

Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接组织性能研究

Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Ti-22Al-27Nb/TC4 Dissimilar Alloys

上海航天精密机械研究所 董智军 胡明华 罗志强

[摘要] 研究激光焊接对 2.5mm 厚 Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金焊接接头组织和力学性能的影响。结果表明,激光焊接可得到表面成型良好、内部无气孔裂纹的接头。Ti-22Al-27Nb 侧热影响区 O 相和 α_2 相逐渐转变为 B2 相。TC4 侧热影响区由 α' 马氏体和初始 α 相构成。焊缝区由 B2 相和 α' 马氏体构成。Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接接头平均拉伸强度为 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。

关键词: 激光焊接 异种合金 显微组织 力学性能

[ABSTRACT] Laser welding is applied to join 2.5mm thick dissimilar metals of Ti-22Al-27Nb alloy and TC4 alloy. The microstructure characterization and the mechanical properties of the laser welded joints are investigated. The results show that a well-quality joint without crack or porosity can be obtained using laser welding method. The O phase and α_2 phase gradually transforms to B2 phase in heat affected zone (HAZ) of Ti-22Al-27Nb alloy. The heat affected zone of TC4 alloy mainly consists of martensitic α' and primary α phase. The weld metal is mainly composed of B2 phase and martensitic α' phase. The average tensile strength of the laser welded joints is 1043 MPa, which is comparable to Ti-22Al-27Nb parent metal. The average elongation tested to be 5.65% is 49% of the Ti-22Al-27Nb parent metal. The tensile fractures are all located in the weld metal and the fracture surfaces are characterized by a ductile dimple feature.

Keywords: Laser welding Dissimilar alloy Microstructure Mechanical properties

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.03.071

近年来,一种新型的、以 O 相为主的 Ti₂AlNb 基合金由于具有高的比强度、断裂韧性和高温强度等优点而备受关注^[1]。Nb 元素的加入提高了合金的熔点以及有序化温度,使得合金的使用温度达到了 900℃,有望能代替 Ni 基合金^[2]。Ti₂AlNb 基合金优异的综合性能适

应了航空航天发动机对材料高比强度、高比模量且轻质耐高温的要求,从而成为钛合金金属间化合物材料研究的热点^[3-4]。但是 Ti₂AlNb 基合金变形能力差且价格昂贵,从成本和可靠性方面来看整体采用 Ti₂AlNb 基合金是不现实的,其往往用于重要部位,需要和其他钛合金结合使用。TC4 (Ti-6Al-4V) 合金是使用最广泛、最成熟的典型 $\alpha+\beta$ 两相钛合金,在航空航天领域中用量超过 80%^[5-8]。因此研究 Ti₂AlNb 基合金与 TC4 合金的焊接对于 Ti₂AlNb 的应用具有重要意义。激光焊接焊缝熔宽小,焊接过程易于保护,加工精度高,而且焊接大尺寸复杂钛合金具有相当的柔性^[9]。因此作者研究激光焊接对 Ti₂AlNb/TC4 异种材料焊缝成形、焊接接头组织和力学性能的影响规律,为 Ti₂AlNb 基合金的焊接应用奠定基础。

1 试验材料和方法

试验材料是 2.5mm 厚的 Ti-22Al-27Nb (原子数分数)和 TC4 合金热轧板材。图 1 为母材的显微组织, Ti-22Al-27Nb 合金由 $\alpha_2 + O + B2$ 3 相组成, TC4 合金的显微组织为初始 α 相和片状的 ($\alpha + \beta$) 相。母材具体化学成分如表 1 所示。

试验采用的激光器是德国 ROFIN 公司生产的扩散冷却式 CO₂ 激光器。焊前用酸洗液 (3ml HF, 30ml HNO₃ 和 67ml H₂O) 将试样表面的氧化膜除去,再用酒精洗净后放入烘干箱干燥 1h。焊接时采用双面氩气保护,保护气流量为 10~15L/min。焊接参数为:焊接功率 1.2kW,焊接速度 1.0m/min。采用 OLYMPUS 光学显微镜进行金相分析,焊接接头组织以及断口形貌在 FEI Quanta-200 场发射扫描电子显微镜上观察。采用 D/MAX-rB 型 X 射线衍射仪和 Tecnai G2 F30 型透射电子显微镜 (TEM) 对焊缝的精细组织进行观察。室温拉伸性能在 INSTRON 5569 电子万能试验机进行,拉伸速度为 1 mm/min。拉伸试样尺寸如图 2 所示,标距为 10 mm。

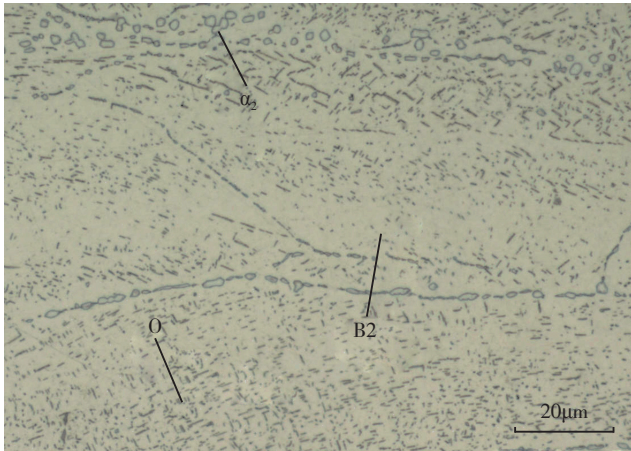
2 试验结果和分析

2.1 焊缝成形和接头元素分布

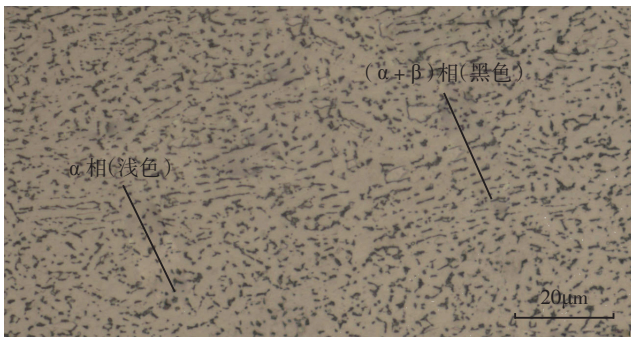
Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接焊缝表面成

型如图3所示。焊缝整体成形良好,焊道弧纹均匀,宽度一致,不存在咬边缺陷。正、背面焊缝均呈银白色,说明焊接过程中氮气、氧气等并未进入熔池,焊接保护好。

图4是Ti-22Al-27Nb/TC4异种合金激光焊接接头的横截面形貌,焊缝区和热影响区之间有清晰的熔合线。焊缝形状呈不对称的钉形,两边母材的熔化量不同,主要原因是2种母材的熔点和热传导系数不同造成的。



(a) Ti-22Al-27Nb 合金



(b) TC4 合金

图1 母材的显微组织

Fig.1 Microstructures of the parent metals

表1 母材化学成分(质量分数)

	Al	Nb	V	O	H	Ti
Ti2AlNb	10.62	45.22	5.42	≤ 0.08	≤ 0.01	Balance
TC4	7.14	2.48	5.65	≤ 0.08	≤ 0.01	Balance

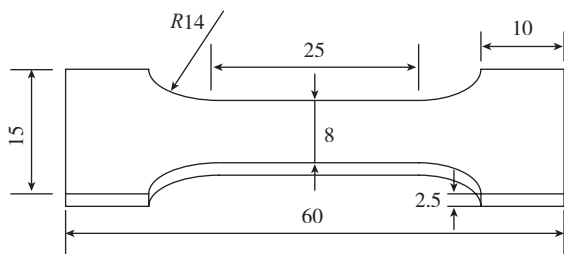
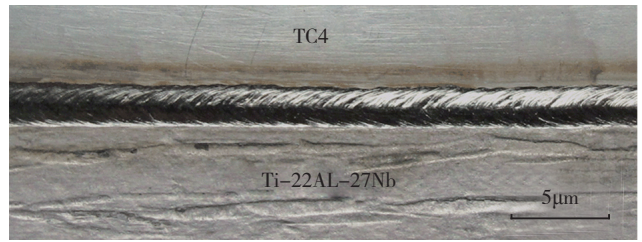
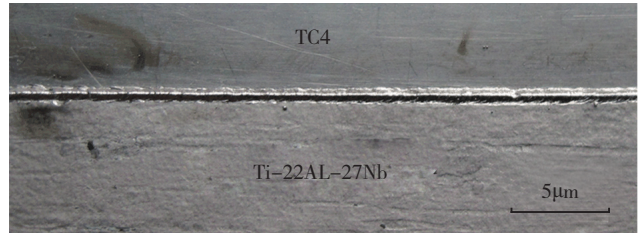


图2 拉伸试样尺寸(mm)

Fig.2 Geometry of tensile specimen (mm)



(a) 焊缝正面



(b) 焊缝背面

图3 焊缝表面成型

Fig.3 Bead appearance of welded joint

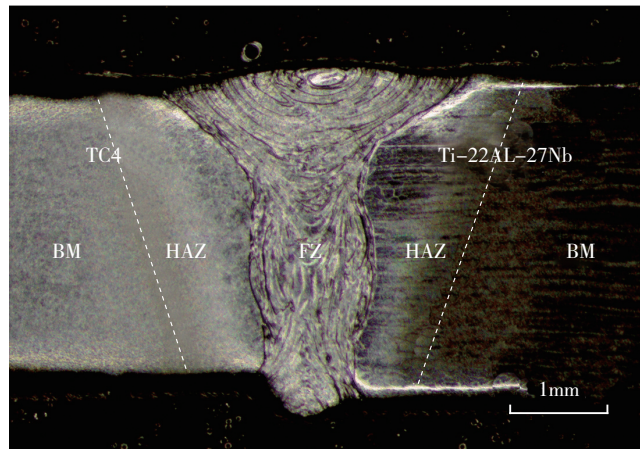


图4 焊缝横截面成型

Fig.4 Cross-section profile of welded joint

焊缝中未发现气孔和裂纹缺陷。

图5是焊接接头中部的元素分布。Ti-22Al-27Nb侧熔合线处Ti元素的含量急剧增加,焊缝中Ti元素的含量在62%~79%之间波动。从Ti-22Al-27Nb侧熔合线到TC4侧熔合线Nb元素的含量逐渐减少。经过对线扫描数据的分析,发现焊缝的元素组成为Ti-17Al-11Nb-9V(原子数分数)。Nb元素和V元素是β相稳定元素,且V元素的β相稳定作用是Nb元素的1.58倍。焊缝中大量β相稳定元素的存在意味着高温时稳定存在的β相将保留至室温。

2.2 焊接接头组织

2.2.1 焊接热影响区组织

图6是Ti-22Al-27Nb合金侧热影响区组织。由图中可以看出,靠近熔合线的热影响区在焊接过程中最高温度超过β单相区,α相和α₂相都转变为β相,降温过

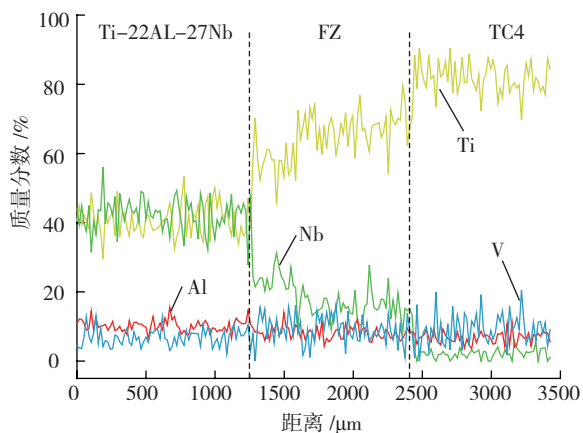


图5 焊接接头元素分布
Fig.5 Element distribution of welded joint

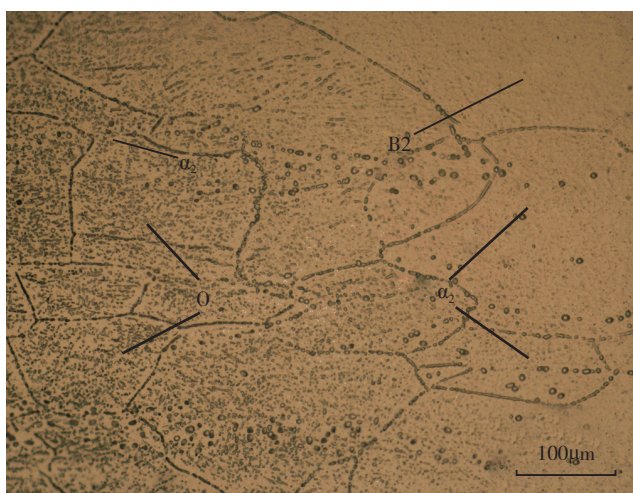


图6 Ti-22Al-27Nb合金热影响区组织
Fig.6 HAZ microstructure of Ti-22Al-27Nb alloy

程中无序的 β 相转变为有序的 B2 相。但是激光焊接加热速度很快,有极少量的 α_2 相并未转化成 β 相,在降温过程中这部分 α_2 相保留到室温,因此此区域也有极少量 α_2 相存在。随着到熔合线距离的增加,焊接时最高温度降低,最高温度区间位于 $\alpha_2+\beta$ 两相区和 $\alpha_2+\beta+O$ 三相区, O 相稳定性差,加热过程逐渐转变为 β 相,温度越高转变的越多, O 相越少。 α_2 相相对比较稳定,只有部分 α_2 相转变为 β 相。在冷却过程中,未转化的 α_2 相保留到室温,无序的 β 相转变为有序的 B2 相。

TC4 侧热影响区由 α' 马氏体和初始 α 相构成,如图 7 所示。靠近熔合线的热影响区焊接过程中最高温度达到 β 单相区,快速冷却时 β 相形成 α' 马氏体。 α' 马氏体尺寸不同,最长可达 $170\mu\text{m}$ 。远离熔合线区域焊接过程中最高温度达到 $\beta+\alpha$ 双相区, α 相在冷却过程中未发生转变,形成 α' 马氏体 + 初始 α 相。

2.2.2 焊缝组织

采用 X 射线衍射技术对焊缝组成相进行确定,由图

8 发现 α -Ti 和 B2 相的存在。TEM 分析也进一步证明焊缝存在密排六方结构的 α' 马氏体和有序体心立方结构的 B2 相(图 9),选区衍射结果分别是 α' 马氏体的 $[010]$ 晶带轴和 B2 相的 $[-111]$ 晶带轴。 α' 马氏体在焊缝中呈网篮状分布且尺寸各异。

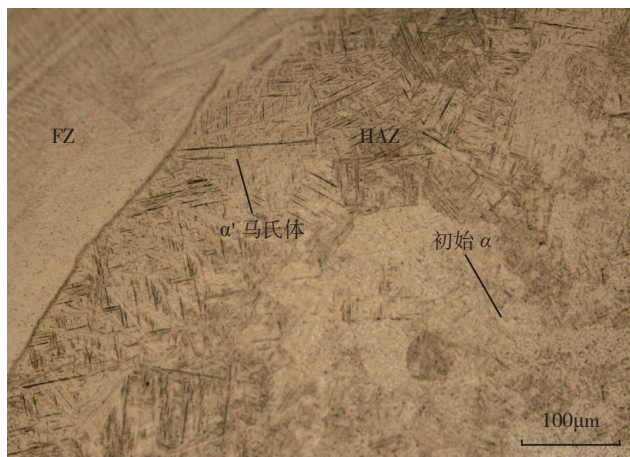


图7 TC4合金热影响区组织
Fig.7 HAZ microstructure of TC4 alloy

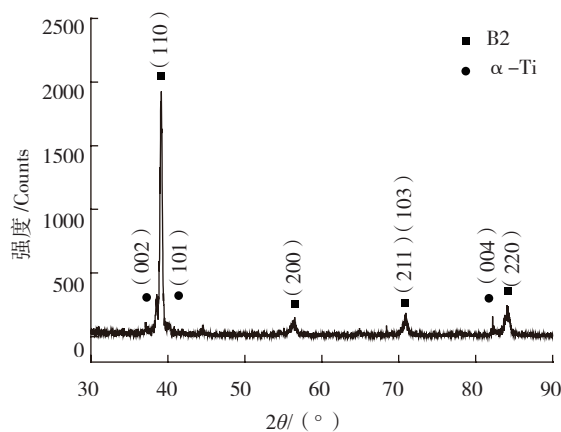
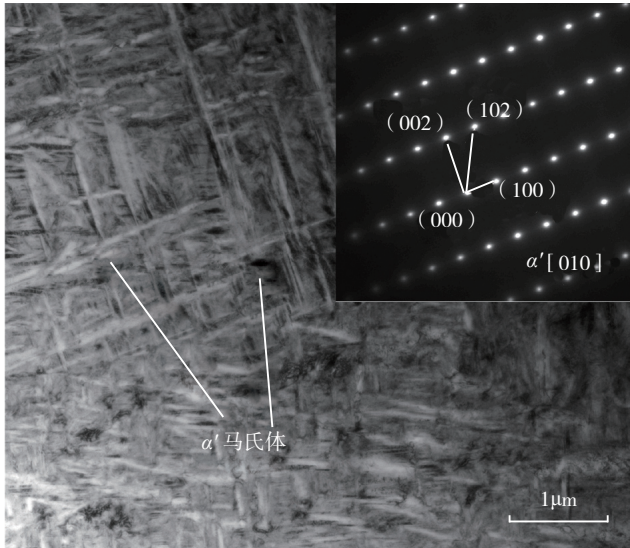


图8 焊缝区域X射线衍射
Fig.8 XRD pattern of welded joint

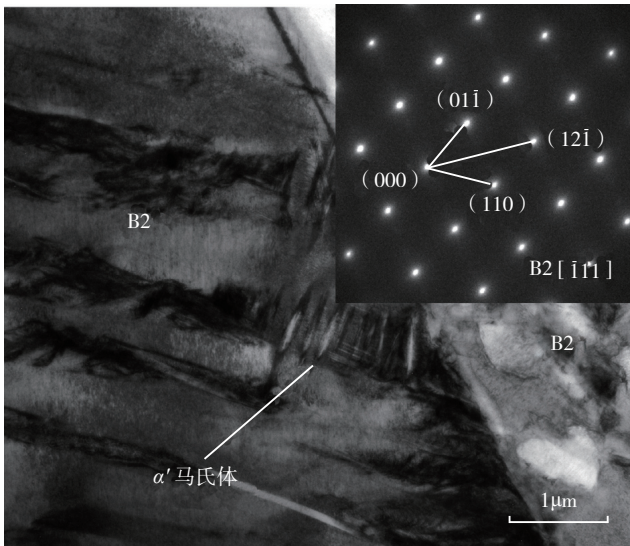
激光焊接 TC4 合金时焊缝金属为单一的 α' 马氏体,而焊接 TC4 与 Ti-22Al-27Nb 合金焊缝金属则为 α' 马氏体 + B2 相。主要原因为 Nb 和 V 元素能稳定化 β 相,促进高温时的 β 相转变为低温时的 B2 相。激光焊接能量集中、焊速快,熔池凝固时间短, Nb 和 V 元素在焊缝中分布不均匀。在含 β 相稳定元素多的地方则形成 B2 相,含 β 相稳定元素少的地方则形成 α' 马氏体相。

2.3 焊接接头力学性能

由表 2 可以看出, Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接接头平均拉伸强度为 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% 。激光焊接 Ti-22Al-27Nb



(a) 焊缝中 α' 马氏体



(b) 焊缝中 α' 马氏体 + B2 相

图9 焊缝区域TEM分析

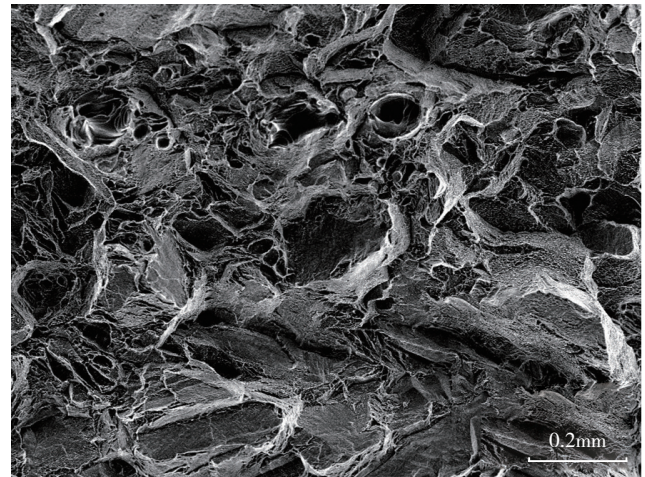
Fig.9 TEM microstructure of welded joint

表2 Ti-22Al-27Nb/TC4合金激光焊接接头室温拉伸性能

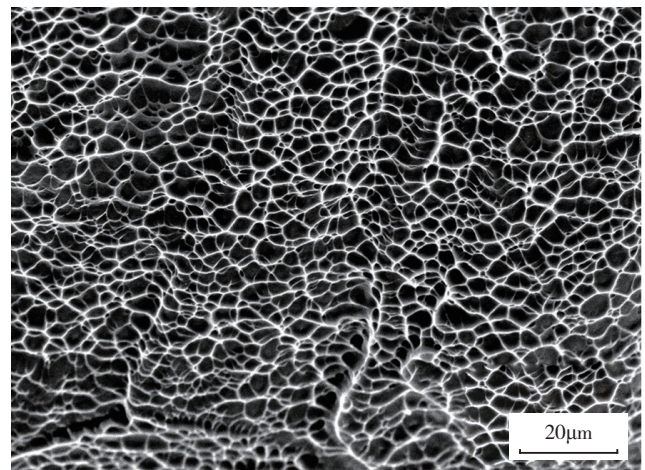
	抗拉强度 /MPa	延伸率 /%	断裂位置
TC4 母材	1136	14.60	—
Ti-22Al-27Nb 母材	1100	11.50	—
焊接接头	1	1049	6.50
	2	1016	4.50
	3	1065	5.95

合金接头拉伸强度为 918MPa, 焊缝组织为单一的 B2 相。本试验中, Ti-22Al-27Nb/TC4 焊缝中存在的 α' 马氏体的强度高于 B2 相, 因此接头的强度也高于 Ti-22Al-27Nb 合金焊接接头。Ti-22Al-27Nb/TC4 合金焊

接接头的断裂部位均在焊缝区域, 断口内部凹凸不平且存在明显的撕裂棱, 如图 10 (a)。对断口进行高倍扫描观察, 断口形貌为不同尺寸和不同深度的韧窝花样, 如图 10 (b), 焊接接头的断裂方式为塑性断裂。



(a) 低倍照片



(b) 高倍照片

图10 激光焊接接头拉伸断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of laser welded joint after tensile test

3 结论

(1) 激光焊接 Ti-22Al-27Nb/TC4 合金成形较好, 焊缝中未发现气孔和裂纹缺陷。由于异种材料熔点和热传导系数不同导致焊缝横截面呈不对称的钉形。

(2) Ti-22Al-27Nb 侧热影响区随着到熔合线距离的减少, α 相和 α_2 相逐渐转变为 B2 相。熔合线附近组织为 B2 相和少量残留的 α_2 相。TC4 侧热影响区由 α' 马氏体和初始 α 相构成。焊缝区由 B2 相和 α' 马氏体构成。

(3) Ti-22Al-27Nb/TC4 异种合金激光焊接接头平

(下转第 81 页)

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)