

# 连续SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料室温偏轴拉伸性能研究

沙兆洋<sup>1</sup> 陈国清<sup>1</sup> 黄浩<sup>2</sup> 王敏涓<sup>2</sup> 周文龙<sup>1</sup>

(1 大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116081)

(2 中航发北京航空材料研究院钛合金研究所, 北京 100094)

**文 摘** 采用磁控溅射法结合热等静压工艺制备SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料,通过SEM观察试样的断口形貌,研究了复合材料在室温的偏轴拉伸性能及断裂机制。结果表明:纤维偏轴角度在0°~2°间,复合材料轴向性能变化较小,拉伸强度稳定在1 960~1 987 MPa;纤维偏轴角度再增大时(>2°),材料拉伸强度近似呈单调线性降低,由1 870 MPa降至1 797 MPa。纤维偏轴角度较小时(≤2°),平坦区基体与纤维断裂面平整,且两者的断裂面平行。纤维/基体界面没有明显的脱粘破碎迹象;纤维偏轴角度较大时(>2°),部分纤维存在“斜切断裂”,纤维拔出距离变长,且不再与基体的断裂面保持在同一平面,基体撕裂损伤严重。依据断口形貌结合局部承载模型,详细论述了SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料两种拉伸失效的断裂过程。纤维偏轴角度较小时(≤2°),裂纹萌生于纤维间距较小的反应层,在界面处钝化或偏转进而形成不同截面的平坦区,当纤维超过承载能力极限,试样整体断裂;纤维偏轴角度较大时(>2°),“拉-剪”耦合效应导致C涂层与反应层间的界面脱粘破碎形成裂纹源,裂纹加速反应层受损或导致界面脱粘致使纤维断裂,当基体及剩余纤维超过承载能力极限,试样整体断裂。

**关键词** 钛基复合材料, SiC 纤维, TC17, 拉伸性能, 断裂过程, 偏轴拉伸

中图分类号: TB332

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2024.02.020

## Tensile Properties of Continuous SiC<sub>f</sub>/TC17 Composites at Room Temperature

SHA Zhaoyang<sup>1</sup> CHEN Guoqing<sup>1</sup> HUANG Hao<sup>2</sup> WANG Minjuan<sup>2</sup> ZHOU Wenlong<sup>1</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116081)

(2 Titanium Alloy Institute, Beijing Institute of Aeronautical Materials, AVIC Development, Beijing 100094)

**Abstract** SiC<sub>f</sub>/TC17 composites were prepared by magnetron sputtering and hot isostatic pressing. The off-axial tensile properties and fracture mechanism of SiC<sub>f</sub>/TC17 composites at room temperature were studied by observing the fracture morphology of samples by SEM. The results show that the axial properties of the composites change little when the axial deflection Angle of the fibers is between 0° and 2°, and the tensile strength is stable in the range of 1 960 to 1 987 MPa. When the off-axis Angle of the fiber is increased (>2°), the tensile strength of the material is approximately monotonically linear, decreasing from 1 870 MPa to 1 797 MPa. When the fiber off-axis Angle is small (≤2°), the matrix and the fiber fracture plane in the flat region are flat, and the fracture plane of them is parallel. There is no obvious sign of desticking and breaking at the fiber/matrix interface. When the fiber off-axis Angle is larger (>2°), some fibers have "oblique fracture", the fiber pulling distance becomes longer, and the fiber is no longer in the same plane as the fracture plane of the matrix, and the matrix is seriously torn and damaged. Based on fracture morphology and local load model, two kinds of tensile failure fracture processes of SiC<sub>f</sub>/TC17 composites were discussed in detail. When the fiber off-axis Angle is small (≤2°), the crack initiation occurs in the reaction layer with small fiber spacing, and then passivates or deflections at the interface to form a flat area with different cross sections. When the fiber exceeds the limit of bearing capacity, the sample breaks as a whole. When the fiber off-axis Angle is large (>2°), the "tension-shear" coupling effect leads to the interfacial debonding break between the C coating and the reaction layer to form a crack source, and the crack accelerates the reaction layer to be damaged or leads to interfacial debonding resulting in fiber fracture. When the matrix and the remaining fiber exceed the limit of bearing capacity, the specimen breaks as a whole.

**Key words** Titanium matrix composites, SiC fiber, TC17, Tensile property, Fracture process, Off-axis tensile

收稿日期: 2023-07-25

基金项目: 国家科技重大专项

第一作者简介: 沙兆洋, 1997年出生, 学士, 主要从事材料科学与工程研究工作。E-mail: 810407492@qq.com

通信作者: 黄浩, 研究员, 主要从事钛合金及纤维增强钛基复合材料研究工作。E-mail: huanghaoxj@126.com

## 0 引言

随着航空航天行业制造技术的发展,连续SiC纤维增强钛基复合材料受到广泛的关注。相比于传统的钛合金, SiC<sub>f</sub>/Ti复合材料具有更高的比模量、比强度以及服役温度,应用于制造航空发动机的涡轮叶片、转子等零部件,既可以减轻发动机的整体质量,又可以提升发动机的工作效率<sup>[1-2]</sup>。SiC<sub>f</sub>/Ti复合材料具有很高的纤维轴向承载能力,人们对于这类复合材料的拉伸性能开展深入的研究,探讨了成型温度、体积分数、涂层等对材料轴向拉伸性能的影响规律。张书铭等<sup>[3]</sup>研究发现,当成型温度低于950℃时,复合材料未完全致密,存在孔洞等缺陷使材料的拉伸强度变低;当成型温度高于950℃,复合材料虽完全致密,但过厚的脆性反应层仍会导致拉伸强度急剧下降。金旗等<sup>[4]</sup>研究发现,复合材料存在最优体积分数,并且纤维六方排布优于四方排布。薛春岭等<sup>[5]</sup>和冯广海等<sup>[6]</sup>通过引入Cu/Mo及C/Mo双涂层不仅提高了SiC纤维增强Ti-6Al-4V复合材料的抗拉强度和延伸率,而且避免复合材料热处理时SiC纤维原位强度降低。

目前的研究基本明确了SiC<sub>f</sub>/Ti复合材料轴向室温拉伸失效为局部承载模型<sup>[7-11]</sup>,认为某一弱纤维断裂后,将对周围的完整纤维造成应力集中,增加其断裂几率,当邻近的断裂纤维达到一定数量,即形成临界断裂纤维簇后,引发复合材料断裂。实际工程应

用的SiC<sub>f</sub>/Ti复合材料零部件,更多的工况是承受较为复杂的偏轴载荷<sup>[12]</sup>。在偏轴载荷服役状态下,存在“拉-剪”耦合效应,导致材料表现为由多种开裂模型控制的失效方式。孙剑芬等<sup>[13]</sup>研究发现,在偏轴载荷作用下, SiC<sub>f</sub>/Ti复合材料界面既发生轴向滑移,又发生横向滑脱,纤维存在大面积拔出;拉伸强度与偏轴角度密切相关,在偏轴角度逐渐增大的过程中,复合材料主要的承载体由纤维转变为基体,拉伸强度也下降到一个稳定区间,这个稳定区间最大值不高于复合材料单向拉伸强度的50%。连续纤维增强金属基复合材料的偏轴力学性能及其失效机理比较复杂,目前的研究成果和数据积累还很有限。本文开展SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的偏轴拉伸试验研究,分析纤维偏轴角度对材料拉伸性能的影响规律,并探讨SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料室温偏轴拉伸的断裂机理。

## 1 实验

复合材料由中国航发北京航空材料研究院研制。复合材料中的连续SiC纤维,使用CVD法制备直径100 μm,表面沉积约2 μm厚度的C层。然后,采用双对靶磁控溅射仪在SiC纤维表面沉积TC17基体合金,制成SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料先驱丝。最后,将先驱丝装入预制的TC17包套管中,经真空封装、热等静压成型(HIP)后得到SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的棒状样品。SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料机械加工成棒状拉伸试样,其尺寸如图1所示。

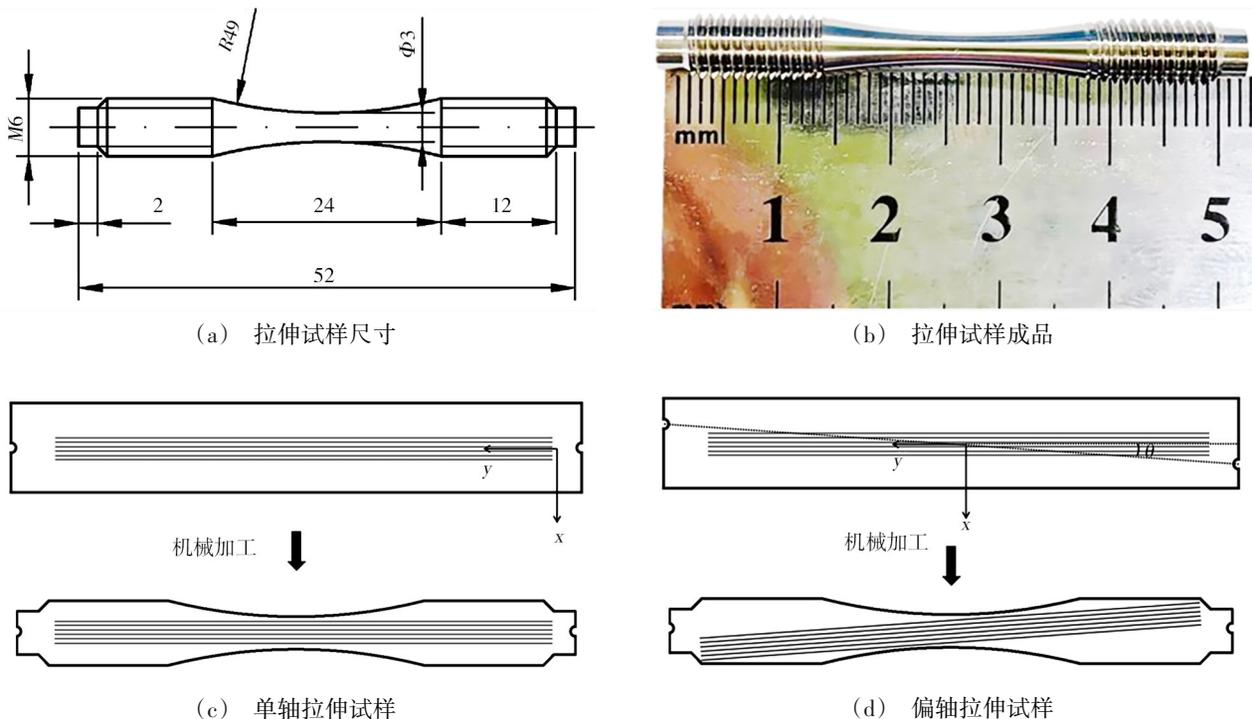


图1 SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料拉伸试样图

Fig. 1 Tensile specimen diagram of SiC<sub>f</sub>/TC17 composites

SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料试样标段区内芯部复合材料的直径为3 mm,纤维贯穿整个试样,纤维轴向与棒状试样轴向夹角为 $\theta$ [图1(d)]。试样表面进行机械抛

光以消除机械加工痕迹。其中,偏轴试样是根据几何计算,在试样两端偏离一定具体距离,再进行机械加工,实现角度偏转的目的。拉伸测试在PLW-100

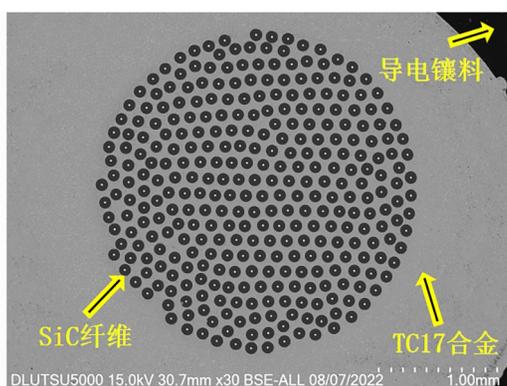
微机控制电液伺服疲劳试验机上进行,实验温度为室温,试样的轴向平行于加载方向,试验的平均应变速率为1 mm/min。利用SU5000扫描电子显微镜(SEM)和EDS成分仪对SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料微观组织特、微区成分拉伸断口形貌以及断口附近纵剖面形貌进行表征,分析偏轴载荷下复合材料失效模式。

## 2 结果与分析

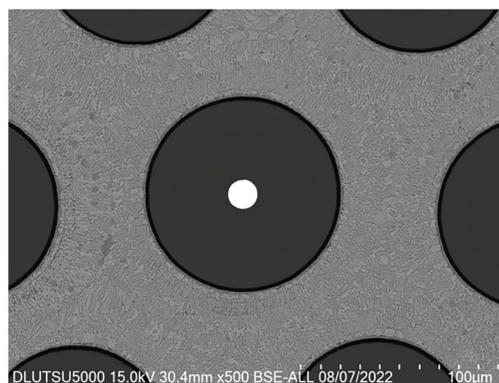
### 2.1 连续SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料的微观结构及拉伸性能

图2给出了经过热等静压成型后, SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料试样横截面的宏观形貌与纤维排布。由图2(a)看出, SiC<sub>r</sub>纤维在TC17基体中均匀地呈近六方排

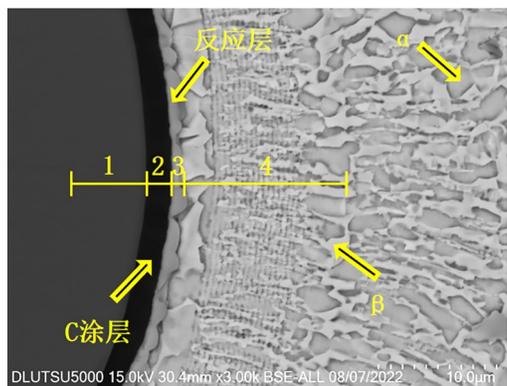
布。利用SEM观察发现[图2(b)],经过热等静压成型后, SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料试样中未观察到多边形、三角形孔洞、缝隙等制备缺陷,表明SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料经过HIP实现了较好的致密化。SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料界面区微观组织特征包括:纤维体、C涂层、反应层、钛基体,其中钛合金为α+β相组织,各物相间的界面都无开裂痕迹[图2(c)], SiC<sub>r</sub>纤维和TC17基体之间的C层厚度约为1.7 μm。在C涂层与基体间形成了TiC反应层,厚度约为1.2 μm, TiC层为硬脆物相,研究表明试样的反应层厚度对性能影响较小<sup>[14]</sup>。



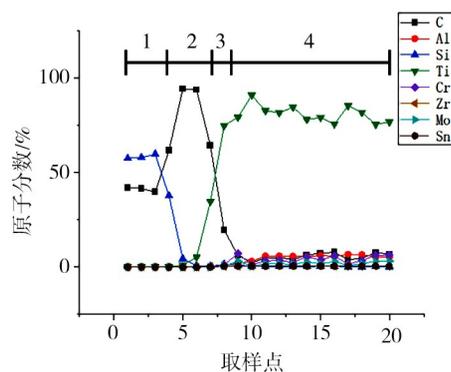
(a) SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料的宏观形貌



(b) SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料的微观结构



(c) SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料的界面



(d) SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料的界面EDS分析

图2 SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料制备态形貌

Fig. 2 Morphology of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites

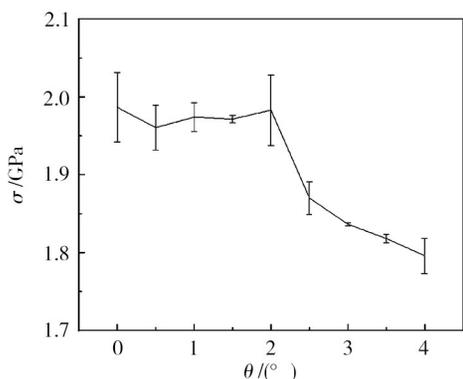


图3 不同偏轴角度SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料的拉伸强度

Fig. 3 Tensile strength of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites with different axial deflection angles

SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料试样的偏轴角度及其拉伸强度如图3所示。纤维偏轴角度在0°~2°间,复合材料轴向性能变化较小,拉伸强度稳定在1 960~1 987 MPa。当纤维偏轴角度再增大时(>2°),材料拉伸强度近似呈单调线性降低。当偏轴角度为2.5°时材料拉伸强度为1 870 MPa,降低约6%;当偏轴角度为4°时材料拉伸强度为1 797 MPa,降低近10%。这表明当纤维偏轴角度较小(≤2°)时,复合材料的拉伸强度基本不受纤维偏轴影响,纤维仍保持很好轴向载荷承担及与基体协调作用的能力。材料中纤维承受轴向载荷的能力及与基体协调作用效应,与纤维偏轴角密切相关,纤维偏轴角度增大的材料承载能力下

降<sup>[15]</sup>。当纤维偏轴角度超过 $2^\circ$ 时,复合材料的拉伸强度迅速衰减,这源于纤维承载贡献作用降低,材料断裂失效机制发生转变。

## 2.2 连续SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料拉伸断裂特征

SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料拉伸断口全貌如图4(a)与图4(b)所示。拉伸试样材质由两部分组成:芯部复合材料和外部钛合金包套,外部包套的壁厚很薄( $\leq 0.4$  mm)。SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料试样室温拉伸断口由多个小平坦区(图中黄虚线包围的区域)和台阶(图中黄虚线)组成,这是TMCs室温拉伸断裂典型特征<sup>[10]</sup>。

图4显示了纤维偏轴角度较小试样的断口形貌。

其平坦区特征表现为:基体断裂面平坦,纤维呈脆性断裂且断裂面平整,多数纤维与基体的断裂面平行。纤维/基体界面没有明显的脱粘破碎迹象,只有少数纤维存在很小距离的拔出[图4(c)]。台阶位于各平坦区的交界处,它是在持续加载过程中,基体的横向裂纹扩展与纵向裂纹及其裂纹面“相遇”而形成的,如图4(d)所示。在台阶处可以观察到明显的基体纵向裂纹,纤维脱粘及纤维/基体界面开裂。EDS结果显示,脱粘发生在C涂层与反应层的界面[图4(f)]。从图4(e)观察到基体形貌中存在撕裂棱和少量韧窝,因此可以推断SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的断口类型为混合断口。

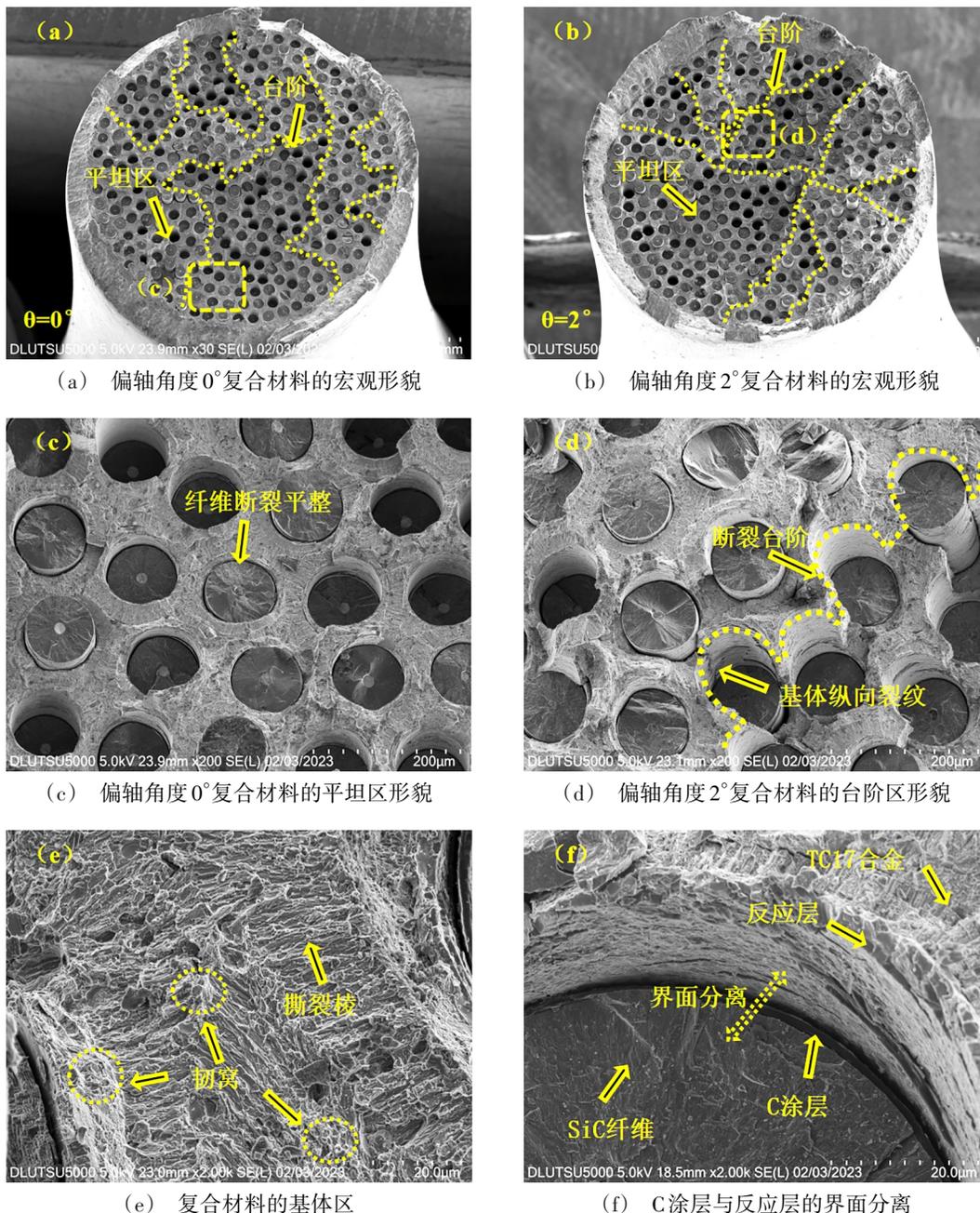


图4 偏轴 $0^\circ$ 与 $2^\circ$  SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的断口形貌

Fig. 4 Fracture morphology of  $0^\circ$  and  $2^\circ$  off-axis SiC<sub>f</sub>/TC17 composites

图5显示了纤维偏轴角度较大试样的断口形貌。其平坦区的纤维仍为脆性断裂,且部分纤维断裂存在“斜切”现象,纤维拔出现象更加严重,拔出距离变长,且不再与基体的断裂面保持在同一平面[图5(c)]。从图5(d)可以看出,与纤维偏轴角度较小的试样相比,其

台阶的起伏程度增大,TC17基体撕裂损伤严重。且平坦区与台阶的纤维断口呈不规则状的情况明显增加[图5(f)],SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的断口类型仍为混合断口[图5(e)]。由此可见,在纤维偏轴角度较大的拉伸断裂过程中,加剧了纤维破碎和拔出以及基体的撕裂。

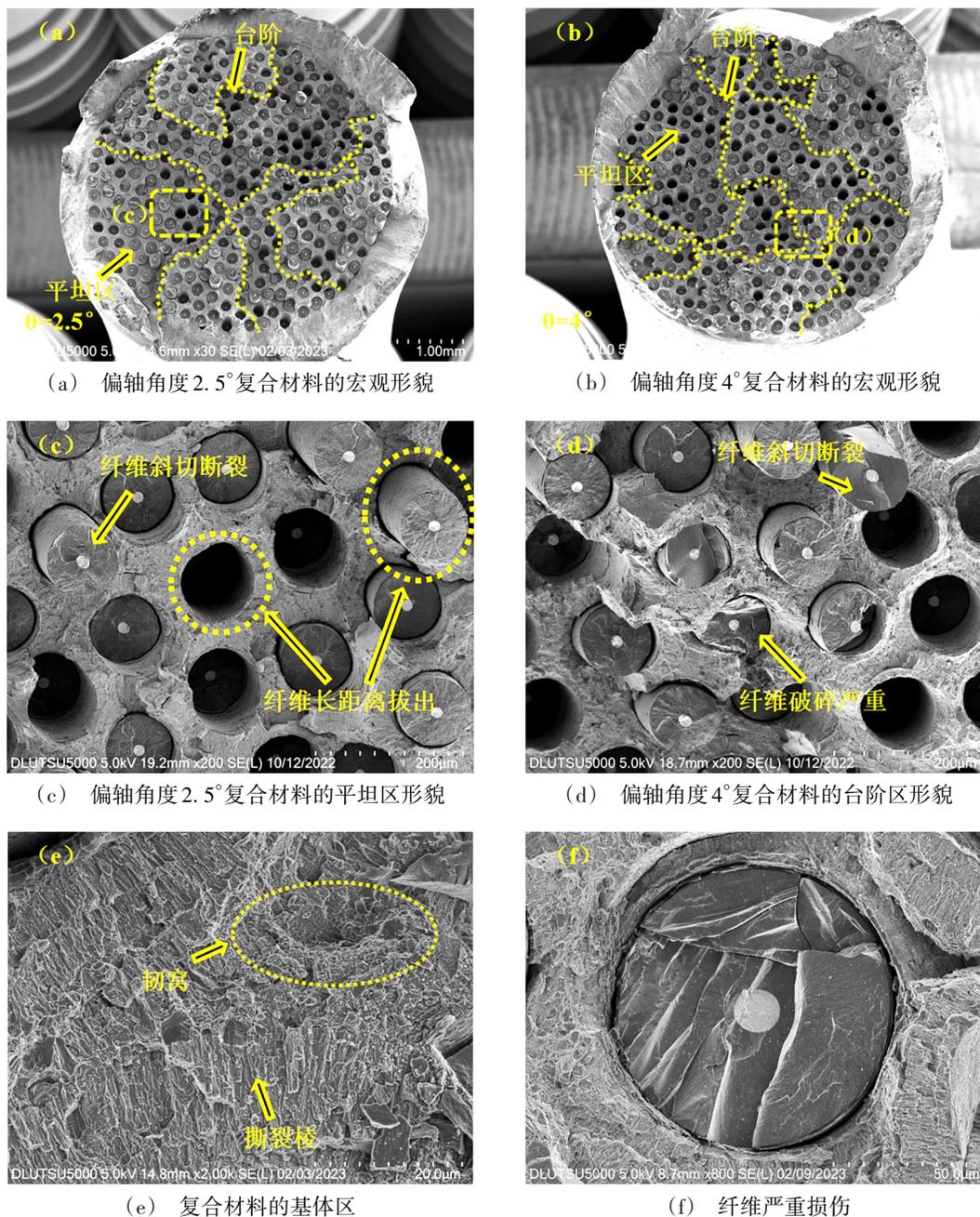


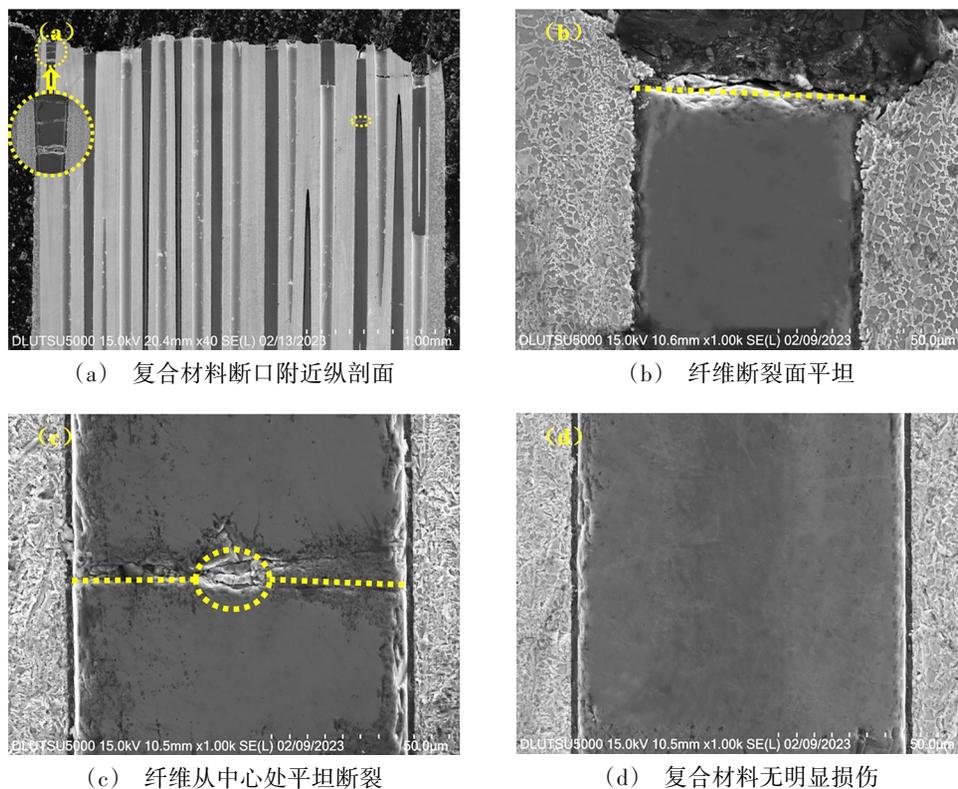
图5 偏轴角度为2.5°与4°时SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的断口形貌

Fig. 5 Fracture morphology of 2.5° and 4° off-axis SiC<sub>f</sub>/TC17 composites

### 2.3 连续SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料拉伸断裂过程

由上述SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料两类不同室温拉伸断口推断,纤维偏轴角度较大时复合材料的拉伸断裂机制可能发生改变。在拉伸性能测试时,由于复合材料试样内部的纤维存在较大的偏转角度,虽然施加简单的单向拉伸载荷,但是引起复合材料多轴应力响应<sup>[12]</sup>,即产生“拉-剪”耦合效应。

如图6所示,当纤维偏轴角度 $\leq 2^\circ$ 时, SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的纤维断口平坦[图6(b)],断口附近的纤维无损伤,仅有极少数的纤维存在一次断裂或者靠近试样边缘的纤维存在多次断裂[图6(a)]。且一次断裂纤维是以中心为裂纹源向两端断裂,可以推断出纤维是在拉伸加载过程中因自身强度较低的原因导致断裂[图6(c)]。当纤维偏轴角度 $> 2^\circ$ 时, SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料的



(a) 复合材料断口附近纵剖面

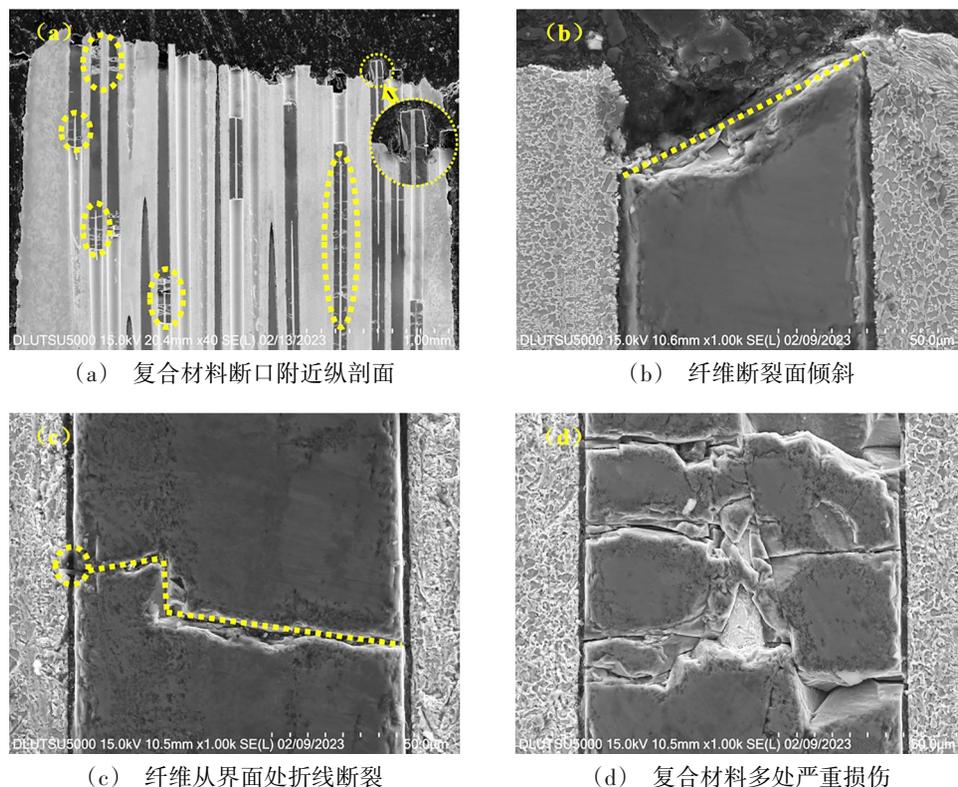
(b) 纤维断裂面平坦

(c) 纤维从中心处平坦断裂

(d) 复合材料无明显损伤

图6 纤维偏轴角度较小的试样纵剖面

Fig. 6 Longitudinal profile of sample with small fiber off-axis Angle



(a) 复合材料断口附近纵剖面

(b) 纤维断裂面倾斜

(c) 纤维从界面处折线断裂

(d) 复合材料多处严重损伤

图7 纤维偏轴角度较大的试样纵剖面

Fig. 7 Longitudinal profile of sample with large fiber off-axis angle

纤维断口出现斜切现象[图7(b)],靠近断口附近的纤维存在多次断裂,并且裂纹源多萌生于纤维外侧的界面处,断裂路线呈折线状[图7(c)]。这也是造成如图

5(f)纤维严重损伤以及图7(d)复合材料多处严重损伤的主要原因。由此可见,纤维偏轴角度较大的SiC<sub>f</sub>/TC17复合材料试样拉伸断裂失效机制,与纤维偏轴角度较

小试样( $<2^\circ$ )的失效机制是不同的。对于SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料,拉伸断裂的两种失效机制转变的纤维偏轴角度约为 $2^\circ$ (临界偏轴角度 $\theta_{cr}$ <sup>[16]</sup>)。

对于纤维偏轴角度小于 $\theta_{cr}$ 的SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料,在拉伸载荷作用下,由于TiC脆性反应层断裂应变较小容易发生“破碎”失效,通常在少数纤维间距较小的反应层形成裂纹源。裂纹沿着近似垂直于外加载荷的方向扩展,在C涂层与反应层之间的界面处钝化或偏转,导致界面脱粘或者穿透界面作用到纤维上造成纤维损伤。随着载荷的增加,部分纤维

或因裂纹扩展穿透纤维或因纤维自身强度不高发生断裂,形成小的断裂纤维簇;随着裂纹不断扩展,若与纵向裂纹或者界面相遇时,裂纹则发生偏转或停止扩展,促使多个小的断裂纤维簇形成裂纹面,进而扩展形成了多个处于不同截面的原始平坦区。随着拉伸的持续进行,平坦区逐渐扩大,界面脱粘也会更加严重,当较多界面脱粘后,纤维与基体的协调承载效应“失效”,所有载荷由纤维承担。当拉伸载荷达到纤维承载能力极限时,引发复合材料整体断裂,其失效过程如图8所示。

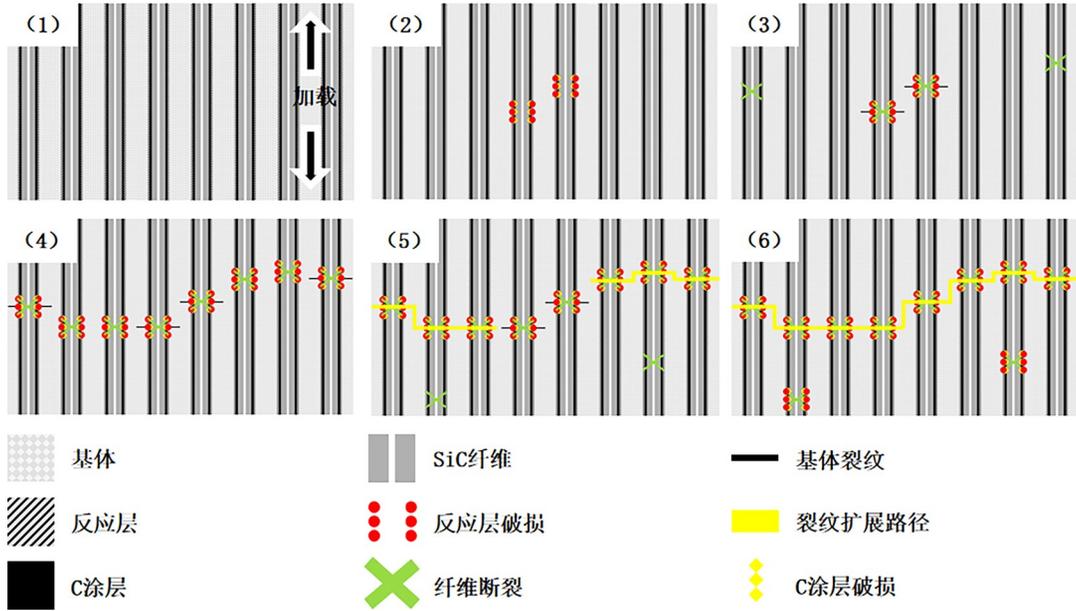


图8 SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料在轴向以及小角度偏轴拉伸状态下失效机制

Fig. 8 Failure mechanism of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites under axial and small-angle off-axis tension

对于纤维偏轴角度大于 $\theta_{cr}$ 的SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料,在大角度偏轴拉伸状态下,因复合材料“拉-剪”

耦合效应导致C涂层与反应层间的界面脱粘破碎在纤维多处形成裂纹源。断裂过程如图9所示。

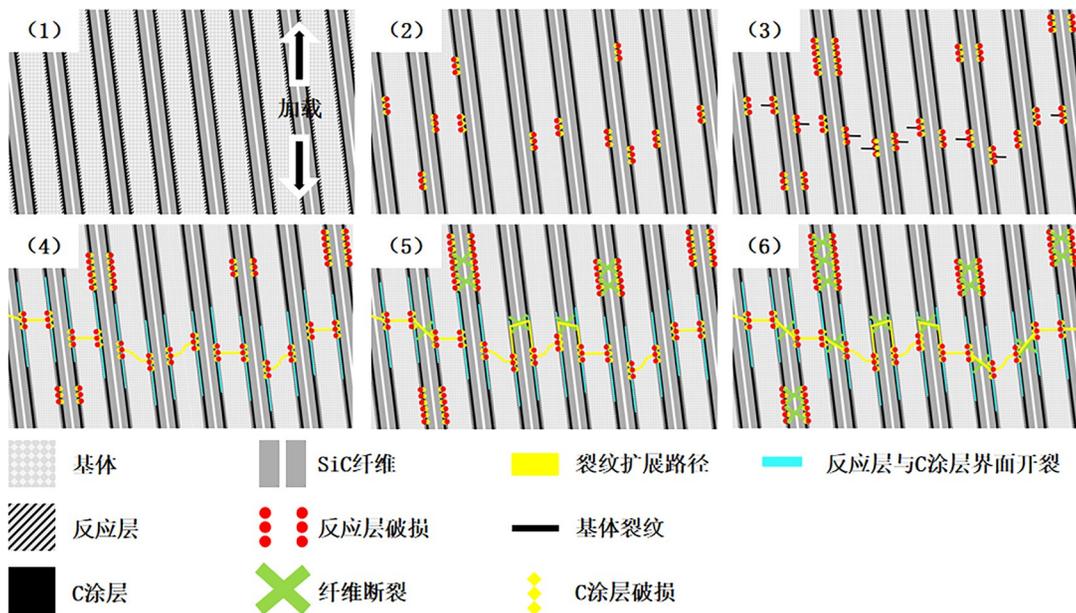


图9 SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料在大角度偏轴加载状态下失效机制

Fig. 9 Failure mechanism of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites under large angle off-axis loading

一方面,裂纹扩展加速反应层受损,促使周围基体产生微裂纹,微裂纹扩展与其他裂纹相遇连接,或者遇到C涂层或反应层发生钝化偏转或穿透;另一方面,裂纹扩展导致C涂层与反应层的界面脱粘,基体承担的载荷无法传递到纤维上,随着拉伸加载不断增加,一部分纤维由于周围反应层受损严重而直接断裂,所承担的载荷分布到邻近的纤维上;另一部分纤维,由于界面长距离脱粘导致载荷无法传递到纤维上,在远离界面层破损处发生断裂。在拉伸加载的最后阶段,基体及剩余未断的纤维无法承担外加载荷,试样发生整体断裂。

### 3 结论

(1)纤维偏轴角度较小( $<2^\circ$ )的试样其拉伸断口仅少数纤维拔出,且纤维的拔出距离较短,平坦区的纤维断口比较平直,台阶处无明显的撕裂损伤;纤维偏轴角度较大( $\geq 2^\circ$ )的试样其拉伸断口纤维拔出数量明显增多,且纤维的拔出距离较长。平坦区纤维断口出现“斜切”形貌,台阶处表现有严重的撕裂损伤。

(2)SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料拉伸断裂的两种失效机制转变的纤维偏轴角度(临界偏轴角度 $\theta_{cr}$ )约为 $2^\circ$ 。

(3)纤维偏轴角度小于 $\theta_{cr}$ 的SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料断裂过程:纤维间距较小的反应层产生裂纹—裂纹在界面处钝化或偏转—断裂纤维形成不同截面的平坦区—界面脱粘—纤维承载能力极限—试样整体断裂。

(4)纤维偏轴角度大于 $\theta_{cr}$ 的SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料断裂过程:“拉-剪”耦合效应导致C涂层与反应层间的界面脱粘破碎形成裂纹源—裂纹或加速反应层受损使裂纹扩展或导致界面脱粘使载荷无法传递到纤维—纤维或因反应层受损严重而断裂或在远离界面层破损处发生断裂—基体及剩余纤维承载能力极限—试样整体断裂。

### 参考文献

[1] LEYENS C, KOCIAN F, HAUSMANN J, et al. Materials and design concepts for high performance compressor components [J]. *Aerospace science and technology*, 2003(7): 201–210.

[2] CARRERE N, FEYEL F, KRUCH S. Multi-scale modelling of silicon carbide reinforced titanium MMCs: Application to advanced compressor design [J]. *Aerospace Science and Technology*, 2003, 7(4): 307–315.

[3] 张书铭. 连续SiC纤维增强Ti<sub>2</sub>AlNb基复合材料的制备及其力学性能研究[D]. 燕山大学, 2019.

ZHANG S M. Preparation and mechanical properties of continuous SiC fiber reinforced Ti<sub>2</sub>AlNb matrix composites [D]. Yanshan University, 2019.

[4] 金旗. SiC纤维增强Ti基复合材料的制备及微观组织结构研究[D]. 北京科技大学, 2021.

JIN Q. Study on preparation and microstructure of SiC fiber reinforced Ti matrix composites [D]. University of Science and Technology Beijing, 2021.

[5] 薛春岭, 杨延清, 罗贤, 等. Cu/Mo双涂层改性SiC<sub>r</sub>/Ti6Al4V复合材料的界面与性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(4): 653–657.

XUE Chunling, YANG Yanqing, LUO Xian, et al. Interface and

properties of SiC<sub>r</sub>/Ti6Al4V composites modified by Cu/Mo double coating [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(4): 653–657.

[6] 冯广海. SiC<sub>r</sub>/Ti基复合材料界面特性与疲劳行为研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2015.

FENG G H. Study on interface characteristics and fatigue behavior of SiC<sub>r</sub>/Ti matrix composites [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015.

[7] 李茂华, 王京, 原梅妮, 等. SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料断裂机理[J]. *塑性工程学报*, 2022, 29(11): 194–199.

LI Maohua, WANG Jing, YUAN Meini, et al. Fracture mechanism of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2022, 29(11): 194–199.

[8] 巢青, 孙剑芬, 孙志刚, 等. 金属基复合材料力学性能研究进展[J]. *航空发动机*, 2018, 44(4): 91–98.

CHAO Qing, SUN Jianfen, SUN Zhigang, et al. Research progress on mechanical properties of metal matrix composites [J]. *Aero Engine*, 2018, 44(4): 91–98.

[9] 韦泽麒. SiC<sub>r</sub>/Ti2AlNb复合材料界面及力学性能研究[D]. 广西大学, 2021.

WEI Z Q. Study on interface and mechanical properties of SiC<sub>r</sub>/Ti2AlNb composites [D]. Guangxi University, 2021.

[10] 张旭, 王玉敏, 杨青, 等. SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料拉伸行为研究[J]. *金属学报*, 2015, 51(9): 1025–1037.

ZHANG Xu, WANG Yumin, YANG Qing, et al. Tensile behavior of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(9): 1025–1037.

[11] 韦泽麒, 杨丽娜, 王玉敏, 等. SiC<sub>r</sub>/Ti<sub>2</sub>AlNb复合材料高温拉伸断裂行为研究[J]. *沈阳理工大学学报*, 2021, 40(3): 64–68.

WEI Zeqi, YANG Lina, WANG Yumin, et al. Study on tensile fracture behavior of SiC<sub>r</sub>/Ti<sub>2</sub>AlNb composites at high temperature [J]. *Journal of Shenyang Polytechnic University*, 2021, 40(3): 64–68.

[12] 戴兰宏, 王仁. 偏轴剪切载荷下单向纤维增强金属基复合材料弹粘塑性响应[J]. *机械强度*, 1999(1): 76–79, 84.

DAI L H, WANG R. Elasto-viscoplastic response of unidirectional fiber reinforced metal matrix composites under off-axial shear load [J]. *Journal of Mechanical Strength*, 1999(1): 76–79, 84.

[13] 孙剑芬. SiC<sub>r</sub>/Ti复合材料静拉及疲劳力学行为研究[D]. 南京航空航天大学, 2017.

SUN Jianfen. Study on static tensile and fatigue mechanical behavior of SiC<sub>r</sub>/Ti composites [D]. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017.

[14] 王京. SiC<sub>r</sub>/TC17复合材料界面微观组织及性能研究[D]. 中北大学, 2017.

WANG Jing. Study on microstructure and properties of interface of SiC<sub>r</sub>/TC17 composites [D]. North University of China, 2017.

[15] 邹鹏健. SiC/Ti复合材料复杂应力状态下失效行为研究[D]. 南京航空航天大学, 2021.

ZOU Pengjian. Study on failure behavior of SiC/Ti composites under complex stress [D]. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2021.

[16] 牛序铭. 偏轴载荷下单向陶瓷基复合材料拉伸行为数值模拟及应用[D]. 南京航空航天大学, 2018.

NIU Xuming. Numerical simulation and application of tensile behavior of unidirectional ceramic matrix composites under off-axial load [D]. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018.