

固/液熔接 CuW/ZL101A 界面结合机理

邓颖^{1,2}, 梁淑华¹, 邹军涛¹, 杨卿¹

(1. 西安理工大学 陕西省电工材料与熔渗技术重点实验室, 陕西 西安 710048)

(2. 西安宝德粉末冶金有限责任公司, 陕西 西安 710201)

摘要: 采用固/液熔接法制备了 CuW/ZL101A 整体材料, 并对 CuW/ZL101A 扩散溶解层组织结构与形成机制进行了研究。实验表明, 当熔接条件为 (690~705) °C/60 min 可以获得良好的结合界面, 其界面结合为扩散与溶解结合, 界面扩散溶解层主要由平面状扩散溶解层、柱状方向性扩散溶解层、共晶扩散溶解层 3 部分组成, 其生长方向均趋于沿界面法线方向生长, 利用扫描电子显微镜和 X 射线衍射仪观察和分析了各扩散溶解层的新相组成。以 705 °C/60 min 为例, 分析了整体界面扩散溶解层组织结构演变和形成机理: 平面状扩散溶解层和柱状方向性扩散层分别由铜钨界面原子沿 CuW 界面形核结晶横向生长连成整体形成小平面状扩散溶解层, 再转向正常纵向生长所形成; 共晶扩散溶解层是由接近及远离共晶成分点的铝铜形成层片状伪共晶及网状离异共晶组织; 以熔接 690 °C 保温不同时间对界面扩散溶解层的影响可知: 随着熔接时间延长, 界面扩散溶解层形貌相同, 无新相层的形成, 仅扩散厚度存在差异。

关键词: CuW/ZL101A 固/液界面; 扩散溶解层; 组织结构演变; 形成机制

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)03-0740-07

CuW 合金是通过粉末冶金烧结熔渗法制备的一类具有高强度和高硬度、高导电性, 并具有较强耐电弧烧蚀能力的假合金, 广泛应用于开关行业^[1,2]。尤其是通过熔渗法将其与铬青铜连接在一起构成的 CuW/CuCr 整体材料^[3], 成为高压及特高压开关自力型触头的主导材料。但是随着市场竞争的加剧, 触头材料居高不下的成本成为制约高压开关行业的主要瓶颈之一, 因此迫切需要开发低成本的自力型触头材料。

ZL101A 是铸造铝硅合金的一种, 其具有良好的铸造性能, 与铜及铜合金具有相近的强度、硬度、耐磨性和导电性, 而且比铜及铜合金价格便宜。若将 CuW 假合金与 ZL101A 2 种异质材料通过熔接方法连接在一起, 制备成 CuW/ZL101A 整体材料, 成为部分对电导率要求不高的自力型触头的替代品, 将有效节约成本。

目前, 异质合金连接大多采用焊接^[4-7]和双金属复合铸造^[8]两大工艺。但由于 CuW 假合金和 ZL101A 2 种材料在物理、化学及力学性能等方面存在的显著差异, 采用传统的焊接方法, 容易在焊接接头产生应力集中, 导致各种焊接裂纹产生, 并且不可避免存在其它焊接缺陷^[9]; 再者, ZL101A 合金成分中含约 0.35%Mg, 导致其几乎无法实现直接焊接^[10]。双金属

复合铸造是利用复合技术使 2 种或 2 种以上物理、化学、力学性能不同的金属在界面上实现冶金结合而制备的一种新型铸造技术。

目前常用的双金属复合铸造工艺分为液-液和固-液两大类, 其中因固-液复合铸件几乎不受铸件形状的影响以及其制造工艺简单, 所以越来越受人们重视^[11]。固-液复合技术是一种制备复合材料的有效方法^[12,13], 在固-液界面, 通过异类原子的扩散和溶解, 形成层状的扩散溶解层^[12], 将界面两侧的基体连接起来。由于 CuW 及 ZL101A 都是二元合金, 因此, 通过固/液熔接工艺形成的 CuW/ZL101A 界面, 很大程度上是由多组元界面原子扩散与反应的结果。

因此, 本研究采用固/液熔接 CuW/ZL101A 整体材料, 在 ZL101A 熔点以上 CuW 熔点以下进行熔接, 研究了固/液熔接 CuW/ZL101A 整体材料界面扩散溶解层的组织结构演变与形成机理, 对预测与控制 CuW/ZL101A 整体材料的扩散溶解层的组织与性能具有重要的理论和实际应用价值。

1 实验

加工相应尺寸的 CuW 合金和 ZL101A 合金, 碱洗和酸洗分别除去合金表面上的油脂和氧化膜。然后采

收稿日期: 2016-03-18

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51371139, 51174161); 陕西省重点科技创新团队 (2012KCT-25); 陕西省科技统筹项目 (2012KTCQ01-14)

作者简介: 邓颖, 女, 1986 年生, 硕士, 西安宝德粉末冶金有限责任公司, 陕西 西安 710201, E-mail: dengying0815@126.com

用体积分数为 75% 的磷酸对 CuW 表面电解腐蚀 10~50 s, 再对其进行表面洁净及干燥化处理。将处理好的 2 种合金立式 (ZL101A 在上, CuW 在下) 放入相应规格的金属型坩埚内, 并置于 Ar 气氛保护的真空管式炉内, 采用 705 °C, 保温 1 h; 690 °C 分别保温 30、45、60、75、90 min 不同工艺对 CuW/ZL101A 进行固/液熔接, 熔接和快冷成型后, 即可得 CuW/ZL101A 整体材料。

对不同熔接工艺下的试样, 经打磨、抛光, 采用扫描电子显微镜分析界面结合情况及扩散溶解层组织结构; 利用 X 射线衍射仪对扩散溶解层进行初步物相分析, 利用电子探针能谱定点分析技术测定扩散溶解层各点成分, 结合相图判定扩散溶解层各物相具体组成。

2 结果与分析

2.1 扩散溶解层形貌特征

在熔接温度为 690 °C, 分别保温 30、45、60、75、90 min, 不同熔接工艺的整体材料形貌如图 1 所示。根据界面扩散层结构形貌特征, 其由 3 个部分组成, 从左到右依次是: 平面状扩散溶解层, 如图 1 中 1 区域; 柱状方向性扩散溶解层, 如图 1 中 2 区域; 共晶扩散溶解层, 如图 1 中 3 区域。图 2 是图 1 中 1 区域局部放大图。

从图 1 还可看到, 当保温溶解时间 30 min 时, 1 区域与 2 区域没有严格界限, 如图 1a 所示; 随着保温时间的延长, 界面扩散溶解层形貌相同, 无新相层形成, 仅扩散厚度存在差异, 其生长方向均趋于沿界面法线方向生长。

以 705 °C/60 min 熔接工艺下的 CuW/ZL101A 为例分析其界面扩散溶解层结构组成特点。如图 3a 所示, 该条件下整体材料结合面形成了明显扩散溶解层,

CuW 与 ZL101A 形成了冶金结合。

根据界面扩散层结构形貌特征, 该条件下的扩散溶解层由 3 个部分组成, 从左到右依次是: 平面状扩散溶解层, 如图 3b 所示; 柱状方向性扩散溶解层, 如图 3c 所示; 共晶扩散溶解层, 如图 3d 所示。

图 4 是利用 XRD 对界面扩散溶解层 (图 3a) 进行物相分析结果。通过对整体界面扩散溶解层 XRD 物相分析结果可知, 界面主要由 $W+AlCu+Al_2Cu+Al_4W+CuAl_5W_2$ 的混合物组成。从 XRD 衍射峰强度可以看到, $Al_2Cu+Al_4W+CuAl_5W_2$ 的 3 个物相的衍射峰强度较高。因此判定, 形成这 3 种物相数量较多, 其余物相形成数量较少。对于它们所在的位置、形貌、分布形态将在以下各扩散溶解层组织结构中具体分析。

2.2 扩散溶解层组织结构

2.2.1 平面状扩散溶解层的组织结构

平面状扩散溶解层的位置见图 3a 中 1 区域, 主要形成特征是平面状向铝合金侧生长, 并在其上析出不规则形状的灰白色组织和零散亮白色的钨颗粒。

为了进一步了解平面状扩散溶解层的组织结构, 首先对该扩散溶解层中的各组织进行定点能谱分析, 定点位置如图 5 中点 1 到点 5 所示, 定点能谱分析数据如表 1 所示。

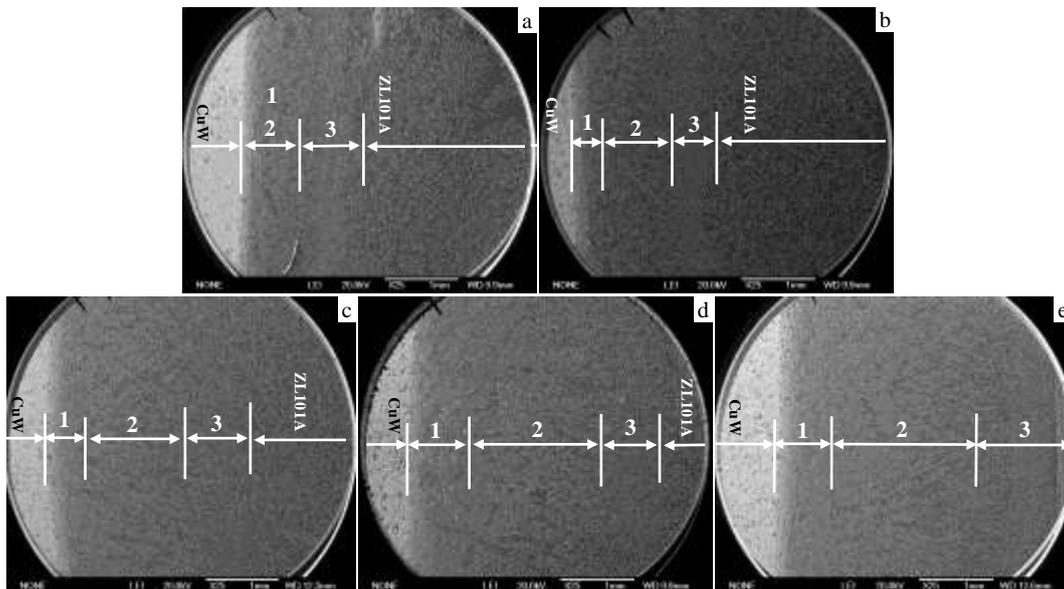


图 1 690 °C 不同保温时间整体形貌图

Fig.1 Morphologies of DSL after treatment at 690 °C for different holding time: (a) 30 min, (b) 45 min, (c) 60 min, (d) 75 min, and (e) 90 min

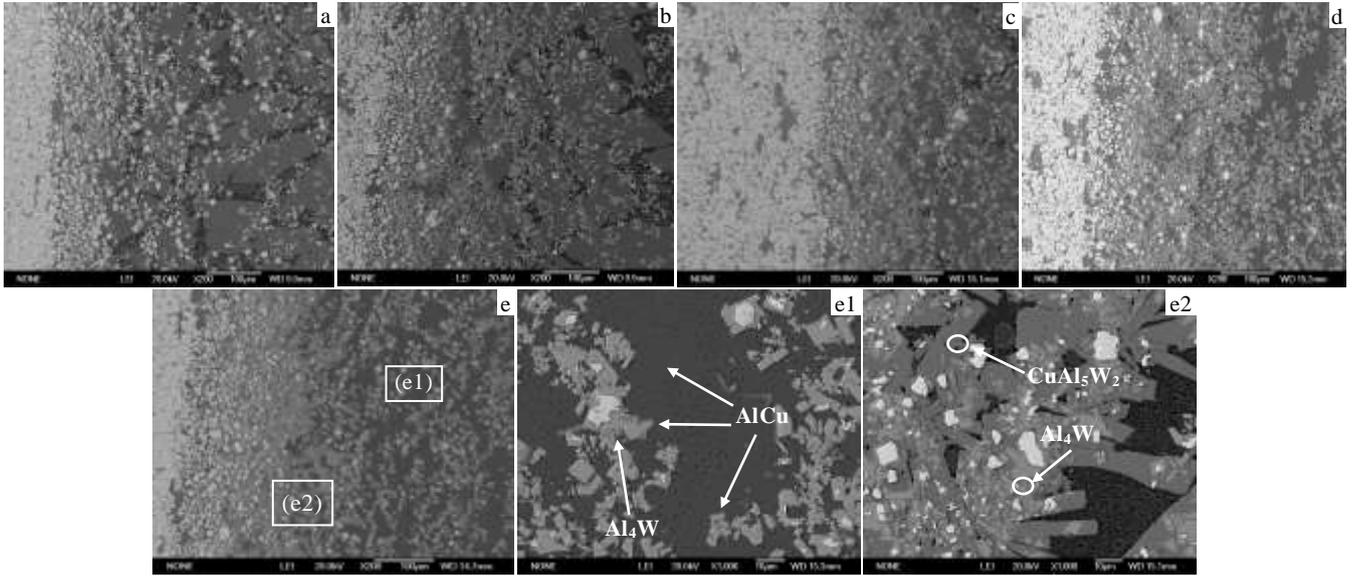


图 2 690 °C 不同保温时间平面状扩散层局部放大图

Fig.2 Local enlarged images of planar DSL for Fig.1: (a) 30 min; (b) 45 min; (c) 60 min; (d) 75 min; (e) 90 min; (e1) and (e2) are local enlarged images for Fig.2e

图 3 界面扩散溶解层微观组成及形貌

Fig.3 Morphology and microstructure of interfacial DSL: (a) interfacial DSL, (b) planar DSL, (c) columnar directional DSL, and (d) lamellar pseudo-eutectic DSL

从表 1 可知, 在点 1, 点 2, 点 5 中, 铝与铜原子的原子百分比分别接近 1:3、1:1、2:1。根据 Al-Cu 二元相图, 可以判断点 1, 点 2, 点 5 的物相分别为 AlCu₃、AlCu、Al₂Cu, 与图 4 中判断物相相一致。在点 3 和点

4 中, 铝、铜、钨原子百分比接近 13:5:2, 从 XRD 物相分析可得点 3 与点 5 的物相是 CuAl₅W₂, 其各自的原子扩散通量比可以被划分为 5:1:2 和 8:4 两部分^[14]。因此, 当铝、铜、钨原子扩散通量比接近 5:1:2 时, 形成

CuAl₅W₂; 当铝、铜原子扩散通量比接近 2:1 时, 形成 Al₂Cu, 且这 2 种物相同时在该层形成灰白色不规则颗粒状的混合物。这也与图 4 中的物相组成及形成量分析结果相一致。

因此, 在该实验条件下, 平面状扩散溶解层是由 Al₂Cu+CuAl₅W₂+AlCu₃+AlCu 与零散钨颗粒的混合组

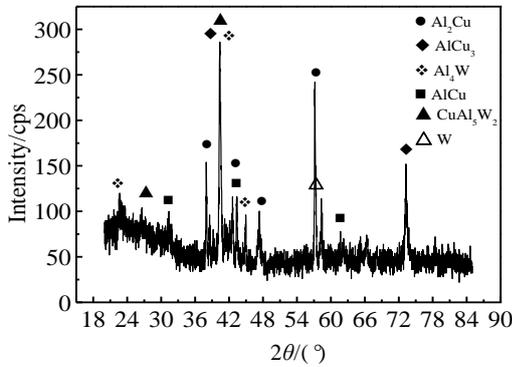


图 4 界面扩散溶解层 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of interfacial DSL

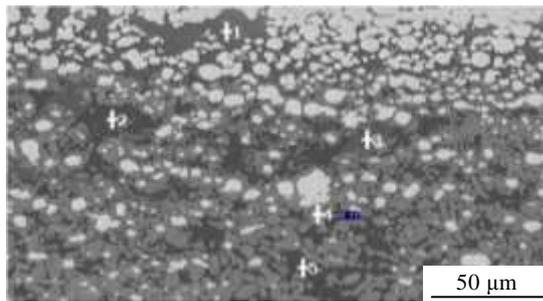


图 5 平面状扩散溶解层组织形貌及能谱分析定点位置

Fig.5 Morphologies of planar DSL and fixed-point locations by EDS

表 1 图 5 中点 1~5 能谱分析

Table 1 EDS analysis of points 1~5 in Fig.5 (at%)

Points	Al	Si	Cu	W	Phase
1	23.13	-	76.58	0.29	AlCu ₃
2	44.98	-	55.02	-	AlCu
3	64.06	-	26.90	9.04	CuAl ₅ W ₂ +Al ₂ Cu
4	64.21	-	26.14	9.65	CuAl ₅ W ₂ +Al ₂ Cu
5	64.43	-	35.57	-	Al ₂ Cu

织组成, 且形成量依次降低。

2.2.2 柱状方向性扩散层的组织结构

平面状扩散溶解层的平面式生长形成以后, 相邻扩散层形成了柱状方向性扩散溶解层, 如图 3a 中 2 区域。

为了确定柱状方向性扩散溶解层的组织结构, 对该扩散层的组织进行定点能谱分析, 定点位置如图 6 所示。点 1 是柱状方向性扩散溶解层的生长层的主干, 点 2 和点 4 分别是主干之间的不同组织, 点 3 是漂浮在该扩散溶解层上的雪花状组织。定点能谱分析数据见表 2。从表 2 中可以看出, 点 1 与点 4 中的铝与铜原子的原子百分比均接近 2:1, 根据 Al-Cu 二元相图可

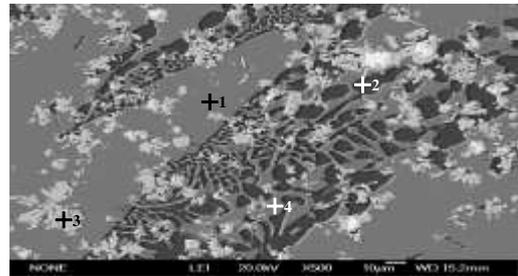


图 6 柱状方向性扩散溶解层及能谱分析定点位置

Fig.6 Fixed-point locations by EDS of columnar directional DSL

以判断点 1 和点 4 的物相均为 Al₂Cu。同理可得点 3 物相是 Al₄W。点 2 能谱数据显示为原子分数为 96% 的 Al, 可以判定是铝基体。

通过表 2 中的定点能谱分析及成分判断可得: 柱状方向性扩散溶解层主干组织均为 Al₂Cu, 主干之间的黑色片状与浅灰色层状组织均为伪共晶组织。

2.2.3 共晶扩散层的组织结构

经过较宽的柱状方向性扩散溶解层的形成之后, 随着 W、Cu 原子扩散距离的进一步增大, 其浓度减小, 当该组织成分接近共晶成分的过共晶成分或亚共晶成分, 冷速较快时, 致使其在非平衡凝固过程和显微组织与平衡状态发生偏离, 容易形成交替排列 (α+Al₂Cu) 片层状的伪共晶组织 (如图 7a)。

另外, 在一定宽度的片层状伪共晶之后, 在铝基体上紧接着出现网状结构的浅灰色组织, 雪花状组织 Al₄W 漂浮其上。为了分析浅灰色网状结构组织成分, 对其进行定点能谱分析, 定点位置如图 7b 所示, 能谱分析数据如表 3 所示, 从表 3 中可得铝铜原子百分比接近 2:1, 结合 Al-Cu 二元相图及 XRD 物相分析判定该网状结构是 Al₂Cu。

3 分析与讨论

由图 1 可知, 690 °C 不同保温时间下界面扩散溶解层形貌相同, 结合界面扩散溶解层均由平面状扩散溶解层、柱状方向性扩散溶解层、共晶组织扩散溶解

层 3 部分组成, 无新相层形成, 仅扩散层厚度存在差

表 2 图 6 中点 1~4 能谱分析

Table 2 EDS analysis of points 1~4 in Fig.6 (at%)

Points	Al	Si	Cu	W	Phase
1	64.88	-	34.59	0.54	Al ₂ Cu
2	96.04	1.06	2.82	0.08	Al
3	80.77	-	-	19.23	Al ₄ W
4	66.42	-	33.58	-	Al ₂ Cu

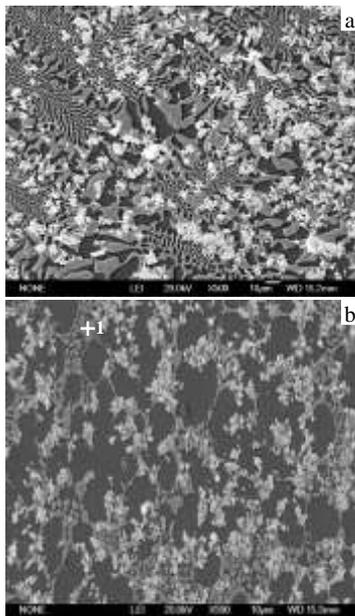


图 7 共晶组织扩散溶解层形貌

Fig.7 Eutectic microstructure DSL: (a) lamellar pseudo-eutectic microstructure and (b) mesh divorced eutectic microstructure

表 3 图 7b 中点 1 能谱分析

Table 3 EDS analysis of point 1 in Fig.7b (at%)

Al	Si	Cu	W	Phase
65.15	0.69	34.34	0.12	Al ₂ Cu

异, 其生长方向均趋于沿界面法线方向生长。

CuW/ZL101A 的固/液熔接工艺包含升温、保温、冷却成型 3 个阶段, 相应的将 CuW/ZL101A 的扩散连接过程分为物理接触, 表面原子激活、原子扩散和微孔的收缩、消除, 原子扩散及溶解层成分均匀化 3 个过程。

在扩散连接过程初期, 即为物理接触阶段, 塑性变形占主导地位。在真空系统完成抽真空充入氩气, 没有开始加热的时候, 两基材在垂直方向叠加, CuW 表面用体积浓度为 75%磷酸电解腐蚀后, 表面铜的氧化物去掉, 裸露的钨凸峰与 ZL101A 支撑接触。加热

系统开始加热后, 随着温度的升高, 块状铝合金逐渐边角圆化、变形, 并且与 CuW 接触部位扩大, 在接触表面形成大量的结合点, 使合金元素在连接表面相互接近到能够引起弱化学作用的距离以内。而在接触面上的 Al、Cu、Si、W 等自由原子, 其金属键不饱和, 存在空的配位, 因此这些原子为达到稳定态, 很容易在原子的距离内形成弱化学键。两基材合金元素在物理吸附和化学吸附作用下, 在结合面上达到金属的实际物理接触。

在加热升温过程中, 开始温度较低, 少量发生接触的部分会形成激活中心, 而激活中心的出现及激活时间的长短取决于熔点较高一侧的 CuW 的塑性变形。在激活中心处, 低熔点组元开始在 CuW 接触面的凹处扩散。由于 Al 的熔点和结合能相对较低, 大量分布在铝合金基体中, 其界面跳跃频率比内部原子高, 具有较低的激活能, 相应的扩散系数就高些, 扩散速率较快; 极少量被激活的 W 原子也将向 ZL101A 基体中扩散。激活中心合金原子被激活开始进行扩散的同时将伴随空洞的收缩和消失。在激活中心附近的凹表面处, 空位浓度高于平衡浓度, 化学位较低; 在激活中心凸表面处, 空位浓度高于平衡浓度, 化学位较高。这样在激活中心和其附近空位处存在一定的化学位差, 在化学位差的驱动下, 发生激活中心合金原子和空位的扩散, 由表面能最小原理, 这种扩散将持续至空洞消失, 使得两基材的表面结合率提高。

随着熔接温度的进一步升高, CuW 微表面热化, 两基材的表面结合率进一步提高。当温度达到 670 °C 时, 铝合金开始熔化, 由于熔融态铜表面张力比铝大, 流动性比铝小, 液态铝合金在毛细作用和表面张力作用下平铺在 CuW 表面上。温度达到熔接温度 690 °C 后, 由图 2a, 2b 可知, 保温较短时间, CuW 合金与 ZL101A 合金界面附近, CuW 假合金中的钨骨架在 ZL101A 熔体较短的热腐蚀作用下, 出现少量晶界热化、溶解的现象, 溶解层扩散层组织浸入到钨骨架晶界中; 在 ZL101A 合金侧, CuW 中的 Cu 表面原子首先被激活, 形成激活中心而使新鲜质点间产生原子键, 首先沿着 CuW 界面横向形核结晶形成生成能较低的铝铜化合物^[15] (主要是 Al₂Cu, 极少量 AlCu); 由于 Cu 原子向 ZL101A 熔液中的扩散速率很快, 因此, 横向生长很快连成整体, 形成小平面对扩散溶解层。再者, 随着保温时间的进一步延长, 溶解掉的 W 颗粒除了被向铝合金熔液中扩散的 Cu 原子少量带入外, 还有部分与铝铜原子沿着 CuW 界面形成了极少量 CuAl₃W₂ 不规则颗粒相, 如图 2c 所示。又因 Cu 向液态铝合金侧扩散速率大于铝液态原子向 CuW 侧扩散

速率, 因此, 如图 1a~1c 所示, 扩散溶解层向铝合金侧扩散作用大于向 CuW 侧扩散作用, 2 种合金界面元素的互扩散, 使得平面状扩散溶解层与 CuW 合金结合面实现了初步冶金结合, 如图 2a~2c 所示。

随着 Cu 原子在铝合金熔液中扩散浓度的降低, 平面扩散层的纵向生长不能连接成片, 形成以平面状扩散溶解层为“根”发出板条状为主干, 扩散进入到铝合金侧的扩散层中, 以竹笋状生长方式生长。随着 Cu 原子在铝合金熔液中扩散浓度的进一步降低, 当成分接近共晶成分时, 在柱状扩散溶解层主干之间及柱状扩散溶解层之后, 冷速较快时, 原子扩散不能充分进行, 致使其凝固过程和显微组织与平衡状态发生偏离, 容易形成层片状伪共晶组织^[16], 如图 7a 所示; 随着 CuW 侧的扩散层距离进一步增大, 铜原子的扩散通量进一步减少, 铝铜成分远离共晶成分点时, 使原来 Cu 低于 5.7% 的固溶体型合金变成亚共晶合金, 结晶时发生 $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 二元共晶反应。由于初生铝的量很多, 而共晶体的量很少, 在共晶转变中, 共晶体中的晶体铝依附初生铝上生长, 而剩下的 Al_2Cu 则独存于初生铝晶粒的晶界处, 从而使片层状共晶组织特征消失, 出现两相分离的共晶^[16], α 铝基固溶体之间分布着共晶体 ($\alpha + \text{Al}_2\text{Cu}$) 中的 Al_2Cu , 如图 7b 所示。

随着保温时间的进一步延长, 铜原子扩散距离进一步增大, 由于 Cu 原子向 ZL101A 熔液中的扩散速率很快。因此, 横向生长很快连成整体, 形成平面状扩散溶解层; 横向小距离的平面状转向正常的纵向生长, 形成较宽距离的平面状扩散溶解层, 如图 1 所示, 这一现象与宋玉强等人^[17]观测 Al/Co 扩散偶界面反应时的实验现象相同; 此时, 大量被激活 W 原子, 被高温熔体溶解钨骨架溶解掉, 沿着界面附近扩散, 被迁移到远离 CuW 侧一定距离范围内, 形成较多的 CuAl_5W_2 及 W 颗粒, 如图 2d 所示; 在柱状扩散溶解层区域, 铝钨原子扩散通量之比接近 4:1 时, 形成铝钨第一生成富铝相—雪花状 Al_4W 组织^[18], 它主要存在于柱状扩散溶解层的主干上, 少量存在于主干之间, 如图 6 所示; 在保温 90 min 时, 可以看到靠近 CuW 侧的 W 骨架, 由于 ZL101A 熔体的较长时间的过热作用, 钨骨架较大量溶解, 沿着 CuW 界面形成大量 CuAl_5W_2 先横向生长连接成整体, 再正常纵向生长, 如图 2e 所示; 此时扩散能较大的 Cu 原子被更多激活, 随着 Cu 原子的扩散, 柱状扩散溶解层的根部横向生长连成平面状, 柱状主干之间被填充主干先变粗短, 之后又趋向纵向生长, 使得原本粗长的柱状主干变得粗长, 其生长前沿依旧呈柱状; 此时雪花状的 Al_4W

组织不仅弥散分布在柱状与共晶扩散溶解层中, 还弥散分散在平面状扩散溶解层及横向生长连接成片的 CuAl_5W_2 上, 如图 2 中 e2; 同时, 在平面状扩散溶解层的 Al_2Cu 与 Al_4W 组织之间形成少量花瓣状、生成能较高的 AlCu 组织, 如图 2e1 所示。

共晶扩散溶解层随着熔接保温时间的延长, Cu 原子向铝合金熔液中的扩散能力增大, 铝合金熔液中铜浓度的增加, 超过了共晶成分浓度, 扩散反应后, 原来共晶区相层相继被柱状及平面状扩散溶解层所代替, 与此同时, 各相层的厚度也在增加。这是因为熔接保温时间的延长, Cu 向液态 Al 的扩散溶解量大, 不断补充新相的长大, 从而使各相层迅速长大; 整体扩散溶解层的各个相层结构转变, 主要是由铜原子沿 CuW 界面扩散形成横向平面状扩散溶解层, 再转向正常纵向生长模式。并且有更多的 Cu 原子扩散进入相层, 不断补充新相的长大, 从而使相层迅速长大。

因此, 从图 1 可知, 随着保温时间的延长, 合金元素进行充分的扩散, Cu、W 不断扩散进入铝合金中, 形成以 Al 为溶剂的扩散溶解层, 不断补充新相的长大, 从而使各相层迅速长大。这种扩散溶解层的宽度取决于化学元素扩散驱动力和结晶条件, 两基体材料的化学成分差异越大, 浓度梯度和扩散驱动力越大, 合金元素扩散的距离越远, 形成的扩散溶解层越宽。

4 结 论

1) 采用固/液熔接法制备了 CuW/ZL101A 整体材料, 界面扩散溶解层主要由平面状扩散溶解层、柱状方向性扩散溶解层、共晶扩散溶解层组成, 其生长方向均趋于沿界面法线方向生长。

2) 平面状扩散溶解层与柱状方向性扩散溶解层, 是由 ZL101A 中的铝原子首先穿越界面扩散进入 CuW 合金钨骨架中, 与粘结相铜原子首先结合生成铝铜化合物; 由于粘结相 Cu 原子向 ZL101A 熔液中的扩散较快, 溶解掉的钨颗粒在粘结相铜的粘性力作用下, 随之发生扩散移动或塑性流动, 造成界面处的组分发生相互扩散迁移, 首先沿界面横向生长连成整体, 形成小平面状扩散溶解层, 再转向正常纵向生长形成柱状扩散溶解层。

3) 共晶扩散溶解层是由接近及远离共晶成分点的铝铜, 在非平衡凝固过程使其显微组织与平衡状态发生偏离分别形成层片状伪共晶组织及网状离异共晶组织。

4) 随着熔接保温时间的延长, 界面扩散溶解层形貌相同, 无新相层形成, 仅厚度存在差异。

参考文献 References

- [1] Han Fenglin(韩风麟). *Powder Metallurgy Machinery Parts*(粉末冶金机械零件)[M]. Beijing: China Machine Press, 1985: 103
- [2] Chen Wenge(陈文革), Gu Chenqing(谷臣清). *Shanghai Electrical Technology*(上海电器技术)[J], 1997 (2): 12
- [3] Liang Shuhua(梁淑华), Fan Zhikang(范志康). *Mechanical Engineering Materials*(机械工程材料)[J], 1999, 23(3): 19
- [4] Li Gui(李贵). *High Voltage Apparatus*(高压电器)[J], 1994(1): 21
- [5] Zhou Zhangjian(周张建), Ge Changchun(葛昌纯), Li Jiangtao(李江涛). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2000, 36(6): 655
- [6] Li Yajiang(李亚江). *Special Joining Technology*(特种连接技术)[M]. Beijing: China Machine Press, 2007: 79
- [7] Meng Qingsen(孟庆森), Wang Wenxian(王文先). *Welding Basis of Metallic Materials*(金属材料焊接基础)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 44
- [8] Chen Hongan(张红安), Chen Gang(陈刚). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(3): 414
- [9] Hashi M M, Otomo S. *ISIJ*[J], 1992, 32(11): 1201
- [10] Chen Jian(陈健), Pu Juan(蒲娟), Wu Mingfang(吴铭方) et al. *Journal of Jiangsu University of Science and Technology* (江苏科技大学学报)[J], 2008, 22(2): 40
- [11] Sun Dele(孙德勒), Xie Jianxin(谢建新), Wu Chunjing(吴春京). *Metal Forming Technology*(金属成型工艺)[J], 2003, 21(2): 19
- [12] Li Shichun(李世春). *Interphase Diffusion Solution Zone-Superplastic of Zn-Al Eutectic Alloy*(相界扩散溶解层 Zn-Al 共晶合金的超塑性)[M]. Dongying: Chinese Petroleum University Press, 2006: 2
- [13] Liu Huijie(刘会杰). *Weld Metallurgy and Welding Performance*(焊接冶金与焊接性)[M]. Beijing: China Machine Press, 2007
- [14] He P, Liu D. *Materials Science and Engineering*[J], 2006, A437: 430
- [15] Zhang Guifeng(张贵锋), Zhang Jianxun(张建勋), Bao Yafeng(包亚峰). *Welding*(焊接)[J], 2001, 1(10): 14
- [16] Liu Zhien(刘智恩). *Material Science*(材料科学基础)[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 130
- [17] Song Yuqiang(宋玉强), Li Shichun(李世春), Yang Zeliang(杨泽亮). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2008, 29(12): 8
- [18] Cui Y F, Zhang X, Xu G L et al. *Journal of Materials Science* [J], 2011, 46(8): 2611

Interfacial Bonding Mechanism of CuW/ZL101A Prepared by Solid/Liquid Diffusion Bonding

Deng Ying^{1,2}, Liang Shuhua¹, Zou Juntao¹, Yang Qing¹

(1. Shaanxi Province Key Laboratory for Electrical Materials and Infiltration Technology, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Xi'an Baode Powder Metallurgy Co. Ltd, Xi'an 710201, China)

Abstract: The CuW/ZL101A integrated materials were prepared by a solid/liquid diffusion bonding process. The microstructures and formation mechanism of the diffusion solution layer (DSL) were investigated. The phase composition was analyzed by SEM and XRD. The results show that a good bonding interface is obtained at 690~705 °C for 60 min. With the growth direction perpendicular to the interface, the interfacial DSL mainly consists of planar DSL, columnar DSL and eutectic DSL. The microstructure evolution and formation mechanism of the DSL obtained at 705 °C for 60 min can be explained as follows: the nucleation occurs at the W-Cu interface, the lateral growth is firstly along the interface and the subsequent connection results in the small planar DSL, and then the longitudinal growth causes the formation of the columnar DSL. The eutectic DSL consists of lamellar pseudoeutectic and net divorced eutectic structures with the composition close to or far from the Al-Cu eutectic point. With the increase of bonding time at 690 °C, the DSL exhibits the similar morphology but different thicknesses without the formation of new phase.

Key words: CuW/ZL101A solid/liquid interface; diffusion solution layer; microstructure evolution; formation mechanism

Corresponding author: Liang Shuhua, Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, Tel: 0086-29-82312181, E-mail: liangsh@xaut.edu.cn