

连续 SiC 纤维增强 Ti₃Al 基复合材料力学性能研究

Mechanical Properties Study of Continuous SiC Fiber Reinforced Ti₃Al Composites

中航工业北京航空制造工程研究所 赵冰 侯红亮 李志强 廖金华 曲海涛

[摘要] 采用箔—纤维—箔方法制备了连续 SiC 纤维增强 Ti₃Al 基复合材料(SiC_f/Ti₃Al), 测定了两种 SiC 纤维增强 Ti₃Al 基复合材料的力学性能, 分析了热处理工艺对复合材料力学性能的影响, 讨论了复合材料在不同条件下的断裂机制。研究表明, 国产 SiC 纤维(无碳涂层)增强 Ti₃Al 复合材料的界面结合强度高于有碳涂层纤维增强的复合材料, 力学性能却低于 SCS-6 纤维(有碳涂层)增强的复合材料。当热处理时间延长时, SCS-6/Ti₃Al 复合材料界面反应层厚度增加, 复合材料的力学性能下降。

关键词: SiC 纤维 Ti₃Al 钛基复合材料 界面 力学性能

[ABSTRACT] The method of foil-fiber-foil(FFF) is adapted to fabricate the continuous SiC fiber reinforced Ti₃Al composites(SiC_f/Ti₃Al), the mechanical properties of SiC_f/Ti₃Al are tested. Two kinds of SiC fiber reinforced Ti₃Al composites are compared, and the influence of heat treatment on the mechanical property is analyzed, the fracture mechanisms are discussed. It is noted that the interface force of fiber(without C coating made in china) reinforced Ti₃Al composites is higher than that of SCS-6 fiber(with C coating) reinforced Ti₃Al composites, the ultra strength of SCS-6/ Ti₃Al is higher than that of domestic fiber reinforced Ti₃Al composites. With increasing of heat treatment, the thickness of interfacial reactions of SCS-6/ Ti₃Al composites increases, the mechanical property drops.

Keywords: SiC fiber Ti₃Al Titanium matrix composites Interface Mechanical properties

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.03.078

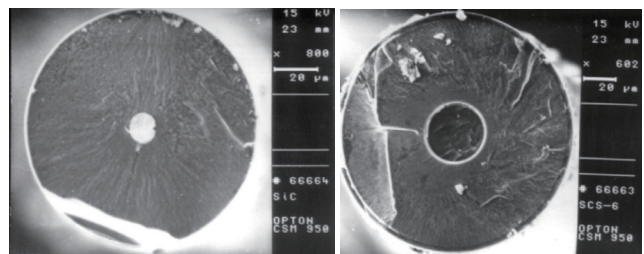
Ti₃Al 金属间化合物具有良好的高温特性, 最高使用温度可达到 750℃, 是一种很有前途的钛基复合材料基体。针对 SiC_f/Ti₃Al 复合材料体系的纤维/基体界面反应机理、反应产物形成规律及其形貌特征等问题, 国内外已经开展了很多研究^[1-6], 而针对不同热处理工艺下和纤维涂层条件下, SiC_f/Ti₃Al 复合材料力学性能的研究较少。Brett 等^[7]采用 GMC (Generalized Method of Cells) 方法研究了 SiC/Ti-24Al-11Nb 的力学性能, 分

析了界面结合强度对复合材料失效方式的影响规律。Quast 等^[8]研究了 SCS-6/Ti-24Al-17Nb-xMo 复合材料的热机械疲劳性能。Chatterjee 等^[9]研究了 Ultra SCS/Ti-22Al-26Nb 复合材料的界面及其疲劳性能, 并对疲劳断口进行了分析。HER 等^[10]研究了 SCS-6/Ti-22Al-23Nb 复合材料在受到疲劳载荷时, 裂纹的产生和扩展规律。QUAST 等^[11]研究了添加钼元素对 SCS-6/Ti-22Al-23Nb 沿纤维纵向的蠕变性能。国内还没有开展纤维涂层与热处理工艺对 SiC_f/Ti₃Al 复合材料力学性能影响规律的研究, 而热处理工艺和纤维涂层对复合材料性能的影响规律的研究, 对于选择合适的复合材料体系, 评估制备态和在役使用状态复合材料的性能有很重要的意义。因此, 在本文中研究了箔-纤维-箔法制备的 SiC_f/Ti₃Al 复合材料的力学性能, 分析了纤维涂层及热处理工艺对性能的影响。

1 材料与方法

1.1 材料

试验的原材料为 Ti₃Al 箔材和 SiC 纤维。Ti₃Al 箔材由国家钢铁研究总院提供, 密度为 4.85g/cm³, 合金成分为: Ti-24Al-14Nb, 箔材厚度为 0.1mm。在试验中采用了两种 SiC 纤维: 国产 SiC 纤维(无碳涂层)和 SCS-6 纤维(有碳涂层)。图 1 是纤维的断口形貌。



(a) 国产 SiC 纤维

(b) SCS-6 纤维

图1 SiC纤维

Fig.1 SiC fiber

1.2 制备工艺与方法

SiC_f/Ti₃Al 复合材料采用箔-纤维-箔方法制备, 具体工艺过程为: 将 Ti₃Al 箔材裁成合适的尺寸, 采用缠绕法或编织法制备 SiC 纤维布, 将纤维布与箔材叠层后装入 Q235 包套中, 经过真空除气、真空封装后热等

静压,制备出 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料面板,热等静压的工艺参数为:960~980℃ /60~120MPa/1~2h。 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料的制备工艺过程如图2所示。热等静压温度选择为960~980℃,主要是考虑 Ti_3Al 基体材料在该温度条件下具有良好的超塑性,变形抗力较小,又不会导致晶粒迅速长大。在制备的复合材料面板上切取试片和拉伸试件,进行界面分析和性能测试,拉伸试件的尺寸如图3

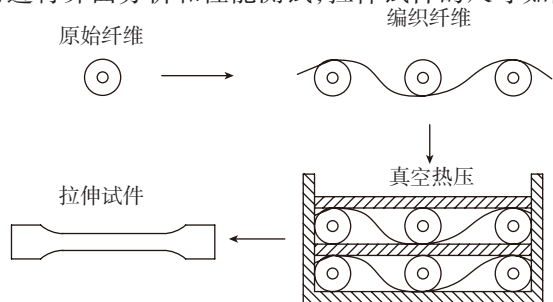


图2 箔-纤维-箔制备工艺过程

Fig.2 Foil-fiber-foil fabricating process

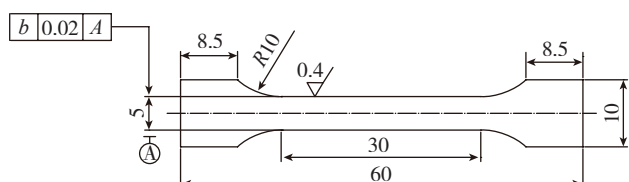


图3 拉伸试件外形尺寸

Fig.3 Dimension of tensile samples

所示。

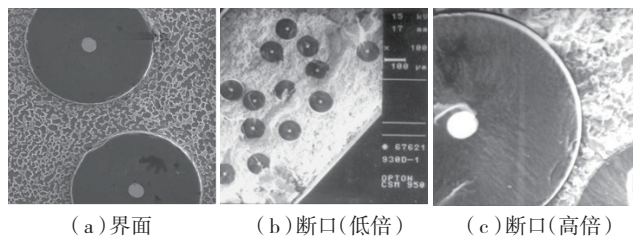
界面分析的试件采用线切割法切成尺寸为10mm×5mm的试片,依次在不同粒度的细砂纸上研磨、用钛合金腐蚀液腐蚀后,在扫描电镜下(SEM)观察。拉伸试验在Instron试验机上进行,拉伸速度为0.2mm/min。对拉伸后的试件进行SEM分析,观察拉伸断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 国产 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料和 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料性能对比

图4、5是国产无碳涂层 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 和有碳涂层 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料的界面和断口形貌,其中复合工艺为:980℃ /80~100MPa/120min。由图可知,在有碳涂层时,由于界面结合较弱,界面反应层发生了脱落。而在无碳涂层时,界面结合力比较强,形成了比较均匀的、结合紧密的界面反应层,未发生脱落。从图4(b)、5(b)可以看出,无碳涂层 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料的拉伸断口比较平齐,几乎没有纤维拔出。而有碳涂层 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料的断口则有明显的纤维拔出,可见 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料的界面结合力要比无碳涂层的低。在图4(c)

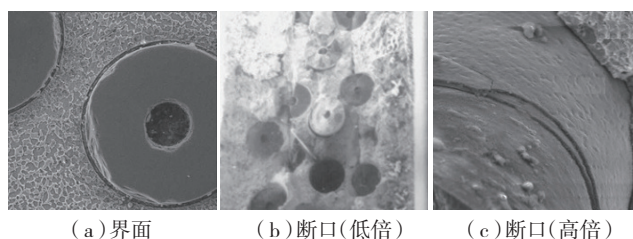
中的断口,无碳涂层时,界面反应层与 SiC 结合较强,没有发生剥离,而反应层与 Ti_3Al 之间有剥离,可以推断,在无碳涂层 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料中,界面结合力的大小顺序是 $\text{SiC}/\text{反应层} > \text{反应层}/\text{Ti}_3\text{Al}$ 。在 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料中存在3个界面: $\text{SiC}/\text{C}/\text{反应层}$ 、 $\text{反应层}/\text{Ti}_3\text{Al}$,在图5(c)的断口中,3个界面都发生了剥离,由于反应层/ Ti_3Al 的界面结合力较弱,裂纹最先沿着这个界面剥离。在图5(c)中, SiC/C 界面也发生了剥离,与反应层/ Ti_3Al 界面发生剥离的程度相近,而 $\text{C}/\text{反应层}$ 界面几乎未发生剥离,可见 SiC/C 结合力要小于 $\text{C}/\text{反应层}$ 。 $\text{C}/\text{反应层}$ 界面是反应结合,在靠近碳涂层的第一层反应产物是一层细小的 TiC 和 Ti_5Si_3 颗粒^[12-16],这可能是导致 $\text{C}/\text{反应层}$ 界面结合力较强的主要原因。反应层/ Ti_3Al 界面虽然也是反应结合,在界面剥离后反应层表面存在小的凹坑,但凹坑都比较浅,说明界面结合不强,



(a) 界面 (b) 断口(低倍) (c) 断口(高倍)

图4 无碳涂层 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料

Fig.4 SiC without C coating reinforced Ti_3Al composites



(a) 界面 (b) 断口(低倍) (c) 断口(高倍)

图5 有碳涂层 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料

Fig.5 SCS-6 with C coating reinforced Ti_3Al composites

因此,可以推断在 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料中,界面结合力的强弱顺序为: $\text{C}/\text{反应层} > \text{反应层}/\text{Ti}_3\text{Al} \approx \text{SiC}/\text{C}$ 。

纤维有无碳涂层对界面结合状态有显著的影响^[17],由于存在碳涂层,使得界面反应产物不同,导致界面结合强度不同,将影响复合材料的力学性能。无碳涂层 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料的界面结合力较强,导致复合材料的性能较低,而 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料的界面结合力弱于无碳涂层的情况,界面结合力适中,获得了较高的强度,极限强度达到1369MPa。

2.2 反应层厚度对性能的影响

图6、7是复合材料的界面微观组织和拉伸断口形貌,复合材料的制备工艺分别为980℃ /80~100MPa/2h和980℃ /80~100MPa/6h。在2种工艺下,界面反应

层厚度分别为 $0.96\mu\text{m}$ 和 $1.38\mu\text{m}$, 拉伸性能分别为 1369MPa 和 1250MPa 。通过比较断口形貌, 两种工艺参数下的纤维拔出长度不同, 后者的纤维拔出长度较小, 说明随着反应层厚度的增加, 界面结合强度提高。比较图 6 (a)、7 (a) 的界面形貌, 在第二种工艺条件下, 基体中的 β 相少于第一种工艺。随着反应时间延长, β 相稳定元素不断向反应层扩散, 导致靠近界面基体中的

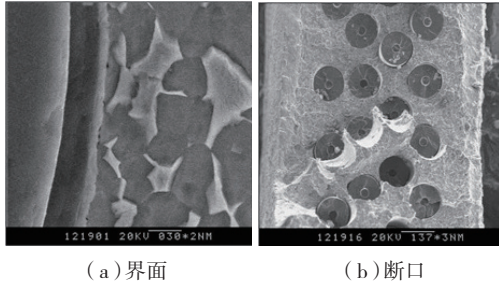


图6 复合工艺为: $980^\circ\text{C}/120\text{min}/80\sim 100\text{MPa}$
Fig.6 Fabrication parameters is $980^\circ\text{C}/120\text{min}/80\sim 100\text{MPa}$

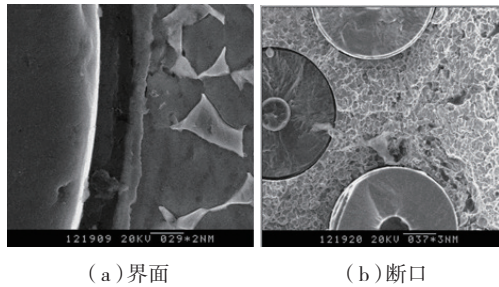


图7 复合工艺为: $980^\circ\text{C}/360\text{min}/80\sim 100\text{MPa}$
Fig.7 Fabrication parameters is $980^\circ\text{C}/360\text{min}/80\sim 100\text{MPa}$

贫 β 相区域扩大, 而贫 β 相区的扩大也会导致复合材料性能的降低。

当 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 界面发生反应时, 生成了脆性反应层。对于同一种复合材料界面体系, 如果反应层较薄, 界面的结合力小, 不能有效传递载荷, 不能充分发挥增强物的作用。反应层厚度增加, 界面结合增强, 复合材料在破坏时纤维不易拔出, 导致性能下降。为了兼顾有效传递载荷和阻止裂纹两个方面, 存在一个临界反应层厚度^[4]。当反应层厚度小于临界厚度时, 复合材料的力学性能较高, 当反应层厚度大于临界厚度时, 复合材料性能随着反应层厚度的增加而下降。

2.3 断裂机制

界面对于复合材料性能有非常重要的影响, 无论是碳涂层还是热处理工艺, 都可以通过改变纤维 / 基体界面结合强度来影响复合材料的性能。通过对有碳涂层纤维复合材料和无碳涂层纤维复合材料, 以及经过不同热处理工艺的复合材料的对比, 发现有碳涂层复合材料往往比无碳涂层时的界面结合要弱, 而经过较长时间热处理的复合材料具有较强的界面结合。当界面结合强

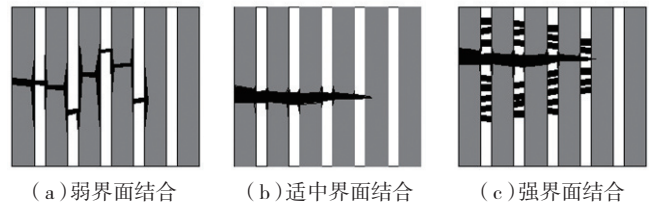


图8 不同界面结合强度时复合材料的破坏机制
Fig.8 Different fracture mechanism with different interface mechanical property

度不同时, 复合材料发生破坏的机制不同^[18-23]。如图 8 所示, 在界面结合力较弱时, 纤维 / 基体界面很容易发生剥离, 裂纹倾向于沿剥离的纤维 / 基体界面扩展, 拉伸断口上有明显的纤维拔出。当界面结合力较强时, 裂纹倾向于向纤维中扩展, 导致纤维过早断裂, 复合材料的拉伸断口比较平齐。在弱界面结合时, 纤维 / 基体界面不能有效地传递载荷, 不能充分发挥高性能纤维的作用, 导致材料性能较低; 强界面结合在破坏时会导致纤维的过早断裂, 也不能充分发挥高性能纤维的增强作用。可见, 过强和过弱的界面结合都不能获得较佳的性能, 因此, 在制备复合材料时, 应通过优化和控制工艺参数, 获得适中的界面结合, 才能获得较佳的性能^[22]。

图 9 是 $\text{SiC}_f/\text{Ti}_3\text{Al}$ 复合材料受平行于纤维方向载荷发生破坏时, 基体中的裂纹。由图可知, 在复合材料失效过程中, 基体中产生了裂纹, 裂纹一般与纤维 / 基体界面呈 45° , 在扩展裂纹中还会出现分叉, 使得同一个裂纹分解为沿多个方向扩展的微细裂纹。

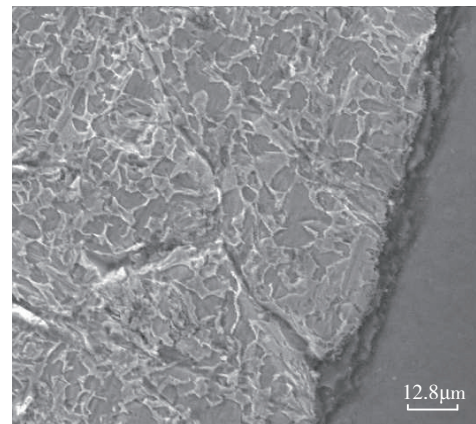


图9 SCS-6/Ti3Al复合材料发生破坏时, 在基体中的扩展裂纹
Fig.9 Extension crack in matrix while SCS-6/Ti3Al composites fail

3 结论

(1) 在国产 SiC 纤维(无碳涂层)增强 Ti_3Al 复合材料中, 界面结合力的大小顺序为: $\text{SiC}/\text{反应层} > \text{反应层} / \text{Ti}_3\text{Al}$; 在 SCS-6/ Ti_3Al 复合材料中, 界面的结合力大小顺序为: $\text{C}/\text{反应层} > \text{反应层} / \text{Ti}_3\text{Al} \approx \text{SiC}/\text{C}$ 。

(2) 当热处理工艺从 $980^\circ\text{C} / 80\sim 100\text{MPa}/2\text{h}$ 变化

到 980℃ /80~100MPa/6h 时,界面反应层厚度从 0.96μm 增加到 1.38μm, SCS-6/Ti₃Al 复合材料的力学性能由 1369MPa 下降到 1250MPa,这主要是由于随着热处理时间的增加,界面结合力增加,导致性能下降。

参考文献

- [1] Yang Y Q, Dudek H, Kumpfert J. TEM investigations of the fiber/matrix interface in SCS-6 SiC/Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo composites. *Composites Part A*, 1998, 29A:1235-1241.
- [2] Yang Y Q, Dudek H J. Interface stability in SCS-6 SiC/Super α 2. *Composites Scripta Material*, 1997, 37(4): 503-510.
- [3] Yang Y Q, Dudek H J, Kumpfert J. Interfacial reaction and stability of SCS-6 SiC/Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo. *Composites Materials Science and Engineering*, 1998, 246: 213-220.
- [4] Yang Y Q, Werner A, Dudek H J, et al. TEM investigations of interfacial processes in SCS-6 SiC/TiB₂/Superα2. *Composites Part A*, 1999, 30: 1209-1244.
- [5] Yang Y Q, Zhu Y, Ma Z J. Formation of interfacial reaction products in SCS-6 SiC/Ti₂AlNb composites. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 385-389.
- [6] Smith P R, Rhodes C G, Revelos W C. Interfacial Evaluation in a Ti-25Al-17Nb/SCS-6 Composite. // Lin R Y, Arsenault R J, Martins G P, et al. *Interfaces in Metal-Ceramics Composites*. PA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1990:907-923.
- [7] Brett A, Bednareyk, Steven M, et al. A new local failure model with application to the longitudinal tensile behavior of continuously reinforced titanium composites. *NASA/TM--2000-210027*.
- [8] Quast J P, Boehlert C J. The out-of-phase thermomechanical fatigue behavior of Ultra SCS-6/Ti-24Al-17Nb-xMo (at.%) metal matrix composites. *International Journal of Fatigue*, 2009, 32: 610-620.
- [9] Chatterjee A, Roessler J R, Brown L E. Microstructure and mechanical properties of ultra SCS fiber reinforced orthorhombic Ti-22Al-26Nb composites. *Structural Intermetallics*, 1997, 32(11):905-911.
- [10] Her Y C, Wang P C, Yang J M. Fatigue crack initiation and multiplication of unnotched titanium matrix composites. *Acta mater*, 1998, 46(18):6645-6659.
- [11] Quast J P, Boehlert C J. The effect of molybdenum on the microstructure and creep behavior of Ti-24Al-17Nb-xMo alloys and Ti-24Al-17Nb-xMo SiC-fiber composites. *Journal of Materials Science*, 2008, 43(13):4411-4422.
- [12] Jeng S M, Yang J M, Graves J A. Effect of fiber coating on the mechanical behavior of SiC fiber-reinforced titanium aluminide composites. *J. Mater. Res.* 1993, 8: 905-916.
- [13] Yang Y Q, Dudek H, Kumpfert J., TEM Investigations of the fiber reinforced matrix interface in SCS-6 SiC/Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo Composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1998, 29(9-10): 1235-1241.
- [14] Lü Xianghong, Yang Yanqing, MA Zhijun. Kinetics and mechanism of interfacial reaction in SCS-6 SiC continuous fiber-reinforced Ti-Al intermetallic matrix composites. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2006, 16: 77-83.
- [15] Yang Y Q, Zhu Y, Ma Z J. Formation of interfacial reaction products in SCS-6 SiC/Ti₂AlNb composites. *Scripta. Mater*, 2004,

51(11):385-389.

- [16] Karl U, Kainer. *Metal Matrix Composites*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006:38-39.
- [17] Gall K, Sehitoglu H, Kadioglu Y. Plastic zones and fatigue-crack closure under plane-strain double slip. *Metall Mater Trans A*, 1996, 27A:3491-3502.
- [18] Her Y C, Wang P C, Yang J M. Interface-controlled fatigue cracking of SCS6/Ti₂₂Al₂₃Nb "orthorhombic" titanium aluminide composite. *Metall. Mater. Trans. A*, 1998, 29(11):2737-2746.
- [19] Ochiai S, Hojo M, Mototsugu Mesoscopic T. Mechanical interactions between fiber and cracked coating layer and their influences on fiber strength. *Composites Part A*, 1999, 30:451-461.
- [20] Ochiai S, Hojo M. Effects of pre-existent crack in double and gradient coatings on the crack extension into fibre and interfacial debonding. *Journal of Materials Science*, 1998, 33:347-355.
- [21] Greaves I, Yates J R, Atkinson H V. The role of the interface in the initiation of fatigue cracks in SCS-6/titanium MMCs. *Composites*, 1994, 25(7): 692-697.
- [22] Cardona D C, Barney C, Bowen P. Micro-modelling of effective stress intensities for bridged cracks in fibre-reinforced titanium metal-matrix composites. *Composites*, 1993, 24(2):122-128.
- [23] Watson M C, Clyne T W. Reaction-induced changes in interfacial and macroscopic mechanical properties of SiC monofilament-reinforced titanium. *Composites*, 1993, 24(3): 222-228. (责编 玲犀)

(上接第 74 页)

均拉伸强度为 1043MPa,接近 Ti-22Al-27Nb 母材的强度。焊接接头平均延伸率为 5.65%,为 Ti-22Al-27Nb 母材的 49%。拉伸断裂位置均位于焊缝区域,断口形貌为韧窝花样。

参考文献

- [1] 李世琼, 张建伟, 程云君. Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 基金属间化合物结构材料研发现状. *稀有金属材料与工程*, 2005, 34(3): 104-109.
- [2] 司玉锋, 孟丽华, 陈玉勇. Ti₂AlNb 基合金的研究进展. *宇航材料工艺*, 2006, 36(3): 10-13.
- [3] 郭和平, 曾元松, 李志强. O 相合金 Ti₂AlNb 的超塑性研究进展. *航空制造技术*, 2005(10): 64-65.
- [4] 尹建明, 卢斌, 李玉兰, 等. Ti₂AlNb 合金板材的电子束焊接. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 325-330.
- [5] 许鸿吉, 尹丽香, 李晋炜, 等. TC4 钛合金电子束焊接接头组织和性能. *焊接学报*, 2005, 26(11): 43-47.
- [6] 荣常辉, 苏杭. 薄壁 TC4 钛合金电子束焊接应用研究. *航空制造技术*, 2012(10): 86-91.
- [7] Li X Z, Hu S B, Xiao J Z, et al. Effects of the heterogeneity in the electron beam welded joint on fatigue crack growth in Ti-6Al-4V alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 529: 170-176.
- [8] Wang S G, Wu X Q. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy joints with electron beam welding. *Materials and Design*, 2012, 36: 663-670.
- [9] 陈彦宾. *现代激光焊接技术*. 北京: 科学出版社, 2005:2-3.

(责编 小城)