

Al₂O₃ 陶瓷与 TiAl 合金真空钎焊接头 界面组织及性能

牛国宾, 王东坡, 杨振文, 王 颖

(天津大学 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300072)

摘 要: 采用 AgCuTi 活性钎料实现了 Al₂O₃ 陶瓷与 TiAl 合金的钎焊连接, 研究了钎焊接头的界面结构及其形成机制, 并且分析了不同钎焊参数对接头界面组织和接头力学性能的影响规律。结果表明: Al₂O₃ 陶瓷与 TiAl 合金钎焊接头的典型界面组织为: Al₂O₃/Ti₃(Cu,Al)₃O/Ag(s.s)+Cu(s.s)+AlCu₂Ti/AlCu₂Ti+AlCuTi/TiAl。钎焊过程中, TiAl 基体向液态钎料中的溶解量决定了钎焊接头界面组织的形成及其演化。随着钎焊温度的升高和保温时间的延长, Al₂O₃ 陶瓷侧的 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层增厚, 钎缝中弥散分布的团块状 AlCu₂Ti 化合物逐渐聚集长大。陶瓷侧界面反应层的厚度和钎缝中 AlCu₂Ti 化合物的形态及分布共同决定着接头的抗剪强度。当钎焊温度为 880 ℃, 保温 10 min 时, 接头的抗剪强度最大, 达到 94 MPa, 此时接头的断裂形式呈现沿 Al₂O₃ 陶瓷基体和界面反应层的复合断裂模式。

关键词: TiAl 合金; Al₂O₃ 陶瓷; 真空钎焊; 界面组织; 抗剪强度

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3282-06

Al₂O₃ 陶瓷具有强度高、耐磨耐高温、抗腐蚀以及绝缘性好等优异性能, 在航空航天、核工业、军工和电子行业获得了广泛应用^[1-3]。但是由于 Al₂O₃ 陶瓷自身具有较高的硬度和脆性, 使其难以进行复杂和大尺寸零部件的加工和制造, 这限制了 Al₂O₃ 陶瓷的工程化应用。因此, 将 Al₂O₃ 陶瓷与金属连接起来, 能够实现金属与陶瓷性能的互补, 获得兼具陶瓷和金属各自优异性能的金属-陶瓷复合构件^[4]。TiAl 合金具有密度低、比强度高、高温力学性能优良、抗高温氧化和抗蠕变性好等优点, 在航空高温与核工业部件中具有广阔的应用前景^[5,6]。因此, 实现 Al₂O₃ 陶瓷与 TiAl 合金的可靠连接, 可以充分发挥它们各自优异的性能, 拓展两者的应用范围, 尤其对于制备核工业探测仪部件是一个重大突破。

目前, Al₂O₃ 陶瓷与金属的连接方法主要有扩散焊和钎焊^[7,8]。其中相比于扩散焊, 钎焊能够在较低的温度和小压力或无压条件下对复杂构件进行连接, 具有更加广阔的应用前景。Al₂O₃ 陶瓷和 TiAl 合金的钎焊难点在于: Al₂O₃ 陶瓷对钎料的润湿性较差, 较难与液态钎料反应形成良好的冶金结合, 获得完整可靠的连接接头; 此外, 2 种母材的微观结构、化学键型、物理性能和力学性能存在较大差异, 尤其是热膨胀系数

相差较大, 在钎焊过程中钎焊接头会产生残余应力, 严重削弱了接头的力学性能。目前, 活性钎焊通过在钎料中加入一定量的活性元素, 并利用其与陶瓷表面的化学反应, 能够很好的改善钎焊过程中陶瓷的润湿性问题, 而对于钎焊接头的残余热应力问题, 一般针对接头形式、钎料成分、工艺参数等方面对钎焊过程进行优化^[9,10], 其中接头形式一般是固定的, 目前主要集中在对钎焊过程的工艺研究, 包括钎焊温度和保温时间等。从现有文献来看, AgCuTi 活性钎料已经实现了 Al₂O₃ 陶瓷与自身及 Nb、Ni 基合金和钢等金属材料的钎焊连接^[11-13], 且在 Al₂O₃ 陶瓷/钎缝界面反应生成了连续的 Ti-O 和 Ti-Cu-O 化合物^[14], 钎缝中部主要由银基固溶体、铜基固溶体和部分 Ti-Cu 化合物构成, 而在金属一侧, 则存在少量的 M-Ti 相 (M 表示该金属元素)。对于含有较高含量的 Ti 和 Al 元素的合金, 母材中的 Ti、Al 向钎缝溶解, 与钎料中的 Cu 元素发生反应, 生成 Al-Cu-Ti 相, 从而改变钎焊接头的界面组织和连接质量^[15-17]。然而, 关于 Al₂O₃ 陶瓷与 TiAl 合金钎焊连接的研究鲜见报道, 特别是连接接头界面组织和力学性能的关系, 以及 TiAl 合金溶解对组织性能的影响需要深入分析, 进而优化连接性能。

为此, 本研究采用 AgCuTi 活性钎料真空钎焊连

收稿日期: 2016-11-15

基金项目: 国家自然科学基金青年基金项目 (51405332)

作者简介: 牛国宾, 男, 1991 年生, 硕士, 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300072, 电话: 022-27405889, E-mail: niuwelding@tju.edu.cn

接 Al_2O_3 陶瓷与 TiAl 合金时接头的界面组织和性能。利用扫描电镜、能谱仪、X 射线衍射仪研究了钎焊温度和保温时间对钎焊接头界面组织的影响, 并采用抗剪强度评价了不同钎焊条件下接头的连接性能, 分析了钎焊接头微观组织与力学性能的关系。

1 实验

本实验采用的 Al_2O_3 陶瓷为热压烧结的多晶 95 瓷, 其密度为 3.9 g/cm^3 , 线膨胀系数为 $6 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, 弹性模量为 382 GPa。实验前用金刚石内圆切割机将 Al_2O_3 陶瓷切成 $6.0 \text{ mm} \times 6.0 \text{ mm} \times 4.0 \text{ mm}$ 的试样。

实验选择的 TiAl 合金是采用水冷铜坩埚真空感应凝壳熔炼方法(induction skull melting, ISM)熔铸而成, 之后在 $900 \text{ } ^\circ\text{C}$ 均匀化退火处理 40 h, 为了消除铸锭中的疏松等铸造缺陷, 然后在 $1260 \text{ } ^\circ\text{C}$, 135 MPa 条件下进行了 3 h 热等静压处理, 最终进行包套锻造及去应力退火处理。TiAl 合金的名义成分为 Ti-43Al-9V-0.3Y (原子分数, %), 其金相微观组织如图 1a 所示。试验前将 TiAl 合金加工为 $25.0 \text{ mm} \times 7.0 \text{ mm} \times 2.0 \text{ mm}$ 的小块试样, 然后用 200~1500# 的金相砂纸逐级将待焊表面磨光。试验所用的钎料为商用 AgCuTi 粉末钎料, 其中 Ti 的质量分数为 2.5%, 粉末钎料的微观形貌如图 1b 所示。

钎焊前将所有试样放入丙酮中超声清洗 30 min, 然后将钎料用粘结剂混合成膏状, 均匀涂抹在两母材之间, 再将装配好的试样放入真空钎焊炉, 运行设定好的加温程序, 炉内真空度保持在 $8 \times 10^{-4} \text{ Pa}$ 以内。钎焊温度范围为 $840 \sim 940 \text{ } ^\circ\text{C}$, 保温时间范围为 5~30 min, 加热和降温速率为 $5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{min}$ 。

采用扫描电镜 (SEM, S-3400)、能谱 (EDS) 仪和 X 射线衍射仪 (XRD, Bruker-D8) 对钎焊接头界面组织进行了分析, 采用 INSTRON 1186 电子万能试验机测试了接头的抗剪强度, 压头加载速度为 $0.5 \text{ mm}/\text{min}$, 强度值取 5 个试样的平均值。

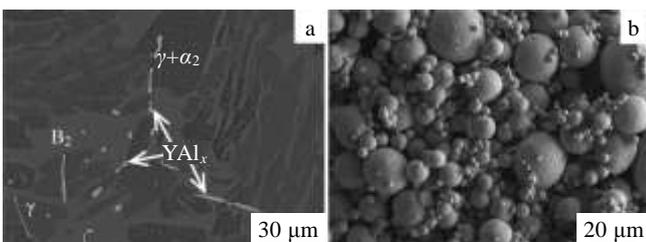


图 1 TiAl 微观组织和粉末钎料的微观形貌

Fig.1 Micrography of TiAl substrate (a) and AgCuTi powder filler (b)

2 结果与分析

2.1 钎焊接头界面组织分析

图 2 为钎焊温度 $880 \text{ } ^\circ\text{C}$ 、保温 10 min 时 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}$ 钎焊接头的微观组织。从图 2a 中可以看出, 钎焊接头成型良好, 无气孔和微裂纹等缺陷。界面结构由以下 3 个特征区域组成: 靠近 Al_2O_3 陶瓷侧的连续反应层为 I 区, 钎缝中部的由白色基体上分布着灰色团块状化合物组成的区域为 II 区, 钎缝与 TiAl 母材之间的连续灰色相区域为 III 区。

由图 2b 可知, Al_2O_3 陶瓷与钎缝之间形成了连续的约 $1.2 \text{ } \mu\text{m}$ 厚的界面反应层, 此反应层的形成是实现 Al_2O_3 陶瓷与钎缝之间化学冶金连接的基础。II 区和 III 区均存在着相同衬度的灰色相化合物, II 区的灰色相呈块状分布; 而如图 2c 所示, III 区的灰色相物质紧邻着 TiAl 母材, 与 II 区不同的是, 其呈现连续状分布, 且在该连续反应相与 TiAl 母材之间分布着浅灰色 E 相。

为表征钎焊接头各区域的元素分布, 对钎焊接头界面进行了能谱面扫描分析, 结果如图 3 所示。从图 3 可以看出 I 区的反应层明显出现了 Ti 元素的富集, 而 II 区的白色基体部分主要分布着 Ag 元素, 在 Ag 基体相上分布着的灰色团块状相则主要由 Cu、Al、Ti 元素组成。另外, II 区和 III 区的灰色相 C 尽管分布形态不同, 但是元素的组成情况是相同的。为了进一步确定钎焊接头的各生成相, 对接头各区域反应产物

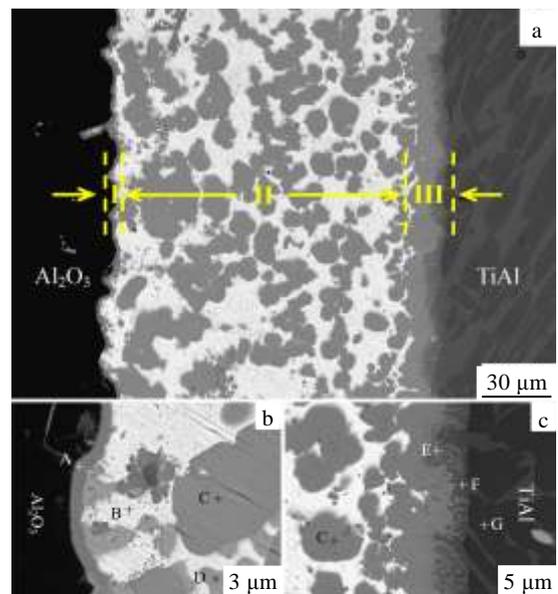


图 2 钎焊温度 $880 \text{ } ^\circ\text{C}$, 保温 10 min 时的接头界面组织

Fig.2 Interfacial microstructures of the joint brazed at $880 \text{ } ^\circ\text{C}$ for 10 min: (a) the whole interface, (b) Al_2O_3 side, and (c) TiAl side

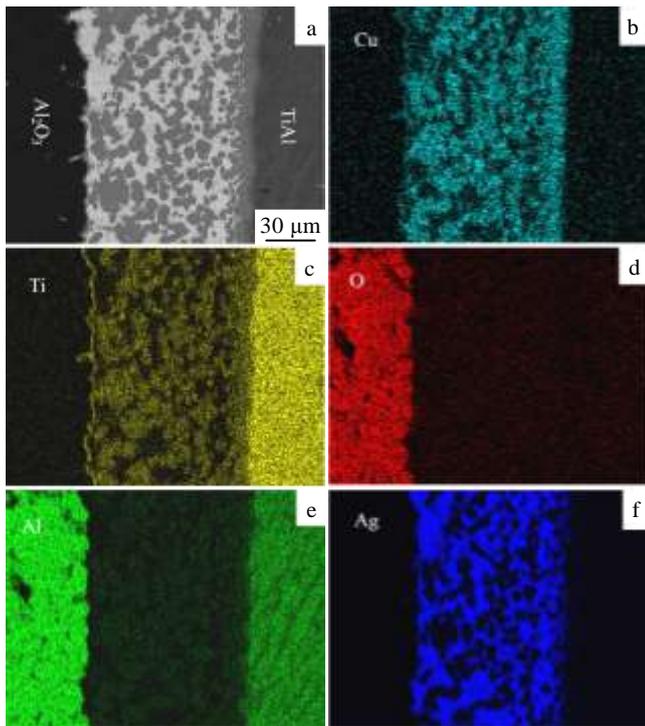


图 3 钎焊接头界面组织及 EDS 元素面扫描分析

Fig.3 SEM images of brazing interfaces and EDS element map scanning analysis: (a) microstructure of the brazed joint, (b) Cu, (c) Ti, (d) O, (e) Al, and (f) Ag

进行了能谱分析，结果如表 1 所示。

综合以上分析，紧邻 I 区的连续反应层 A 主要由 Ti、Cu、Al、O 元素组成，EDS 分析表明该相的元素比例趋近于 $Ti_3(Cu, Al)_3O$ ，A. H. Carim 等的研究表明 Al_2O_3 在 Ag-Cu-Ti 钎料钎焊体系下，在 Al_2O_3 与钎缝间形成了 Ti_3Cu_3O 的 Ti-Cu-O 三元相^[18]。由于本实验中 TiAl 母材向钎缝中扩散的 Al 与 Cu 产生固溶，因此该可能生成相为 $Ti_3(Cu, Al)_3O$ 。为进一步确定该相，利用逐层剥离法对 I 区进行了 XRD 分析，结果如图 4a 所示，证实了 $Ti_3(Cu, Al)_3O$ 反应层的存在。

II 区的白色基体相 B 主要由 Ag 元素组成，由于

表 1 图 2 中各点的 EDS 分析结果

Table 1 EDS results of each spot in Fig.2 (at%)

Point	Ag	Cu	Ti	V	Al	O	Possible phase
A	0.29	28.23	39.21	-	16.96	15.31	$Ti_3(Cu, Al)_3O$
B	84.02	12.10	1.29	1.03	1.56	-	Ag(s.s)
C	1.96	56.19	24.25	2.30	15.30	-	$AlCu_2Ti$
D	4.10	80.93	5.40	0.36	9.21	-	Cu(s.s)
E	0.75	32.20	32.43	3.78	30.84	-	$AlCuTi$
F	0.62	14.72	43.69	8.33	32.64	-	B_2
G	0.33	2.79	48.09	7.43	41.36	-	γ -TiAl

Ag 不与钎缝中的 Ti、Cu、Al 等元素发生反应，因此该相是液态钎料在钎缝发生冶金反应后剩余的 Ag 形成的银基固溶体 (Ag(s.s))。II 区和 III 区的灰色块状相 C 由 Al、Cu、Ti 3 种元素组成，结合 Al-Cu-Ti 三元相图^[19]和能谱成分分析，推测该相为 $AlCu_2Ti$ ，为进一步确定该相，对 II 区进行了 XRD 分析，结果如图 4b 所示，XRD 分析结果表明 II 区确实由 Ag(s.s)与 $AlCu_2Ti$ 组成。另外，在部分 $AlCu_2Ti$ 周围存在着浅灰色相物质 D，主要由 Cu 元素组成，这说明钎缝中反应结束后还存在着剩余的 Cu，形成铜基固溶体 (Cu(s.s))。

III 区中处于 $AlCu_2Ti$ 与 TiAl 母材之间的 Al-Cu-Ti 三元化合物 E 的 Al、Cu、Ti 元素比例趋近于 1:1:1，根据 Al-Cu-Ti 三元相图可知， $AlCu_2Ti$ 与 TiAl 之间没有交界，而它们都与 $AlCuTi$ 相邻。因此，在接头微观组织中， $AlCu_2Ti$ 与 TiAl 之间发生反应生成了 $AlCuTi$ 相，如图 2c 所示。

综合以上分析， $Al_2O_3/AgCuTi/TiAl$ 钎焊连接接头界面的典型微观组织为 Al_2O_3 陶瓷/ $Ti_3(Cu, Al)_3O$ 反应层 /Ag(s.s)+Cu(s.s)+ $AlCu_2Ti/AlCu_2Ti$ 层 + $AlCuTi/TiAl$ 母材。

2.2 工艺参数对接头界面组织的影响

图 5 为 840, 900, 920, 940 °C 钎焊温度下保温 10 min 时， Al_2O_3 与 TiAl 接头的界面组织。由图可以看出，在该温度范围内均形成了结合良好的钎焊接头。

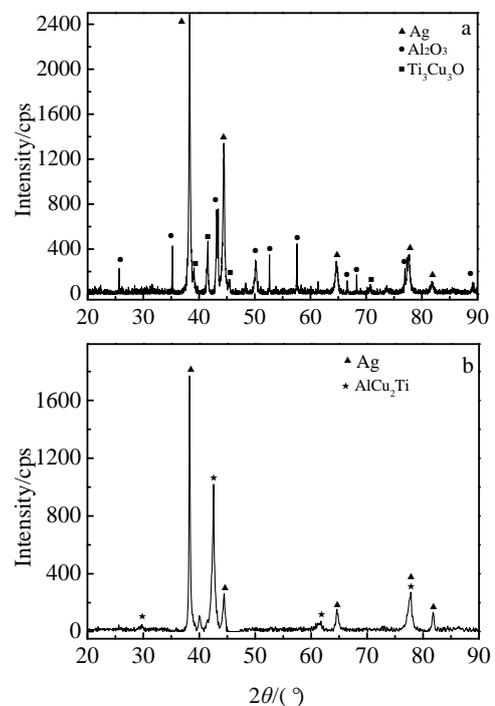


图 4 880 °C/10 min 时接头不同区域的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of area I (a) and area II (b) of the joint brazed at 880 °C for 10 min

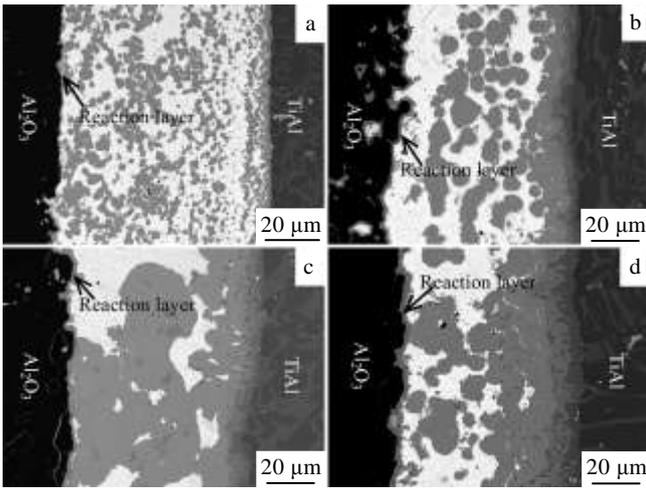


图 5 不同钎焊温度的 Al₂O₃/TiAl 接头界面组织

Fig.5 Microstructures of Al₂O₃/TiAl joint brazed for 10 min at different brazing temperatures: (a) 840 °C, (b) 900 °C, (c) 920 °C and (d) 940 °C

当钎焊温度较低 (840 °C) 时, Al₂O₃ 母材侧的 Ti₃(Cu, Al)₃O 的反应层较薄, 在钎缝中间, AlCu₂Ti 细小且弥散分布在银基固溶体中 (图 5a)。这说明, 当钎焊温度较低时, TiAl 母材的溶解能力较弱, 扩散到钎缝中的 Al、Ti 元素含量不充足, 未能与 Al₂O₃ 产生充分的界面反应, 这对钎焊接头的结合强度产生不利影响。当钎焊温度升高到 880 和 900 °C 时 (图 2a、图 5b), Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层明显增厚, 钎缝中的 AlCu₂Ti 相逐渐聚集长大, 而 TiAl 侧的 AlCu₂Ti 和 AlCuTi 界面层也有变厚的趋势, 界面反应更加充分。当钎焊温度为 920 和 940 °C 时 (如图 5c 和图 5d), 钎缝中的 AlCu₂Ti 相聚集长大更加严重, 甚至挤出了银基固溶体占据了整个钎缝; 另外, Al₂O₃ 陶瓷侧的 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层厚度增加的更显著, 在钎焊温度 940 °C 时, 反应层厚度达到了 2.2 μm。

随着钎焊温度的升高, 钎焊接头界面组织变化明显, 一方面由于随着钎焊温度的升高, 母材向钎缝中溶解扩散 Ti 和 Al 原子的程度增加, 而且较高的温度使得钎料流动性增强, 钎料中的 Cu 原子向 TiAl 和 Al₂O₃ 两侧的扩散也增强, 接头界面的反应变得更加剧烈。因此, Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层变厚, AlCu₂Ti 相也发生长大现象; 另一方面钎焊温度的升高使得液相钎料完全凝固的时间变长, 增加了界面反应的时间, 使得原本弥散分布的 AlCu₂Ti 互相扩散团聚成大块状。

图 6 为钎焊温度 880 °C 时, 保温时间分别为 5 和 30 min 的钎焊接头界面组织。可以看出, 不同保温时间获得的界面组织形貌差异不大。随着保温时间延长,

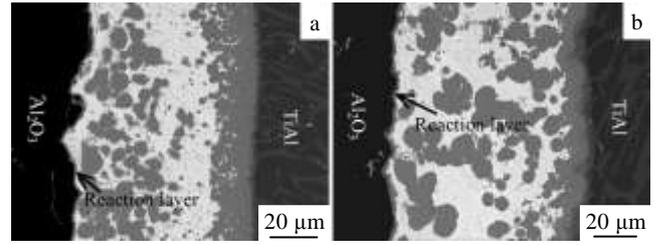


图 6 不同保温时间的 Al₂O₃/TiAl 接头界面组织

Fig.6 Microstructures of Al₂O₃/TiAl joint brazed at 880 °C for different holding times: (a) 5 min and (b) 30 min

钎缝组织分布由不规则不均匀的状态向规则分布转变, 这主要由于保温时间的延长使得钎缝中 Ti、Cu、Al 等原子以及生成的 AlCu₂Ti 等产物能够充分的扩散。由图 6a 可知, 当保温时间为 5 min 时, Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层厚度约为 0.6 μm, 与保温时间 10 min 时相比较薄, 而钎缝中的 AlCu₂Ti 相和 AlCuTi 层则分别分布靠近于 Al₂O₃ 和 TiAl 一侧, 这说明虽然足够的钎焊温度能够保障各反应相的生成, 但较短的保温时间使得钎缝中各元素扩散程度较低, 扩散到 Al₂O₃ 一侧的 Ti 和 Cu 元素不充足, 生成 Ti₃(Cu, Al)₃O 的界面反应不充分, 因此 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层的厚度较薄; 另一方面, 由于液态钎料中的 Cu 元素分别向两侧母材扩散发生反应, 而在较短的保温时间下, 钎缝中生成的 AlCu₂Ti 相不能有效的互相扩散, 因此, 接头界面中的 AlCu₂Ti 分布不均匀。当延长保温时间到 30 min 时, 如图 7b 所示, Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层厚度增加到 1.5 μm 左右, 钎缝中的 AlCu₂Ti 相团聚长大并均匀分布, TiAl 一侧的 AlCuTi 层显著变厚, 这是由于延长保温时间促进了 TiAl 母材的溶解, 使得 Ti、Al 元素向钎缝中扩散量增多, 界面反应也更加充分, 在 Al₂O₃ 一侧表现为 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层的变厚, 在 TiAl 一侧表现为 AlCuTi 层厚度的增加, 而在钎缝中部, AlCu₂Ti 相由于更充分的扩散发生团聚长大并且分布均匀。

2.3 钎焊接头界面形成机理

在加热过程中, 当温度达到钎料熔点时, 钎料熔化, TiAl 母材中的 Ti 和 Al 原子向液相钎料中溶解。由于 O 元素对 Ti 元素的强吸附作用, 使得 Ti 原子在 Al₂O₃ 侧富集, Ti₃(Cu, Al)₃O 随之在 Al₂O₃ 陶瓷侧生成, 随着保温时间的延长, 钎缝中的界面反应进一步进行, Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层逐渐增厚; 而在钎缝中间和 TiAl 侧, 钎料中的 Ti、Al 和 Cu 原子则反应生成了三元化合物 AlCu₂Ti, 且随着钎焊参数的升高发生聚集长大现象。由于这些化学反应都消耗了钎料中的 Cu, 因此冷却过程中液相剩余的 Ag 凝固形成固溶体, 钎缝形

成。值得注意的是, TiAl 侧的 AlCu₂Ti 与 TiAl 母材之间逐渐形成了过渡相 AlCuTi。钎焊参数不同, TiAl 母材的溶解与扩散程度改变, 使得 Ti 与 Al 元素在钎缝中的含量与分布发生变化, 界面反应程度随之改变, 进而影响钎焊界面组织。因此, TiAl 母材的溶解扩散行为是决定钎焊接头界面组织的决定性因素。

2.4 工艺参数对接头力学性能的影响

图 7a 为保温 10 min 下钎焊温度对 Al₂O₃/TiAl 接头抗剪强度的影响。由图可以看出, 随着钎焊温度的升高, 接头的抗剪强度先升高后降低, 当钎焊温度为 880 °C 时, 接头获得最大的抗剪强度为 94 MPa。其原因为: 钎焊温度的升高促进了界面反应的进行, 使得 Al₂O₃ 陶瓷一侧的 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层厚度增加, 促进形成了陶瓷与钎缝之间连续的可靠连接; 钎缝中的 AlCu₂Ti 相的含量随着钎焊温度升高而增加, 较多的 AlCu₂Ti 相可以提高钎缝的弹性模量, 使钎缝 II 区与陶瓷及 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层更为接近, 有效的降低了接头的匹配度, 缓解了接头的残余热应力, 提高了接头的抗剪强度。但是, 过高的钎焊温度导致陶瓷侧脆性 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层过厚, 且钎缝中的脆硬的 AlCu₂Ti 相团聚长大, 接头的脆性显著增大, 接头应力不易缓解, 从而接头强度降低。

图 7b 为钎焊温度 880 °C, 不同的保温时间对接

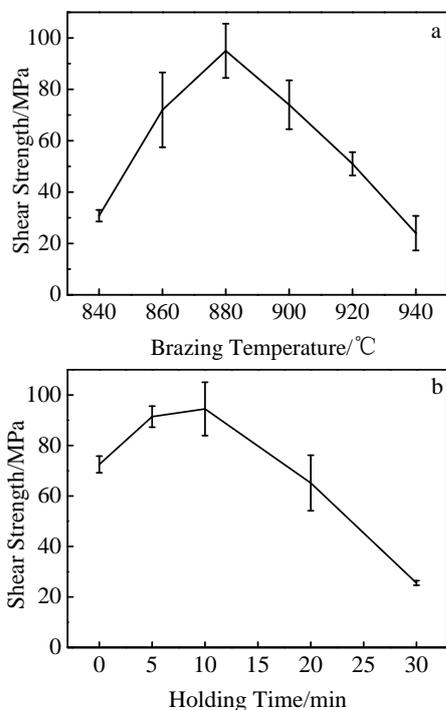


图 7 钎焊工艺参数对 Al₂O₃/TiAl 接头抗剪强度的影响
Fig.7 Effect of brazing parameters on shear strength of Al₂O₃/TiAl brazed joints: (a) brazing temperature and (b) holding time

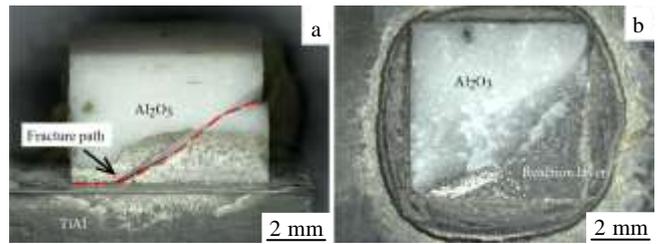


图 8 880 °C 保温 10 min 时, Al₂O₃/TiAl 钎焊接头断裂形貌
Fig.8 Fracture morphologies of Al₂O₃/TiAl joints brazed at 880 °C for 10 min: (a) fracture path and (b) fracture surface of the brazing joint

头抗剪强度的影响。可以看出随着保温时间的延长, 接头的抗剪强度先升高后降低, 保温时间为 10 min 时接头的抗剪强度达到最大值 94 MPa。由图 6 可知, 保温时间 5 和 10 min 时, 接头的界面形貌特征差别不大, Ti₃(Cu, Al)₃O 层出现略微增厚。因此, 适当的 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层厚度能够提高接头的强度。当保温时间延长到 30 min 时, 过厚的 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层反而不利于接头残余应力的释放, 且长大的 AlCu₂Ti 相为脆性相^[20], 恶化了接头性能, 两者的综合作用导致接头强度大幅下降。因此, AgCuTi 钎料体系下 Al₂O₃/TiAl 钎焊接头的抗剪强度在很大程度上取决于 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层的厚度和钎缝中脆性 AlCu₂Ti 相的分布。

图 8 为获得最高抗剪强度的 Al₂O₃/TiAl 钎焊接头 (即钎焊温度 880 °C、保温 10 min 时), 经剪切测试后的断口形貌。从图 8a 可以观察到, 接头起裂于钎角反应层, 并沿钎缝扩展到陶瓷基体上, 最终在 Al₂O₃ 母材发生断裂。从图 8b 可以观察到, 断口区域主要包括靠近反应层的陶瓷基体和部分反应层, 呈现出台阶状复合断裂特征。此外, 当钎焊参数较低时, 接头断裂主要发生在陶瓷侧反应层, 这表明钎焊接头形成不充分的 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层是接头的薄弱区域; 当工艺参数过高时, 接头断裂全部发生在陶瓷基体, 并呈现拱形的断裂模式, 这种断裂形式表明接头中存在较大的残余应力, 获得的接头强度较低。

3 结 论

- 1) 采用 AgCuTi 钎料钎焊连接 Al₂O₃ 与 TiAl 合金时, 连接接头的典型界面组织为 Al₂O₃/Ti₃(Cu,Al)₃O/Ag(s.s)+Cu(s.s)+AlCu₂Ti/AlCu₂Ti+AlCuTi/TiAl。
- 2) 随着钎焊温度的升高和保温时间的延长, Al₂O₃ 侧的 Ti₃(Cu,Al)₃O 反应层厚度增加, 钎缝中的 AlCu₂Ti 发生团聚长大, 当钎焊温度 ≥ 920 °C 时, 钎缝几乎被 AlCu₂Ti 占据。钎焊温度与保温时间对接头

界面组织的影响类似,但前者的作用更加明显。

3) 随着钎焊温度的升高和保温时间的延长,接头的抗剪强度先升高后下降,当钎焊工艺参数为 880 °C/10 min 时,获得最大的抗剪强度 94 MPa。裂纹起源于钎角处并沿钎缝扩展后转入 Al₂O₃ 陶瓷,最终在陶瓷母材侧发生断裂。

4) Al₂O₃/AgCuTi/TiAl 钎焊接头的力学性能与界面组织有着密切的关系,其中主要影响因素为 Ti₃(Cu, Al)₃O 反应层的厚度和钎缝中脆性 AlCu₂Ti 相的分布。

参考文献 References

- [1] Zhao Yixuan(赵一璇), Wang Meirong(王美荣), Song Xiaoguo(宋晓国) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(8): 922
- [2] Yang Minxuan(杨敏旋), Lin Tiesong(林铁松), He Peng(何鹏) *et al. Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报)[J], 2012, 40(11): 1660
- [3] Mandal S, Ray A K, Ray A K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 383(2): 235
- [4] Jiang Chengyu(蒋成禹), Wu Mingfang(吴铭方), Yu Zhishui(于治水) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(4): 264
- [5] Wu X H. *Intermetallics*[J], 2006, 14(10-11): 1114
- [6] He Peng(何鹏), Li Haixin(李海新), Lin Tiesong(林铁松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(11): 2248
- [7] Kobashi M, Ninomiya M, Kanetake *et al. Scripta Materialia* [J], 1996, 34(3): 415
- [8] Hosseinabadi N, Sarraf-Mamoory R, Hadian A M. *Ceramic International*[J], 2014, 40(2): 3011
- [9] Wu Mingfang(吴铭方), Yu Zhishui(于治水), Jiang Chengyu(蒋成禹) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(6): 419
- [10] Feng J C, Liu D, Zhang L X *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(6): 1522
- [11] Asthana R, Singh M. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2008, 28(3): 617
- [12] Liu Guiwu(刘桂武), Wang Zhigang(王志刚), Qiao Guanjun(乔冠军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(8): 1394
- [13] Zhang Chunguang(张春光), Qiao Guanjun(乔冠军), Jin Zhihao(金志浩). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(5): 371
- [14] Ali M, Knowles K M, Mallinson P M *et al. Acta Materialia* [J], 2015, 96: 143
- [15] Lin T S, Li H X, He P *et al. Intermetallics*[J], 2013, 37(3): 59
- [16] Yang M X, He P, Lin T S. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2013, 29(10): 961
- [17] Yang M X, Lin T S, He P *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(9): 3520
- [18] Carim A H. *Scripta Materialia*[J], 1991, 25(1): 51
- [19] Villars P, Prince A, Okamoto H. *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*[M]. Ohio: ASM International, 1995: 8754
- [20] Shiue R K, Wu S K, Chen S Y. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(7): 1991

Interfacial Structure and Properties of Al₂O₃ Ceramic and TiAl Alloy Brazed Joints

Niu Guobin, Wang Dongpo, Yang Zhenwen, Wang Ying

(Tianjin Key Lab of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300072, China)

Abstract: Al₂O₃ ceramic and TiAl alloy were brazed with AgCuTi filler and the interfacial structure with the change of brazing parameters as well as the forming mechanism of the joint were studied. The results show that the typical interfacial microstructure of the brazed joints is Al₂O₃/Ti₃(Cu, Al)₃O/Ag(s.s)+Cu(s.s)+AlCu₂Ti/AlCu₂Ti+AlCuTi/TiAl. During the brazing, Ti and Al can dissolve from the TiAl substrate and make a major impact on the microstructure and mechanical properties of the brazed joints. With increasing of brazing temperature and time, the thickness of Ti₃(Cu, Al)₃O reaction layer increases and the blocky AlCu₂Ti compounds aggregate and grow up gradually, which influences collectively the mechanical properties of the joint. The average shear strength reaches a maximum of 94 MPa with the joint brazed with 880 °C/10 min. The crack primarily propagates at Al₂O₃ substrate and partially along the reaction layer.

Key words: TiAl alloy; Al₂O₃ ceramic; brazing; interfacial microstructure; shear strength

Corresponding author: Yang Zhenwen, Ph. D., Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300072, P. R. China, Tel: 0086-22-27405889, E-mail: yangzw@tju.edu.cn