

热加工历史对 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金盘焊接界面组织与性能的作用

刘莹莹^{1,2}, 姚泽坤¹, 杨航航¹, 秦春¹, 郭鸿镇¹

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)
(2. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

摘要:采用电子束焊连接, 随后近等温锻造 + 梯度热处理的工艺加工 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金盘, 通过 OM、SEM、TEM、XRD 等研究双合金盘的焊接界面状况。结果表明, 经此工艺加工的 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金盘的高温拉伸性能较优, 焊缝的高温强度大于 TC11 钛合金, 但室温拉伸性能分散度较大。采用梯度热处理不能消除经 50% 变形的双合金盘的焊缝到 TC11 侧热影响区的晶界 α 相。焊缝区簇状 α_2 相的形成与在近等温锻造、梯度热处理加热保温过程中 Al、Nb 元素从 α_2 相中分离出来有关。

关键词: 双合金盘; 加工工艺; 焊接界面; 组织; 性能

中图分类号: TG156 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2010)02-0362-05

寻求一种既能提高发动机效率, 又能提高其性能水平的涡轮盘的新结构、加工新技术是前沿研究任务之一。一般来说, 提高效率都是通过提高增压比和涡轮前温度获得的^[1], 这就使得与高温气体接触的零部件工作条件更加苛刻, 如高压涡轮盘的盘缘。在制造高压涡轮盘时, 假如在盘缘采用既能在更高温度工作且密度又小的合金, 就能减轻整个盘的质量, 从而提高推重比和效率。因此, 一些研究者对双合金盘开展了研究, 这是制造先进燃气涡轮发动机涡轮盘的比较有前途的方法之一^[2]。美国 GE 公司在 20 世纪 90 年代开始双合金涡轮盘的研究^[3]。欧洲 10 个合作伙伴在 Brite EuRam Framework IV 项目支助下开展了双合金燃气涡轮盘的研究。本课题组也对 Ti₃Al/Ti 双合金制件进行了一些基础研究^[4-7]。

双合金盘制造存在的问题之一就是连接界面的完整性问题。由于是异种金属之间的连接, 在连接过程中会由于它们之间在物理、化学及力学性能方面的差异而产生一系列影响连接界面性能的问题, 如由于化学性能的不匹配, 会在连接界面形成脆性金属间化合物; 由于各部位所经历的热循环不同, 使双合金制件的显微组织在连接界面区域存在着明显的差异。这都使得双合金的性能降低, 限制了它们的进一步应用。

因此, 异种材料的连接技术和连接接头的完整性

一直是国内外学术界和工业界共同关注的热点课题。本实验研究 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金盘的加工技术、连接界面的性能及组织变化, 探索制造 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 双合金盘较合适的工艺, 为在涡轮发动机上应用 Ti₃Al/TC11 双合金高压涡轮盘提供理论依据。

1 实验

TC11 合金是由宝钛集团提供的 $\Phi 42$ mm 轧制棒材, 名义化学成分($\omega\%$): 6.32~6.40Al, 3.6~3.7Mo, 1.83~1.93Zr, Ti 基, 相变温度为 995。Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金是由北京航空材料研究院提供的 90 mm \times 90 mm \times 220 mm 的长方料, 名义化学成分(at%)为: 24Al, 15Nb, 1.5Mo, Ti 基, 相变温度约为 1100 左右。

TC11 合金的改锻: 将油炉升温到 980, 坯料在炉温稳定后入炉, 保温时间按 0.8 mm/min 计算, 在 2500 N 空气锤上改锻, 锻后空冷。终锻温度 800, 将坯料分别锻成直径约为 $\Phi 100$ mm, 高度约为 23 mm 的饼料, 锻后空冷。改锻后的 TC11 合金的显微组织如图 1a 所示。可以看出, TC11 合金改锻后为双态组织。

Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金的改锻: 将油炉升温到 1080, 坯料在炉温稳定后入炉, 保温时间按 0.8~1

收稿日期: 2009-03-01

基金项目: 国家自然科学基金(50775187)资助

作者简介: 刘莹莹, 女, 1977 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88493744, E-mail: wflly7779@163.com

mm/min 计算,在 2500 N 空气锤上改锻成直径约 130 mm,高度约为 23 mm 的饼料,终锻温度 900 ,锻后空冷。改锻后的 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金显微组织如图 1b 所示,其显微组织由等轴及条状的 α_2 相(亮相)和 β 转变基体组成。

将改锻后的两种合金饼坯进行机械加工,TC11 合金饼坯车加工为 $\phi 80_{-0.015}^{+0.015}$ mm, Ti_3Al 基合金加工为内径 $\phi 80_{-0.015}^0$ mm 的环坯,加工表面粗糙度均为 Ra 0.8。

TC11 合金的饼坯与 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金的环坯焊接在德国制造的 EBOCAM KS55-G150 真空焊接机上完成。焊接前用丙酮将待焊表面擦洗干净。采用的加速电压为 150 kV,聚焦电流 2146 mA,焊接电流为 21 mA,焊接速度 8 mm/s。

在已焊好的 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{TC11}$ 双合金盘的上下表面涂上玻璃润滑剂后沿轴向进行近等温压缩。采用的锻造设备为 THP10-630A 可控应变速率液压机。锻造温度为 960 ,应变速率为 10^{-3} s^{-1} 。3 个盘的变形分别为: No.1, 30%; No.2, 40%; No.3, 50%。变形过程中模具温度保持在 930 。近等温变形后空冷。其中变形 50% 的双合金盘的外形不太规则,这可能是由模具表面粗糙度差异所造成的。

在梯度热处理炉中对 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{TC11}$ 双合金盘进行梯度热处理。热处理制度为: 1020 (Ti_3Al 侧)/950 (TC11 合金侧), 1 h, AC (空冷) + 815 / < 530 , 1 h, AC + 700 /530 , 7 h, AC。内、外室的温度误差均控制在 ± 5 。

力学性能测试试样是沿着径向切取的。采用 OLYMPUS PM-G3 光学显微镜、VEGA 扫描电镜和 H-800 透射电镜对显微组织进行观察。腐蚀剂的体积配比为: HF:HNO₃: H₂O=(0.5~1):3:6。采用型号为 X'Pert MPD PRO 的 X 射线衍射仪对熔化区的组成进行测定。

2 结果与讨论

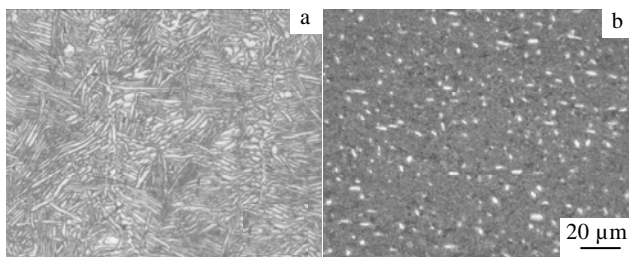


图1 两种合金改锻后的显微组织

Fig.1 Microstructure of two alloys after predeformation: (a) TC11 alloy and (b) Ti_3Al based alloy

对变形和热处理双合金盘取样进行室温和高温拉伸性能测试,其性能及断裂位置如表 1 所示。可看出,当近等温锻造的变形量从 30% 增加到 50% 时,室温强度有所提高,但室温塑性分散度较大。而当变形量从 30% 增加到 40% 时,高温强度变化很小而高温塑性提高幅度较大,如在 550 度拉伸时,平均延伸率由 11.75% 提高到 16.25%; 而平均断面收缩率从 31.75% 提高到 56.5%, 提高幅度高达 78%。当变形量继续增加到 50% 时,高温强度有少许提高,但塑性却有一定程度的降低。总的来说,变形量对双合金盘 500~600 的高温拉伸强度影响较小,说明焊缝区承温能力要高于 TC11 合金,也这说明了采用此种工艺生产的双合金盘的高温性能比较稳定。此外还发现,变形量为 40% (No.2) 的双合金盘的综合性能较好,这是由变形程度的大小对双合金盘的组织形态以及比例的影响不同所造成的。

图 2、图 3 和图 4 分别为进行 30%、40% 及 50% 变形的双合金盘焊接界面的显微组织。在 TC11 合金侧热影响区的组织均为网篮组织(图 2a、3a 和 4a),但晶界 α 部分可见,变形量不同的 α 条的长短、粗细都有所不同,50% 变形 α 条有所粗化的原因可能与变形时间长有关(图 4a)。由图 3a 可见有部分 α 相发生球化,因此其强度有较大的提高。但 50% 变形的双合金盘的焊缝中心组织与 30% 和 40% 变形的双合金盘的焊缝中心组织有较大的差异(图 2b、3b 和 4b)。30% 和 40% 变形的焊缝中心均为较细小的等轴状组织,而变形达到 50% 的焊缝中心的组织为宽长比非常小的针状网篮组织,并可以看见断开的细长晶界(图 4b)。焊缝与 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 侧交界也不太明显(图 2c、3c 和 4c),只是晶粒的大小、位向及球化效果有所差别。由图 4c 可见,焊缝与 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金的交界比较明显,焊缝组织为宽长比非常小的针状网篮组织, Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金侧为长条状与棒状混合存在的 α_2 相颗粒,这种情况好于参考文献[5, 6]所研究的 $\text{Ti}_3\text{Al}/\text{TC11}$ 双合金试棒的焊接界面的显微组织,过渡均匀,并没有突变发生,这可能与焊接参数更为合理及双合金盘的焊缝在变形时的应力状态不同于双合金棒侧压有关。

随变形从 30% 增加到 40% 时,无论是室温拉伸塑性还是高温拉伸塑性都有所提高。但当变形进一步提高到 50% 时,高温延伸率相比于 40% 变形有所降低,其断面收缩率变化则很小。总的来说,高温拉伸性能分散度较小,证明焊区的强度和塑性在变形后得到较大的改善。从断裂位置也可以说明,焊缝在近等温变

形和梯度热处理后的强度是高于 TC11 合金的。室温拉伸时的性能较分散，可能除与 TC11 合金侧晶界 α 的存在有关外，还与焊接、试样加工等外在因素有关。

当试样在焊接过程中转动速度不均匀时，可引起熔化区大小不同，造成个别区域未完全连接；因室温拉伸对缺口敏感，若试样不光滑，也会导致拉伸塑性降低。

表 1 双合金盘的力学性能

Table 1 Mechanical properties of dual alloy disc

Specimen	Temperature/	σ_b / MPa	σ_s / MPa	δ /%	ψ /%	Fracture position
No.1	R T	1110	1050	5.5	14.0	TC11
	500	785	665	9.5	23.5	TC11
	550	755/760	645/650	10.5/13.0	36.0/27.5	TC11
	600	715/720	630/630	16.5/17.0	61.0/62.5	TC11
No.2	R.T.	1130/1130	1080/1090	11.5/4.5	33.0/6.5	TC11/Welding seam
	500	775/795	675/680	12.5 /11.0	28.0/19.0	TC11
	550	750/765	645/645	18.0/14.5	58.0/55.0	TC11
	600	660/695	610/625	19.0/11.5	67.0/51.5	TC11
No.3	R.T.	1140/1150	1080/1100	17.0/6.5	33.0/3.0	TC11/Welding seam
	550	755/770	650/615	13.0/13.0	64/62.5	TC11
	600	725/750	610/645	14.5/14.0	66.5/64.0	TC11

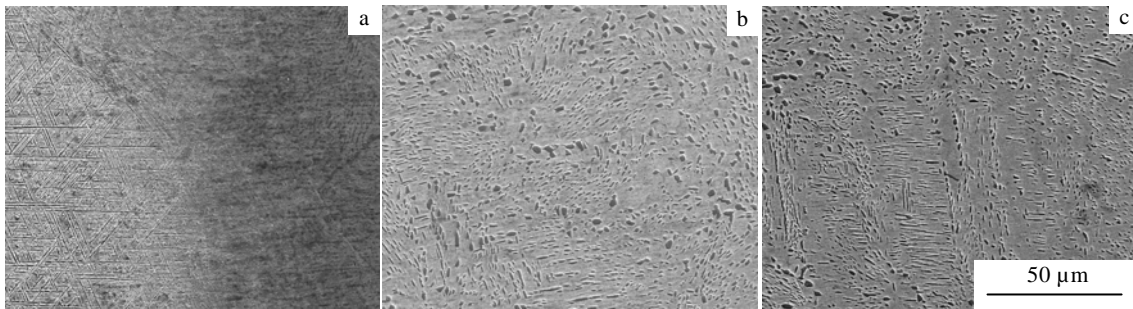


图 2 No.1 号件的焊接界面显微组织

Fig.2 SEM images of the welding interface of dual alloy disc No.1 (deformed by 30%): (a) TC11 and welding seam, (b) welding seam, and (c) welding seam and Ti-24Al-15Nb-1.5Mo alloy

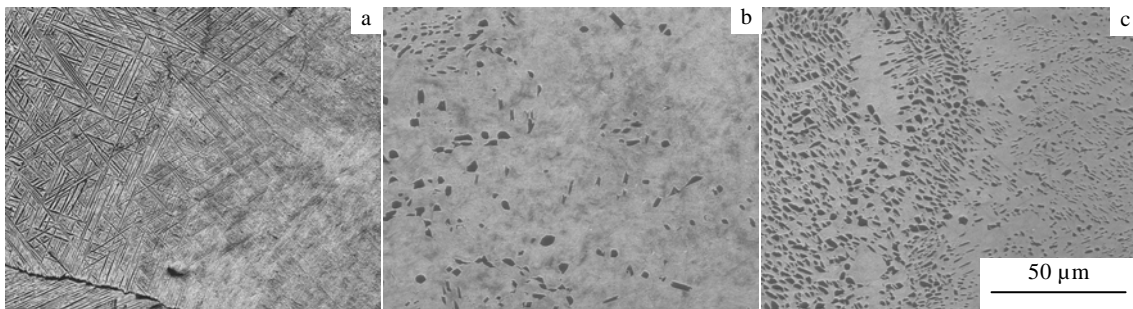


图 3 No.2 号件的焊接界面显微组织

Fig.3 SEM images of the welding interface of dual alloy disc No.1 (deformed by 40%): (a) TC11 and welding seam, (b) welding seam, and (c) welding seam and Ti-24Al-15Nb-1.5Mo alloy

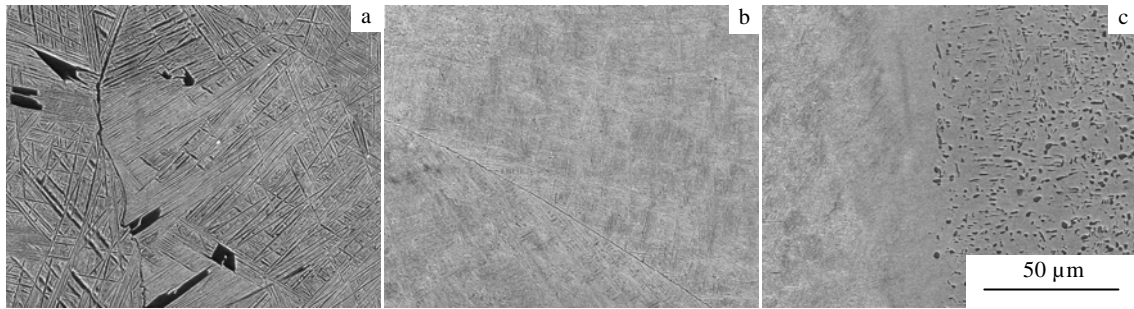


图 4 No.3 号件的焊接界面显微组织

Fig.4 SEM microstructure of the welding interface of dual alloy disc No.3 (deformed by 50%): (a) TC11 and welding seam, (b) welding seam, and (c) welding seam and Ti-24Al-15Nb-1.5Mo alloy

此外，还有可能与焊区生成的新相有关(图 5)。

图 5 是变形 40% 的双合金盘焊缝的 XRD 图谱。从图中可以看出，焊缝的相组成除了主要组成相 α_2 、 α 及 β 相外，还有新生成的 O 相、MoNb、 Nb_3Al 及 $TiAl_3$ 等相，这主要是由 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金与 TC11 合金在元素含量上存在差异所造成的。虽然这几种新生成的相都比较脆，但是由于焊后又进行了近等温变形和梯度热处理，相对于主要组成相，这些脆性相尺寸较小，分布也较分散(图 6)，因此，改善了焊缝的塑性，提高了焊接接头的完整性。

图 6 是变形 40% 的双合金盘焊缝的 TEM 照片。从中可以发现， α_2 相的形态发生了较大的变化，它既非球状也非条状，而是呈现出规则的簇状，还有较宽的条状第二相平行穿插期间，这可能是 Nb 元素析出所造成的^[8]。在近等温锻造和热处理加热保温过程中，不断有 Al、Nb 从 α_2 相中分离出来，使得 α_2 相发生了分解而形成此图中所示的形貌。

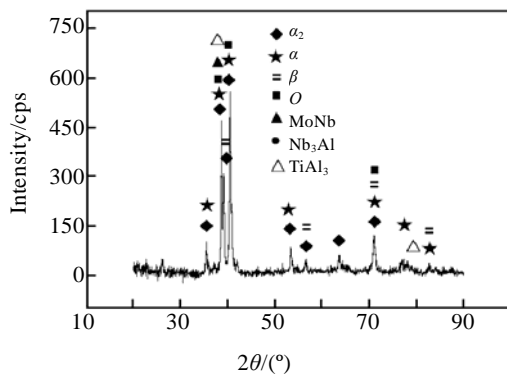


图 5 No.2 双合金盘焊缝的 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of welding seam of No.2 dual alloy disc

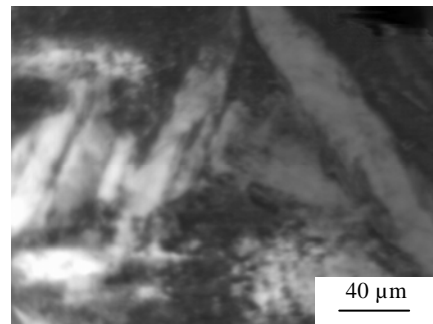


图 6 No.2 双合金盘焊缝的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of welding seam of No.2 dual alloy disc

3 结 论

1) 采用真空电子束焊进行连接，近等温锻造 + 梯度热处理工艺加工的 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo /TC11 双合金盘的高温拉伸性能较优，其焊缝的高温强度大于 TC11 合金，但室温拉伸性能分散度较大。

2) 采用梯度热处理不能消除经 50% 变形的近等温压缩的双合金盘焊缝到 TC11 侧热影响区的晶界 α 相。

3) 焊缝区簇状 α_2 相的形成与在近等温锻造、梯度热处理加热保温过程中 Al、Nb 元素从 α_2 相中分离出来有关。

参考文献 References

- [1] Henderson M B, Hannis J, McColvin G et al. *Proceedings of Advanced Materials and Processes for Gas Turbines*[C]. Warrendale: TMS, 2002: 3
- [2] David Furrer, George Groppi, Gene Bunge. *Advanced Materials & Processes*[J], 2005, 6: 43

- [3] Mourer D P, Raymond E, Ganesh S *et al.* *Superalloy 1996*[C]. Warrendale: TMS, 1996: 637
- [4] Yao Z K, Guo H Z, Cui Z S *et al.* *10th World Conference on Titanium*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 715
- [5] Yao Zekun(姚泽坤), Zhang Meilin(张梅琳), Liang Xinmin(梁新民) *et al.* *Transactions of The China Welding Institute(焊接学报)*[J], 2004, 61: 25
- [6] Yao Zekun, Liang Xinmin, Guo Hongzhen *et al.* *The Fifth Rim International Conference on Advanced Materials and Processing*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 445
- [7] Yao Zekun(姚泽坤), Liang Xinmin(梁新民), Guo Hongzhen(郭鸿镇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2005, 34(6): 907
- [8] Bendersky L A, Boettinger W J, Roytburd A. *Proceedings of International Symposium on Intermetallic Compounds*[C]. Sendai: JIM, 1991: 845

Action of Hot Working History on Microstructure and Properties of Welding Interface of Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 Dual Alloy Disc

Liu Yingying^{1,2}, Yao Zekun¹, Yang Hanghang¹, Qin Chun¹, Guo Hongzhen¹

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The Ti-24Al-15Nb-1.5Mo/TC11 dual alloy discs were joined by electron beam welding firstly, and then underwent near isothermal forging and gradient heat treatment. The welding interface state was investigated by OM, SEM, TEM and XRD. The results show that the elevated temperature properties of the dual alloy disc are better and the high temperature strength is larger than that of the TC11 alloy. However, the dispersion degree of tensile properties is larger at the room temperature. When the dual alloy disc is deformed by 50%, the α phase is distributed in the β phase grain boundary from welding seam to the heat-affected zone of TC11 alloy, which can not be eliminated by gradient heat treatment. The cluster α_2 phase in the welding seam area is formed, which is ascribed to the diffusion of the Al and Nb elements from the α_2 phase during near isothermal forging and gradient heat treatment.

Key words: dual alloy disc; process technology; welding interface; microstructure; properties

Corresponding author: Liu Yingying, Candidate for Ph. D., College of Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88493744, E-mail: wfllyy7779@163.com