

γ -TiAl 基合金超塑扩散焊接*

林建国^{1,2)} 吴国清¹⁾ 魏浩岩¹⁾ 肖葵¹⁾ 黄正¹⁾

1) 北京航空航天大学材料科学与工程系, 北京 100083

2) 湘潭大学物理系, 湘潭 411105

摘要 利用激光快速熔凝表面技术, 在 Ti-45Al-2Mn-2Nb(原子分数, %)+0.8%TiB₂(体积分数)合金试样表面上获得细晶组织, 并对其进行了超塑扩散焊接。研究表明, 经过激光处理后, 试样表面形成了熔化区、固态相变区。其中表面熔化区的组织以胞状枝晶组织为主。经过等温处理后, 在试样表层形成了等轴细晶组织。在该表面上对试样进行超塑扩散焊接。结果表明, 在 900℃和 60 MPa 条件下, 由于细晶组织具有良好的超塑性能, 可以通过晶界滑移进行超塑变形和原子扩散, 在较短的时间内, 实现合金的超塑连接。

关键词 TiAl 基合金, 显微组织, 激光表面处理, 扩散焊接

中图分类号 TG456.9

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2001)02-0221-04

SUPERPLASTIC FORMING/DIFFUSION BONDING OF γ -TiAl BASED ALLOY

LIN Jianguo^{1,2)}, WU Guoqing¹⁾, WEI Haoyan¹⁾, XIAO Kui¹⁾, HUANG Zheng¹⁾

1) Department of Materials Science and Engineering, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083

2) Department of Physics, Xiangtan University, Xiangtan 411105

Correspondent: LIN Jianguo, professor, Tel: (0732)8292196, Fax: (0732)8292468, E-mail: jglin@263.net

Manuscript received 2000-04-17, in revised form 2000-10-16

ABSTRACT Laser surface processing was used to obtain the fine-grained structure in the surface layer of the sample of Ti-45Al-2Mn-2Nb(atomic fraction, %)+0.8%TiB₂ (volume fraction) alloy, and superplastic forming/diffusion bonding at the processed surfaces was investigated. The results show that, after laser surface processing, a melt layer with cellular-dendrite structure was formed, which could transform into very fine-grained structure during the annealing treatment. When superplastic forming/diffusion bonding between the surfaces with fine-grained structure was performed at the conditions of 900℃ and 60 MPa, a good bonding interface with the microstructure of substrate was obtained through grain boundary sliding in thermal plastic deformation.

KEY WORDS TiAl based alloy, microstructure, laser surface treatment, diffusion bonding

γ -TiAl 基合金具有低密度、良好的高温性能, 在航空航天发动机上极具应用潜力。为促进 TiAl 合金的实用化, 有必要开展该合金焊接技术的研究。对 TiAl 基合金焊接工艺的已有研究包括氩弧焊、电子束焊、激光焊以及超塑扩散焊等工艺方法^[1-4]。其中, Cam 等人^[5]采用超塑扩散焊的方法, 对片层组织的 Ti-47Al 合金试件, 在 1100℃条件下实施超塑扩散焊接, 获得了良好的焊

接效果。要在较低的温度和较短的时间里实现合金的高质量超塑扩散连接, 合金必须具有细小的等轴晶粒组织^[6]。研究表明, 在合金试件进行超塑焊接过程中, 仅在连接界面几十微米的范围内发生塑性变形, 而试件整体的塑性变形很小, 甚至没有变形。因此, 仅需在预焊接试件表面一定厚度上获得细晶组织, 即可满足超塑扩散焊接的要求。采用激光快速熔凝表面处理技术, 可使试件表面获得非常细小的显微组织^[7,8]。本文将激光快速熔凝表面处理技术与超塑焊接工艺相结合, 以探索 γ -TiAl 基合金焊接的新工艺。

1 实验方法

选用 XD 工艺 (exothermic, 放热的) 制备的 Ti-45Al-2Mn-2Nb(原子分数, %, 下同) + 0.8%TiB₂(体

* 国家自然科学基金 59971004, 以及华中理工大学激光技术国家重点实验室开放基金 98005 资助项目

收到初稿日期: 2000-04-17, 收到修改稿日期: 2000-10-16

作者简介: 林建国, 男, 1965 年生, 教授, 博士

积分数,下同)合金铸锭作为研究材料,该铸锭经过 1260 ℃, 172 MPa, 4 h 的热等静压处理后,在 1010 ℃ 下,保温 50 h,进行稳定化处理

激光表面处理在 HGL-84 横流电激励 CO₂ 激光器上进行,其工艺参数为:输出功率 2 kW,扫描速率 10 mm/s,离焦量 32 mm. 经过激光表面处理后的试样在 1000 ℃ 下保温 1 h,以消除表面重熔区的胞状枝晶组织

超塑扩散连接实验在 Gleeble 热模拟机上进行,试样放在真空箱中,在惰性气体保护下进行超塑扩散焊接,焊接温度为 900 ℃,压力为 60 MPa. 其试样尺寸为 4.5 mm×2.5 mm×6 mm.

超塑扩散焊接后的试样经过 1050 ℃,保温 2 h 退火,处理后,进行三点弯曲强度的测试,并与该合金的弯曲强度进行比较,以检验其焊接质量.

金相分析在 NEOPHOT-2 型光学显微镜和 S-530 型扫描电镜下进行.

2 实验结果与分析讨论

2.1 原始组织

图 1 是经过稳定化处理后的 Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8%TiB₂ 合金铸锭的金相组织,系由片层畴和等轴 γ 晶粒组成的混合组织.与普通方法浇注的合金铸锭相比,这种用 XD 工艺制备的合金的显微组织要细小得多,其晶粒度大小在 50—80 μm 范围内.这是在浇注过程中加入的 TiB₂ 颗粒弥散地分布在基体、片层界面及晶界上,起到了细化晶粒作用的结果.



图 1 XD 制备的 Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8%TiB₂ 合金经稳定化处理后的原始金相组织

Fig.1 Microstructure of Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8%TiB₂ alloy prepared by XD method after stabilized treatment

2.2 激光表面处理后的表面组织

图 2 是 XD 法制备的 Ti-45Al-2Mn-2Nb + 0.8%TiB₂ 合金经过表面激光处理后表层的显微组织.由图可

见,表层形成了与基体组织完全不同的两个区域,即表面熔凝区和固态相变区.其中,表面熔凝区主要由枝晶组织和胞状组织组成,胞状晶的大小为 10—20 μm,而柱状枝晶的直径约 5 μm.对表面熔凝区组织的 X 射线衍射分析结果表明,该组织由 α₂ 和 γ 相组成,而且从衍射峰的强度可知,α₂ 相占有较大的体积分数,如图 3 所示.这表明,由于激光加热具有较大的加热速率,能在很短时间内使其表面熔化,并由表及里形成了一个很大的温度梯



图 2 激光表面处理, XD 制备的 Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8%TiB₂ 合金试样表层典型的金相组织

Fig.2 Microstructure of the surface layer of XD prepared Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8%TiB₂ alloy after laser surface treatment

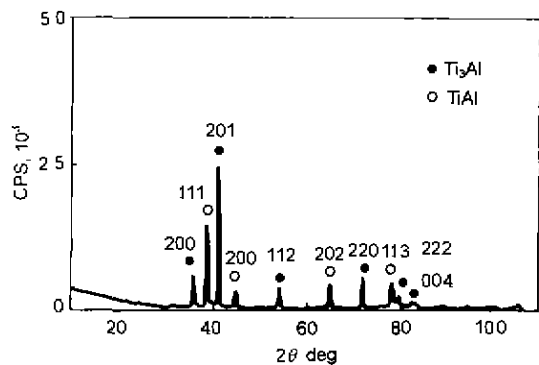


图 3 激光处理后, XD-TiAl 合金试样表层熔化的 X 射线衍射分析谱

Fig.3 X-ray diffraction pattern of the surface melt area of the laser surface treated XD-TiAl sample

度, 在停止加热时, 试样表面会很快地冷却下来, 因此, 在经过激光表面处理后的 TiAl 合金试样表面上, 得到过饱和 α_2 相的非平衡组织, 在其后续的热处理过程中, 该组织将发生分解而析出 γ 相。

固态相变区作为一个过渡区域存在于基体与熔凝区之间, 由于在激光束的作用下, TiAl 合金试样表面在一定深度内迅速熔化而形成熔池, 该熔池相当于一个加热源, 将与熔池底部相邻的基体迅速加热到 α 相区或 $\alpha-\gamma$ 相区, 使该区域内的基体发生相变, 故在冷却过程中形成了与基体不同的显微组织。

经过激光快速熔凝处理后所得到的胞状枝晶组织需要通过后续热处理予以消除, 以获得更加细小的等轴晶粒组织, 图 4 是经过激光表面处理后的试样, 在 1050 °C 保温 0.5 h, 空冷后得到的表面层金相显微组织, 可以看到, 在经过等温处理后, 试样表面层的胞状枝晶组织已基本消除, 得到了非常细小的等轴状晶粒组织。

2.3 超塑扩散焊接

在温度为 900 °C, 压力为 60 MPa 的条件下, 对经激光表面处理后的试样进行了超塑焊接实验, 并对不同时间段的连接面上的组织变化和连接效果进行了研究, 图 5 是试样在不同时间段上连接界面处的显微组织, 可以看出, 在 SPF/DB(superplastic forming/diffusion bonding, 超塑扩散焊) 初期, 由于焊接面微观上凹凸不平, 两焊接面的接触实际上是以点接触的, 因此, 界面的间隙较宽, 随着时间的延长, 连接两侧相接触的表面区发生塑性变

形, 连接表面的接触点沿表面横向扩展, 使得连接面积不断增加, 大尺寸的孔洞消失, 形成均匀的结合面(即完全机械结合到完全结合之间所形成的结合面), 如图 5a 所示。在这一阶段中, 屈服和蠕变变形起着重要作用, 随着时间进一步延长, 在连接面两侧晶粒群通过晶界扩散蠕变机理, 进行晶界迁移, 而连接面上的空洞通过蠕变变形

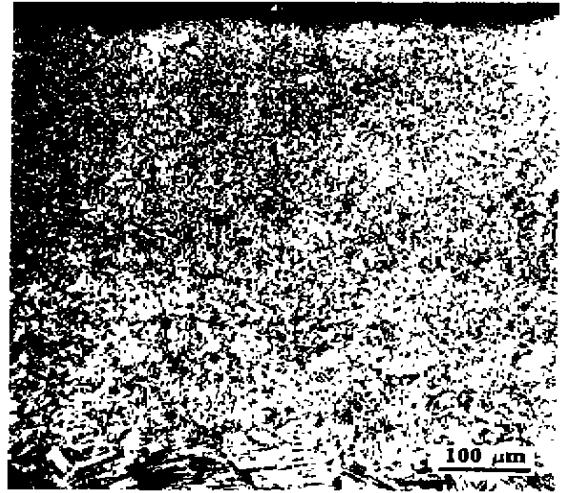


图 4 经激光表面处理后的试样, 在 1000 °C, 1 h 退火处理后表层金相组织
Fig.4 Microstructure of the surface layer for the laser surface treated XD-TiAl sample after annealing treatment at 1000 °C for 1 h showing fine equiaxial grain structure

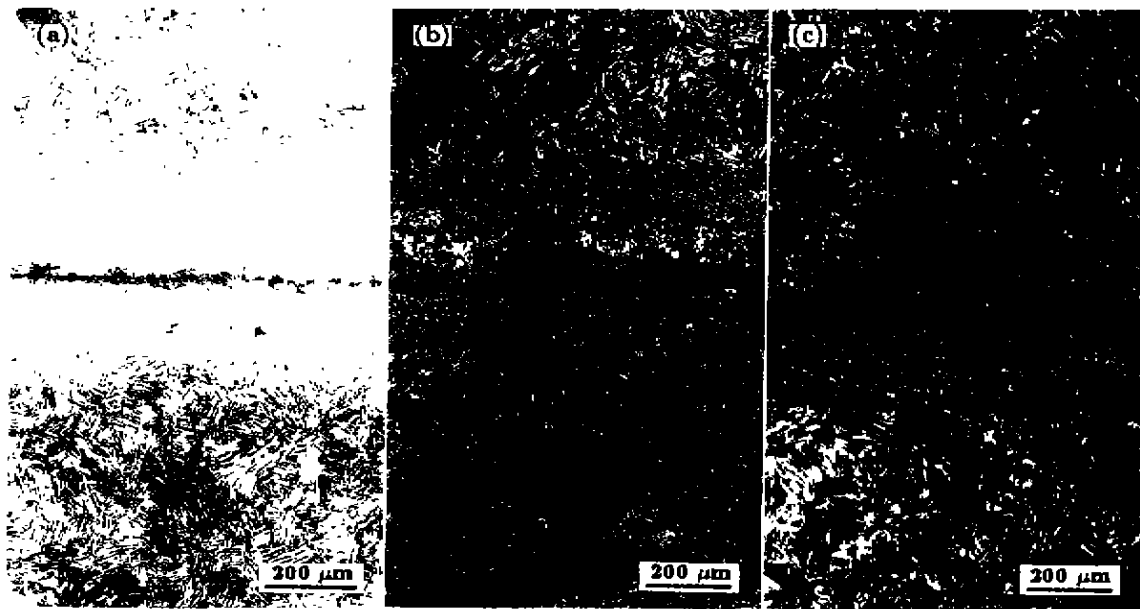


图 5 超塑扩散连接不同时间界面处的显微组织
Fig.5 Microstructure of joining interface for different superplastic/diffusion bonding times showing the interface evolution from discontinuous to continuous joining
(a) t=30 min (b) t=45 min (c) t=60 min

形成了尺寸较小的显微孔洞,如图 5b 所示。当焊接时间达到 1 h 后,在其连接过程中,塑性变形作用越来越小,原子扩散在显微孔洞的消除过程中起主要作用。此时,连接界面上的孔洞已基本消除,如图 5c 所示。

为检验其焊接效果,对焊接后的试样在室温下进行了三点弯曲强度测试。为消除连接区的应力集中,试样经过 1050 °C、2 h 的退火处理。作为比较,在相同条件下,对基体材料的弯曲强度也进行了测试,测试结果如表 1 所示。可以看出,连接试样的抗弯强度已达到整体合金强度的 61%。而且,从断口观察的结果来看,断裂发生在焊缝处,但断口形貌主要为冶金结合的解理断口,如图 6 所示。这表明,由于连接表面由非常细小的晶粒组成,使得试样表面具有良好的超塑性性能,在较低的温度和较短的时间里,焊接件可以通过晶界滑移和原子扩散在焊接结合面上得到良好的冶金结合。

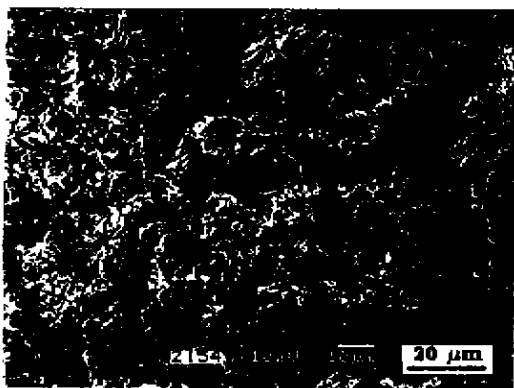


图 6 焊接三点弯曲试样的断口形貌

Fig.6 SEM fractograph of the weld XD-TiAl sample fractured by three-point bending, showing the good joining plane

表 1 三点弯曲强度的测试试验结果

Table 1 Results of three-point bending strength (σ_{bb}) test

Sample	σ_{bb} , MPa	Fracture mode
Bonding	134.4	Cleavage + small amount of mechanically joining fracture
Base alloy	220	Cleavage

3 结论

(1) 经过激光处理后,在试样表面形成熔凝区和固态相变区,其中熔凝区由混晶、树枝晶和胞状晶组成

(2) 经激光处理后的试样在 1000 °C 保温 1 h 后,表面熔凝区的组织转变为细小的等轴组织。

(3) 在温度为 900 °C, 压力为 60 MPa, 1 h 内可实现试样的超塑扩散焊接。焊接件的抗弯强度可达到基体强度的 61%。

参考文献

- [1] Baeslack W A. *Weld J*, 1989; 68: 4835
- [2] David S A. *Weld J*, 1990; 69: 1335
- [3] Cieslak M J. *Metall Trans*, 1990; A21: 273
- [4] Safullin R V, Kaibyshev B A, Ya R, Lulfullin R Y, Garfarov I I. *Mater Sci Forum*, 1974; 170-172: 639
- [5] Cam G. *JOM*, 1996; 11: 16
- [6] He Y H, Huang B Y, Wang B, Liu Y, Wang J N, Guo J J. *Acta Metall Sin*, 1998; 34: 1167
(贺跃辉, 黄伯云, 王彬, 刘咏, 王键农, 郭景杰. 金属学报, 1998; 34: 1167)
- [7] Zimmermann M, Carrard M, Kurz W. *Acta Metall*, 1989; 37: 3305
- [8] Gremand M, Carrard M, Kurz W. *Acta Metall*, 1989; 38: 2587