

Zn-Al-Cu 基合金无钎剂钎焊泡沫铝的 界面结构及力学性能 *

王 辉^{1,2)} 何思渊³⁾ 褚旭明^{1,2)} 何德坪²⁾

- 1) 东南大学材料科学与工程学院, 南京 211189
2) 江苏省先进金属材料高技术研究重点实验室, 南京 210018
3) 东南大学生物科学与医学工程学院, 南京 210096

摘 要 以 Zn-Al-Cu 基合金为钎料, 对 74.7%—91.6% 不同孔隙率的泡沫铝采用无钎剂钎焊方法进行连接实验. 采用 OM 和 SEM 观察钎缝组织及界面结构, EDS 测定界面元素分布, XRD 分析界面物相, 通过热力学分析验证钎料中 Cu 和 Zn 与母材中 Al 元素的相互作用和除膜机理, 对钎焊接头试样进行拉伸和剪切性能实验, 分析孔隙率与接头试样强度之间的关系. 结果表明, 该无钎剂钎焊方法在泡沫铝端面之间形成密实结构的连续钎料层, 未改变母材结构特征; 钎缝组织由 Al(Zn) 固溶体、Zn(Al) 固溶体、Cu₄Zn 及 MgMnO₃ 组成; 连接界面主要由 Al(Zn) 固溶体组成, Zn, Al 和 Cu 在界面上相互扩散而形成一定扩散梯度, 熔合良好, 钎焊接头抗拉强度与母材相当, 剪切强度略高于相同孔隙率母材的剪切强度, 抗拉强度和剪切强度均随孔隙率增加而明显降低.

关键词 Zn-Al-Cu 基合金, 无钎剂钎焊, 泡沫铝, 界面结构, 力学性能

中图分类号 TG457.14, TF125.6 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2009)06-0723-06

INTERFACIAL STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINIUM FOAM JOINTS FLUXLESS-SOLDERED WITH Zn-Al-Cu BASE ALLOY

WANG Hui^{1,2)}, HE Siyuan³⁾, CHU Xuming^{1,2)}, HE Deping²⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189

2) Jiangsu Key Laboratory of Advanced Metallic Materials, Nanjing 210018

3) School of Biological Science and Medical Engineering, Southeast University, Nanjing 210096

Correspondent: HE Deping, professor, Tel: (025)83794119, E-mail: wanghui1203@seu.edu.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2006CB601201) and Key Program of National Natural Science Foundation of China (No.50231010)

Manuscript received 2008-11-05, in revised form 2009-02-18

ABSTRACT Al foam is a structural metal in which gas bubbles are separated by thin Al cell-walls, and exhibits a unique combination of functional properties mainly derived from their cellular structure. Joining is one of important considerable secondary processes that are required for use of work pieces made from Al foam or manufacture of large size Al foam plate. Almost all of the current joining methods have some problems in corrosion resistance, fatigue tolerance, formation of weld and mechanical properties. The joint is further complicated by various cellular structure characteristics that can have a significant impact on the joining process and mechanical properties of the joints. With Zn-based alloy as filler metal, a fluxless soldering method for joining Al foams with porosities of 74.7%—91.6% is proposed. The microstructure of the soldered interfacial region, elemental distributions and phase identification were determined by OM, SEM, EDS and XRD. The tensile and shear strengths of soldered joints, and the relationship between joint bonding strength and porosity were also

* 国家重点基础研究发展计划项目 2006CB601201 和国家自然科学基金重点项目 50231010 资助

收到初稿日期: 2008-11-05, 收到修改稿日期: 2009-02-18

作者简介: 王 辉, 男, 1970 年生, 副教授, 博士生

investigated. The results show that the joining method does not change the cellular structure near the soldered joint, but a dense soldering seam layer is formed. The soldered region consists of Al(Zn) and Zn(Al) solid solutions, Cu_4Zn and MgMnO_3 . Major elements of the filler alloy and bases easily diffuse into each other. The tensile strength of the joints is close to that of the Al foam base, and the shear strength of joint is higher than that of Al foam. The strengths of joints decrease with the increase of Al foam porosity.

KEY WORDS Zn–Al–Cu base alloy, fluxless soldering, Al foam, interfacial structure, mechanical property

以闭孔孔隙结构为特征的泡沫铝在超轻多孔金属的重要发展领域中, 实现了结构材料的轻质多功能化, 包括超轻 (密度不大于 1 g/cm^3)、高比强度和高比刚度、高能量吸收、高阻尼减振、声学、热学和电磁屏蔽及其多功能兼容, 成为当今国际材料研究热点之一^[1-4]. 迄今为止, 有关泡沫铝的焊接技术尚不成熟, 这极大地限制了大尺寸化的制备和泡沫铝在高技术和民用领域的应用, 因此, 研究泡沫铝的焊接性具有重要意义.

Haferkamp 等^[5]和 Pogibenko 等^[6]研究了在泡沫铝母材待焊端面之间插入 AlSi12 钎料后采用激光焊的熔焊方法. 在高能热源作用下, 泡沫铝孔隙结构大量坍塌导致熔池和焊缝成形困难和熔合不良. 此外, 板厚对激光功率要求也较为敏感^[7]. 具有较低拘束条件的扩散焊^[8]和超声波焊^[9]也受到关注, 但其焊接接头力学性能较差, 尚不具备实用化条件. 钎焊是泡沫铝具有实用潜力的连接方法之一. Matthes 和 Lang^[10]以 AlSi10Mg0.6 与 TiH_2 粉末混合作为钎料坯, 采用气体保护炉中钎焊方法可获得孔隙结构的钎缝, 但是焊接接头拉伸和剪切强度比较低. 本工作在前期研究^[11]中曾采用 Al–Si 共晶钎料并配合氟化物钎剂的高纯氮气保护炉中钎焊方法焊接不同孔隙率的泡沫铝, 得到的钎焊接头强度低于母材. 与实体铝的钎焊相比, 孔隙的存在是泡沫铝钎焊中钎料润湿和流布不良的主要原因. 总之, 现有的焊接方法在接头耐蚀、抗疲劳、焊缝成形以及接头力学性能等方面均存在诸多问题, 泡沫铝的多样化孔结构 (孔径、孔形状和孔隙率等) 对焊接过程和焊接接头性能产生很大影响.

近些年来, 采用 Zn–Al 基合金焊接高强铝基复合材料的研究^[12-14]引起了重视. Zn–Al 基合金具有较好的流动性、适宜的熔点、良好的抗氧化性、足够的力学性能以及与铝基材料易发生反应的特点. 本文在前期工作^[15]的基础上, 采用 Zn–Al–Cu 基合金作为钎料, 无须真空或保护气氛条件, 不使用钎剂, 通过配合机械/物理方法去除致密氧化膜, 实现了泡沫铝的焊接, 对孔隙率为 74.7%—91.6% 的泡沫铝进行了连接实验, 同时对连接界面结构和接头力学性能进行了分析和测试.

1 实验方法

采用金属熔体发泡法通过铝熔体的增黏、发泡和控制凝固等制备过程获得实验用泡沫铝, 其主要成分 (质量分数, %) 为: Ca 1.2, Ti 1.1, Zn 0.3, Al 余量. 选取孔

隙率分别为 74.7%, 81.4%, 86.9% 和 91.6% 的泡沫铝作为待焊材料, 线切割加工成厚度为 25 mm 的板材. 钎料是实验室自行制备的 Zn–Al–Cu 基合金, 加工成厚度为 2 mm, 宽为 4 mm 的扁条状钎料, 其主要成分为: Al 6.2, Cu 4.3, Mg 1.2, Mn 0.8, Zn 余量. 钎料的固/液相线温度区为 396—405 °C, 抗拉强度 269 MPa.

清洗两块泡沫铝板待焊端面, 采用化学方法除去表面的油污和锈迹. 首先加热被焊泡沫铝试件, 使 Zn–Al–Cu 基钎料完全熔化并在试件表面铺展; 然后用机械方法刮擦熔融 Zn–Al–Cu 基钎料覆盖下的泡沫铝表面, 尽量除去氧化膜, 使得合金钎料熔体在端面孔隙胞棱及胞壁表面流布并填充胞壁凹表面; 冷却后对齐待焊接头, 进行二次加热, 使钎料二次熔化后稍加挤压并保温片刻; 再经冷却, 即形成钎焊接头.

焊接完成的泡沫铝试样经 96 h 自然时效后加工成相应尺寸的试样, 在 Hiron KH-7700 数字视频显微镜下观察试样横断面的钎料/母材界面层、钎缝形貌和组织; 采用带能谱的 Sirion 132-10 扫描电镜 (SEM/EDS) 观察钎缝和钎料/母材界面结构和主要元素分布; 采用 Shimadzu XD-3A X 射线衍射仪 (XRD) 确定界面物相, 扫描角度为 10° — 90° , 扫描速率为 $5^\circ/\text{min}$ ($\text{Cu } K_\alpha$, 40 kV, 30 mA).

将加工后的泡沫铝钎焊接头试样进行拉伸和剪切等力学性能测试. 拉伸试件截面呈矩形, 拉伸试样采用骨状; 剪切试样长度为 16 mm (钎缝位于试样长度方向中心), 圆柱形. 为了配合 CMT5105 电子万能试验机的性能测试, 自制特殊辅助夹具 (见图 1) 用于剪切性能实验. 在室温 (25°C), 加载速率为 0.5 mm/min 的实验条件下, 取

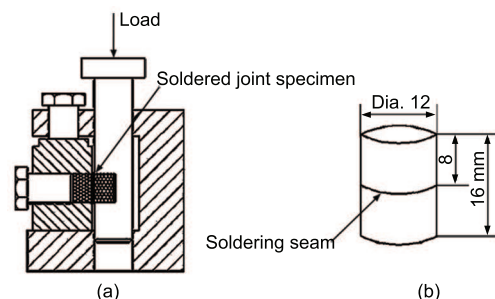


图 1 测试泡沫铝钎焊接头剪切强度用辅助夹具及试样尺寸

Fig.1 Supplemental fixture for testing shear strength of Al foam soldered joint (a) and specimen dimension (b)

4 个数据的平均值作为钎焊接头的抗拉和剪切强度值。

2 实验结果与分析

泡沫铝钎焊接头拉伸试样如图 2 所示。图 2a 和 b 分别是试样整体宏观形貌和截面形貌, 显示钎缝连续、致密, 成形完整, 说明 Zn-Al-Cu 基合金钎料在泡沫铝表面润湿良好。由于在加热过程中的轻挤压作用, 被挤压出的少部分钎料溢出, 形成理想的焊缝堆高。

2.1 钎焊界面结构与元素分布

图 3 是钎焊接头界面区的光学显微形貌和同一区域 SEM 不同放大倍数下的显微结构。图 3a 可以看出, 钎料层连续、密实地分布在泡沫铝端面之间。图 3b 是

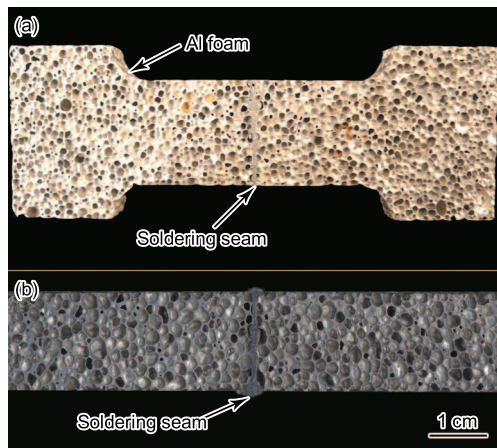


图 2 泡沫铝钎焊接头抗拉强度试样正面与截面形貌

Fig.2 Appearance (a) and macrostructure of across section (b) of Al foam soldered joint used in tensile test

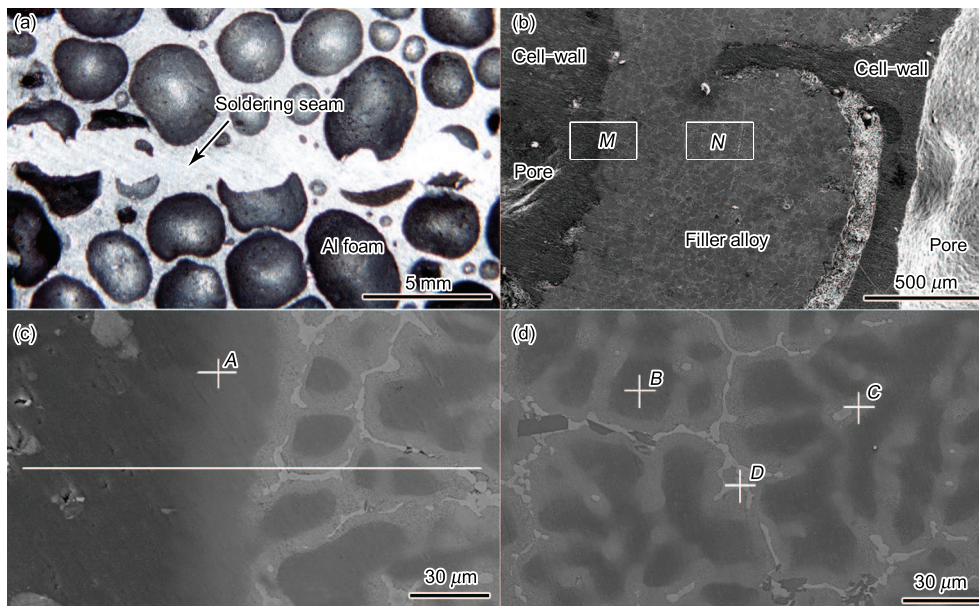


图 3 泡沫铝钎焊接头界面区的 OM 形貌和 SEM 显微结构

Fig.3 OM and SEM images of Al foam soldered joint (A, B, C and D—corresponding positions for EDS; M zone—interface between cell-wall and filler alloy; N zone—center zone)

(a) OM image of Al foam soldered joint (b) SEM image of Al foam soldered joint

(c) enlarged SEM image of M zone (white line is EDS scanning line) (d) enlarged SEM image of N zone

图 3a 的放大像, 表明钎料较好地流布在泡沫铝胞壁端面之间, 并与孔隙胞壁发生了熔合。图 3c 和 d 分别是图 3b 中 M 和 N 区的放大像。图 3c 清晰地显示出泡沫铝胞壁与 Zn-Al-Cu 合金钎料结合界面的特征, 从胞壁向钎料连续过渡, 组织致密, 未出现焊接缺陷。图 3d 可以看出, 钎缝组织主要由冷却过程中沿晶界析出的深灰色 B 区物相、灰色 C 区物相和浅色 D 区物相组成。

图 4 是图 3c 和 d 中位于界面过渡处 A 点和钎缝区的 B、C、D 点的能谱分析结果; 表 1 给出了图 3c 和 d 中 A、B、C 和 D 点的 Zn、Al 和 Cu 主要元素的原子分数。通过分析可得, D 区是沿晶界析出富 Cu 的 η 相 (Cu_4Zn), C 区是含 Zn 和少量 Cu 的 Al 固溶体, B 区是含 Al 和少量 Cu 的 Zn 固溶体; 位于界面的 A 处分析结果表明: 仍含有一定量 Zn 和 Cu 元素, 具有界面过渡区的元素含量特征。图 5 给出了图 3c 中直线上的元素分布, 显示界面附近 Zn、Al 和 Cu 等母材和钎料的主要元素呈连续分布, 钎料中 Zn、Cu 和泡沫铝胞壁中 Al 等元素在钎缝区的过渡层内发生了显著的梯度分布, 这表明: 在焊接中, 存在着钎料熔体向母材的渗入和母材向钎料熔体的扩散等相互作用过程。这种界面区附近的合金元素相互渗入和扩散, 使钎焊接头具有较好的力学性能。

将泡沫铝成分相同的实体铝合金表面清洗干净后加热, 使表面放置的小块钎料熔化, 重复焊接步骤可得到在实体铝合金表面上铺展并凝固的钎料试样, 去除铝合金表面多余的钎料得到与泡沫铝焊接界面相同的实体铝合金 XRD 试样。

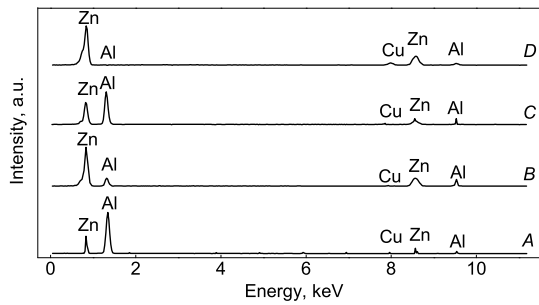


图 4 图 3c 和 d 中 A, B, C 和 D 处的能谱分析
Fig.4 EDS of points A, B, C and D in Figs.3c and d

表 1 图 3c 和 d 中 A, B, C 和 D 处的元素含量

Table 1 Quantitative data of points A, B, C and D in Figs.3c and d

Point	(atomic fraction, %)		
	Zn	Al	Cu
A	9.28	89.69	1.03
B	74.82	20.12	5.06
C	38.43	59.88	1.69
D	24.77	1.17	74.16

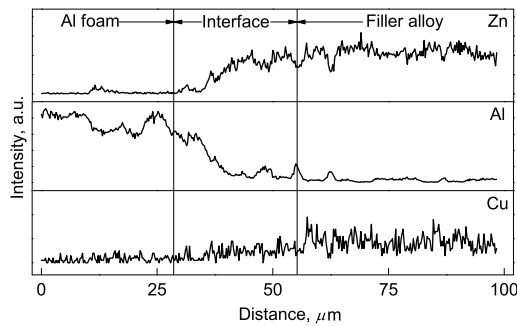


图 5 沿图 3c 中直线的元素扫描图

Fig.5 Line-scanning analyses of chemical composition along white line in Fig.3c

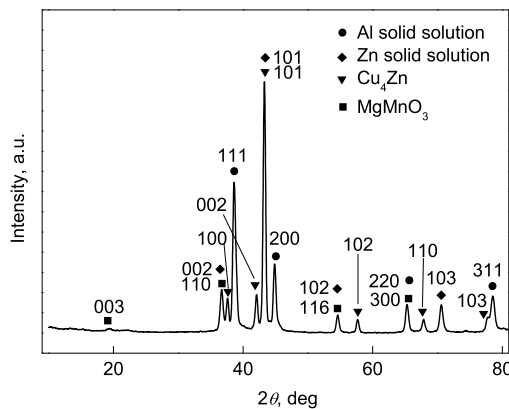


图 6 钎缝界面区的 XRD 谱

Fig.6 XRD pattern of interface of soldering seam

图 6 是连接界面区域的 XRD 谱. 分析结果表明, 连接界面由 Al(Zn) 固溶体、Zn(Al) 固溶体、Cu₄Zn 及 MgMnO₃ 组成, 其中氧化物通过钎料中 Mg 和 Mn 与泡沫铝表面氧化膜层 (主要成分是 Al₂O₃) 反应而形成



可见, 反应式 (1) 加速了孔隙胞壁氧化膜分解破碎, 有利于改善钎料与泡沫铝表面的铺展性能.

2.2 焊接过程的热力学分析

在焊接过程中, 采用机械/物理方法破除少量泡沫铝胞壁表面致密氧化膜后, Zn-Al-Cu 基钎料熔体直接与母材接触, 因而从缺口处开始发生冶金反应. 从 EDS 和 XRD 分析结果可以看出, 连接界面存在着 Zn, Al 和 Cu 的梯度分布, 这种梯度分布现象只能通过两种途径实现: 一方面, 泡沫铝胞壁中的 Al 元素向钎料熔体溶解; 另一方面, 钎料熔体中的 Zn 和 Cu 元素向固相泡沫铝端面内扩散. 这些过程造成连接界面附近的钎料和母材的熔点下降, 因而在一定温度条件下出现液化现象 [16]. 液化钎料和母材的熔体由于毛细效应作用在泡沫铝胞壁表面氧化膜下流布, 且氧化膜密度小于钎料熔体而浮在表面, 从而加速氧化膜破碎并在随后的刮擦和挤压过程中被除去, 因此焊接过程中不需要配合使用钎剂.

钎料中的 Zn 和 Cu 元素在加热和凝固过程均可以与母材中的 Al 发生共晶反应 [17], 因而导致 Al 与 Zn 和 Cu 在浓度达到相应温度下的某一液相成分时发生持续液化现象, 或者导致钎料熔点降低而在一定温度条件下提前熔化. 这是钎料熔体在泡沫铝胞壁表面氧化膜下流布的重要原因, 通过热力学方程可得到验证.

设 $\mu_l(\text{Al})$, $\mu_s(\text{Al})$ 分别为 Al 的液、固化学位, 若压力恒定, 溶液的浓度发生 $dx(\text{Al})$ 变化, 随着浓度的变化, 熔点 T_m 也发生变化, 可表示为 $x(\text{Al}) \rightarrow x(\text{Al}) + dx(\text{Al})$, 则 $T_m \rightarrow T_m + dT$, 达到液-固平衡时, 根据多项式平衡条件 [18] 有

$$\sum \mu_i dx_i = 0 \quad (2)$$

$$\mu_l(\text{Al}) + d\mu_l(\text{Al}) = \mu_s(\text{Al}) + d\mu_s(\text{Al}) \quad (3)$$

由于压力一定, $\mu_l(\text{Al})$, $\mu_s(\text{Al})$ 均为温度和浓度的函数, 则有

$$d\mu_l(\text{Al}) = \left(\frac{\partial \mu_l(\text{Al})}{\partial T} \right)_{p,x} dT + \left(\frac{\partial \mu_l(\text{Al})}{\partial x_1(\text{Al})} \right)_{T,p} dx_1(\text{Al}) \quad (4)$$

$$d\mu_s(\text{Al}) = \left(\frac{\partial \mu_s(\text{Al})}{\partial T} \right)_{p,x} dT + \left(\frac{\partial \mu_s(\text{Al})}{\partial x_s(\text{Al})} \right)_{T,p} dx_s(\text{Al}) \quad (5)$$

式中, T 为 Zn 和 Cu 元素作为溶质的 Al 熔体的熔点; $x_1(\text{Al})$ 为达到熔点时, Zn 和 Cu 元素溶于 Al 熔体且达到饱和时 Al 的摩尔分数; $x_s(\text{Al})$ 为达到熔点时, Zn 和 Cu 元素溶于 Al 熔体并与 $x_1(\text{Al})$ 处于平衡时固态 Al 的摩尔分数.

Zn 和 Cu 元素溶入后的 Al 熔体可视为稀溶液, 根据 Gibbs-Duhem 方程, 得到

$$\left(\frac{\partial \mu_1(\text{Al})}{\partial \mu_1(\text{Al})}\right)_{T,p} = \frac{RT}{x_1(\text{Al})} \quad (6)$$

$$\left(\frac{\partial \mu_s(\text{Al})}{\partial \mu_s(\text{Al})}\right)_{T,p} = \frac{RT}{x_s(\text{Al})} \quad (7)$$

$$S_1(\text{Al}) - S_s(\text{Al}) = \frac{\Delta H(\text{Al})}{T} \quad (8)$$

式中, $S_1(\text{Al})$ 和 $S_s(\text{Al})$ 分别为处于平衡时的 Al 溶液和固态 Al 的熵, $\Delta H(\text{Al})$ 为 Al 的熔化焓, R 为摩尔气体常数.

经整理得

$$d\left[\ln\left(\frac{x_1(\text{Al})}{x_s(\text{Al})}\right)\right] = \frac{\Delta H(\text{Al})}{RT^2}dT \quad (9)$$

对式 (9) 积分, 得

$$\ln\left(\frac{x_1(\text{Al})}{x_s(\text{Al})}\right) = \frac{\Delta H(\text{Al})}{RT}\left(\frac{1}{T_m} - \frac{1}{T}\right) \quad (10)$$

由于 $T_m \approx T$, 故得

$$\Delta T = \frac{RT_m^3}{\Delta H(\text{Al})} \cdot \ln\left(\frac{x_1(\text{Al})}{x_s(\text{Al})}\right) \quad (11)$$

在钎料熔化和凝固过程中, $x_1(\text{Al}) < x_s(\text{Al})$, 代入式 (11), 可得 $\Delta T < 0$. 因此, Zn 和 Cu 元素的扩散使 Al 液化过程自发进行. 泡沫铝胞壁表面的氧化膜采用机械/物理方法少量破坏后, 在热源作用下, 上述 Al 的液化互溶反应使得液态钎料和母材发生合金化现象, 这也是提高钎着率和连接强度的重要因素.

2.3 孔隙率对钎焊接头拉伸性能和剪切性能的影响

泡沫铝受压缩时具有优异的吸能性能^[19,20], 然而有关泡沫铝在拉伸载荷下的行为鲜有报道. 钎缝为密实结构, Zn-Al-Cu 基合金钎料抗拉强度远高于泡沫铝强度, 因此在相同孔隙率的条件下, 焊接过程中影响接头抗拉强度的主要因素就是泡沫铝胞壁与钎料的熔合状态和钎着率.

不同孔隙率泡沫铝钎焊接头抗拉强度不同, 对于泡沫铝等超轻多孔材料, 孔隙率的大小是影响泡沫铝及焊接接头力学性能的重要因素^[21]. 显然, 孔隙率对泡沫铝本体的拉伸性能影响很大. 孔隙率越高, 泡沫铝的强度越低. 因此, 在研究孔隙率对泡沫铝钎焊接头力学性能影响的同时, 接头抗拉强度应主要考虑泡沫铝母材的抗拉强度. 图 7 显示钎焊接头试样的拉伸断裂发生在靠近钎缝的母材处.

图 8a 给出了不同孔隙率 74.7%, 81.4%, 86.9% 和 91.6% 泡沫铝的钎焊接头及泡沫铝的抗拉强度与孔隙率关系的实测值. 结果表明, 随着孔隙率的增大, 泡沫铝母材试样的抗拉强度呈近似线性下降的趋势; 4 种不同孔隙率下钎焊接头试样的抗拉强度与母材抗拉强度相当. 此外, 由于泡沫铝是铝骨架里随机分布着大量孔隙的特殊材料, 在高温制备过程中孔隙表面不可避免地被严重氧化, 微观



图 7 泡沫铝钎焊试样拉伸断裂形貌

Fig.7 Failure appearance of tensile Al foam specimen with soldered joint

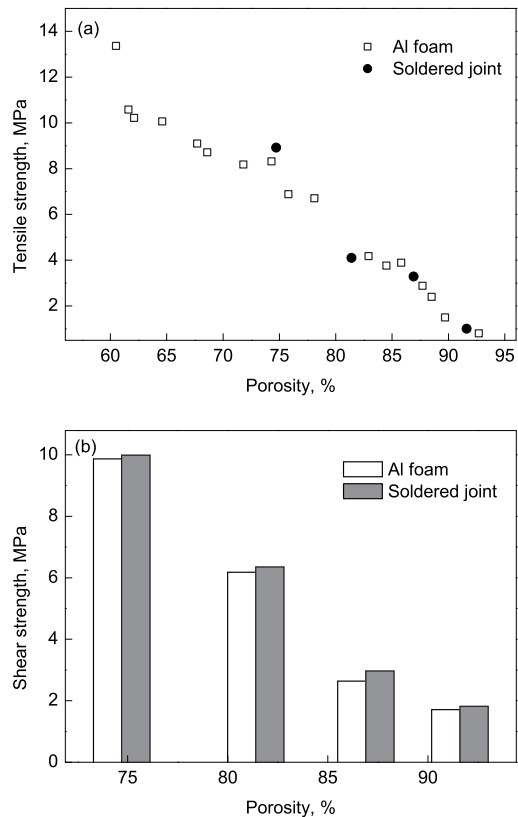


图 8 泡沫铝钎焊试样与泡沫铝母材的抗拉强度和剪切强度与孔隙率的关系

Fig.8 Tensile strength (a) and shear strength (b) vs porosity of Al foam specimens without and with soldered joints

上铝骨架上覆盖着致密的氧化膜层, 铝胞壁很薄, 在拉伸时无法承受较大的塑性变形, 因此, 泡沫铝受拉伸时延伸率很低, 泡沫铝钎焊接头拉伸试样断裂后未发生明显的塑性变形. 图 8b 是对相同孔隙率的泡沫铝钎焊接头与泡沫铝母材本体的剪切强度比较. 由图可见, 孔隙率分别为 74.7%, 81.4%, 86.9% 和 91.6% 的泡沫铝钎焊接头试样比相应泡沫铝母材的剪切强度略高; 而随着孔隙率的增大, 铝骨架减少, 承受载荷的实体铝骨架截面面积下降. 因

此, 泡沫铝钎焊接头与母材的抗拉强度和剪切强度均随孔隙率的增大而降低.

3 结论

(1) 采用 Zn-Al-Cu 基合金无钎剂钎焊方法焊接孔隙率为 74.7%—91.6% 的泡沫铝, 获得了密实结构连续焊缝的钎焊接头, 且未破坏泡沫铝母材孔隙结构特征.

(2) 泡沫铝钎焊接头的连接界面存在过渡区, 主要由 Al(Zn) 固溶体、Zn(Al) 固溶体、少量 Cu_4Zn 和 MgMnO_3 组成, 钎料与泡沫铝孔隙胞壁熔合良好.

(3) 泡沫铝钎焊接头的拉伸断裂发生在母材处, 钎焊接头抗拉强度不低于泡沫铝母材抗拉强度, 钎焊接头的剪切强度略高于泡沫铝母材剪切强度, 两者均随孔隙率的增大而降低.

感谢哈尔滨工业大学吕世雄博士和东南大学潘治教授在本研究中提供的帮助.

参考文献

- [1] Degischer H P, Kriszi B. *Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH, 2002: 71
- [2] Ashby M F, Evans A, Fleck N A. *Metals Foams: a Design Guide*. Boston, MA: Butterworth Heinemann, 2000: 3
- [3] Ashby M F, Lu T J. *Sci China*, 2003; 46B: 521
- [4] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular Solids: Structure & Properties*. 2nd ed., Cambridge: Cambridge University Press, 1997: 510
- [5] Haferkamp H, Ostendorf A, Goede M. In: Banhart J, Ashby M F, Fleck N A eds., *Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, Verlag MIT, Bremen, 2001: 479
- [6] Pogibenko A G, Konkevich V Y, Arbuzova L A. *Weld Int*, 2001; 15: 312
- [7] Haferkamp H, Bunte J, Herzog D, Ostendorf A. *Sci Technol Weld Join*, 2004; 9(1): 65
- [8] Born C, Kuchert H, Wagner G, Eifler D. *Adv Eng Mater*, 2003; 5(11): 121
- [9] Kitazono K, Kitajima A, Sato E, Matsushita J, Kuribayashi K. *Mater Sci Eng*, 2002; A327: 128
- [10] Matthes K J, Lang H. In: Banhart J, Ashby M F, Fleck N A eds., *Cellular Metals and Metal Foaming Technology*, Verlag MIT, Bremen, 2001: 501
- [11] Wang H, He D P, Chu X M, He S Y. *Trans China Weld Inst*, 2008; 29(10): 1
(王 辉, 何德坪, 褚旭明, 何思渊. 焊接学报, 2008; 29(10): 1)
- [12] Liu L M, Tan J H, Liu X J. *Mater Lett*, 2007; 61: 2373
- [13] Lü S X, Yu Z H, Xu Z W, Yan J C, Yang S Q, Wu L. *Trans China Weld Inst*, 2001; 22(4): 73
(吕世雄, 于治水, 许志武, 闫久春, 杨士勤, 吴 林. 焊接学报, 2001; 22(4): 73)
- [14] Xu H B, Yan J C, Yang S Q. *Chin J Mech Eng*, 2005; 41(7): 152
(许惠斌, 闫久春, 杨士勤. 机械工程学报, 2005; 41(7): 152)
- [15] He D P, Wang H, He S Y. *China Pat.*, CN101264538, 2008
(何德坪, 王 辉, 何思渊. 中国专利 CN101264538, 2008)
- [16] Qiu X M, Yin S Q, Sun D Q, Chen Z M. *Chin J Nonferrous Met*, 2001; 11: 1017
(邱小明, 殷世强, 孙大谦, 陈智明. 中国有色金属学报, 2001; 11: 1017)
- [17] Nagasaki S, Hirabayashi M. *Binary Alloy Phase Diagrams*. Tokyo: AGNE Gijutsu Center, 2001: 29, 49, 146
(长崎诚三, 平林 真. 二元合金状态图集. 东京: アグネ技術センター, 2001: 29, 49, 146)
- [18] Xu Z Y. *Thermodynamics of the Metal Materials*. Beijing: Science Press, 1981: 110
(徐祖耀. 金属材料热力学. 北京: 科学出版社, 1981: 110)
- [19] Zheng M J, He D P. *Chin J Mater Res*, 2002; 16: 473
(郑明军, 何德坪. 材料研究学报, 2002; 16: 473)
- [20] Chen C, Fleck N A, Lu T J. *J Mech Phys Solids*, 2001; 49: 231
- [21] He D P. *Ultralight Porous Metals*. Beijing: Science Press, 2008: 196, 205
(何德坪. 超轻多孔金属. 北京: 科学出版社, 2008: 196, 205)