

# TiAl 合金与高温合金的扩散焊 接头组织及性能

Microstructures and Property of Diffusion Bonded  
Joints Between TiAl Alloy and Two Kinds of Superalloys

周媛,熊华平,毛唯,陈波,叶雷

(北京航空材料研究院 焊接及锻压工艺研究室,北京 100095)

ZHOU Yuan,XIONG Hua-ping,MAO Wei,CHEN Bo,YE Lei

(Laboratory of Welding and Forging,Beijing Institute of

Aeronautical Materials,Beijing 100095,China)

**摘要:**采用直接扩散焊和加中间层的扩散焊方法进行了 TiAl 合金和高温合金异种材料组合的连接实验。在 1000℃/20MPa/1h 规范下直接扩散焊获得的 TiAl/GH2036 接头组织中存在大量未焊合的孔洞,接头室温剪切强度平均值仅有 16MPa。采用 Ti-Zr-Cu-Ni 合金作为中间层在 935℃加压 3MPa 保温 10min 和 1h 进行了 TiAl/GH3536 组合接头的液相扩散焊,获得的扩散焊缝中含有  $\text{Ti}_3\text{Al}$ 、NiTi 等多种物相,中间层合金与两侧母材发生作用形成了具有一定厚度的反应层。在 935℃/3MPa/1h 规范下获得了与两侧母材结合良好的无缺陷扩散焊接头,室温剪切强度达到 125MPa。

**关键词:** TiAl 合金;高温合金;扩散焊;Ti-Zr-Cu-Ni 合金

**中图分类号:** TG454 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2012)08-0088-04

**Abstract:** Joining TiAl alloy and superalloy was carried out by diffusion bonding with and without interlayer. There existed many holes in the TiAl/GH2036 joint under the diffusion bonding condition of 1000℃/20MPa/1h, and the average shear strength of joint at room temperature was only 16MPa. Using Ti-Zr-Cu-Ni alloy as the interlayer, liquid-phase diffusion bonding between TiAl and GH3536 was investigated at 935℃ holding 10min and 1h under the pressure of 3MPa. The joints diffusion bonded under the two conditions were composed by multiple phases, such as  $\text{Ti}_3\text{Al}$  and NiTi. As a result of the reaction between the interlayer and two base metals, two reaction layers with a certain thickness appeared in the both interface respectively. Sound joint was obtained under the diffusion bonding condition of 935℃/3MPa/1h, and the interlayer alloy exhibited strong cohesion with TiAl and GH3536. The corresponding shear strength of joint reached 125MPa.

**Key words:** TiAl alloy;superalloy;diffusion bonding;Ti-Zr-Cu-Ni alloy

TiAl 金属间化合物合金具有密度低、比强度高  
等优点,是极具应用前景的新型轻质耐高温结构材料<sup>[1,2]</sup>。TiAl 合金替代高温合金应用于航空、航天及  
车用发动机可以通过结构减重提高发动机工作效率<sup>[3,4]</sup>,已经获得应用或正在进行研究的 TiAl 基合  
金部件有航空发动机叶片、航天用整体叶盘、车用增压器涡轮等<sup>[5]</sup>。在 TiAl 合金的工程应用中,常常需  
要将其与异种材料连接起来,以充分发挥各自的优良性能。扩散焊是实现 TiAl 合金与异种材料连接  
的有效方法之一。较多的扩散焊技术研究工作围绕 TiAl 合金与钢、钛合金及陶瓷这些异种材料组合开  
展<sup>[6-8]</sup>,而对更能发挥高温性能优势、有潜在应用前景的 TiAl/高温合金组合接头的扩散焊技术研究相

对较少。

本工作采用直接固相扩散焊和加入中间层合金扩  
散焊的两种方法进行了 TiAl 合金与高温合金异种材  
料组合连接实验。由于 TiAl 合金与高温合金的热强  
性高,变形困难,实现直接扩散焊需要的温度高、时间  
长,TiAl 和 GH2036 异种材料组合的直接固相扩散焊  
实验采用 1000℃/20MPa/1h 规范进行。加入中间层  
合金进行 TiAl 合金与高温合金扩散焊,可以降低扩散  
焊温度和压力。选择 TiAl 合金钎焊时使用较多并且  
取得性能较好的 Ti 基钎料 Ti-Zr-Cu-Ni 合金作为中  
间层进行 TiAl 和 GH3536 异种材料组合的液相扩散  
焊实验<sup>[9]</sup>,采用的扩散焊规范是 935℃,加压 3MPa,保  
温 10min 和 1h。

## 1 实验材料及方法

实验用母材为北京航空材料研究院研制的 TiAl 合金和商用 GH2036,GH3536 高温合金<sup>[10]</sup>。TiAl 合金名义成分为 Ti-46Al-6 (Cr, Nb, Si, B) (原子分数/%) ,经线切割制成面积为 2mm×10mm、厚 2mm

试片。GH2036 和 GH3536 高温合金化学成分分别列于表 1 和表 2 中,使用形式为 10mm×20mm、厚 2mm 试板。GH2036 合金可在 600~650℃ 长期工作, GH3536 合金适用于制造 900℃ 以下长期使用的高温部件<sup>[10]</sup>。TiAl,GH2036 和 GH3536 合金试样表面经磨床磨光后置于丙酮中进行超声清洗。

表 1 GH2036 高温合金化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of GH2036 superalloy (mass fraction/%)

C	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Mn	Si	Fe
0.34-0.40	11.5-13.5	7.0-9.0	1.10-1.40	0.25-0.50	1.25-1.55	7.50-9.50	0.30-0.80	Bal

表 2 GH3536 高温合金化学成分(质量分数/%)

Table 2 Chemical composition of GH3536 superalloy (mass fraction/%)

C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Ni
0.05-0.15	20.5-23.0	0.50-2.50	0.20-1.00	8.0-10.0	≤0.50	≤0.15	17.0-20.0	Bal

Ti-Zr-Cu-Ni 中间层合金<sup>[11]</sup>名义成分为 Ti-13Zr-21Cu-9Ni(质量分数/%) ,其制备方法:按成分比例混合后在氩气保护条件下采用电弧熔炼设备制成合金锭,之后将合金锭置于石英管中,再通过单辊急冷设备在真空-氩气条件下制成厚度约 50μm 的急冷态箔带。扩散焊时,Ti-Zr-Cu-Ni 箔带夹于 TiAl 和 GH3536 两种合金母材待焊面之间。

扩散焊实验在 L1215 II -1/ZM 型真空炉中进行,焊接时热态真空度不低于  $1.0\times10^{-2}$  Pa,升温速率为 10℃/min。TiAl/GH2036 直接固相扩散焊采用的规范为 1000℃/20MPa/1h。以 Ti-Zr-Cu-Ni 合金作为中间层的液相扩散焊实验,采用 935℃下加压 3MPa 分别保温 10min 和 1h 两种规范进行。

通过扫描电镜(SEM)观察 TiAl/GH2036、TiAl/GH3536 两种扩散焊接头的微观组织;采用 INCA 能谱仪(EDS)分析接头中的微区成分;室温下测试了接头的剪切强度;并对剪切试样断口表面进行了 X 射线衍射(XRD)物相分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 TiAl/GH2036 直接扩散焊的接头组织及性能

扩散焊温度为 1000℃,加压 20MPa 保温 1h 获得的 TiAl/GH2036 的扩散焊接头组织如图 1 所示,接头中各区域的能谱分析结果列于表 3 中。从图 1 中可以看出,虽然 TiAl 和 GH2036 两种母材结合在一起,但是在界面处仍然还存在未焊合的孔洞。焊缝旁的 GH2036 中存在较多的孔洞,而 TiAl 母材一侧的孔洞

较少。界面处的 GH2036 母材中出现了一些浅灰色块状相(图 1 中的“1”区),能谱分析结果显示该区域成分接近 GH2036 母材,只是还含少量 Ti 和 Al,可能是扩散焊过程中少量 TiAl 母材中的 Ti 和 Al 原子扩散进入 GH2036 母材中形成的。而在 TiAl 母材一侧形成了“双条带”的反应层,总宽度约为 5μm。在紧邻 GH2036 界面的深黑色窄带(图 1 中的“2”区)中能谱分析发现富集 C 原子,而且 Ti 和 C 原子比例接近 1:1,推测可能主要是 GH2036 中的 C 元素与 TiAl 中的活性元素 Ti 发生反应生成的 TiC 相。而在稍宽的灰色条带(图 1 中的“3”区)中含有从 GH2036 中扩散过来的 Fe、Ni 原子,特别是 Fe 原子含量较高,Fe、Ni 原子溶入 TiAl 母材后形成了新的物相,显现出不同的衬度。

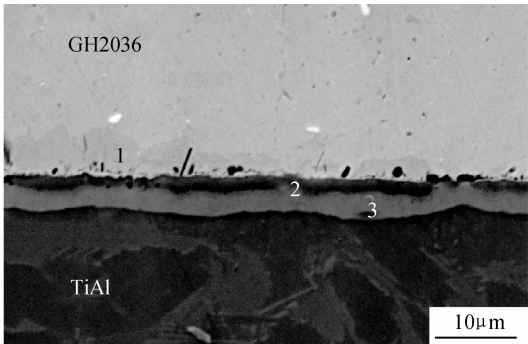


图 1 1000℃/20MPa/1h 扩散焊的 TiAl/GH2036 接头组织  
Fig. 1 Microstructure of TiAl/GH2036 joint  
diffusion bonding at 1000℃/20MPa/1h

对 TiAl/GH2036 在 1000℃/20MPa/1h 规范下直接扩散焊获得的接头进行了室温剪切强度测试。测

表 3 图 1 中各微区成分能谱分析结果(原子分数/%)

Table 3 The composition of various microzones in fig. 1 analyzed by EDS (atom fraction/%)

Microzone	Al	Si	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	C	Nb
1	6.61	1.60	1.54	1.79	14.82	6.24	62.07	4.00	1.33	—	—
2	1.32	—	40.79	0.50	1.10	0.34	1.86	—	—	50.73	3.35
3	47.57	0.43	30.27	—	2.01	1.32	10.07	3.77	—	—	4.56

得结果分别为 12,17,20MPa,平均值仅为 16MPa。焊缝中存在大量未焊合的孔洞,TiAl 和 GH2036 界面结合较差,从而导致接头性能低。由此可见,在 1000℃ 扩散焊,加压 20MPa 保温 1h 的高强规范下,不能获得具有良好性能的 TiAl/高温合金异种材料组合接头,有必要加入中间层改善 TiAl 和高温合金的界面结合情况,同时还可以降低扩散焊温度和压力。

2.2 TiAl/GH3536 液相扩散焊的接头组织及性能

采用 Ti-Zr-Cu-Ni 合金作为中间层,在 935℃ 下加压 3MPa 进行 TiAl/GH3536 异种材料的液相扩散焊,保温时间为 10min 和 1h 两种规范,获得的接头组

织如图 2 所示,焊缝中各微区的能谱分析结果列于表 4 中。从图 2 中可以看出,通过加压挤出部分熔化的中间层合金后最终形成的焊缝宽度仅有 20μm 左右,比之前 Ti-Zr-Cu-Ni 合金箔带的厚度减少了 60%。中间层合金与两侧母材 TiAl 和 GH3536 发生了界面反应,均形成了一定厚度的反应层(如图 2 中 I,Ⅱ 区所示)。保温 10min,TiAl 和 GH3536 两侧反应层厚度分别为 5μm 和 3μm;保温时间延长至 1h,Ti-Zr-Cu-Ni 中间层合金与两侧母材之间的反应程度加剧,两侧界面形成的反应层明显增厚,分别达 14μm 和 6μm。

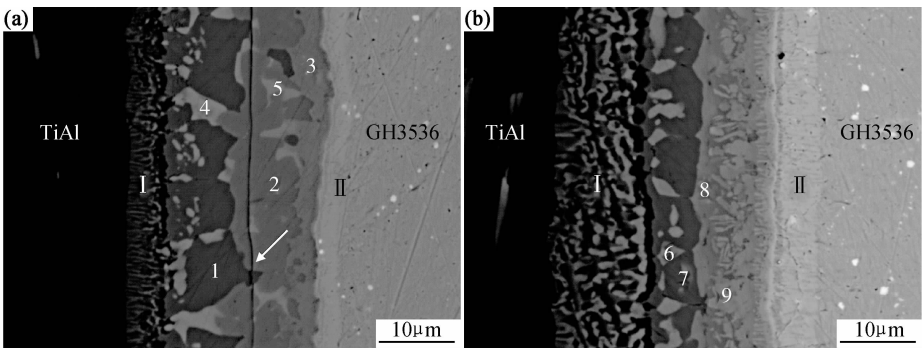


图 2 935℃/3MPa/10min(a)和 935℃/3MPa/1h(b)规范下扩散焊的 TiAl/GH3536 接头组织

Fig. 2 Microstructure of TiAl/GH3536 joints diffusion bonding at the conditions of 935℃/3MPa/10min(a)and 935℃/3MPa/1h(b)

表 4 图 2 中各微区成分能谱分析结果(原子分数/%)

Table 4 The composition of various microzones in fig. 2 analyzed by EDS (atom fraction/%)

Microzone	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Cu	Zr	Nb	Mo	Possible main phase
1	12.70	65.99	3.38	1.60	—	4.47	7.43	1.30	1.71	1.43	Ti <sub>3</sub> Al
2	2.57	62.81	2.25	3.27	—	18.97	7.53	2.60	—	—	NiTi <sub>2</sub> +NiTi
3	4.52	48.14	3.56	4.89	—	19.99	15.59	2.05	—	1.26	Ti(Ni <sub>0.5</sub> Cu <sub>0.5</sub> )
4	15.72	39.61	2.57	1.55	—	13.37	15.12	12.06	—	—	Residual Ti-Zr-Cu-Ni alloy dissolved with some Al atoms comprised from TiAl
5	10.94	46.51	2.76	1.89	—	15.12	14.08	8.69	—	—	
6	23.79	40.23	2.33	1.48	—	14.71	11.11	4.77	1.57	—	Ti <sub>3</sub> Al+Al <sub>5</sub> Ni <sub>2</sub> Zr
7	21.25	60.66	3.63	1.54	—	4.34	4.74	—	2.63	1.21	Ti <sub>3</sub> Al
8	18.69	45.55	2.35	2.00	—	17.22	9.99	2.96	1.24	—	Ti(Cu,Al) <sub>2</sub> +NiTi
9	6.81	44.56	1.70	5.70	0.90	34.76	4.69	0.89	—	—	NiTi

从图 2 中还可以看出,935℃ 分别保温 10min 和 1h 获得的焊缝组织完全不同。保温 10min 获得的焊缝中存在多种物相,而且在焊缝中央还有贯穿性的裂纹存在(图 2(a)中箭头)。保温时间延长至 1h 后,中

间层合金元素向两侧母材充分扩散,焊缝中形成的物相有所减少。从表 4 中列出的结果可以看出,保温 10min 获得的焊缝中主要有三类物相:一类是由于 TiAl 侧母材中的 Al 原子向中间层合金基体中扩散形

成的(图 2 中“1”区),一类是由于 GH3536 母材中的 Ni 原子向中间层合金基体中扩散形成的(图 2 中“2”区),第三类则是未充分扩散的中间层合金残留相(图 2 中“4”,“5”区),其中还溶入了部分从 TiAl 母材中扩散过来的 Al 原子。在剪切试样断口表面的 X 射线衍射图谱中分析出焊缝中含有  $\text{Ti}(\text{Ni}_{0.5}\text{Cu}_{0.5})$  相(图 3(a))。推断焊缝中的“3”区应为中间层 Ti-Zr-Cu-Ni 合金的 Cu 原子占据部分 NiTi 晶格点阵中的 Ni 原子位置所形成的  $\text{Ti}(\text{Ni}_{0.5}\text{Cu}_{0.5})$  相。在断口表面 XRD 图谱中还检测到了  $\text{Ti}_3\text{Al}$  相和  $\text{NiTi}_2$  相,说明两侧母材中的 Al 和 Ni 原子向中间层合金扩散后,已经有少量的

$\text{Ti}_3\text{Al}$  相、NiTi 相和  $\text{NiTi}_2$  相在靠近界面的焊缝中生成。

保温时间延长至 1h,中间层 Ti-Zr-Cu-Ni 合金中的各元素向两侧母材充分扩散,同时从 TiAl 母材中扩散进入焊缝中的 Al 原子含量和从 GH3536 母材中扩散进入焊缝中的 Ni 原子含量都明显提高,与 Ti-Zr-Cu-Ni 合金中的 Ti 原子发生反应生成大量的  $\text{Ti}_3\text{Al}$  相和 NiTi 相(图 2 中的“7”和“9”区)。Ti-Zr-Cu-Ni 合金中的 Cu, Zr 原子则富集在“6”,“8”区,与其他元素形成新的物相。从剪切试样断口表面 X 射线衍射图谱(图 3(b))可知,  $\text{Al}_5\text{Ni}_2\text{Zr}$  相和  $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$  相可能就分布在这些区域。

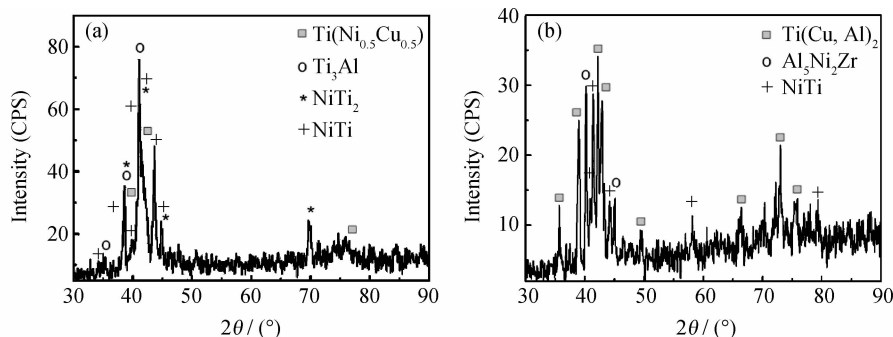


图 3 TiAl/GH3536 扩散焊接头剪切断口表面 XRD 图谱 (a)935℃/3MPa/10min; (b)935℃/3MPa/1h  
Fig. 3 XRD patterns of the shear fracture for the TiAl/GH3536 joints diffusion bonding at the condition of 935℃/3MPa/10min (a) and 935℃/3MPa/1h (b)

在 935℃/3MPa/10min 规范下获得的扩散焊缝中存在贯穿性的裂纹,导致接头性能较差未能获得强度数据。而 935℃/3MPa/1h 规范的 TiAl/GH3536 接头室温剪切强度则达到 125MPa,对比 1000℃/20MPa/1h 规范下直接扩散焊的 TiAl/GH2036 接头强度大幅度提高。

从上述两种扩散焊方法的实验结果可以看出,加入中间层进行 TiAl 和高温合金异种材料组合的扩散焊,相比两种材料直接进行扩散连接,界面的结合情况得以改善,既提高了接头的强度,同时也使扩散焊温度和压力有所降低,是一种有效的 TiAl 和高温合金异种材料连接方法。这与 TiAl/钢异种材料扩散连接情况相似,在 TiAl 与 40Cr 钢的真空扩散连接中,由于脆性 TiC 的生成使得接头性能不佳,为阻止脆性层的形成加入了多种纯金属作为中间层,从而提高了接头强度<sup>[12]</sup>。而在本工作中采用的是 TiAl 合金钎焊料作为扩散焊时的中间层,在扩散焊温度下中间层合金熔化,施加压力能进一步减少中间层用量,有利于减少对接头性能不利的脆性相,采用合金化的中间层也比纯金属中间层更有利于获得高强度接头。

### 3 结论

(1)在 1000℃/20MPa/1h 规范下进行了 TiAl/GH2036 异种材料的直接扩散焊,焊缝中存在大量未焊合的孔洞,接头室温剪切强度平均值仅有 16MPa。TiAl 和高温合金异种材料组合连接不宜采用直接扩散焊的方法进行。

(2)采用 Ti-Zr-Cu-Ni 合金作为中间层,在 935℃/3MPa/10min 规范下进行了 TiAl/GH3536 异种材料组合的液相扩散焊接。焊缝中存在  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , NiTi,  $\text{NiTi}_2$  等多种物相,还出现了贯穿性的裂纹。

(3)以 Ti-Zr-Cu-Ni 合金作为中间层,在 935℃/3MPa/1h 规范下获得了与 TiAl 和 GH3536 母材结合良好的无缺陷接头,室温剪切强度达到 125MPa。焊缝中有  $\text{Al}_5\text{Ni}_2\text{Zr}$  相和  $\text{Ti}(\text{Cu}, \text{Al})_2$  相生成。

### 参考文献

- [1] KIM Y W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of  $\gamma$ -TiAl alloys[J]. Mater Sci Eng: A, 1995, 192—193: 519—533.
- [2] 张永刚,韩雅芳,陈国良,等. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2001. (下转第 100 页)

- [7] SCHIRRA J, CALESS R, RB H. The effect of laves phase of the mechanical properties of wrought and cast+hip inconel 718[A]. LORIA E A. Superalloys 718, 625 and Various Derivatives[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1991.
- [8] RADHAKRISHNA C, RAO K P. The formation and control of laves phase in superalloy 718 welds[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(8): 1977—1984.
- [9] KORTH G, TRYBUS C. Tensile properties and microstructure of alloy 718 thermally aged to 50,000 h[A]. LXIA E A. Superalloys 718, 625 and Various Derivatives[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1991.
- [10] DIX AW H J, SINGH RP. Application of ultra fine-grain alloy-718 forging billet[A]. Superalloys 1992[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. 23—32.
- [11] GOPIKRISHNA D, JHA S N, DASH L N. Influence of microstructure on fatigue properties of alloy 718[A]. LORIA E A. 4th International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. 567—573.
- [12] PIERAGGI B, UGINET J F. Fatigue and creep properties in relation with alloy 718 microstructure[A]. LORIA E A. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1994.
- [13] KRUEGER D D, STEPHEN D, ANTOLOVICH, et al. Effects of grain size and precipitate size on the fatigue crack growth behavior of alloy 718 at 427℃[J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18: 1431—1449.
- [14] MOYER J, JACKMAN L, ADASCZIK C, et al. Advances in triple melting superalloy-718, superalloy-706, and superalloy-720[A]. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1994. 39—48.
- [15] REED R. The superalloys, fundamentals and applications[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 217—236.
- [16] DAVIS J. Tool materials[M]. Materials Park: ASM International, 1995. 236—240.
- [17] CAO W K R. Role of chemistry in 718-type alloys-allvac® 718Plus™ alloy development[A]. Superalloys 2004[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004. 91—99.
- [18] BAYHA T, EVANS D, FURRER D, et al. Metals affordability initiative consortium[J]. Advanced Materials and Processes, 2002, 160(5): 30—33.
- [19] OTT E, GROH J, SIZEK H. Metals affordability initiative: application of allvac alloy 718Plus® for aircraft engine static structural components[A]. Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, Proceedings[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2005. 35—45.
- [20] HAAFKENS M, MATTHEY J. A new approach to the weldability of nickel-base as-cast and powder metallurgy superalloys[J]. Welding Journal, 1982, 61(11): 25—30.
- [21] XIE X, XU C, WANG G, et al. TTT diagram of a newly developed nickel-base superalloy-allvac® 718Plus™[A]. Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, Proceedings[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2005. 193—202.
- [22] LIU X, RANGARARAN S, BARBERO E, et al. Fatigue crack propagation behaviors of new developed allvac® 718Plus™ superalloy[A]. GREEN K A. Superalloys 2004[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004. 283—290.
- [23] VISHWAKARMA K R, RICHARDS N L, CHATURVEDI M C. HAZ microfissuring in eb welded allvac 718Plus™ alloy[A]. Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2005. 637—647.

收稿日期: 2011-07-12; 修订日期: 2012-01-09

作者简介: 齐欢(1974—), 男, 博士, 副教授, 从事先进材料激光加工方面研究工作, 联系地址: 上海市闵行区东川路 800 号上海交通大学密西根学院 208 室(200240), E-mail: huan.qi@sju.edu.cn

\*\*\*\*\*

(上接第 91 页)

- [3] LEHOLM R, NORRIS B, GURNEY A. High temperature alloys for aerospace structures[J]. Advanced Materials & Processes, 2001, 159(5): 27—32.
- [4] DJANARTHANY S, VIALA J C, BOUIX J. An overview of monolithic titanium aluminides based on Ti<sub>3</sub>Al and TiAl[J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 72(3): 301—319.
- [5] 张继, 仲增墙. TiAl 金属间化合物工程实用化研究与进展[J]. 中国材料进展, 2010, 29(2): 9—13.
- [6] 高强, 郭建亭, 刘午, 等. TiAl 合金与 42CrMo 扩散钎焊的界面组织及形成机理[J]. 航空材料学报, 2003, 23(增刊): 51—54.
- [7] WANG X F, MA M, LIU X B, et al. Interface characteristics in diffusion bonding of γ-TiAl alloy to Ti-6Al-V[J]. J Mater Sci, 2007, 42: 4004—4008.
- [8] LI Z R, FENG J C, CAO J. Vacuum diffusion bonding of TiB<sub>2</sub> cermet to TiAl based alloys[J]. Materials Science and Technology, 2004, 20(12): 1666—1668.
- [9] 熊华平, 毛唯, 陈波, 等. TiAl 基合金连接技术的研究进展[J]. 航空制造技术, 2008, (S1): 108—112.
- [10] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册第 2 卷 变形高温合金 铸造高温合金[M]. 2 版. 北京: 中国标准出版社, 2002.
- [11] 张启运, 庄鸿寿. 钎焊手册[M]. 2 版. 北京: 机械工业出版社, 2008.
- [12] 罗致春, 王秀峰, 刘学斌, 等. γ-TiAl 基合金与异种合金扩散连接研究[J]. 钛工业进展, 2006, 23(6): 20—23.

收稿日期: 2011-12-05; 修订日期: 2012-04-14

作者简介: 周媛(1981—), 女, 硕士, 工程师, 主要从事航空新材料的钎焊扩散焊研究及航空新型焊接材料研制等, 联系地址: 北京市 81 信箱 20 分箱(100095), E-mail: jeanzhouyuan@yahoo.com.cn