

文章编号: 1004-0609(2004)08-1313-05

焊接工艺对高铌 Ti_3Al 合金电子束焊接接头显微组织和显微硬度的影响^①

吴会强, 冯吉才, 何景山, 张秉刚

(哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

摘 要: 利用 OM, SEM, XRD, TEM 和显微硬度等方法对电子束焊接 Ti_3Al + 高铌金属间化合物接头区域的显微组织特征进行了分析。结果发现: 焊缝区域组织主要为有序亚稳态残余 β 相(B_2 相), 其结晶形态为胞状束晶, 焊缝区域存在一定程度的层状偏析; 热影响区晶粒长大明显, 晶粒的多边化过程不充分; 熔合区和热影响区的显微硬度显著高于母材, 焊缝中心区在整个焊缝部分硬度最低。

关键词: 电子束焊接; 钛铝合金; 金属间化合物; 组织演化

中图分类号: TG 456.3

文献标识码: A

Microstructure evolution of high Nb containing Ti_3Al based alloy electron beam welding joints

WU Hui-qiang, FENG Ji-cai, HE Jing-shan, ZHANG Bing-gang

(National Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Microstructure evolution characterization of high Nb containing Ti_3Al based intermetallic compound with electron beam welds was studied by means of OM, SEM, XRD, TEM and microhardness analysis. The results indicate that the microstructure of weld metal made with electron beam under the welding conditions employed is predominantly metastable β (B_2). The crystallizing morphology of fusion zone is cellular structure with stratified segregation. There exists grain coarsening in HAZ for insufficient polygonization. Both FZ and HAZ have higher microhardness than the base metal has, and microhardness in fusion centre zone is the lowest.

Key words: electron beam welding; titanium aluminium alloy; intermetallic compound; microstructure evolution

Ti_3Al 基合金高温性能良好, 密度低(4.1~4.8 g/cm³), 弹性模量高。与钛合金相比具有较高的使用温度, 与镍基高温合金相比具有质量轻, 是航空航天中温段耐热结构材料的有力竞争者^[1-2]。 Ti_3Al 基合金的焊接性能影响其应用及性能的发挥, 虽然国内外已开展了 Ti_3Al 基合金的焊接性能的研究, 但研究工作主要集中在含 21% Nb 的 Ti_3Al 基合金系列^[3-11]。随着对 Ti_3Al 基合金研究的深入, 近年来通过添加 β 稳定元素(主要是铌)及对熔炼和加

工工艺的不断改进, 合金的室温塑性和断裂韧性得到了较大提高^[12-14], 但对高铌 Ti_3Al 合金焊接性能研究报道较少。本文作者采用电子束焊接方法, 研究了电子束焊接工艺对高铌(27%) Ti_3Al 合金焊缝成型和接头显微组织特征的影响规律, 为 Ti_3Al 基合金的焊接应用和合理选择电子束焊接工艺奠定了基础。

1 实验

实验用的高铌 Ti_3Al 合金为北京钢铁研究总院

① 基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2002AA724040)

作者简介: 吴会强(1977-), 男, 博士研究生。

通讯作者: 吴会强, 电话: 0451-86418882; E-mail: huiqiang_wu@hit.edu.cn

收稿日期: 2003-12-19; 修订日期: 2004-03-08

开发提供的,采用真空自耗电弧炉熔炼。通过提高原材料和中间合金的纯度和控制熔炼工艺,得到的铸锭成分均匀,杂质含量达到常规钛合金的低间隙(ELI)水平,铸锭经 β 相区开坯,并经 $\alpha_2 + \beta$ 两相区锻造后在 $\alpha_2 + \beta$ 两相区热轧得到厚度为3 mm的板材。板材经960 °C, 5 h 随炉冷处理,并经X射线衍射检测其组成相为 $\alpha_2 + \beta + O$,其中O相含量较少。焊接试样尺寸为60 mm × 18 mm × 3 mm,其化学成分如表1所列。

表1 Ti_3Al-Nb 基体的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti_3Al-Nb
(mass fraction, %)

Nb	Al	Fe	Mo	Si	Cr	Cu	Mn	Ti
27.10	9.84	0.08	0.07	0.07	0.09	0.03	0.02	Bal.

本文作者采用从法国 TECHMETA 公司引进的 MEDARD45 型脉冲电子束焊接设备,进行电子束熔透焊接。焊前用清洗液除氧化膜,丙酮去油等表面清理工序,施焊所采用的工艺参数为加速电压60 kV,束流14 mA,焊速8 mm/s,实验真空度为 5×10^{-3} Pa。焊后在焊接接头区域利用线切割制取试样,经打磨、抛光和腐蚀制备成一系列的金相试样。在光学显微镜及扫描电镜下,对焊缝附近区域组织进行了观察。元素的过渡分布利用 JEOL JCX-A 733 电子探针仪(EPMA)测定。采用 TN-570X 射线能谱仪分析了接头区域的物相组成,实验采用铜靶,电压为40 kV,电流150 mA。用线切割在焊缝区域切取薄片,磨制成厚度约为50 μm 的薄片试样,通过电解双喷法减薄制成薄膜试样。电解双喷的溶液为6%高氯酸+34%正丁醇+60%甲醇,电解液的温度控制在293 K,最后制成直径小于3 mm的透射电镜试样。进行显微硬度测定时,实验载荷为0.98 N,加载时间为15 s。

2 结果与讨论

2.1 母材及焊缝的显微组织

图1所示为母材的金相组织,其显微组织由等轴 α_2 相和与之相间分布的富铌 β 相组成。焊后试样的表面状况良好,无裂纹、气孔和其它不连续缺陷。与基体母材相比,焊缝区域较难腐蚀,而本实验预先采用传统的 Kroll 溶液短时间浸蚀,利用 HF + HNO₃ + 甘油的混和溶液进行深腐蚀。图2所示为电子束焊接高铌 Ti_3Al 接头的微观形貌,焊接区

的3个部分分界较为明显(FZ: 熔合区; Near-HAZ: 近热影响区; Far-HAZ: 远热影响区; BM: 基体母材)。熔合区域(FZ)主要为胞状束的凝固结构(如图3所示),基本无枝晶出现,且沿焊缝边界垂直衍生,以对向生长方式生成定向晶。焊缝的这种结晶形态是由于在凝固过程中,固液界面处的最大温度梯度产生了最大的凝固驱动力,晶粒沿其界面垂直生长。焊缝区域存在部分层状偏析(如图4

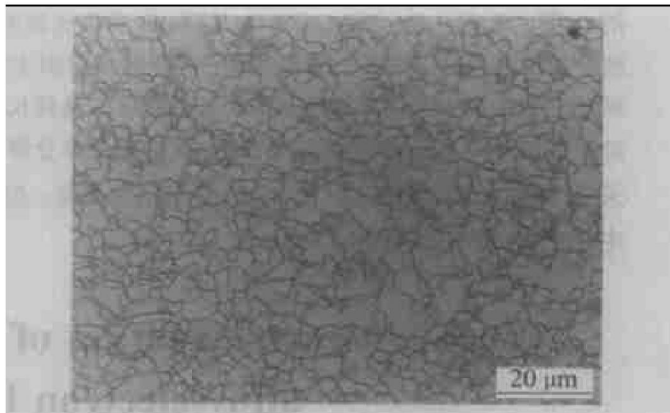


图1 基体母材的金相显微组织

Fig. 1 OM microstructure of Ti_3Al-Nb base metal

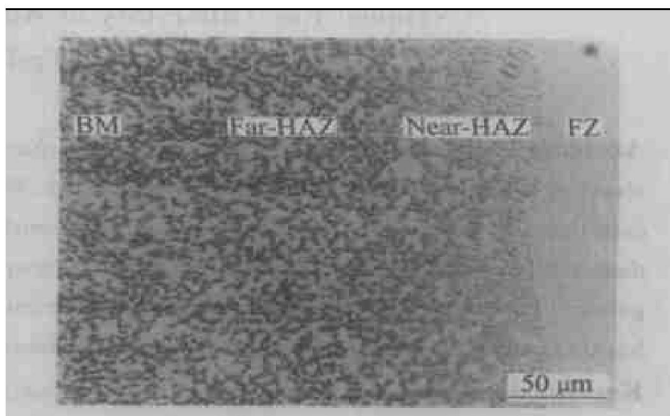


图2 电子束焊接接头金相显微组织

Fig. 2 OM microstructure of EB welding joint

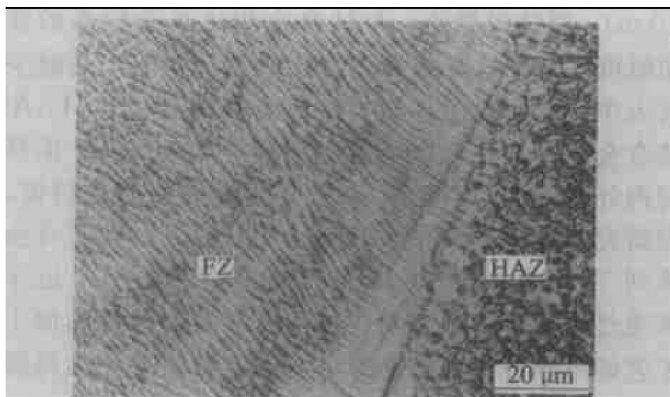


图3 焊缝区域胞状束结晶形态

Fig. 3 FZ cellular and dendritic crystallizing micrography in fusion zone

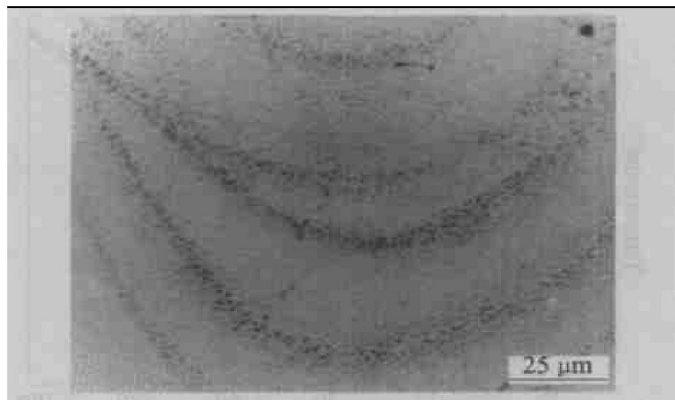
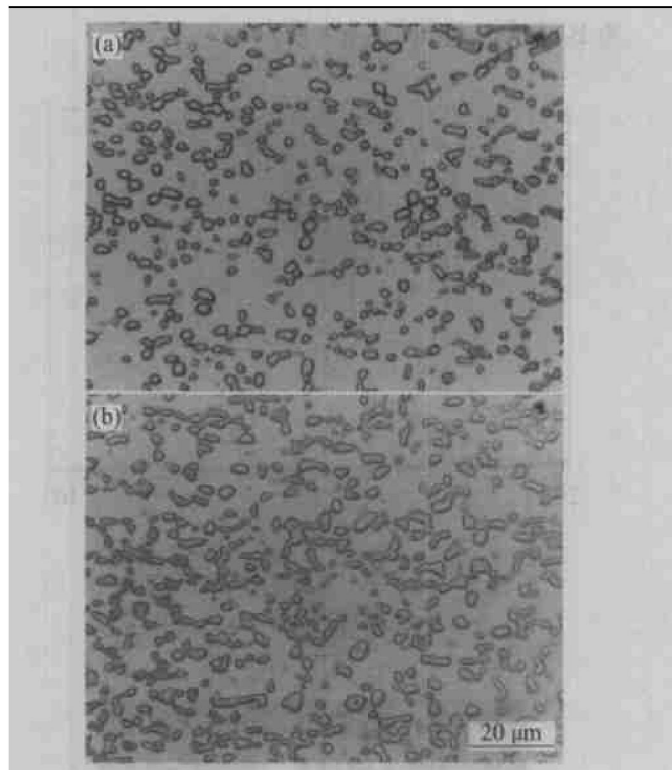


图 4 焊缝区域的层状偏析

Fig. 4 Stratified segregation in fusion zone

所示), 这些分层是由于结晶过程中放出结晶潜热和热能输入周期性变化以及化学成分分布不均匀所造成的, 熔池金属结晶时, 在结晶前沿的液体金属中, 溶质的浓度较高, 同时也富集了一些微量杂质。当冷却速度很快时, 溶质杂质还没有来得及“均匀化”就已凝固, 从而形成了溶质和杂质较多的结晶层。

与之相比, 热影响区最明显的特征为晶粒粗化, 晶粒异常长大且形状不规则。热影响区按加热过程中达到的热影响区的最高温度的不同可分为远热影响区(Far-HAZ)和近影响区(Near-HAZ)^[7]。远热影响区是指最高加热温度介于 β 转变温度和不引起母材组织性能发生变化的温度之间的区域; 而近热影响区为最高加热温度超过 β 转变温度与熔合线之间的区域。相比而言, 近热影响区组织更粗大, 这是由于焊接过程中近热影响区的温度远高于 β 相转变温度, 合金组织变成单一 β 相, 阻碍晶粒长大的第二相(主要是 α_2 相)粒子消失, 晶粒长大的阻力降低, 因而该区晶粒长大明显。同时, 两区的多边化过程都不充分, 且离焊缝越近, 多边化程度越低(如图 5 所示)。为了进一步观察合金元素对接头结晶行为差异的影响, 采用电子探针 EPMA 对焊缝附近区域进行了元素分布定性分析, 如图 6 所示。结果发现, 钛、铝元素分布较为均匀, 而铌在热影响区(HAZ)附近富集。Baeslack 等^[7]在研究电子束焊接含 21.5% Nb 的 Ti_3Al 基合金 HAZ 组织特征时也发现类似的规律, 并认为 β 相稳定化元素铌的富集可能预示着加热过程中 $\alpha_2 \rightarrow \beta$ 转变晶粒的生长按照扩散机制, 但是否为完全扩散转变, 还不能确定。也可能按照切变机制的形成方式, 还存在交替机制方式的可能, 即初始转变阶段按照切变机制的方式, 随后晶粒的长大按照扩散机制。

图 5 电子束焊接 Ti_3AlNb HAZ 显微组织形态**Fig. 5** HAZ microstructures of Ti_3AlNb electron beam welding

(a) —Near-HAZ; (b) —Far-HAZ

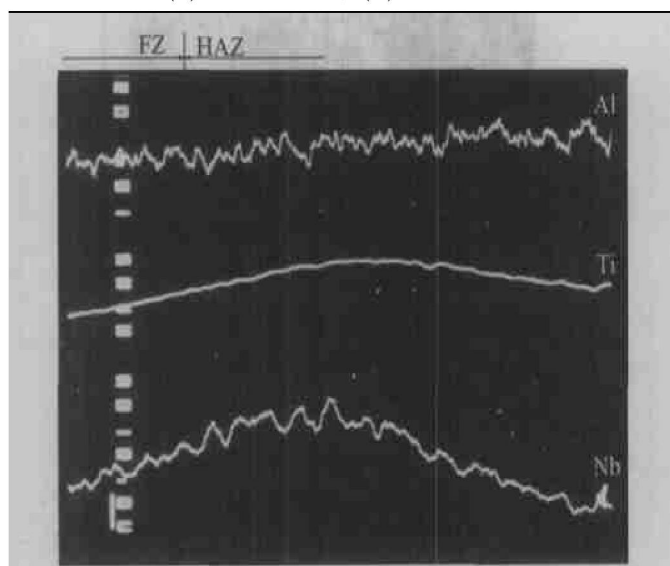


图 6 FZ 和 HAZ 微区域钛、铝、铌元素分布

Fig. 6 Ti, Al, Nb elements distribution between FZ and HAZ

2.2 焊缝组织 XRD 和 TEM 分析

采用 XRD 对焊缝区域相组成进行分析。由图 7 可知, 焊缝区域仅有 B_2 有序结构相存在, 未发现 α_2 , O 或 β 等其他第二相存在, 且不随焊接线能量的变化而改变。由于电子束焊接冷却速度非常快, 抑制了 $\beta \rightarrow \alpha_2$ 转变, 焊缝最终转而形成亚稳态的残

余 β 相(B_2)。TEM 也进一步证实了焊缝区域主要为 B_2 有序结构相(如图 8 所示)。

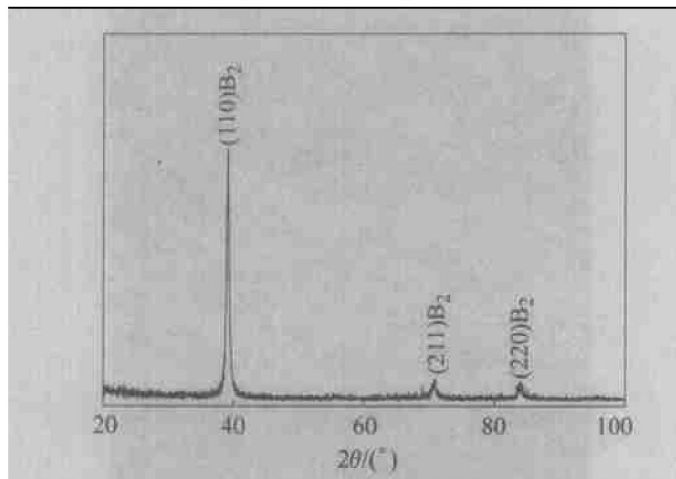


图 7 Ti_3Al-Nb 焊缝的 X 射线衍射谱

Fig. 7 XRD spectrum of weld metal

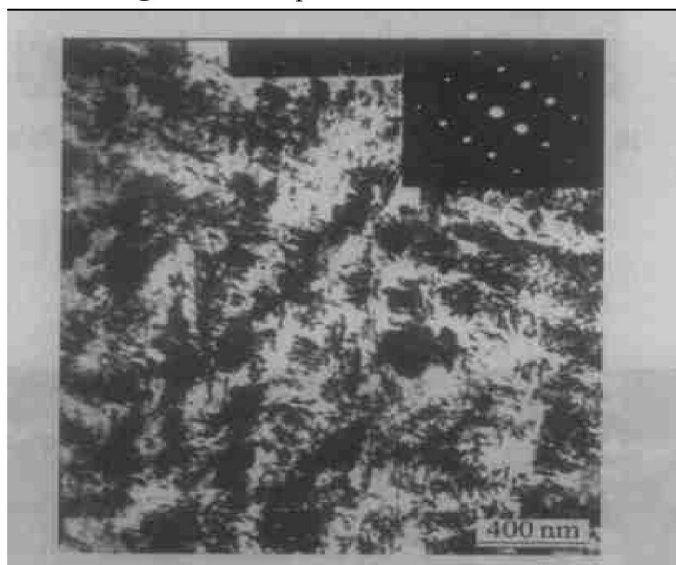


图 8 焊缝 B_2 结构明场相及电子衍射花样

Fig. 8 Bright-field TEM image and electron diffraction pattern of B_2 phase

根据 Ti_3Al-Nb 伪二元相图^[5](如图 9 所示), 铌含量为 27%, 冷却过程中易产生 B_2 单相组织。Wu 等^[11]在采用激光束焊接 $Ti-24Al-17Nb$ (摩尔分数, %)过程中, 也发现焊缝区域仅有 B_2 相结构存在。Zhang 等^[15]在对 $Ti-25Al-17Nb-1Mo$ (摩尔分数, %)高温淬火固溶处理过程中同样也出现类似规律。按照 Martin GS 高能束焊接薄板时冷却速度计算公式^[8], 在本文实验所采用的焊接参数下, 计算所得的冷却速度在 452~ 521 $^{\circ}C/s$ 区间内, 已远高于 $\beta \rightarrow B_2$ 转变临界冷却速度 227 $^{\circ}C/s$ ^[5], 高的冷却速度抑制了 $\beta \rightarrow \alpha_2$ 相的转变, 焊缝最终形成单一的有序结构的 B_2 相。

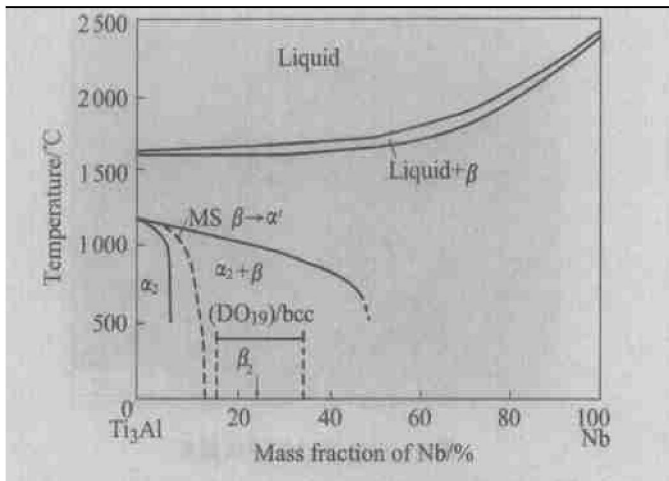


图 9 Ti_3Al-Nb 伪二元相图

Fig. 9 Pseudobinary diagram of $Ti_3Al+ Nb$ system

2.3 显微硬度分布

图 10 所示为各区所对应的显微硬度曲线。与母材相比, 热影响区和熔合区的硬度有显著增加, 且具有明显的不均匀性, 而 HAZ 的硬度显著高于 FZ 区, 焊缝中心区域的硬度在整个焊缝区最低。热影响区和熔合区的硬度分布与加热冷却过程中 β 相的冷却转变和焊缝区的凝固特点有关。结合已有的研究结果^[4-5], 可认为焊缝中心在快速冷却条件下, BCC 的 β 相发生了有序化转变, 形成单相稍软的 B_2 组织, 使得 FZ 区的硬度高于母材, 低于热影响区。由于热影响区的冷速稍慢, 易出现马氏体转变^[10], 因而, 将 β 相分解为针状的密排六方相, 这种针状组织具有较高的位错密度并有孪晶出现, 且这种针状组织的出现造成了大量相界, 使热影响区的硬化效果显著。由于紧邻焊缝边界处的小段区域

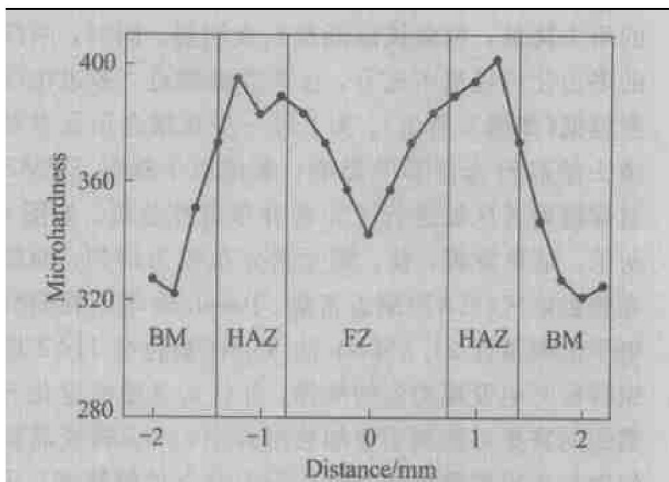


图 10 接头区域的显微硬度分布

Fig. 10 Microhardness distribution of joint zone

内实际上处于固液两相共存状态,为半熔合区,晶界的局部熔化限制了晶粒的长大,且 $\alpha_2 \rightarrow \beta$ 的相变重结晶过程也使此处的晶粒得到细化,对此处的硬度增加有所贡献。本文中的焊缝硬度,尤其是中心部位的硬度分布,与同类材料(Ti-26Al-10Nb-3V-1Mo(摩尔分数, %))较低能量的激光焊^[4]和电子束焊接Ti-23Al-14Nb-3V(摩尔分数, %)^[10]结果类似,但与类似材料的Ti-14Al-21Nb(质量分数, %)^[5]结果的差别较大。这可能与本文中的能量输入较小,而文献[5]中的能量输入较大有关,这种能量输入的不同所造成的硬度差别的详细机制目前还有待于进一步研究。

3 结论

1) 焊缝区域组织主要为有序亚稳态残余 β 相(B_2 相),其结晶形态为胞状束晶,焊缝区域存在一定程度的层状偏析。

2) 热影响区的晶粒长大明显,晶粒的多边化过程不充分,且离焊缝越近,多边化程度越低。

3) 熔合区和热影响区的显微硬度显著高于母材,焊缝中心区在整个焊缝部分硬度最低。

REFERENCES

[1] 彭超群,黄伯云,贺跃辉. Ni-Al系、Fe-Al系和Ti₃Al金属间化合物研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2001(6): 27-29.
PENG Chao-qun, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui. Development of intermetallic compound in Ni-Al, Fe-Al and Ti₃Al base system[J]. Special Casting & Nonferrous Alloy, 2001(6): 27-29.

[2] Fritz A. Recent developments in the design and processing of gamma-based titanium aluminides alloys[J]. Material Science Forum, 2003, 426-432(1): 91-98.

[3] Threadgill P L. The prospects for joining titanium aluminide[J]. Material Science and Engineering A, 1995, A192-193: 640-646.

[4] Baeslack III W A, Mascarella T, Kelly T J. Weldability of a titanium aluminide[J]. Welding Journal, 1989, 68(12): 483s-498s.

[5] David S A, Horton J A, Goodwin G M, et al. Weldability and microstructure of a titanium aluminide[J]. Welding Journal, 1990, 69(4): 133-140.

[6] Baeslack III W A, Cieslak M J. Effect of heat treatment on the structure, properties and fracture of Nd: YAG

laser weld Ti-14.8wt. %-21.3wt. %Nb[J]. Scripta Materialia, 1989, 23(5): 717-721.

- [7] Baeslack III W A, Phillips D, Scarr G K. Characterization of the weld heat-affected zone in an alpha-two titanium aluminide[J]. Material Characterization, 1992, 28(1): 61-73.
- [8] Martin G S, Albright C E, Jones T A. Evaluation of CO₂ laser beam welding on a Ti₃Al-Nb alloy[J]. Welding Journal, 1995, 74(5): 77-82.
- [9] Baeslack III W A, Liu P S, Smith P R. Characterization of solid-state resistance welds in SiC-reinforced orthorhombic-based Ti-22Al-23Nb (at. %) titanium aluminide[J]. Materials Characterization, 1998, 41(1): 41-51.
- [10] 崔约贤,甄良,杨德庄. Ti-23Al-14Nb-3V合金电子束焊接接头的显微组织及力学性能[J]. 焊接学报, 1998, 19(4): 130-134.
CUI Yue-xian, ZHEN Liang, YANG De-zhuang. Microstructure and mechanical properties of Ti-23Al-14Nb-3V electron beam welded joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 1998, 19(4): 130-134.
- [11] Wu A P, Zou G S, Ren J L, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti-24Al-17Nb (at. %) laser beam welding joints[J]. Intermetallics, 2002, 10(7): 647-652.
- [12] 武英,唐之秀,杨德庄,等. Ti₃Al-Nb合金不同组织状态下拉伸断裂行为显微分析[J]. 中国有色金属学报, 1996, 6(3): 99-105.
WU Ying, TANG Zhi-xiu, YANG De-zhuang, et al. Behavior of Ti₃Al-Nb alloy with various microstructures[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1996, 6(3): 99-105.
- [13] 汪小平,郑运荣. Ti₃Al+TiAl片层组织的不连续粗化转变[J]. 中国有色金属学报, 1998, 8(2): 233-238.
WANG Xiao-ping, ZHENG Yun-rong. Discontinuous coarsening of Ti₃Al+TiAl lamellae[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1998, 8(2): 233-238.
- [14] 龙霓东,朱金华. Ti₃Al基合金的弹性变形能与空蚀[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 560-564.
LONG Ni-dong, ZHU Jin-hua. Elastic deformation energy and cavitation erosion of Ti₃Al-based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 560-564.
- [15] Zhang J W, Li S Q, Zou D X, et al. Processing and microstructure control of (α_2 + B_2 +O) alloy sheet in Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 2000, 8(5-6): 699-702.

(编辑 李艳红)