

SiC 陶瓷与 Ti 合金的(Ag-Cu-Ti)-W 复合钎焊接头组织结构研究

Research of Microstructure of Composite-brazing
Joints of SiC Ceramics and Ti Alloy by Using
(Ag-Cu-Ti)-W as Bonding Material

林国标¹, 黄继华¹, 张建纲¹, 毛建英², 李海刚²

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2 中国航天科技集团公司 一院 七〇三所, 北京 100076)

LIN Guo-biao¹, HUANG Ji-hua¹, ZHANG Jian-gang¹, MAO Jian-ying², LI Hai-gang²

(1 School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing,
Beijing 100083, China; 2 703 Institute of the First Academy of CASC, Beijing 100076, China)

摘要: 研究了在 Ag,Cu,Ti 粉末中加入 W 粉连接钛合金和 SiC 陶瓷的接头组织结构和接头状况。结果表明 W 颗粒均匀分布在钎缝的 Ag 相中,且未与 Ag-Cu-Ti 合金基体发生冶金反应,W 颗粒的大小和形状基本上与加入前的粉末相当。在较低的钎焊温度和较短的钎焊时间下,能形成组织结构均匀、连接良好的复合接头,钎缝内 Cu-Ti 相较少,钎缝与钛合金界面形成了多层 Ti 含量呈梯度变化的 Cu-Ti 扩散反应层组成的扩散带。W 的加入降低了接头热应力。而较高的钎焊温度和较长的钎焊时间,容易在近缝区的陶瓷中产生裂纹。由于扩散进入钎缝 Ti 量的增多,使得钎缝内形成很多长条形 CuTi 相组织,提高了与钎缝相邻的 Cu-Ti 扩散反应层的 Ti 浓度,并且钎缝内钛合金界面附近形成了没有 W 相的带状区域。

关键词: SiC 陶瓷;Ti 合金;W;连接;复合钎焊

中图分类号: TG407 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2005)10-0017-06

Abstract: Situation and microstructure of the joints of SiC ceramics and Ti alloy brazed by the mixed powder of Ag, Cu, Ti and W were investigated. Experimental results demonstrate that W particles, remaining almost the same size and shape as primary W powder, evenly distribute in the Ag phase of the bonding layer in the joint and do not react with Ag-Cu-Ti matrix. At suitable brazing temperature and holding time, a strong composite-joint possessing homogeneous microstructure can be acquired. In the joint, there are small amount of Cu-Ti phases in its bonding layer and the interfacial Cu-Ti multi-layers with Ti contents in gradient change through reactive diffusion between Ti-alloy and the bonding layer; the existence of W particles debases the thermal stress of the joint. Whereas, with further increasing the brazing temperature and the time, flaws will appear in the SiC ceramics near bonding layer; meanwhile, a great deal of Ti diffuse into the bonding layer, causing the elevation of the Ti content of the Cu-Ti interfacial layer neighboring the bonding layer and the formation of many strips of CuTi phase in the bonding layer and the generation of the zone without W in the bonding layer adjacent to the interfacial layers.

Key words: SiC ceramic; Ti alloy; W; bonding; composite-brazing

碳化硅陶瓷具有优异的高温强度、良好的耐腐蚀抗氧化及耐磨性能,是一种具有广泛应用前景的高温结构材料。与其它陶瓷材料一样, SiC 类陶瓷也存在延性和冲击韧性低、加工性能差等缺点,因此,其实际应用构件往往需要通过连接来制造;在某些应用场合,

为了充分发挥陶瓷和金属的性能优势,有时还需要进行 SiC 陶瓷与金属的连接。目前, SiC 陶瓷与金属的连接方法主要有扩散焊^[1-3]和钎焊^[4,5],如采用 Cu 箔在低于其熔点的温度 1000℃ 下真空扩散连接了烧结 SiC 陶瓷与 TC4 钛合金^[1];使用 Ag-10% (质量分数,

下同) Si 合金箔在 610°C 和 4.9MPa 压力下实现了烧结碳化硅陶瓷与 kovar (Fe-27% Ni-7% Co) 合金的真空扩散连接^[2]; 用箔状 Ag-Cu-Ti 钎料并辅以一定的焊接压力钎焊连接烧结 SiC 陶瓷与 Cu, Ni, TiAl 合金等^[4,5]。一般地说, 扩散焊多使用中间夹层, 要求焊接件、中间层表面光滑平整, 且需要较高的压力, 因此对复杂构件的连接具有一定的局限性; 钎焊可以实现较复杂构件的连接, 但连接强度较低, 尤其是耐高温性能较差。对于 SiC 陶瓷与金属的连接, 由于两者热膨胀系数差异较大, 目前的连接方法(钎焊和扩散焊)还容易在接头中形成非常大的热应力, 从而导致接头性能差, 甚至连接失败。提高接头的高温性能、降低连接热应力是 SiC 陶瓷与金属钎焊连接中急需解决的关键课题。

本工作以航空航天领域具有重要应用价值的 SiC 陶瓷与钛合金的连接为背景, 研究在无压(或小压力)和较低温度下, 通过在填充材料中添加低膨胀系数的增强相进行 SiC 陶瓷与钛合金的复合钎焊, 以期借助接头的复合化缓解 SiC 陶瓷与钛合金间的热膨胀失配, 同时提高连接接头的高温性能。考虑到金属增强相与基体金属相容性较好, 研究中采用热膨胀系数与陶瓷相近且稳定的高熔点钨(W)作为增强相, Ag-Cu-Ti 混合粉末为钎料, 分析研究了工艺因素对接头组织的影响以及焊接过程中 W 的形态变化和 W 在钎缝中的分布。

1 实验方法

焊接母材为市售的再结晶 SiC 陶瓷与 TC4 钛合金。再结晶 SiC 的密度为 $2.60 \sim 2.70\text{g}/\text{cm}^3$, 气孔率为 $15\% \sim 16\%$, 纯度大于 99% , 室温抗弯强度 $80 \sim 90\text{MPa}$ 。TC4 钛合金的组分为 Ti-6Al-4V。焊接原料为: Ag 粉粒度 - 200 目、Cu 粉 - 250 目、Ti 粉 - 300 目, W 粉平均粒度 $2.6\mu\text{m}$, 纯度均大于 99.9% 。

用金刚石锯片将厚为 7mm 的 SiC 陶瓷板材切成 $30\text{mm} \times 25\text{mm} \times 7\text{mm}$ 大小的方块, 棒状的钛合金用线切割切成 $\phi 15\text{mm} \times 5\text{mm}$ 圆柱体。钛合金表面用 60 目砂纸研磨, 将钛合金、SiC 陶瓷用酒精清洗干净待用。按成分 67.6% Ag-26.4% Cu-6% Ti 称取 Ag, Cu, Ti 粉, 根据每种组份的密度换算加入一定量体积分数的 W 粉。加分散剂、粘接剂, 将 Ag, Cu, Ti, W 粉混合均匀, 将呈膏状的钎料涂在 SiC 陶瓷与钛合金之间, 控制好预置间隙, 上压一高比重合金以固定相对位置, 压力为微压, 为 217Pa 。实验是在真空条件下完成的, 真空度高于 $6 \times 10^{-3}\text{Pa}$, 温度为 $890 \sim 920^{\circ}\text{C}$, 保温时间为

$10 \sim 30\text{min}$, 升温速率 $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 降温速率 $\sim 3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

将用于微观分析的 SiC/TC4 接头, 采用金刚石砂轮片和线切割沿接头的轴截面切开, 用金刚石研磨膏进行研磨、抛光, 利用 LEO-1450 扫描电镜的背散射相、能谱对钎缝和反应界面进行了观察分析。将接头一侧的 SiC 陶瓷母材完全剥离并将钎缝在砂纸上适当研磨加工后, 用 X-射线衍射对钎缝进行了物相分析。

2 实验结果

用 Ag-Cu-Ti 混合粉末在 $890 \sim 920^{\circ}\text{C}$ 、不同保温时间下连接钛合金和 SiC 陶瓷, 冷却到室温后, 接头均从近缝区的陶瓷中自行开裂。图 1 显示了在 890°C 下保温 10min 所得的接头的组织结构。由图 1 可见, 形成的 Ag-Cu-Ti 焊料渗入 SiC 陶瓷的间隙中, 表现出对陶瓷和钛合金均有很好的润湿性和连接性, 但近缝区的陶瓷中有裂纹, 裂纹中没有焊料, 说明裂纹是由冷却过程中产生的热应力作用所造成的。在 Ag-Cu-Ti 合金粉末中加入低膨胀系数的 W 粉, 接头的状况明显改善, 发现 W 的作用效果与焊接工艺元素有关。

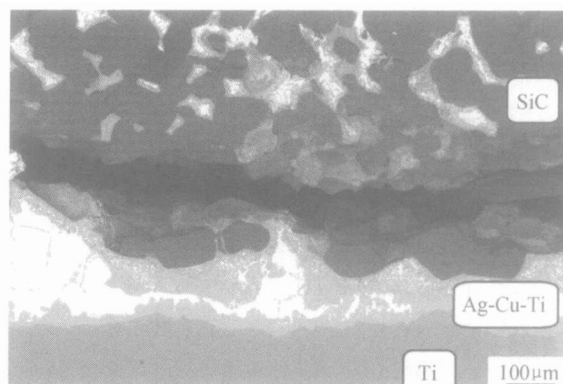


图 1 Ag-Cu-Ti 连接接头的显微组织

Fig. 1 Micrograph of the joints brazed with Ag-Cu-Ti

2.1 $890^{\circ}\text{C} \times 10\text{min}$ 焊接工艺下 (Ag-Cu-Ti)-W 复合钎焊接头组织结构

图 2 为 Ag-Cu-Ti+50% (体积分数) 混合粉末在 $890^{\circ}\text{C} \times 10\text{min}$ 焊接工艺下连接的 SiC 陶瓷与 Ti 合金接头组织背散射像。由图 2a 可见接头连接良好, 钎缝 (图中“Ag-Cu-Ti+W”) 内组织结构均匀, 与图 1 对比说明 W 的加入降低了接头的热应力, 进一步实验表明, 加入 $30\% \sim 50\%$ (体积分数) 的 W 粉, 均能形成具有一定强度的完整接头, 随着 W 含量增加接头强度呈增加的趋势。图 2b 为钎缝背散射放大相, 结合能谱和 X 衍射分析, 图中黑色和浅黑相为 Cu-Ti 相, 颜色越深则 Ti 含量越高; 图中浅灰色为 Ag 相, 能谱分析表明含有

少量的 Cu; 白色为 W 颗粒, W 主要分布在 Ag 有发现有 W 的溶解。图 2c 示出了钎缝与钛合金界面反应区域的组织, 在钎缝和 Ti 合金之间存在界面扩散反应带(包括图中所示的 A 区和 B 区), 图 2d 为 B 区放大相, 为清楚起见, 由原来平放变为立放, 图中的右边为钎缝。整个界面扩散反应带各层的能谱分析结果见表 1, 由表 1 可见, 各层中 Ag 含量极少, Ag 基本不向钛合金中扩散, 主要为 Cu 向钛合金中扩散, Ti 向钎缝中扩散, 形成 Ti+Cu 浓度呈梯度变化的多层扩散反应层。根据 Ti+Cu 二元相图^[6], Ti+Cu 化合物按 Ti 含量由高往低排, 为 Ti₂Cu, CuTi, Cu₃Ti₂, Cu₂Ti, Cu₄Ti。表 1 中各层成分与对应相组织成分非常接近, 扩散带内各层相组织的变化也符合扩散规律, 整个扩散带依次为: Ti 合金/ Ti₂Cu+ Ti/Ti₂Cu/ CuTi / Cu₃Ti₂ / Cu₂Ti/ 钎缝(Ag-Cu-Ti-W)。

相中, Ag 相中也有少量颗粒状的 Cu-Ti 相, Ag 相中没
表 1 焊接工艺为 890℃×10min 的钎缝与
钛合金的界面组织分析

Table 1 Analyses of the interface microstructure between bonding layer and Ti alloy under the process of 890℃×10min		
Symbol	Chemical composition by EDS	Phase structure
A	Black phase 86.09Ti+7.82Al+1.99V-2.18Cu+1.92Ag (mass fraction/%)	Ti-alloy
	Grey phase 67.95Ti+3.47Al+0.64V-25.69Cu+2.26Ag (atom fraction/%)	Ti ₂ Cu
B	1 67.42Ti+31.06Cu+1.51Ag(atom fraction/%)	Ti ₂ Cu
	2 49.78Ti+48.30Cu+1.93Ag(atom fraction/%)	CuTi
	3 42.41Ti+56.80Cu+0.79Ag(atom fraction/%)	Cu ₃ Ti ₂
	4 20.69Ti+78.69Cu+0.62Ag(atom fraction/%)	Cu ₂ Ti

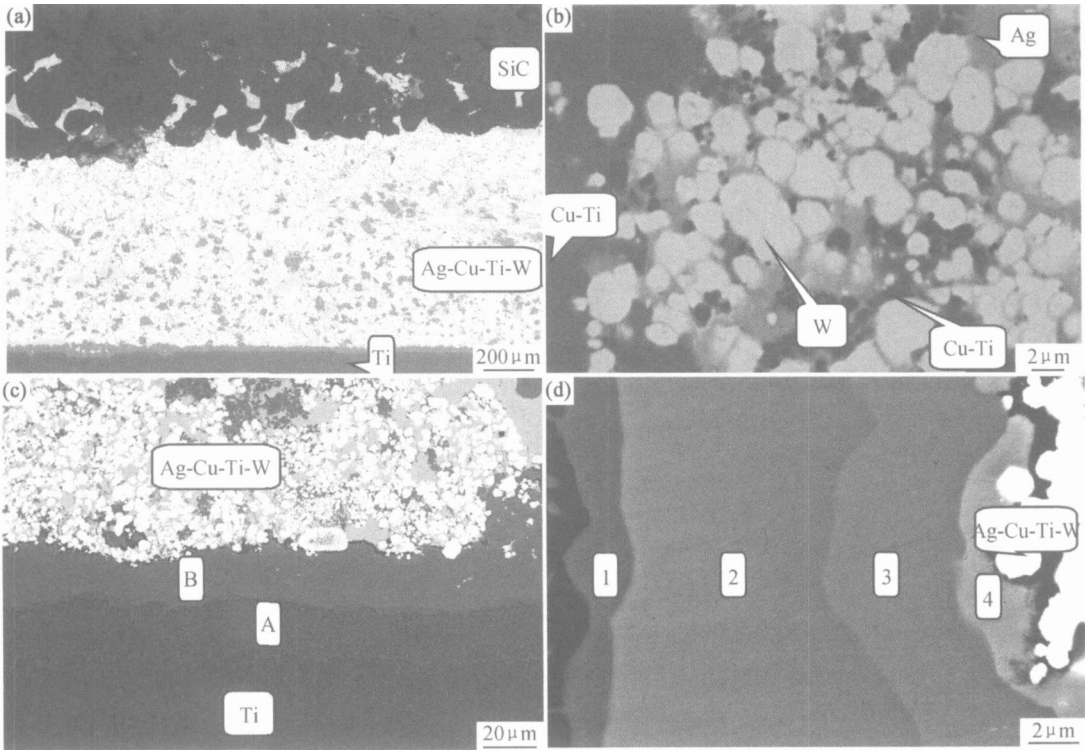


图 2 890℃×10min 焊接工艺下的接头组织

(a) 接头放大相; (b) 钎缝放大相; (c) 钎缝和钛合金的界面区域; (d) B 区域的放大相

Fig. 2 Microstructure of the joint brazed with Ag-Cu-Ti-W under the process of 890℃×10min

(a) magnification of the joint; (b) magnification of bonding layer;

(c) image of interfacial zone on Ti-alloy side; (d) magnification of B zone in fig. c

2.2 920℃×30min 焊接工艺下(Ag-Cu-Ti)-W 复合钎焊接头组织结构

图 3 为 920℃×30min 工艺下与上述同样成分的 Ag-Cu-Ti+50%(volume fraction) W 混合粉末连接的接头组织背散射相。由图 3a 可见, 近缝区陶瓷中有裂纹。由图 3b, c 可见, 钎缝内有条状组织, 图 3b 显示钎缝含

有两部分, 即图中标示为“Ag-Cu-Ti-W”和钛合金附近几乎没有 W 相“Ag-Cu-Ti”的两部分。根据钎缝的 X 衍射分析, 钎缝内存在 Ag 相、W 相、CuTi 和 Ti₂Cu 相。图 3c 为条状组织的放大相, 长条形区域的浅黑色基体能谱分析为 45.44Cu+49.64Ti+4.92Ag(原子分数/%), 结合 X 射线衍射, 应为 CuTi 相。图 3d 为图 3c 白色区域的

放大相, 其中黑色相能谱成分 50.92Ti+34.49Cu+13.1Al+1.36Si (原子分数/%), 该相颜色较深, 应为含 Ti 量较高的 Ti_2Cu 相, 白色的为 W 相, 浅灰色为 Ag 相。由于钎缝起始成分为 Ag-Cu 共晶加少量的 Ti, 钎缝 Cu-Ti

相中的大部分 Ti 和 Al 元素应来自 Ti 合金的扩散。图 3e 为钎缝和钛合金界面区域的背散射相, 由图可见, 界面扩散带中各层依次为 Ti 合金/Ti+ Ti_2Cu / Ti_2Cu /CuTi/钎缝, Ti_2Cu 层部分长入(Ti+ Ti_2Cu) 层中。

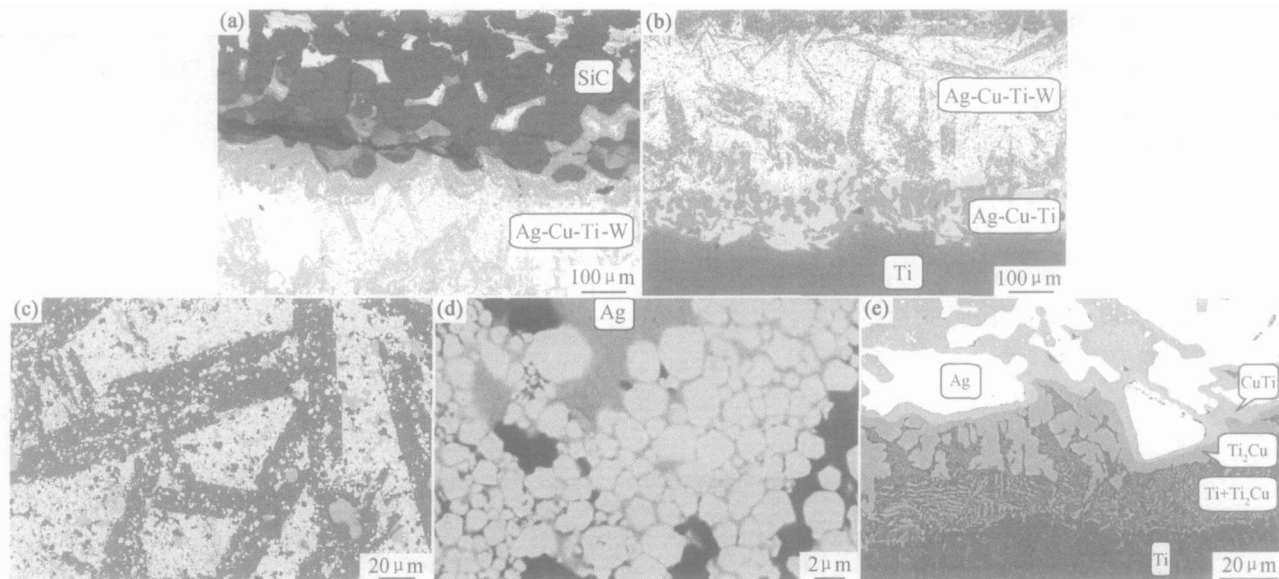


图 3 920℃×30min 焊接工艺下的接头组织

(a) 钎缝与 SiC 陶瓷; (b) 钎缝与 Ti 合金; (c) Ag-Cu-Ti-W 钎缝;

(d) 图 c 中白色区域的放大相; (e) 钎缝与钛合金界面区域

Fig. 3 Microstructure of the joint with Ag-Cu-Ti-W under the process of 920℃×30min

(a) bonding layer and SiC ceramics; (b) bonding layer and Ti alloy; (c) bonding layer;

(d) magnification of the white zone in fig. c; (e) interfacial zone between Ti alloy and bonding layer

3 分析与讨论

根据钎缝与 SiC 陶瓷界面的观察和能谱元素线扫描分析, 上述两种工艺条件下, W 均不参与钎缝与 SiC 陶瓷的界面作用, 起连接作用的是钎缝基体 Ag-Cu-Ti 合金, 其中的 Ti 与 SiC 陶瓷表面反应层。在渗入陶瓷孔隙中钎料主要为钎缝中的 Ag-Cu-Ti 合金, W 颗粒极少, 如在 920℃×30min 连接工艺下, 陶瓷孔隙中钎料的面能谱成分也即平均成分(原子分数/%)为: 74.52Ag+9.12Cu+2.57Ti+13.79Si, 其中的 Si 来自 Ti 与 SiC 陶瓷的反应生成物 Si_3Ti_4 ^[4]。根据图 2 和图 3, W 主要分布在钎缝 Ag 相中, Cu-Ti 相中 W 含量极少。W 颗粒之间没有发生彼此接触, 每个 W 颗粒被 Ag 相所浸润和包覆, Ag 相表现出对 W 颗粒有很好的润湿性。为了研究加入 W 颗粒在焊接过程中的变化, 图 4 示出了与图 2b 和图 3d 同样放大倍数的 W 粉二次电子相, W 颗粒呈结晶完整的规则形状, 将图 4 对比图 2b 和图 3d 中所示的不同焊接工艺下钎缝中的 W 颗粒截面形状、大小及尺寸分布, W 颗粒没有发生明显的长大和均匀化, 原始粉末中的小颗粒 W 依然存在, 这说明 W 在 Ag 相中没有发生溶解析出。能谱分

析也表明 W 颗粒周围的 Ag 相及附近的 Cu-Ti 相中均没有 W 的溶解, 图 5 为通过横跨 W 颗粒的 W 元素线扫描, 图中灰色为 Ag 相, 黑色为 Cu-Ti 相, 由图可见 W 与 Ag 相、Cu-Ti 相的界面均没有明显的过渡层, 但与 Ag 相的界面比较模糊, 也许有若干原子尺度的互扩散层, 使得 Ag/W 相界面具有较低的界面能, 导致 Ag 相对 W 颗粒有很好的润湿性, W 倾向于分布在 Ag 相中。

金属与陶瓷连接由于两者热膨胀系数差别较大, 容易形成较大的热应力, 根据有限元弹塑性力学分析, 最大热应力在近缝区的陶瓷中^[2]; 再结晶 SiC 陶瓷强度和韧性均较低, 存在较多较大的孔, 根据断裂韧性公式^[7]: $K_{Ic} = \pi/2 \cdot \alpha(\pi a)^{1/2}$, 其中 a 为缺陷的尺寸, 由于 K_{Ic} 较低、 a 较大, 因此所能承受的应力 σ 较低, 当陶瓷中最大热应力超过 σ 就会发生该应力作用处裂纹扩展断裂。2.1 的实验结果表明, 在接头中加入 W 颗粒, 经适当焊接工艺处理后, 形成组织结构均匀、焊接良好完整的接头, W 的加入明显降低接头热应力。分析其原因, 是由于 W 的热膨胀系数低, 与 SiC 陶瓷相当, W 的加入降低了 Ag-Cu-Ti 钎缝的热膨胀系数, 形成由钛合金到 SiC 陶瓷热膨胀系数逐步降低的过渡层, 缓

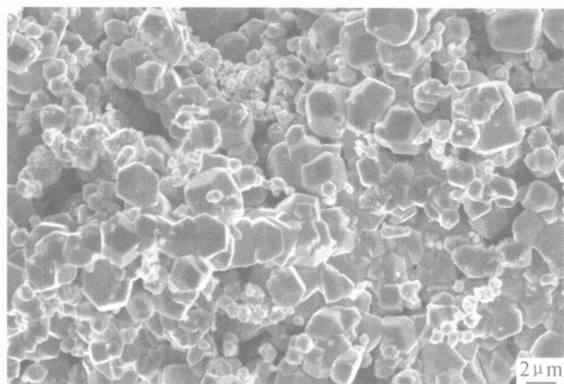


图4 W 粉二次电子相

Fig. 4 Secondary electron image of W powder

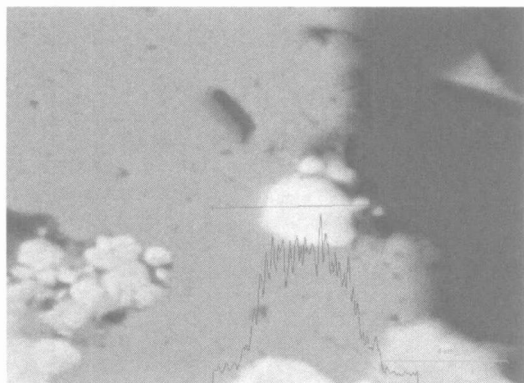


图5 横跨 W 颗粒的 W 元素线扫描

Fig. 5 W elemental line scan image crossing W particle

解了 SiC 陶瓷与钛合金的热膨胀系数失配; W 与基体合金结合良好, W 具有较高的硬度和弹性模量, W 颗粒的复合强化改善了接头中的应力分布, 使得近缝区陶瓷中的应力部分转移到 W 颗粒周围; 比较图 2a 和图 1, 加入 W 后, 钎缝中大块 Ag 相消失, 代之为呈小块分布的 Ag 相, 小块 Ag 相热膨胀量较小, 因而有利于降低钎缝层与陶瓷的失配度, 减小接头中的热应力。另外, 高熔点 W 的复合化, 也应有利于提高接头的高温强度。

图 3 说明 W 的作用与焊接工艺有关, 这是因为较高的焊接温度和较长的焊接时间导致接头组织结构的变化, 形成大量 CuTi 相并连成骨架结构如图 3c, 骨架结构的形成阻碍了钎缝以松弛应力而发生的弹性变形和塑性变形, 导致近缝区热应力进一步提高, 产生图 3a 中的裂纹。骨架结构的形成是由于 Ti 扩散进入钎缝中量的增加。据 Ag-Cu-Ti 三元相图^[8], 在本实验的 890~920℃焊接温度下, 钎缝均形成液相, Ti 向钎缝扩散应为液相扩散, 其扩散速度应大大高于 Cu 向钛合金中的扩散, 随着焊接温度升高、时间的延长, 钎缝液相中 Ti/Cu 比值增加, 与之相平衡的由扩散形成的界面反应层的 Ti 含量也会提高, 如图 3e 中为 CuTi

相、图 2d 中为 Cu₂Ti 相, 界面反应层 Ti 含量的提高导致图 3e 比图 2c, d 扩散带中反应层数减少。大量 Ti 的扩散导致钎缝变厚(焊接条件下, 钎缝应可发生变形和流动, 因此厚度增加应为相对的), 而 W 没有随着扩散的进行而迅速的发生迁移, 因而新增厚的部分没有 W 颗粒, 形成图 3b 中宽度几乎恒定的无 W 的“Ag-Cu-Ti”区域, 由图可见该区域上边形状与下边的界面基本一致; 反之, 温度低时间短则该现象不明显, 如图 2c 所示。(Ag-Cu-Ti)-W 钎缝中高含 Ti 量的 Ag-Cu-Ti 液相冷却后形成大量长条形 CuTi 相并相连组成骨架结构。而在较低温度和较短时间(890℃×10min)的焊接工艺下, 则钎缝内 Ti 含量较少, 形成的 Cu-Ti 相亦少, 获得钎缝组织结构均匀, 如图 2a 所示。因此, 为有效地发挥 W 的作用, 应采用较低的焊接温度和较短的焊接时间以获得组织结构均匀一致的(Ag-Cu-Ti)-W 钎缝。

4 结论

(1) 在 Ag, Cu, Ti 粉末中加入 W 粉连接钛合金和 SiC 陶瓷, W 颗粒分布在钎缝的 Ag 相(含少量的 Cu)中, 且未与 Ag-Cu-Ti 合金基体发生冶金反应, W 颗粒的大小和形状基本上与加入前的粉末相当, 由于 Ag 相对 W 颗粒有很好的润湿性, 因而 Ag 相分布在 W 颗粒之间, 包覆在 W 颗粒周围。

(2) 在较低的钎焊温度和较短的钎焊时间下, 能形成组织结构均匀、连接良好的复合接头, 钎缝内 Cu-Ti 相比较少, 钎缝与钛合金界面形成了由多层 Ti 含量呈梯度变化的 Cu-Ti 扩散反应层组成的扩散带。W 的加入降低了接头热应力。

(3) 而较高的温度和时间, 容易在近缝区的陶瓷中产生裂纹, 由于扩散进入钎缝 Ti 量的增多, 使得钎缝内形成很多长条形 CuTi 相组织, 与钎缝相邻的 Cu-Ti 扩散反应层的 Ti 浓度提高, 钎缝厚度相对增加, 导致钎缝内钛合金界面附近形成没有 W 相的带状区域。

参考文献

- [1] 刘会杰, 玛吉才, 钱乙余, 等. SiC 陶瓷与 TC4 钛合金反应钎焊的研究[J]. 焊接, 1998, (11): 22-25.
- [2] TOSHIHIRO YAMADA, MOTOHIRO SATO, AKIOMI KOHNO, et al. Residual stress estimation of a silicon carbide-kevlar joint[J]. Journal of materials science, 1991, 26: 2887-2892.
- [3] 冀小强, 李树杰, 马天宇, 等. 用 Zr/Nb 复合中间层连接 SiC 陶瓷与 Ni 基高温合金[J]. 硅酸盐学报, 2002, 30(3): 305-310.
- [4] FUJIO TAMAI, MASAOKI NAKA. Microstructure of interface of SiC/Cu-Ag-Ti/Cu, Ni[A]. Proceeding of Designing of Interfacial Structures in Advanced Materials and Their Joints[C]. Osa-

ka: High Temperature Society of Japan, 2002. 634– 639.

ry Alloy Phase Diagrams[M]. U SA: ASM, 1997. 2353– 2359.

- [5] LIU H u i j i e, FENG J i c a i, Q I A N Y i y u. Microstructure and strength of the SiC/ TiAl joint brazed with Ag- Cu- Ti filler metal[J]. Journal of Materials Science Letters, 2000, 19(14): 1241– 1244.
- [6] 虞觉奇, 易文质, 陈邦迪, 等. 二元合金状态图集[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1984. 574.
- [7] AKSELSSEN O M. Advances in brazing of ceramics[J]. Journal of Materials Science, 1992, 27: 1989– 2000.
- [8] VILLARS P, PRINCE A, OKAMOTO H. Handbooks of Ternary Alloy Phase Diagrams[M]. U SA: ASM, 1997. 2353– 2359.

基金项目: 武器装备预研基金项目(51418050503QT 0203); 高等学校博士学科点专项科研基金(20030008014)

收稿日期: 2005-01-17; 修订日期: 2005-04-12

作者简介: 林国标(1964–), 男, 研究员, 现从事陶瓷与金属连接方面的研究, 联系地址: 北京科技大学材料学院(100083)。

《第三届世界粘结及相关现象大会》征文启事

继 1994 年在日本东京、1998 年在德国 Garmish – Partenkirchen 和 2002 年在美国奥兰多成功召开第零届(WCARP-0)、第一届(WCARP-) 和第二届(WCARP-) 世界粘接及相关现象大会之后, 由七个国际粘接学会发起, 由北京市科协和北京粘接学会主办, 北京市粘接学会和北京航空材料研究院联合承办的第三届世界粘接及相关现象大会(WCARP-) 将于 2006 年 10 月在中国北京召开。历次 WCARP 会议约有 30 多个国家的近 300 名代表出席会议, 会议论文体现了各国粘接技术领域的最高水平和最新技术成果。此次会议(WCARP-) 将邀请国际知名专家学者就学科前沿发展动态做大会特邀报告和分会报告, 还将通过 11 个学术分会报告研讨相关的科研、技术进展, 并以论文张贴等形式进行交流。

会议征文主题

- (1) 界面和界面现象;
- (2) 胶粘剂化学进展;
- (3) 聚合物刷子与粘接;
- (4) 粘接接头力学;
- (5) 先进的粘接技术;
- (6) 无损检测与粘接技术新型表征方法;
- (7) 生物粘接与生物医用粘接(包括齿科);
- (8) 粘接现象的跨学科研究与纳米技术;
- (9) 先进的粘接应用技术;
- (10) 压敏粘接剂;
- (11) 粘接剂工业的可持续发展(生态、环境与经济)。

作者请于 2005 年 11 月 1 日之前向 WCARP- 会议秘书处提交一份英文论文摘要。有关论文格式要求和会议的最新消息, 请访问: <http://www.wcarp.cn>

会议主席: 益小苏 教授(中国)

会议副主席: Lynn Penn 教授(美国); Wulff Possart 教授(欧洲); Hirokuni Ono 教授(亚洲)

WCARP- 会议秘书处: 杨素玲, 阮中慈

通讯地址: 北京航空材料研究院 北京市 81 信箱 54 分箱(100095)

电子信箱: secretariat@wcarp.cn

传真: 010-6245 6212

电话: 010-62496148/ 62496145