

文章编号: 1004 - 0609(2003) 01 - 0162 - 05

TiAl/40Cr 扩散连接接头的界面结构及相成长^①

冯吉才, 李卓然, 何 鹏, 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: 在 1 173~ 1 373 K、0.3~ 5.4 ks 的接合条件下对 TiAl 金属间化合物与 40Cr 钢进行了真空扩散连接。采用扫描电镜(SEM)、电子探针微区成分分析(EPMA)、X 射线衍射分析(XRD)等方法确定了反应相的种类和界面结构。研究表明, 在 1 373 K 的接合温度下, TiAl/40Cr 接头生成了 TiC, Ti₃Al, FeAl 和 FeAl₂ 4 种反应相, 形成了 3 个反应层, 界面结构为 TiAl/ Ti₃Al+ FeAl+ FeAl₂/TiC/脱碳层/40Cr 钢。界面总反应层的厚度随接合温度和接合时间按抛物线方程成长, 成长的活化能 Q 为 211.9 kJ/mol, 成长常数 k_0 为 $4.6 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ 。当脆性反应层厚度为 3 μm 时, TiAl/40Cr 钢接头的室温拉伸强度达到 183 MPa 的最大值。

关键词: TiAl; 扩散连接; 界面结构; 反应机理; 接头强度

中图分类号: TG 453.9; TG 454

文献标识码: A

TiAl 金属间化合物具有重量轻、高温力学性能好等优点, 在航空航天、汽车等领域有着广泛的应用前景^[1, 2]。将 TiAl 金属间化合物与 40Cr 钢连接制造发动机涡轮增压机构, 可降低转动惯量, 提高起动性能。但是由于二者的物理、化学性能差别很大, 常规的熔焊方法很难进行焊接, 而钎焊接头在使用中又受到环境温度的限制, 比较合适的方法是扩散连接。目前, TiAl 材料性能研究和 TiAl 本身的连接有很多报导^[7~10], 而 TiAl 与其它材料连接的研究比较少。特别是 TiAl 与钢扩散连接时, 接头形成了脆性反应相, 使接头强度存在很大的分散性^[11~13], 这些反应相的形成机理、反应层的成长规律以及对接头强度的影响等都有待于进行探讨。

1 实验

本试验所用的 TiAl 金属间化合物的主要化学成分见表 1, 40Cr 钢的主要化学成分见表 2。两种材料均加工成直径 10 mm 和高 30 mm 的圆柱, 经研磨、抛光、清洗后做待焊试件。

采用电阻辐射加热的方法在 $6 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ 的真空炉中进行扩散连接, 接合温度范围为 1173~ 1 373 K, 接合时间为 0.3~ 5.4 ks, 接合压力 20 MPa。

将焊好的试件垂直于接合面切开, 经研磨、抛

表 1 TiAl 的化学成分

Table 1 Chemical composition of TiAl (mole fraction, %)

Ti	Al	Ni	Cr	Nb
50.96	47.20	1.17	0.56	0.11

表 2 40Cr 钢的化学成分

Table 2 Chemical composition of 40Cr steel (mass fraction, %)

C	Mn	Si	Cr
0.37~ 0.45	0.50~ 0.80	0.20~ 0.40	0.80~ 1.10
Ni	S	P	
0.18	0.012	0.01	

光后采用 JEOL773+ EPMA 电子探针显微镜进行成分分析, 用 MM-6 大视野光学显微镜和 S-570 型扫描电镜进行金相组织分析。相结构分析采用 PW1700 型 X 射线衍射仪, 反应相的厚度从 SEM 高倍照片上测量, 其数据取 10 个不同部位的平均值。利用 INSTRON MODEL1186 电子万能试验机评价接头的拉伸强度, 并对断口进行分析。

2 结果及讨论

2.1 界面组织分析

图 1 所示为不同焊接温度下的 TiAl/40Cr 接头的金相组织。由图 1 可见, 界面出现了明显的反应

① 基金项目: 精密热加工国防科技重点实验室基金资助项目(99JS61.4.1HK5507)

收稿日期: 2002-03-11; 修订日期: 2002-05-24

作者简介: 冯吉才(1958-), 男, 教授, 博士生导师, 博士

通讯联系人: 李卓然, 讲师, 硕士, 电话: 0451-6418038, E-mail: lizr@hope.hit.edu.cn

层。比较图 1(a) 和(b) 可知, 2 种规范下的界面结构及组织形态是不同的。在 $T = 1\,173\text{ K}$ 时, 连接界面处可以观察到 2 个反应层, 当接合温度升高及时间延长后, 界面反应更趋激烈, 反应层由 2 层转变为 3 层。为了便于分析, 把靠近 TiAl 侧的灰白色的内有岛状物的层称作 I 层, 中间的亮白色带称作 II 层, 靠近 40Cr 侧的黑灰色带称作 III 层。

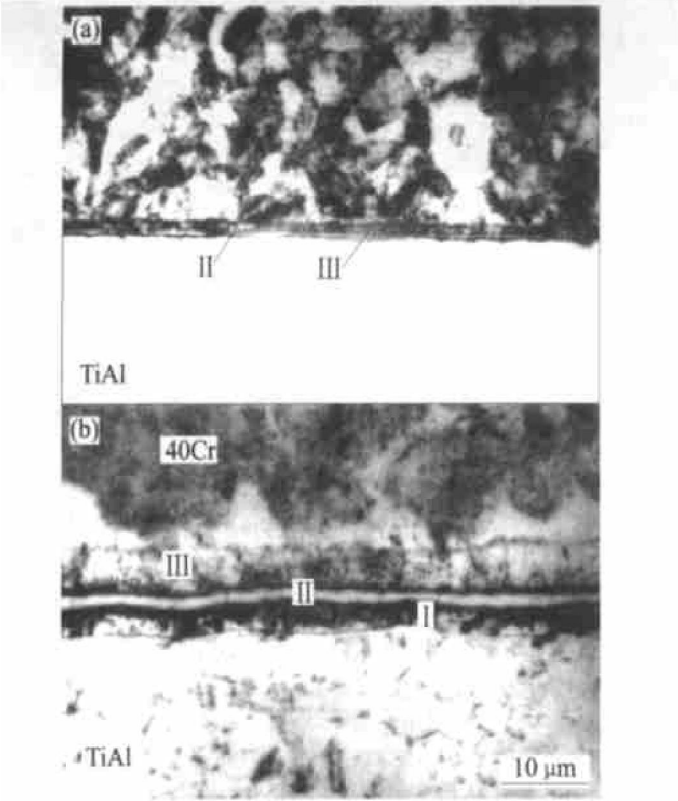


图 1 TiAl/40Cr 接头的金相组织

Fig. 1 Metallographs at TiAl/40Cr joint
(a) $-T = 1\,173\text{ K}, t = 30\text{ min};$
(b) $-T = 1\,323\text{ K}, t = 30\text{ min}$

表 3 所列数据为接头界面层成分分析结果。由表 3 可知, I 层主要以 Ti、Fe、Al 为主, II 层为高 Ti 和高 C 层, III 层为高 Fe 层。图 2 所示为 $T = 1\,373\text{ K}, t = 60\text{ min}$ 接合条件下的 TiAl/40Cr 扩散连接接头断口 X 射线衍射分析结果。由 X 射线衍射结果并结合前述的能谱分析、EPMA 元素线分析可知, 界面处生成了 TiC、 Ti_3Al 、FeAl 和 FeAl_2 4 种化合物, 可推断出 I 层为 $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ 的混合层; II 层为 TiC 层, 是由从 40Cr 中扩散过来的 C 和从 TiAl 侧扩散过来的 Ti 原子相结合而形成的; III 层为溶解有少量 Al 的铁基脱碳固溶层。

2.2 反应相的形成机理及形成过程

TiAl 与 40Cr 钢直接扩散连接界面层的形成及长大过程可分为 4 个阶段。

表 3 TiAl/40Cr 界面反应层能谱分析结果

Table 3 EDX analysis at TiAl/40Cr interface

Diffusion layer	x / %					
	Ti	Fe	Cr	Nb	Al	C
I	40.53	24.34	3.04	0.11	31.82	0.17
II	56.6	4.44	0.97	0.12	0.72	37.15
III	0.97	93.63	1.35	0.08	3.85	0.13

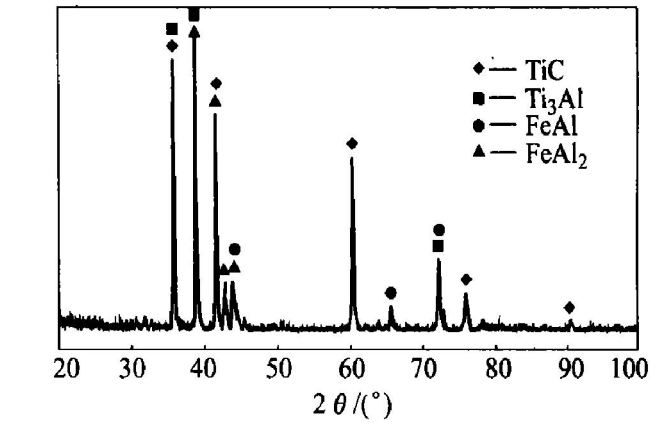


图 2 TiAl/40Cr 接头断口 X 射线衍射分析结果(TiAl 侧)

Fig. 2 X-ray diffraction pattern of fracture surface of TiAl/40Cr joint
(TiAl side, $T = 1\,373\text{ K}, t = 0.6\text{ ks}, p = 20\text{ MPa}$)

1) 物理接触阶段 如图 3(a) 所示, 该阶段主要是在连接压力的作用下促使表面的微观凸起部分产生塑性变形, 从而达到紧密接触, 并在塑性变形能的作用下使界面区原子处于激活状态, 为随后的扩散做准备。在该阶段原子的扩散程度甚微, 因此无反应层出现。

2) TiC 及脱碳层的形成阶段 随着焊接过程的进行, Ti、Al 等元素开始由 TiAl 侧向 40Cr 侧扩散, 40Cr 侧的 Fe、C 元素也开始逆向扩散。由于 C 的原子半径小, 扩散速度快, 依照反应式(1)在 TiAl 侧的界面处生成了 TiC 晶核, 并成长为不连续的 TiC 层。同时, 由于 C 的扩散, 使得近界面的 40Cr 侧的一个微小区域内出现了贫碳现象, 从而在 40Cr 侧形成了一个脱碳层。此时的界面结构为 TiAl/TiC/脱碳层/40Cr 钢。



3) $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ 层形成阶段 随着 40Cr 侧脱碳层的不断加宽, Fe 原子也不断地向 TiAl 侧扩散, 由 Al-Fe 相图可知, 当 Fe 的固溶度超过极限溶解度后, 便按照反应式(2)及(3)生成了新相 FeAl 及 FeAl_2 。同时, 由于 TiAl 侧的 Al 原子向 40Cr 钢侧扩散, 使得近界面处的 TiAl 依照反应

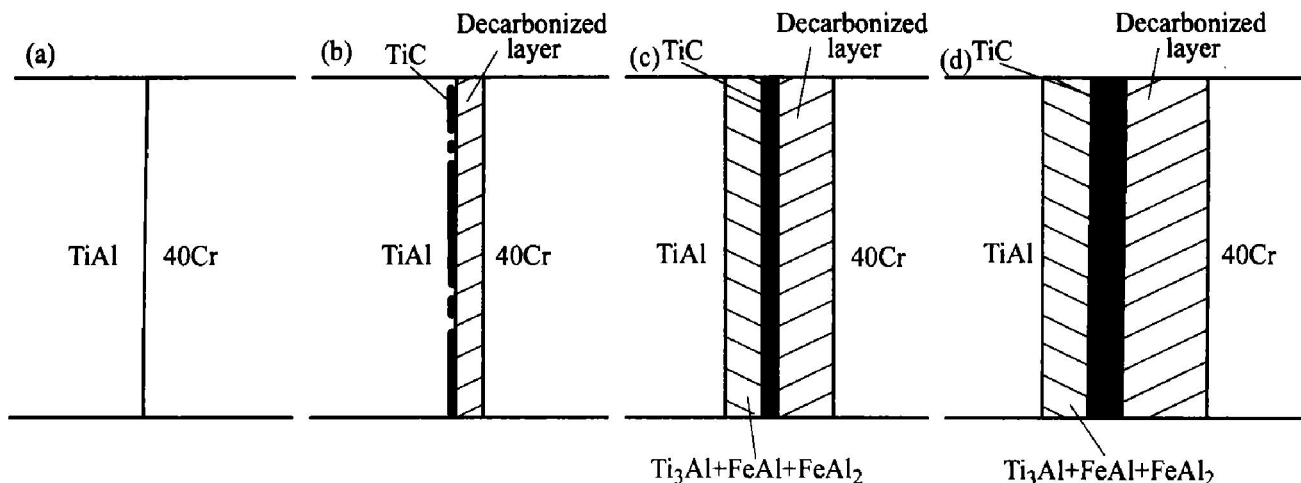


图3 TiAl/40Cr 界面反应层变化示意图

Fig. 3 Schematic of interfaces in intermediate layers of TiAl/40Cr

(a) —Physical contact; (b) —Formation of TiC and decarbonized layer;

(c) —Formation of $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ layer; (d) —Growth of reaction layers

式(4)转变为 Ti_3Al 。从 $\text{Ti}-\text{Al}$ 的扩散及二元相图中可以看到, Ti_3Al 中 Ti 的含量(摩尔分数, %)可在 22%~49% 的范围内变化^[14], 反应式(4)的进行比较容易, 这也是很难得到纯 TiAl 金属间化合物的原因。这样, 在 TiAl 侧就形成了一个 $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ 的金属间化合物混合层, 界面结构变为 $\text{TiAl}/\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2/\text{TiC}/\text{脱碳层}/40\text{Cr}$ 钢。



4) 各反应层的成长阶段 在该阶段已经形成的 3 个反应层, 按照上述反应式进行成长, 相互提供所需的反应元素, 使各层的厚度不断变大。

2.3 反应相的成长规律

图 4 所示为 1 373 K 接合条件下各反应层的厚度随接合时间变化曲线。由图可见, 随着连接时间的增长, 各反应层出现不同程度的长大。在 3 个反应层形成及长大初期, 以脱碳层的长大速度为最快, 这主要是 C 向 TiAl 侧优先快速扩散的结果。随接合时间的增长, 特别是在扩散连接的中、后期, TiC 的成长受到 C 及 Ti 来源的限制, 即 40Cr 中的 C 必须先通过脱碳层才能到达 TiC 区参与反应, 而从 TiAl 侧扩散来的 Ti 元素, 也必须先通过 $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ 层到达 TiC 区的另一侧。由于它们的扩散系数发生了变化, 使 TiC 的成长发生变化, 在图 4 中表现为成长曲线出现了转折, 成长速度减慢。同理, 脱碳层的成长速度也发生了类似的变化。而最后出现的 $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ 层的

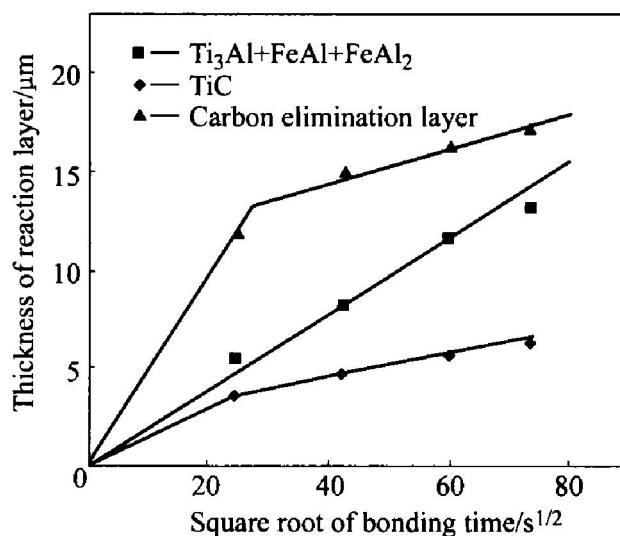


图4 各反应层的厚度随接合时间的变化

Fig. 4 Relationship between reaction layers thickness and bonding time ($T = 1\,373\text{ K}$)

长大速度没发生变化。实验结果表明在多元多相系统中, 反应相的生成顺序不同, 新相的出现对既存相的成长速度有影响, 这与 SiC/Ti 界面反应相的成长规律很相似^[15]。

图 5 所示为不同连接温度下, $\text{TiAl}/40\text{Cr}$ 界面总反应层的厚度随时间的变化, 由文献[14]和[15]可知, 反应层的成长规律可用式(5)和(6)表示。

$$x^2 = kt \quad (5)$$

$$k = k_0 \exp[-Q/(RT)]$$

式中 x —反应层的厚度, m; t —加热时间, s; T —加热温度, K; k —反应层的成长速度, m^2/s ; k_0 —成长常数, m^2/s ; Q —反应层成长能, kJ/mol; R —气体常数, $8.314\text{ J}/(\text{K}\cdot\text{mol})$ 。

将实验测得的不同温度、不同时间的反应层总

厚度值按文献[14]和[15]的统计方法代入式(5)和(6)中进行计算,可求出反应层的成长能 Q 和成长常数 k_0 ,由此可得到 TiAl/40Cr 钢界面总反应层的成长方程式(公式 7),利用此方程可对界面总反应层的成长进行预测。

$$x^2 = 4.6 \times 10^{-5} \exp[-211.9/(RT)] t \quad (7)$$

2.4 反应层厚度对接头强度的影响

脆性化合物层($\text{TiC} + (\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2)$)厚度对接头性能的影响如图 6 所示。由图中可知,接头的拉伸强度随反应层厚度的增长呈“山”形变化,在厚度为 $3 \mu\text{m}$ 时强度最高,并且所有断裂均发生在接头部位,属脆性断裂。对 1223K 接合温

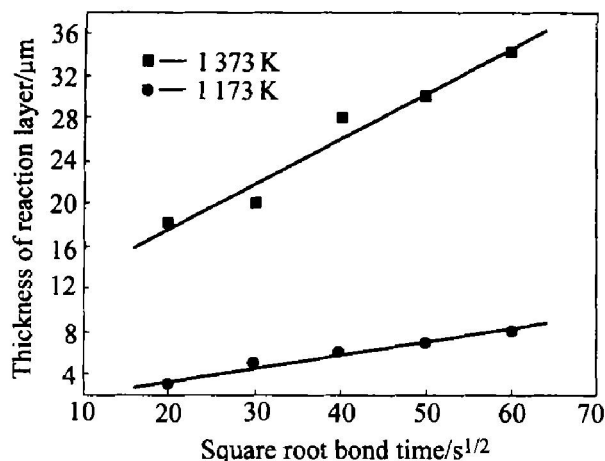


图 5 不同温度下反应层总厚度随时间的变化

Fig. 5 Relationship between total reaction layers thickness and bonding time at different temperatures

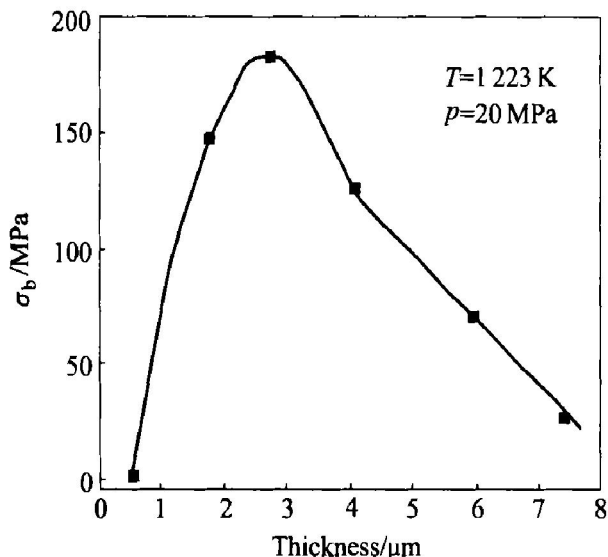


图 6 接头强度与反应层厚度的关系

Fig. 6 Relationship between thickness of reaction layer and tensile strength

度下、不同接合时间的断口分析可知,在连接初期,界面处局部的微观凸起优先接触而发生塑性变形,由于有效接触面积较小,界面接合强度低,此时反应物还没有形成,接头的强度主要由低强度的界面所决定。随着连接时间的增长,界面处的塑性变形逐渐增大,从而使有效接触面积增大,焊合率提高,界面强度比较高,同时 TiC 反应层也比较薄,因而使接头达到了较高的连接强度,断裂发生在 TiC 层和脱碳层的连接界面。当厚度超过 $3 \mu\text{m}$ 以后,反应进行比较充分,界面强度虽然很高,但脆性反应层显著变厚而成为接头的薄弱部位,再加上接头的应力分布变得更加复杂,从而使接头强度降低。此时断裂发生在 TiC 层中。

3 结论

1) TiAl/40Cr 扩散连接接头中出现了 TiC、 Ti_3Al 、FeAl 和 FeAl_2 4 种反应相,形成了 3 个扩散层,它们分别是:邻接 TiAl 侧的 $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2$ 的金属间化合物混合层,中间的 TiC 层,靠近 40Cr 侧的脱碳固溶层。

2) 各扩散层厚度随接合时间和接合温度的增加而变厚,按抛物线规律成长,总反应层的成长方程式为 $x^2 = 4.6 \times 10^{-5} \exp[-211.9/(RT)] t$ 。

3) 脆性 TiC 层的生成使得接头性能显著恶化,接头均断裂于 TiC 层上或 TiC 层与脱碳层之间。当脆性化合物层($\text{TiC} + (\text{Ti}_3\text{Al} + \text{FeAl} + \text{FeAl}_2)$)厚度为 $3 \mu\text{m}$ 时,接头强度达 183 MPa 的最大值。

REFERENCES

- [1] Noda T. Application of cast gamma TiAl for automobiles [J]. Intermetallics, 1998(6): 709-713.
- [2] 陈健,黄伯云,贺跃辉,等. TiAl 基合金汽车发动机阀门的开发[J]. 材料导报, 1998, 12(3): 14-16.
CHEN Jian, HUANG Baiyun, HE Yuehui, et al. Development of TiAl based alloy automotive engine valves [J]. Materials Review, 1998, 12(3): 14-16.
- [3] Yamauchi M. Current topics in the research and development of TiAl-base alloys [J]. Soc Mat Sci Japan, 1998, 47(5): 540-541.
- [4] 刘咏,黄伯云,周科朝,等. 粉末冶金 TiAl 基合金显微组织及力学性能的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(4): 251-254.
LIU Yong, HUANG Baiyun, ZHOU Kechao, et al. Investigation of the microstructures and mechanical prop-

- erties of P/M TiAl-based alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(4): 251 - 254.
- [5] 刘自成, 李书江, 张卫军, 等. Nb 和 Al 对 γ -TiAl 基合金高温强度的影响[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(4): 470 - 475.
- LIU Zì-cheng, LI Shū-jiang, ZHANG Wēi-jūn, et al. Effects of Al and Nb on high temperature strength of γ -TiAl based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(4): 470 - 475.
- [6] 孙 坚, 刘润开, 吴建生, 等. 1073~1173 K 温度范围内 TiAl 合金的超塑性行为[J]. 金属学报, 2001, 37(1): 95 - 98.
- SUN Jian, LIU Rùn-kai, WU Jiàn-shēng, et al. Superplasticity of TiAl based alloys at relatively low temperatures ranging from 1 073 K to 1 173 K[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(1): 95 - 98.
- [7] 贺跃辉, 黄伯云, 王 彬, 等. TiAl 基合金固态焊接[J]. 金属学报, 1998, 34(11): 1167 - 1172.
- HE Yuē-huī, HUANG Bāi-yūn, WANG Bīn, et al. Solid-state joining of TiAl based alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1998, 34(11): 1167 - 1172.
- [8] Gam G, Clemen H, Gerling R, et al. Diffusion bonding of γ -TiAl sheets [J]. Intermetallics, 1999(7): 1025 - 1031.
- [9] Chaturvedi M C, Xu Q, Richards N L. Development of crack-free welds in a TiAl-based alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001(118): 74 - 78.
- [10] WU G Q, HUANG Z. Superplastic forming/ diffusion bonding of laser surface melted TiAl intermetallic alloy [J]. Scripta Materialia, 2001(45): 895 - 899.
- [11] Sachio S, Koji M, Tomomasa M, et al. Strength characteristics on the diffusion bonded joint of intermetallic compound TiAl and structure steel [J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 1998, 16(1): 59 - 65.
- [12] HAN W B, ZHANG J H. Diffusion bonding between TiAl based alloys and steels [J]. J Mater Sci Technol, 2001, 17(1): 191 - 192.
- [13] HE Peng, FENG Jī-cai, QIAN Yī-yu. Analysis of diffusion bond interface of TiAl base alloy with Ti, TC4 alloy and 40Cr steel [J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 2000, 17(2): 78 - 81.
- [14] Mishin Y, Herzig C. Diffusion in the Ti-Al system [J]. Acta Mater, 2000(48): 589 - 623.
- [15] Naka M, Feng J C, Schuster J C. Phase reaction and diffusion path at the SiC/Ti system [J]. Metallurgical Transaction, 1997(28A): 1385 - 1390.

Interface structures and phase growth of TiAl/ 40Cr diffusion bonded joint

FENG Jī-cai, LI Zhuō-ran, HE Peng, ZHANG Bing-gang
(National Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: TiAl intermetallic compound was joined to 40Cr steel by diffusion bonding at the temperature range of 1 173~ 1 373 K for 0.3~ 5.4 ks in vacuum. Reaction phases and interface structures were investigated by SEM, EPMA analysis and XRD diffraction method. At the bonding temperature of 1 373 K, four phases of TiC, Ti₃Al, FeAl and FeAl₂ were established and three layers were formed in the TiAl/ 40Cr joint, the interface structures were observed as TiAl/ Ti₃Al+ FeAl+ FeAl₂/ TiC/ decarbonized layer/ 40Cr steel. The total reaction layer grows with the joining time following the parabolic law, the activation energy Q and rate constants k_0 for the growth are 211.9 kJ/mol and $4.6 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ respectively. At the 0.3 μm reaction layer thickness of TiC+ Ti₃Al+ FeAl+ FeAl₂, the maximum strength of the TiAl/ 40Cr joint is up to 183 MPa at room temperature.

Key words: TiAl; diffusion bonding; interface structure; reaction mechanism; joining strength

(编辑 何学锋)