

Al₂O₃/Ti 生物相容连接接头微观组织及力学性能

林盼盼¹, 林铁松¹, 何 鹏¹, 王茂昌¹, 杨汉高²

(1. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001; 2. 中国科学院 深圳先进技术研究院, 深圳 518055)

摘 要: 文中对 Al₂O₃ 陶瓷和金属 Ti 表面磁控溅射 Mo 和 Ti 金属层, 以纯 Au 箔钎料, 研究连接工艺及 Ti 金属化层厚度对连接接头微观组织和力学性能的影响. 结果表明, 焊缝主要由 Au 钎料和 (Au, Mo)ss 构成, (Au, Mo)ss 中含有少量 (Ti, Mo)ss 和 Ti_xAu_y 金属间化合物. 另外, 在 Al₂O₃/钎料界面处及焊缝中存在少量呈条状分布的 TiO₂ 和 Ti_xAl_y 金属间化合物. 连接工艺及 Ti 金属化层厚度主要影响各物相的数量及分布状态, 通过影响焊缝中固溶体的分布均匀性及金属间化合物的数量而影响接头抗剪强度. 当连接温度为 1 080 ℃、保温时间为 5 min、Ti 金属化层厚度为 0.2 μm 时, 接头的抗剪强度达到最大值 138 MPa.

关键词: 氧化铝陶瓷; 纯钛; 金钎料; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG 425.2

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400175

0 序 言

Al₂O₃ 陶瓷具有高密度、高纯度、高强度及良好的耐蚀性、生物相容性、耐磨性等一系列优良的品质, 这使其很早便成功应用于骨科和齿科的植入, 成为最早实现广泛临床应用的生物陶瓷, 但其不足之处在于加工困难^[1]. 相比于 Al₂O₃ 陶瓷, 高纯度的 Ti 具有良好的塑性及韧性、较高的比强度及高温强度等优点, 且 Ti 同样具有良好的生物相容性和耐腐蚀性, 在生物材料领域占据重要地位, 主要用于口腔修复以及负荷较小部位的骨替换^[2]. 故找到合适的连接方法实现两者之间的连接, 并使得连接器件满足生物兼容性的条件是当下所面对的最大挑战.

目前, 陶瓷和金属之间常用的连接方法有钎焊、扩散焊、瞬时液相反应连接、自蔓延反应连接、熔焊和搅拌摩擦焊等, 其中以钎焊和扩散焊为主^[3-5]. 但是, 扩散连接过程中需施加较大压力, 这会使得生物植入器件中的金属结构变形, 不符合生物植入器件对尺寸精度的要求. 而陶瓷-金属钎焊连接则需解决以下两方面的问题. 首先, 一般的金属钎料很难对陶瓷实现良好润湿. 其次, 陶瓷和金属材料之间存在物性不匹配, 连接接头因残余应力较大而

呈现较低的可靠性^[6]. 通过对陶瓷表面进行金属化处理或在钎料中加入活性元素可明显改善钎料对陶瓷母材的润湿性. 陶瓷表面金属化方法主要有经典钼锰法、金属粉末烧结法、TiH₂ 处理法、机械金属化法、PVD 溅射沉积法等^[7-8]. 除了溅射沉积法之外, 其它金属化处理方法的生物相容性均较差. 缓解接头残余应力的方法主要有中间层法、梯度过渡层法及软金属钎料法等. Xin 等人^[9] 使用 Ag-Cu 共晶钎料实现了 Al₂O₃ 陶瓷与 Kovar 合金的连接. 赵文庆等人^[10] 采用 Ag-Cu-Ti 活性钎料在 825 ~ 875 ℃ 下保温 20 min 连接 Al₂O₃ 陶瓷和金属 Ti, 连接件抗剪切强度均高于 100 MPa.

目前, 对 Al₂O₃/Ti 连接件在生物医学领域的应用研究较少, 对具有生物相容性的金属钎料的研究也并不充分. Pd 基和 Au 基贵金属钎料是目前常用的生物相容性钎料. Correia 等人^[11] 以 Pt 为中间层实现了氧化锆陶瓷与金属 Ti 的可靠连接. Agathopoulos 等人^[12] 采用 25 μm Au 箔片连接氧化锆陶瓷和金属 Ti. 研究表明, Au 基钎料具有良好的延展性, 作为中间层可显著降低接头中的残余应力.

文中选择具有生物相容性的金属 Mo 和 Ti 以磁控溅射方式对 Al₂O₃ 陶瓷表面进行金属化改性, 同时在金属 Ti 表面磁控溅射 Mo 层. 选择熔点低于 Ti 且具有生物相容性的 Au 作为金属钎料, 以获得具有生物相容性的 Al₂O₃/Ti 连接接头, 研究连接工艺及 Ti 金属化层厚度对连接接头微观组织和力学性能的影响.

收稿日期: 2018-05-31

基金项目: 国家自然科学基金青年科学基金 (51805112); 河南省科技创新人才计划 (174200510010); 战略性国际科技创新合作重点专项 (2016YFE0201300)

1 试验过程

文中所用 Al_2O_3 陶瓷和金属 Ti 的纯度均为 99%(质量分数), 所用金属钎料 Au 箔片的纯度为 99.9%, 厚度为 50 μm . 磁控溅射所使用 Ti 和 Mo 金属靶材的尺寸为 $\phi 76.2 \times \text{H}4 \text{ mm}$, 纯度均高于 99.99%.

在采用磁控溅射进行金属化处理之前, 分别采用内圆切割机和线切割机将 Al_2O_3 陶瓷和金属 Ti 切割成 $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ 和 $10 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ 的小块, 然后将 Al_2O_3 陶瓷和金属 Ti 小块分别采用金刚石沙盘 (600 号 ~ 1500 号) 和 SiC 水砂纸 (600 号 ~ 3000 号) 进行打磨并抛光. 将抛光后的试样置于丙酮溶液中超声清洗 3 次, 每次 15 min. 然后将超声清洗之后的试样置于磁控溅射设备中进行金属化处理. 磁控溅射设备的基本工作参数如下: 压强 3 ~ 8 Pa、靶基距 3 ~ 12 cm、气体流量 0 ~ $3.60 \text{ m}^3/\text{h}$ 、样品托盘转动速度 0 ~ 60 r/min. 经金属化处理之后的 Al_2O_3 陶瓷和金属 Ti 及钎料 Au 箔片按照图 1a 进行装配, 然后放入真空钎焊炉中进

行连接试验. 连接工艺曲线如图 2 所示, 其中连接温度为 1 080 或 1 100 $^{\circ}\text{C}$, 保温时间为 3 或 5 min.

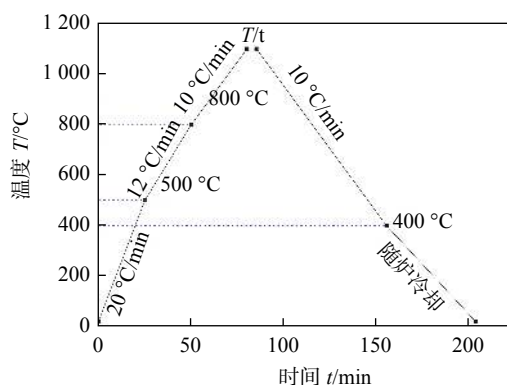


图 2 连接工艺曲线示意图

Fig. 2 Schematic of the temperature profile of bonding

采用扫描电子显微镜及能谱分析仪表征连接界面微观组织形貌及各相元素组成. 采用 INSTRON MODEL 1186 电子万能材料试验机测试连接接头的抗剪强度, 测试过程中压头的行进速度为 0.5 mm/min, 测试时的装配示意图如图 1b 所示.

2 结果与讨论

2.1 金属化层的优化

对母材进行金属化处理之后再行连接, 相当于连接金属化层. 因此, 研究母材 Ti 和 Al_2O_3 陶瓷的连接之前, 首先分析 Au 钎料在金属化过程可能用到的纯金属上的润湿性及纯金属之间的连接效果, 以此确定金属化处理方案, 同时探究在连接过程中 Au 钎料与金属化层和 Ti 基体之间的反应. Ti 和 Mo 纯金属自连及互连接头形貌如图 3 所示. Au 钎料在 Ti 和 Mo 纯金属表面的润湿性如图 4 所示.

由图 3 可以看出, Au 钎料连接 Ti 自身或 Ti 与 Mo 异种材料的效果较差. Ti/Au/Ti 连接接头的焊缝中间区域存在较多孔洞, 如图 3a 所示. 这主要是由于以下两方面的原因. 一方面, Au 在 Ti 表面具有良好的润湿性, 润湿角仅为 6° , 如图 4a 所示. 当连接温度高于 Au 熔点 (1 064 $^{\circ}\text{C}$) 时, Au 就会熔化并在 Ti 表面迅速铺展, 甚至流出钎缝, 使得焊缝中的钎料量减少. 另一方面, 由 Au-Ti 二元相图 (图 5) 可知, Au-Ti 之间可生成多种金属间化合物, 这使得 Au/Ti 界面处的 Au 原子浓度不断降低, 而 Ti 原子向 Au 中扩散的速度要远小于 Au 向 Ti 侧

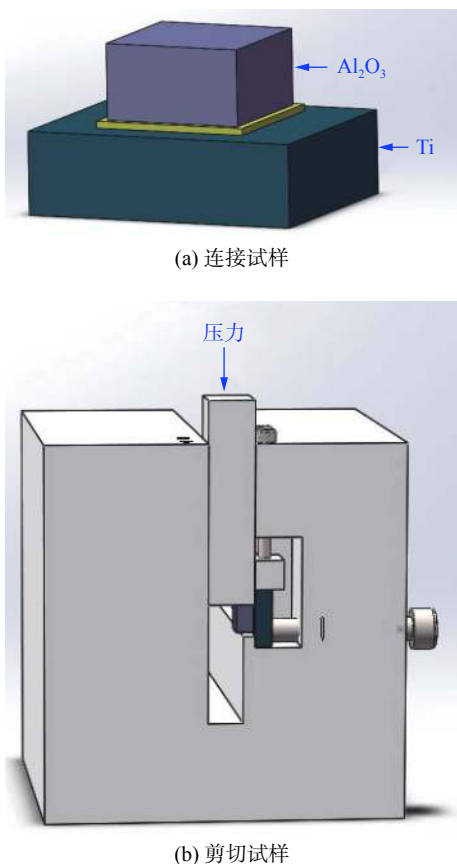


图 1 连接试样和剪切试验装配示意图

Fig. 1 Assembly schematic diagram of samples before bonding and for shear testing

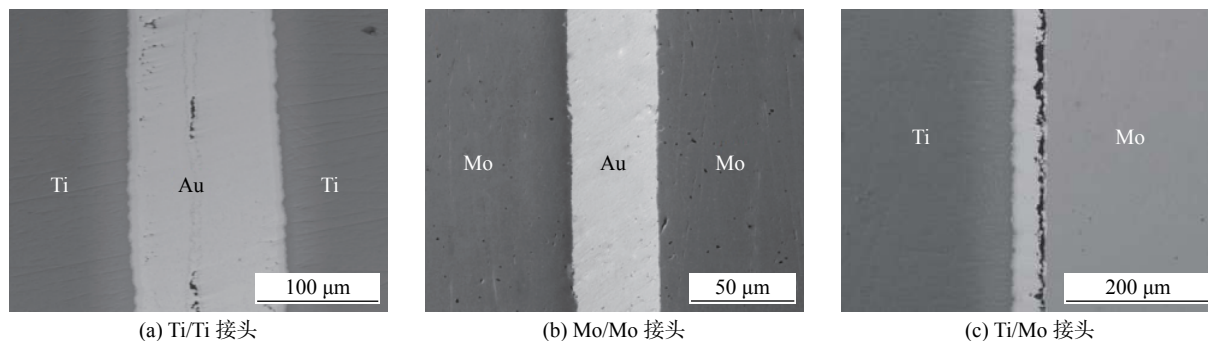


图 3 纯金属 Ti 和 Mo 的自连及互连接头微观组织形貌 (1 100 °C/5 min)

Fig. 3 FE-SEM micrographs showing the Ti/Ti, Mo/Mo and Ti/Mo joints bonded at 1 100 °C for 5 min

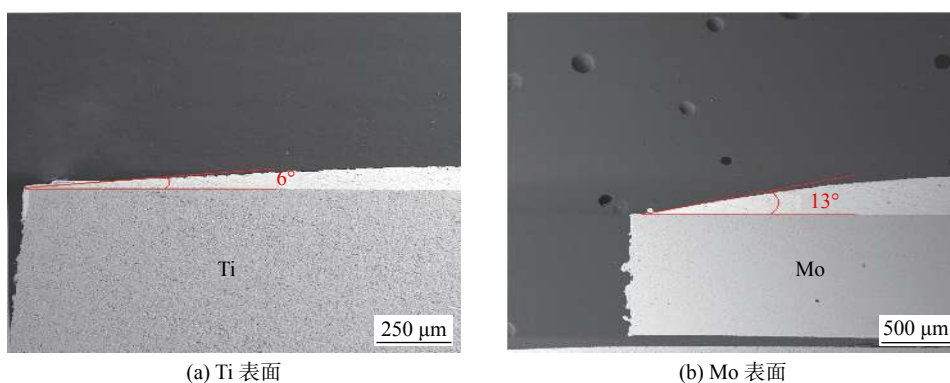


图 4 Au 在纯金属 Ti 和 Mo 表面的润湿行为

Fig. 4 Wetting behavior of Au on the Ti and Mo metal

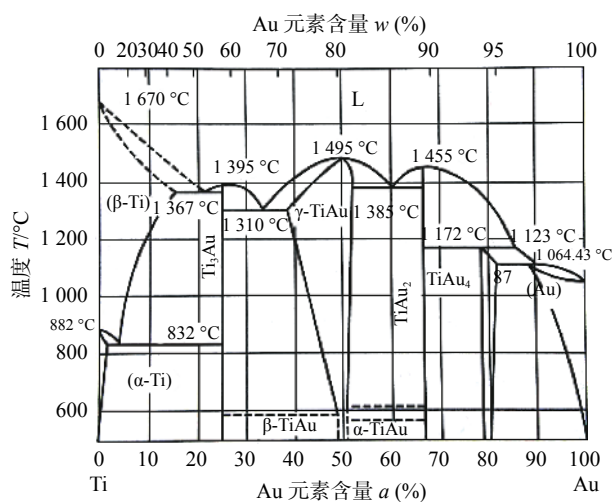


图 5 Au-Ti 二元相图

Fig. 5 Au-Ti phase diagram

扩散的速度, 进而导致钎缝中 Au 的数量减少. 不同于 Ti/Au/Ti 自连接头, Ti/Au/Mo 互连接头中的缺陷主要分布于金属 Mo 一侧, 如图 3c 所示. 这主要是因为 Au 对 Ti 的润湿性优于 Au 对 Mo 的润湿性, 见图 4. 当采用 Au 钎料连接 Ti 和 Mo 异种材料时, Au 优先在表面能高的 Ti 表面润湿铺展, 钎缝中 Au 因此偏聚在 Ti 一侧. 而由图 3b 则可以看

出, Au 钎料连接 Mo-Mo 自身的效果较好, 连接接头中无孔洞、裂纹、未焊合等微观缺陷. 此外, 由 Au-Mo 二元相图 (图 6) 可知, Au-Mo 之间不会生成金属间化合物, 而是形成固溶体. 因此, 对母材 Ti 和 Al_2O_3 陶瓷表面均磁控溅射 Mo 以进行金属化处理.

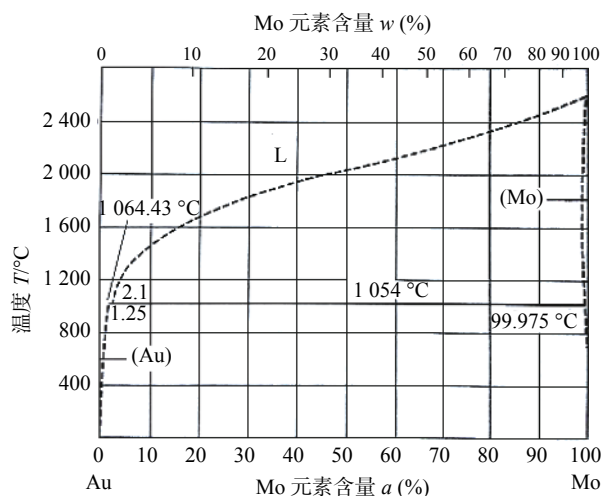


图 6 Au-Mo 二元相图

Fig. 6 Au-Mo phase diagram

有研究表明通过磁控溅射的方式在 Al_2O_3 陶

瓷表面沉积 Ti/Mo 双金属结构薄膜层可以显著提高金属化层与 Al_2O_3 陶瓷的结合强度^[9]. 而金属化层与母材的界面往往是连接接头的薄弱位置. 因此, 为了提高连接接头的强度, Al_2O_3 陶瓷表面的金属化处理方式采用 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Mo}$ 双金属结构形式.

2.2 连接工艺及金属化层厚度对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ 连接接头微观组织的影响

进行连接试验之前, 在 Al_2O_3 陶瓷表面以磁控

溅射方式沉积 Ti/Mo 双金属层以对其进行金属化处理, 其中控制 Ti 层厚度为 0.2, 0.5 和 0.8 μm , Mo 层厚度为 2 μm , 母材 Ti 表面同样溅射沉积 2 μm Mo 层. 然后采用 50 μm 厚的 Au 箔作为钎料连接经金属化处理后的母材- Al_2O_3 陶瓷和金属 Ti. 连接温度为 1 080 和 1 100 $^{\circ}\text{C}$, 每个连接温度下分别保温时间 3 和 5 min, 所得连接接头的微观组织形貌分别如图 7 和图 8 所示.

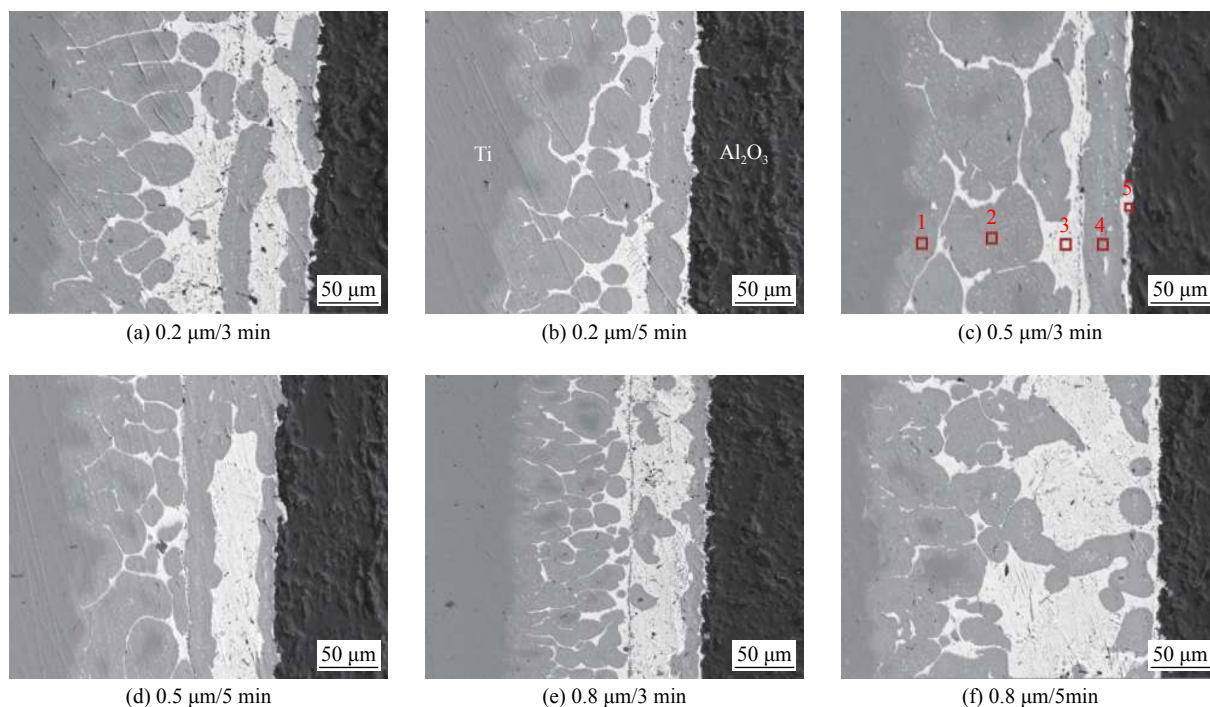


图 7 金属化层厚度和保温时间对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ 连接接头微观组织形貌的影响 (1 080 $^{\circ}\text{C}$)

Fig. 7 Effect of the thickness of metalization layer and holding time on the FE-SEM micrographs of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ joints bonded at 1 080 $^{\circ}\text{C}$

由图 7 和图 8 可知, 不同连接工艺及 Ti 金属化层厚度下所得连接接头中的物相种类相同, 焊缝主要由浅灰色相和白色相构成, 其中灰色相中有少量深灰色相 (衬度与母材 Ti 相似) 和均匀分布的颗粒状白色相. 另外, 在 Al_2O_3 陶瓷/钎料界面处及焊缝中存在条状分布的黑色相. 图 7 和图 8 中的各典型物相的元素组成如表 1 所示. 同时, 对典型接头形貌的元素面分布进行分析, 结果如图 9 所示. 结合能谱分析和相图 (图 5、图 6、图 10 和图 11) 可以确定, 焊缝中白色相为 Au 钎料, 灰色相为 (Au, Mo)ss, 灰色相中的少量深灰色相和颗粒状白色相分别为 (Ti, Mo)ss 和 Ti_xAu_y 金属间化合物. 形成机理如下: 随着加热过程的不断进行, 沉积在母材 Ti 表面的 Mo 原子与母材 Ti 发生固溶反应生成 (Ti, Mo)ss, 而溅射沉积在 Al_2O_3 陶瓷表面的 Ti,

Mo 双金属层则由于活性均较高不易形成 (Ti, Mo)ss. 当温度升高至 Au 钎料的熔点 (1 060 $^{\circ}\text{C}$) 时, (Ti, Mo)ss 和 Mo 金属化层中的 Mo 开始向液态 Au 中扩散形成 (Au, Mo)ss, 而 (Ti, Mo)ss、母材 Ti 和金属化层 Ti 中的 Ti 也开始向液态 Au 中扩散并发生反应形成 Ti_xAu_y 金属间化合物. 因此, (Ti, Mo)ss 和 Ti_xAu_y 金属间化合物弥散分布在 (Au, Mo)ss 中. 条状分布的黑色相由于尺寸较小, 无法单独进行元素点分析. 但是, 由元素面分布图 (图 9) 可以看出, 黑色相处出现 Ti, O 和 Al 三种元素的富集, 其物相组成可能为 TiO_2 和 Ti_xAl_y 金属间化合物. 这主要是因为沉积在 Al_2O_3 陶瓷表面的活性较大的 Ti 会激活 Al_2O_3 陶瓷使其发生分解并与之发生反应, 生成 TiO_2 和 Ti_xAl_y 金属间化合物, 分布在 Al_2O_3 陶瓷/钎料界面处^[9]. 此外, Al_2O_3 陶瓷分解

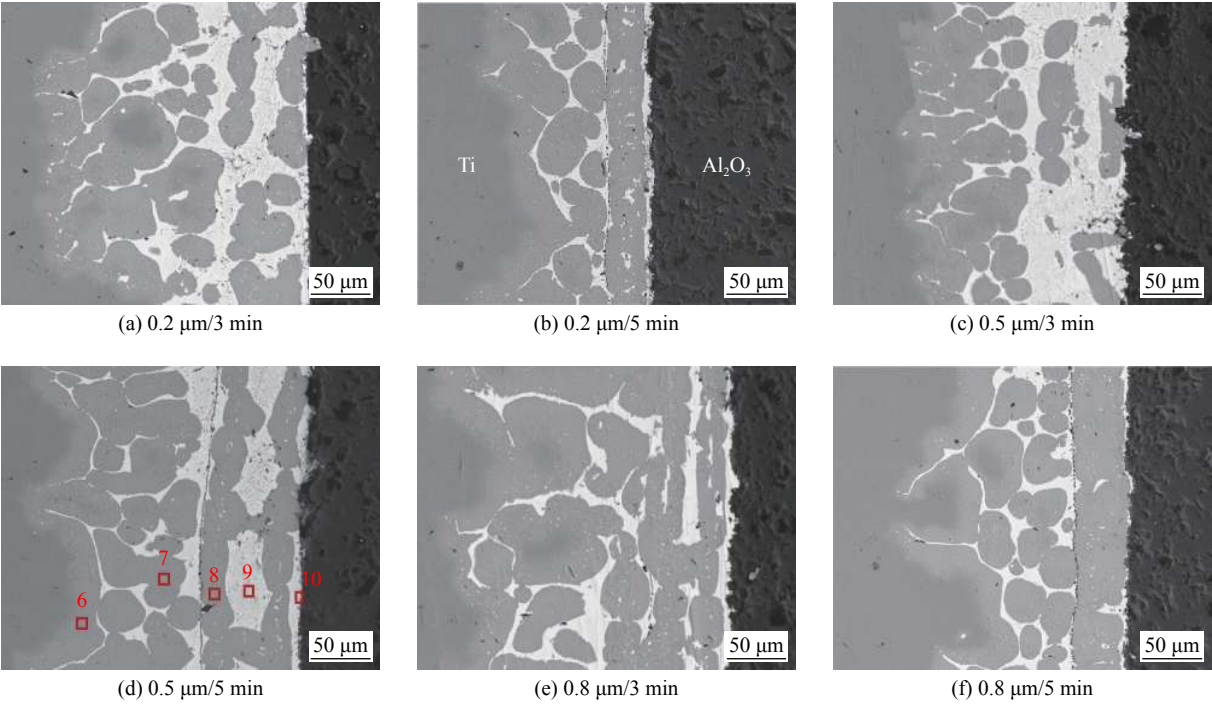


图 8 金属化层厚度和保温时间对连接接头微观组织形貌的影响 (1 100 °C)

Fig. 8 Effect of the thickness of metalization layer and holding time on the FE-SEM micrographs of Al₂O₃/Ti joints bonded at 1 100 °C

表 1 图 7 和图 8 中各区域的元素组成 (原子分数, %)

Table 1 Element content of the applied each area in Fig. 7 and Fig. 8

序号	Au	Mo	Ti	O	Al
1	81.79	3.86	14.01	0.32	0.02
2	82.30	9.76	7.76	0.12	0.06
3	95.40	0.62	3.63	0.24	0.11
4	92.65	5.32	1.33	0.56	0.14
5	56.22	6.57	30.22	2.52	4.47
6	85.64	6.47	7.50	0.34	0.05
7	86.15	4.35	9.13	0.21	0.16
8	82.66	10.61	6.48	0.11	0.14
9	97.48	1.34	0.26	0.35	0.57
10	62.35	2.31	24.25	4.35	6.74

的部分 Al 和 O 原子扩散至焊缝中, 与从母材 Ti 一侧扩散至焊缝中的 Ti 反应生成 TiO₂ 和 Ti_xAl_y 金属间化合物, 分布在焊缝中.

通常情况下, 温度可显著影响元素扩散和化学反应的剧烈程度. 因此, 当连接温度从 1 080 °C 升高至 1 100 °C 时, 元素扩散更加充分, 焊缝中 Au 的残留减少, (Au, Mo)ss 和 Ti_xAu_y 金属间化合物的量增加且分布更加均匀, 相应地 (Ti, Mo)ss 的量则减少. 此外, 随着母材 Ti 中更多的 Ti 原子进入焊缝参与反应, 母材 Ti/钎料界面的平整度下降. 对比

图 7a, 7b, 图 7c, 7d, 和图 7e, 7f 可以看出, 当连接温度为 1 080 °C 时, (Au, Mo)ss 随保温时间延长更趋向于均匀分布. 对比图 8a, 8b, 图 8c, 8d, 图 8e, 8f 则可以看出, 当连接温度为 1 100 °C 时, (Au, Mo)ss 的分布均匀性随保温时间延长反而降低, 由弥散分布变为带状分布. 此外, 条状分布的 TiO₂ 和 Ti_xAl_y 金属间化合物的量随保温时间延长而增加. 对比图 7 或图 8a, 8c, 8e, 和图 8b, 8d, 8f, 可知, 随着 Ti 金属化层厚度的增加, (Au, Mo)ss 相趋向于由弥散分布转变为带状分布.

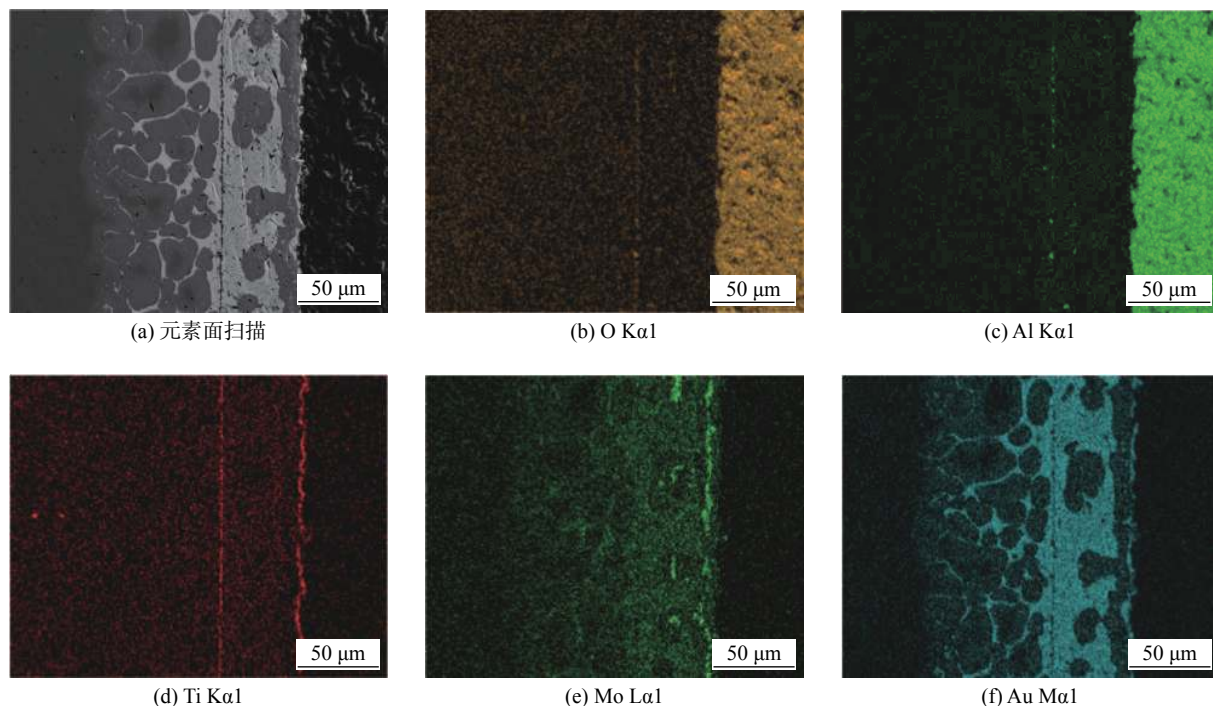
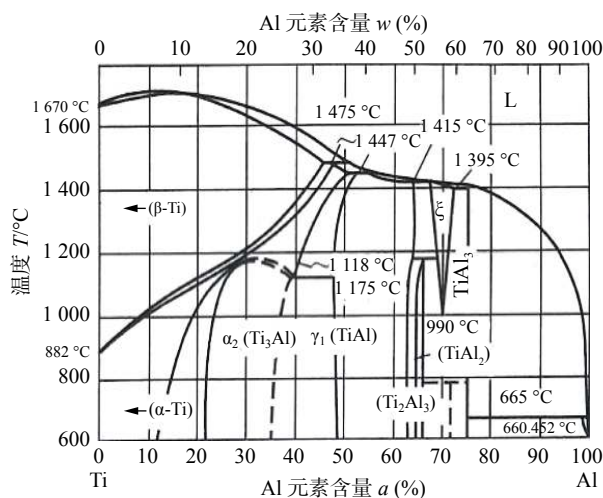
图 9 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ 典型连接接头的元素面分布 (1 080 °C/3 min/0.8 μm)Fig. 9 Element distribution of typical $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ joint (1 080 °C/3 min/0.8 μm)

图 10 Al-Ti 二元相图

Fig. 10 Al-Ti phase diagram

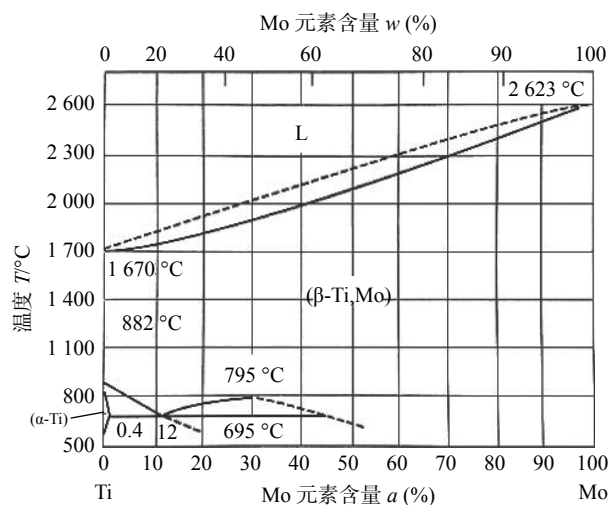


图 11 Mo-Ti 二元相图

Fig. 11 Mo-Ti phase diagram

2.3 连接工艺及金属化层厚度对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ 连接接头抗剪强度的影响

连接工艺及金属化层厚度与 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ 连接接头抗剪强度之间的关系如图 12 所示. 典型的断口形貌如图 13 所示. 由图 13 可知, 断裂发生在 Al_2O_3 陶瓷/钎料界面处及 Al_2O_3 陶瓷内部. 这说明 Al_2O_3 陶瓷/钎料界面处是连接接头的薄弱区域, 而且连接接头中存在较大残余应力, 使得断裂后的 Al_2O_3 陶瓷块在宏观上呈现裂纹向陶瓷内部弧形扩展的形貌.

由图 12 可知, 当连接温度为 1 080 °C 时, 连接接头抗剪强度随保温时间延长而升高. 而当连接温度为 1 100 °C 时, 连接接头抗剪强度则随保温时间延长而下降. 这主要是因为当连接温度为 1 080 °C 时, (Au, Mo)ss 的分布均匀性随保温时间延长而增强, 而当连接温度为 1 100 °C 时, (Au, Mo)ss 的分布均匀性随保温时间延长反而降低, 且条状分布的 TiO_2 和 Ti_xAl_y 金属间化合物的量随保温时间延长而增加. 由图 12 还可以看出, 随着 Ti 金属化层厚度增加或连接温度升高, 连接接

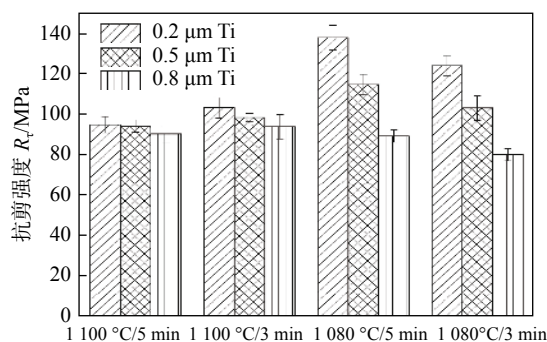
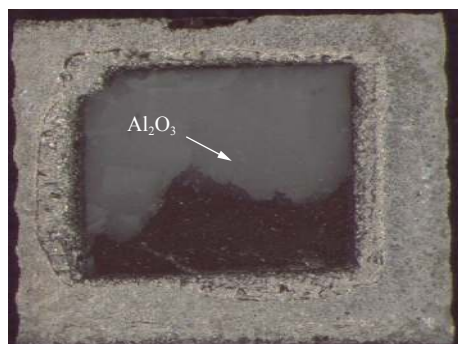
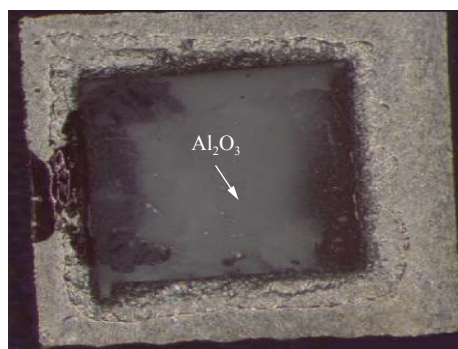


图 12 连接工艺及金属化层厚度对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ 连接接头抗剪强度的影响

Fig. 12 Effect of bonding process and thickness of metalization layer on the shear strength of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ joints



(a) 0.2 μm Ti/1 100 °C/5 min



(b) 0.8 μm Ti/1 080 °C/3 min

图 13 金属 Ti 侧的剪切断口宏观形貌

Fig. 13 Macroscopic morphology of shear fracture on the Ti side

头抗剪强度呈下降趋势. 这主要是因为随着连接温度升高, 焊缝中金属间化合物的量增加. 而随着 Ti 金属化层厚度的增加, (Au, Mo)ss 相的分布均匀性则趋于下降. 当连接温度为 1 080 °C、保温时间为 3 min、Ti 金属化层厚度为 0.5 μm 时, 连接接头的抗剪强度最小, 约为 80 MPa. 当连接温度为 1 080 °C、保温时间为 5 min、Ti 金属化层厚度为 0.2 μm 时, 连接接头的抗剪强度达到最大值 138 MPa.

3 结 论

(1) 同时考虑金属化层与母材润湿性及结合强度的双重因素, 只有对母材 Al_2O_3 陶瓷进行 Ti/Mo 双金属结构的金属化处理, 同时在金属 Ti 表面溅射沉积 Mo 金属化层, 才能获得良好的连接效果.

(2) Al_2O_3 陶瓷/Ti 连接接头的焊缝微观组织主要由白色相 Au 钎料和灰色相 (Au, Mo)ss 构成, 灰色相 (Au, Mo)ss 中含有少量深灰色相 (Ti, Mo)ss 和颗粒状白色相 Ti_xAu_y 金属间化合物. 另外, 在 Al_2O_3 陶瓷/钎料界面处及焊缝中存在少量呈条状分布的黑色相 TiO_2 和 Ti_xAl_y 金属间化合物. 连接温度、保温时间及 Ti 金属化层厚度不会影响接头中物相的种类, 但是会影响各物相的数量及分布状态.

(3) 连接温度、保温时间和 Ti 金属化层厚度通过影响焊缝中固溶体的分布均匀性及金属间化合物的数量而影响连接接头抗剪强度. 当连接温度为 1 080 °C、保温时间为 5 min、Ti 金属化层厚度为 0.2 μm 时, 连接接头的抗剪强度达到最大值 138 MPa.

参考文献:

- [1] Chevalier J, Gremillard L. Ceramics for medical applications: a picture for the next 20 years[J]. Journal of European Ceramic Society, 2009, 29: 1245 – 1255.
- [2] Li Y H, Wang F, Li J J. Current developments of biomedical porous Ti-Mo alloys[J]. International Journal of Materials Research, 2017, 108: 619 – 624.
- [3] 黄万群, 李亚江, 王 娟, 等. 陶瓷/金属钎焊与扩散连接的研究现状 [J]. 焊接, 2007(4): 11 – 13.
Huang Wanqun, Li Yajiang, Wang Juan, *et al.* Research status of brazing and diffusion bonding of ceramic metal[J]. Welding & Joining, 2007(4): 11 – 13.
- [4] Gall M, Botsis J, Janczak-Rusch J. Relief of the residual stresses in ceramic-metal joints by a layered braze strycture[J]. Adcabced Engineering Materials, 2006, 8(3): 156 – 164.
- [5] Chuang T H, Yeh M S, Chai Y H. Development of technique for copper metallization on ceramics[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 1591: 101 – 105.
- [6] 熊华平, 吴世彪, 陈 波, 等. 缓解陶瓷/金属连接接头残余热应力的方法研究进展 [J]. 焊接学报, 2013, 34(9): 107 – 112.
Xiong Huaping, Wu Shibiao, Chen Bo, *et al.* Progress of methods for decreasing residual thermal stresses in ceramic/metal joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(9): 107 –

- 112.
- [7] 李卓然, 樊建新, 冯吉才. 氧化铝陶瓷与金属连接的研究现状 [J]. *宇航材料工艺*, 2008, 38(4): 6 – 8.
- Li Zhuoran, Fan Jianxin, Feng Jicai. Process in joining of alumina ceramics to metal[J]. *Aerospace Materials and Technology*, 2008, 38(4): 6 – 8.
- [8] 朱永权, 张丽霞, 任 伟, 等. 表面活化 Al_2O_3 陶瓷与 5005 铝合金真空钎焊 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(11): 78 – 82.
- Zhu Yongquan, Zhang Lixia, Ren Wei, *et al.* Vacuum brazing of active metallized Al_2O_3 ceramic to 5005 aluminum alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(11): 78 – 82.
- [9] Xin C L, Yan J Z, Li N, *et al.* Microstructural evolution during the brazing of Al_2O_3 ceramic to kovar alloy by sputtering Ti/Mo films on the ceramic surface[J]. *Ceramics International*, 2016(42): 12586 – 12593.
- [10] 赵文庆, 吴爱萍, 邹贵生, 等. 高纯氧化铝与金属钛的钎焊 [J]. *焊接学报*, 2006, 27(5): 85 – 88.
- Zhao Wenqing, Wu Aiping, Zou Guisheng, *et al.* Brazing between high purity alumina ceramics and titanium[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2006, 27(5): 85 – 88.
- [11] Correia R N, Emiliano J V, Moretto P. Microstructure of diffusional zirconia titanium and zirconia Ti6Al4V alloy joints[J]. *Joining Material Science*, 1998(33): 215 – 221.
- [12] Agathopoulos S, Correia R N, Joanni E, *et al.* Interactions at zirconia-Au-ti interfaces at high temperatures[J]. *Key Engineering Materials*, 2002, 1: 487 – 490.
-
- 第一作者简介:** 林盼盼, 女, 1987 年出生, 博士, 讲师. 主要从事新材料及异种材料连接方面的科研工作. 发表论文 20 余篇. Email: pplin@hit.edu.cn
- 通信作者简介:** 林铁松, 男, 教授. Email: hitjoining@hit.edu.cn