-joints of C/SiC–C/SiC with pins[J]. Compos Part B: Eng, 2013, 48: 134–139.

[8] BÖHRK H, BEYERMANN U. Secure tightening of a CMC fastener for the heat shield of re-entry vehicles[J]. Compos Struct, 2010, 92(1): 107−112.

[9] VERRILLI M J, BREWER D. Characterization of ceramic matrix composite fasteners exposed in a combustor linear rig test[J]. J Eng Gas Turbines Power, 2004, 126(1): 45–49.

[10] ZHANG Y, ZHANG L, ZHANG J, et al. Effects of z-pin's porosity on shear properties of 2D C/SiC z-pinned joint[J]. Composs Struct, 2017, 173: 106–114.

[11] LIU W, CHENG L, WANG Y, et al. Investigation of the residual stress in reaction-bonded SiC under irradiation[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(16): 3901–3907.

[12] SINGH M, MATSUNAGA T, LIN H-T, et al. Microstructure and mechanical properties of joints in sintered sic fiber-bonded ceramics brazed with Ag–Cu–Ti Alloy[J]. Mater Sci Eng: A, 2012, 557: 69–76.

[13] TATARKO P, CASALEGNO V, HU C, et al. Joining of CVD-SiC coated and uncoated fibre reinforced ceramic matrix composites with pre-sintered Ti_3SiC_2 MAX phase using spark plasma sintering[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(16): 3957–3967.

[14] TANG B, WANG M, LIU R, et al. A heat-resistant preceramic polymer with broad working temperature range for silicon carbide joining[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(1): 67−74.

[15] SINGH M. Affordable, robust ceramic joining technology (ARCJoinT) for high temperature applications[R].19980232154, NTRS, 1998: 1−10.

[16] BRENNAN J J. Interfacial characterization of a slurry-cast melt-infiltrated SiC/SiC ceramic-matrix composite[J]. Acta Mater, 2000, 48(18): 4619–4628.

[17] 成来飞, 张立同, 徐永东, 等. 陶瓷基复合材料的连接方法[P]. CN 200410026366, 2005. 1−10.
CHEN Laifei, ZHANG Litong, XU Yongdong, et al. Connecting method of ceramic-base composite. CN 200410026366, 2005. 1−10.