

泡沫铝三明治结构粉末冶金法制备工艺及泡孔结构优化

丁 祥^{1,2}, 刘 源^{1,3}, 万 坦^{1,3}

(1. 清华大学 材料学院, 北京 100084)

(2. 安徽工业大学 冶金减排与资源综合利用教育部重点实验室, 安徽 马鞍山 243002)

(3. 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084)

摘 要: 粉末冶金法可实现泡沫铝三明治结构面板/芯层的冶金结合, 并在制备近终型泡沫铝异型件上优势突出。本研究完善了粉末冶金法制备工艺, 并优化了泡孔结构。研究表明, 芯层采用 AlMg4Si8 铝合金粉末, 钢质面板经边缘焊接密封处理后, 当芯层粉末松装密度为 1.12 g/cm^3 时, 在 1500 kN 轧制压力、 0.06 m/s 轧制速度及 55% 轧制压下率下, 对灌满芯层粉末的包覆面板进行 450°C 热轧, 获得了面板/芯层冶金结合、致密度高的发泡前驱体。另外, 当发泡剂 TiH_2 被低熔点 Sn 包覆预处理后, 在发泡初期分解出的 H_2 被液态 Sn 包裹, 避免了在固态基体空隙间的扩散, 减少了裂纹的产生, 发泡前驱体在 720°C 发泡 300 s 后可获得泡孔结构相对均匀、 72.7% 孔隙率的泡沫铝三明治结构。

关键词: 泡沫铝; 粉末冶金; 制备工艺; 泡孔结构

中图分类号: TG146.21; TG125.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3452-08

泡沫铝^[1]三明治结构 (AFS) 是由泡沫铝芯与金属面板结合而成的集结构与功能为一体的新型轻质复合材料, 具有低密度、高比强度和刚度, 优异的吸能减震、消音降噪、隔热保温等性能^[2,3]。有研究发现, 采用力学性能较高的金属材料作为 AFS 面板, 不仅起到包裹芯层泡沫铝的作用, 同时, 能进一步提升泡沫铝复合结构的抗压缩和抗弯曲强度^[4,5]。按照面板/芯层的结合方式, AFS 制备工艺可分为两类: 一类为粘结法, 即通过胶粘剂实现面板/芯层的胶结合; 另一类采用钎焊或粉末冶金法, 使面板/芯层界面获得冶金结合; 另外, 通过粘结或焊接工艺获得 AFS 被视为间接制备过程, 而粉末冶金法可对前驱体直接发泡制备出冶金结合的 AFS。泡沫铝三明治结构粘结法制备工艺较早被推广开来^[6,7], 采用该方式可实现不同材料面板与泡沫铝芯的结合, 拓展了 AFS 的应用范围; 但常用的粘结法由于未能实现面板/芯层间的冶金结合, 导致制备出的 AFS 力学性能较差, 并且胶粘剂易老化, 当泡沫铝材料的环境温度长期处于高温条件时易引起面板/芯层结合处失效^[8], 这在很大程度上限制了粘结法的发展。鉴于此, 研究学者尝试使用低熔点钎料替代胶粘剂, 通过钎焊来实现面板/芯层间的冶金结合^[9],

弥补粘结法结合强度差的缺陷; 然而, 钎焊工艺较为复杂, 由于钎料成分易氧化, 需在惰性气体保护的条件下进行, 进而加大了成本的投入及装备的开发。

为了解决上述问题, AFS 粉末冶金法制备工艺得到了发展^[10-12], 近些年来一度成为相关领域研究的焦点, 尤其在近终型泡沫铝异型件制备上^[13-15], 粉末冶金法优势突出。粉末冶金法主要通过模压或轧制, 预先获得面板/芯层初结合的发泡前驱体, 再通过控制发泡参数经发泡制备出面板/芯层冶金结合的 AFS。随着科技进步, AFS 粉末冶金法制备工艺及发泡过程理论研究均取得了一定进展^[16], 但仍面临一些挑战。针对模压制备发泡前驱体^[17], 仍需解决脱模过程中发泡前驱体致密度降低引起的发泡后泡孔结构较差, 以及模压如何制备相对较大尺寸发泡前驱体等问题。另外, 发泡前驱体轧制制备工艺早在 1992 年被 Fraunhofer-Institute 开发出来^[18], 相比较于模压, 前驱体的致密度及尺寸均得到改善, 然而, 各国开发的轧制工艺较为复杂^[19], 首先需将待发泡芯层粉末经过挤压形成一定致密度的矩形棒材后, 再与金属面板轧制获取发泡前驱体。为简化轧制工艺过程, 中国学者^[20,21]尝试采用管材包覆芯层粉末后直接进行轧制操作, 但在轧制

收稿日期: 2019-10-27

基金项目: 中国博士后科学基金 (043215004); 安徽省高等学校自然科学研究项目 (KJ2019A0088)

作者简介: 丁 祥, 男, 1986 年生, 博士, 讲师, 安徽工业大学冶金减排与资源综合利用教育部重点实验室, 安徽 马鞍山 243002, 电话: 0555-2311879, E-mail: ustbdx@126.com

过程中较难避免芯层粉末溢出问题, 易导致发泡前驱体致密度降低。Helwig 等人^[22]早在多年前就发现现有 AFS 粉末冶金法制备工艺中存在的诸多问题, 目前, AFS 在轻量化方向的应用需求旺盛^[23,24], 因此, 急需开发出一种成本低、流程短的 AFS 粉末冶金法制备工艺。

综合以上分析, 为早日实现性能优异的 AFS 大范围应用, 本实验在粉末冶金法制备工艺方面开展了相关研究工作。另外, 使用不同的芯层粉末和面板进行搭配, 再控制发泡参数可获得不同的泡孔结构。AFS 性能受泡孔结构影响较大, 为保证 AFS 性能稳定, 应对泡孔结构进行合理优化。有研究报道, 当金属 Sn 被作为合金元素掺入芯层粉末原料时, 在发泡过程中铝合金的液相能力得到了改善, 稳定了泡孔结构^[12,18], 保证了 TiH_2 的利用率。结合前人研究结果, 考虑 Sn 熔点低、不与 Al 形成金属间化合物的特点, 在本研究中, 充分利用金属 Sn 的优点, 对发泡剂 TiH_2 表面进行了 Sn 包裹预处理, 来研究其对发泡过程中泡孔形成的影响, 确定其对泡孔结构的优化效果。

1 实 验

在前人的研究中, 发现有各种不同的芯层铝合金粉末及面板材料被用于 AFS 粉末冶金法制备, 其中, 采用合金成分为 AlMg4Si8 粉末作为芯层时, 经制备的发泡前驱体发泡后均能稳定形成相对较规则的多边形泡孔结构, 并且可获得较高的膨胀率^[25]。因此, 选用 AlMg4Si8 合金粉末作为 AFS 芯层原料, 使用平均粒径均为 $75\ \mu\text{m}$ 的金属 Al 粉、 AlMg50 合金粉和 Si 粉进行配料, 称取相应质量分数的粉末混合, 组成成分为 AlMg4Si8 的合金粉末; TiH_2 作为发泡剂, 依据前期的实验结果, TiH_2 的加入量被确定为 0.5%, 各粉末物理参数列于表 1 中。

另外, 对 Sn 能完全包覆 TiH_2 颗粒所需的量进行了理论计算, 理想包覆效果如图 1 所示。为获得理想包覆模型, 本研究做了以下几点假设: 一是 Sn 与 TiH_2 粉末颗粒形状近似球形, 且粒径大小均匀; 二是两者粉末颗粒球体均为刚体; 三是外层 Sn 小球包裹形式为最紧密排列方式, 且为单层均匀包覆, 如图 1a 所示。

表 1 构成芯层的各种粉末原料物理参数

Table 1 Physical parameters of various powder raw materials constituting core layer

Powder	Purity/%	$D_{90}/\mu\text{m}$	Content/%
Al	99.7	75	80.22
AlMg50	n.sp.	75	7.64
Si	99.5	75	7.64
Sn	99.7	25	4.00
TiH_2	99.2	48	0.50

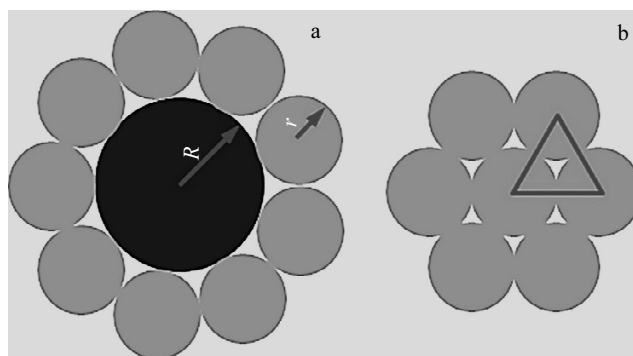


图 1 Sn 理论上完全包覆 TiH_2 示意图, 单层 Sn 完全包覆 TiH_2 截面图及 TiH_2 外层 Sn 最紧密排列截面图

Fig.1 Schematic diagram of Sn completely coating on TiH_2 surface in theory: (a) sectional view of a single layer of Sn coating on TiH_2 surface and (b) sectional view of the closest arrangement of Sn on the outer layer of TiH_2

TiH_2 颗粒粒径选择 $\leq 48\ \mu\text{m}$, 即图 1 中所示 R 为 $24\ \mu\text{m}$; Sn 颗粒粒径为 $\leq 25\ \mu\text{m}$, 即 r 为 $12.5\ \mu\text{m}$ 。Sn 颗粒完全包覆 TiH_2 颗粒所占的表面积为 $4\pi(R+r)^2$, Sn 颗粒密排时留下单个空隙面积为 $\left(\sqrt{3}-\frac{\pi}{2}\right)r^2$, 如图 1b 所示, 即 1 个 Sn 颗粒周围的空隙面积为 $(2\sqrt{3}-\pi)r^2$, 因此, Sn 颗粒完全包覆 TiH_2 颗粒所需的个数为 $\frac{2\pi(R+r)^2}{\sqrt{3}r^2}$, 即 Sn 颗粒完全包覆 TiH_2 颗粒时两者理论质量比:

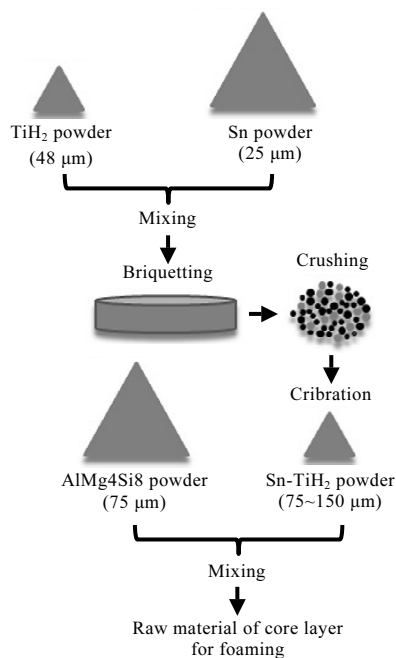
$$\frac{m_1}{m_2} = \frac{\sqrt{3}R^3\rho_1}{2\pi(R+r)^2 r\rho_2} \quad (1)$$

式中, m_1 为 TiH_2 的质量; m_2 为 Sn 的质量; ρ_1 为 TiH_2 密度 $3.91\ \text{g/cm}^3$; ρ_2 为 Sn 密度 $7.28\ \text{g/cm}^3$ 。

将各参数值代入上式计算得到 $m_1:m_2 \approx 1:7.6$, 考虑实际金属颗粒存在一定的塑性, 上面所述的空隙可被压实, 最终实际 TiH_2 与 Sn 的质量比控制在 1:8。各粉末原料条件已列如表 1 所示。

图 2 所示为具体包裹预处理流程示意图。 TiH_2 及 Sn 粉末首先通过 SBH-5 三维混料机被充分混合 2 h 后, 称取一定量的混合粉末进行压块, 随后通过机械破碎, 经完全过筛后获得一定粒径大小的 Sn- TiH_2 复合颗粒, 最后, Sn- TiH_2 粉末与已配料形成成分为 AlMg4Si8 的芯层基体粉末在三维混料机中再次进行混合 2 h, 获得最终发泡前驱体的芯层粉末原料。

选用厚度为 1.5 mm 的 Q235A 钢板作为面板材料, 首先将其置于丙酮溶液中浸泡 15 min 去除表面油脂,

图 2 TiH_2 的 Sn 包裹预处理流程示意图Fig.2 Schematic diagram of Sn package preprocessing process for TiH_2

经清水冲洗晾干后,使用直径为 1.2 mm 的钢丝刷对其一面进行打磨处理获得一定粗糙度;再将打磨好的两块长、宽均为 140、100 mm 的钢板通过折边焊接,形成内腔厚度约为 8 mm 空心盒,示意图如图 3 所示,并在钢板一角的焊接边缘处预留长度约为 10 mm 宽的粉末灌装口。完成以上面板预处理后,通过灌装口加入芯层混合粉末,灌满粉末后的金属盒经热轧得到厚度约为 5.4 mm 的复合板,经切割后获得致密度较高、适合发泡模具尺寸的长 100 mm、宽 60 mm 的发泡前驱体。为了在发泡过程中实现前驱体的快速升温,装有前驱体并固定好发泡高度的钢制发泡模具首先放入 400 °C 的电阻炉中保温 15 min,随后取出转移到发泡炉中,在 720 °C 进行发泡,通过不同时间的保温发泡实验,考察泡孔形成过程及发泡后的孔隙率变化。发泡结束后,通过模具水冷进行快速冷却后获得 AFS。

采用 Axio Scope A1 光学显微镜 (OM) 和 JSM-6510LV 扫描电子显微镜 (SEM-EDS) 对经环氧树脂固定的试样截面进行微观结构分析,并确定面板/芯层界面之间形成的新相成分组成。

2 结果与分析

2.1 Sn 包覆 TiH_2 复合颗粒破碎粒径控制

破碎的复合颗粒粒径选择了 2 个范围,分别为 150~270 μm 及 75~150 μm ,考察 Sn 对 TiH_2 的包覆效

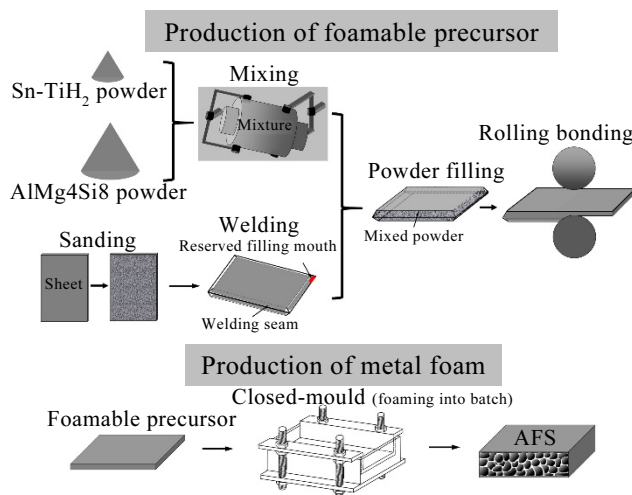


图 3 发泡前驱体的制备及发泡过程示意图

Fig.3 Production of foamable precursor and the foaming process of AFS

果,如图 4 所示。对破碎后不同粒径范围的复合颗粒作为发泡剂制备的发泡前驱体微观结构进行了分析,如图 4a, 4b, 破碎后粒径在 150~270 μm 范围时,Sn 包覆 TiH_2 颗粒的数量明显较多,并且,复合颗粒在基体中分布较不均匀,此时,若对其发泡将会导致过多的尺寸较大的连通孔出现,影响泡孔的均匀性;而当粒径控制在 75~150 μm 时,如图 4c, 4d, 以上情况均未出现,Sn 包覆 TiH_2 的颗粒数量较为理想,平均在 1~2 个颗粒之间,同时,随着复合颗粒粒径的减小,在芯层基体中的分布均匀度明显提高。因此,Sn 包覆 TiH_2 压块再破碎后的复合颗粒最佳粒径控制在 75~150 μm 。

2.2 轧制控制

发泡前驱体轧制制备中,控制热轧温度在 450 °C,轧制压力为 1500 kN,轧制速度为 0.06 m/s,轧制压下率为 55%。将初始平均厚度在 11 mm 左右、装满芯层粉末的金属盒轧制,得到厚度约为 5.4 mm 的复合板。当固定以上轧制参数时,芯层粉末的填充量成为前驱体致密度的决定因素^[26,27]。因此,在不同粉末填充量下,对轧制获得的前驱体致密度情况进行了比较分析,图 5 所示为芯层粉末松装密度与轧制后芯层粉末致密度之间的关系曲线。从图中可以看出,当粉末松装密度为 1.03 g/cm^3 时,经轧制后获得的复合板芯层致密度为 97.45%。在该致密度下,芯层与面板的初结合状态较差,出现局部分离;随着粉末加入量的增加,当松装密度达到 1.12 g/cm^3 时,在相同轧制参数下,轧制后的芯层粉末致密度明显提高,达到 99.25%,

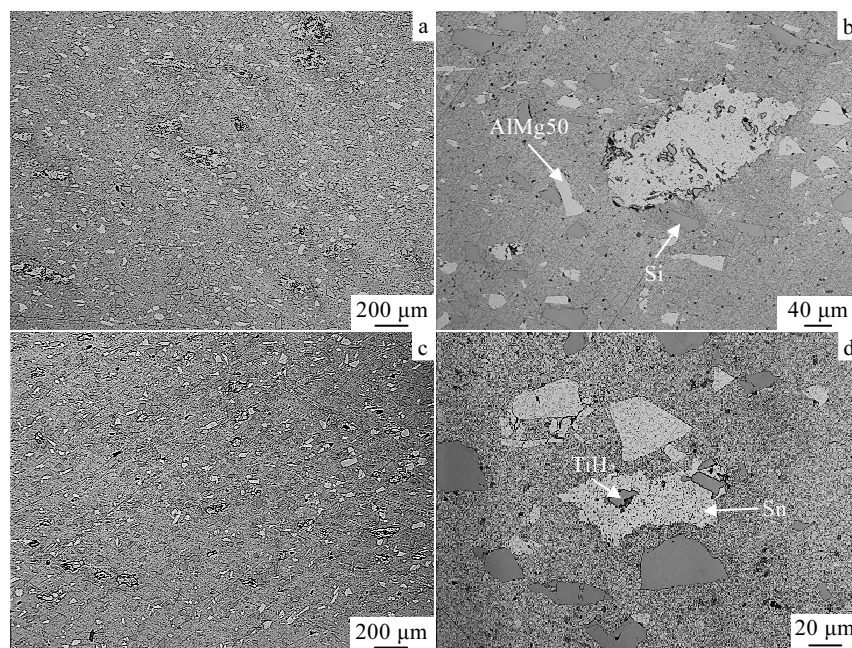


图 4 破碎后获得粒径 150~270 μm 及 75~150 μm 的 Sn-TiH₂ 复合颗粒分别作为发泡剂而获得的发泡先驱体微观结构

Fig.4 Microstructures of foamable precursor obtained by Sn-TiH₂ powders as the blowing agent with particle sizes of 150~270 μm (a, b) and 75~150 μm (c, d) obtained after crushing

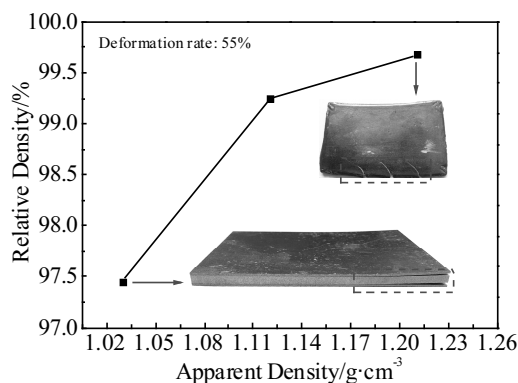


图 5 在相同轧制参数下芯层粉末松装密度对轧制后芯层粉末致密度的影响

Fig.5 Effect of apparent density on relative density of powders after rolling under the same rolling parameters

接近实体材料密度; 随着粉末松装密度继续增加到 1.21 g/cm^3 时, 芯层粉末致密度增加较慢, 达到最大值 99.68%。然而, 此时由于钢质面板塑性较差, 在较高致密度下, 板坯只能通过较大的形变来接受多余的芯层粉末灌入量, 进而引起面板开裂。综合以上实验结果, 在固定轧制参数条件下, 最适宜的芯层粉末松装密度为 1.12 g/cm^3 。

图 6 为最佳芯层粉末松装密度下获得的发泡先驱体面板、芯层各处的微观结构组成。在芯层的光学显微结构图中未发现类似裂纹或较大空隙的结构存在, 因此可确定, 芯层粉末经面板焊接包覆热轧后获得的前驱体致密度较高; 另外, 通过观察面板/芯层结合界面处的光学显微结构, 同样未发现有明显的裂痕产生, 热轧制备工艺实现了面板/芯层良好的初结合状态。进一步, 通过 SEM 观察发现, 经热轧的面板/芯层界面处因不同元素间的扩散形成一层新相层, EDS 分析确定其组成为 Fe-Al 间化合物, 新相的出现进一步增强了面板/芯层间的结合强度。

2.3 发泡控制

对轧制获得的发泡先驱体在 720°C 保温不同时间可获得不同孔隙率的 AFS, 当发泡时间在 240 及 300 s 时得到的 AFS 孔隙率分别为 57.8% 及 72.7%, 其宏观形貌如图 7 所示。另外, 在相同发泡参数下, 对未经包覆处理的 TiH₂ 作为发泡剂而获得的前驱体进行对比发泡实验, 发泡结果见图 7。通过对比泡孔结构可看出, Sn-TiH₂ 复合颗粒作为发泡剂的前驱体发泡后形成的泡孔孔径较均匀, 泡孔形状均较完整且近似圆形, 面板/芯层间实现了较强的冶金结合。综合以上实验结果可得出, 通过 AFS 粉末冶金法制备工艺及其泡孔结构的优化措施可稳定制备出泡孔结构均匀的 AFS 材料。

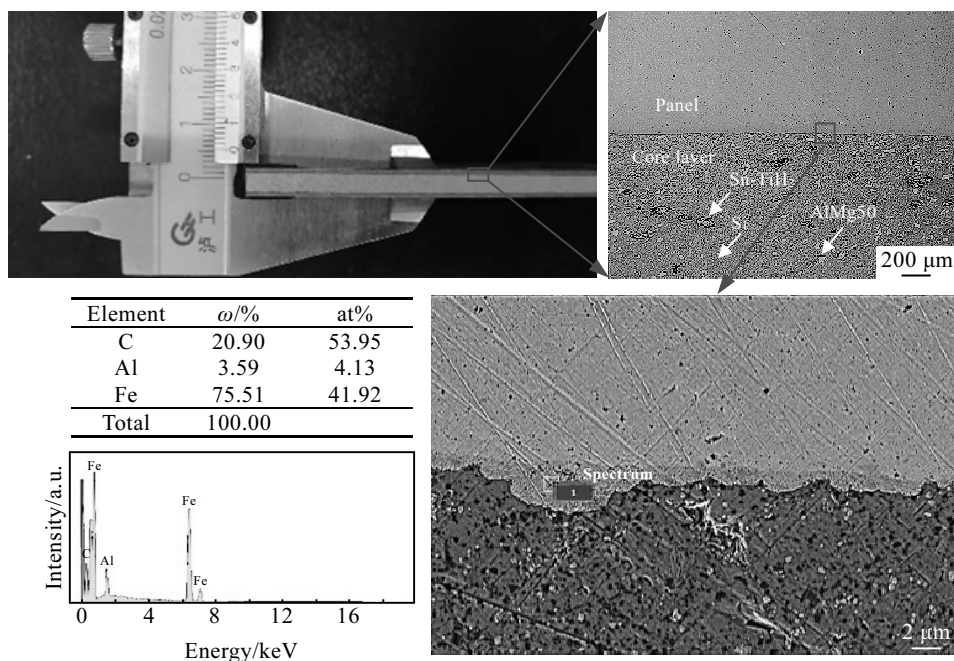


图 6 发泡前驱体的面板/芯层结合界面处的微观结构及 EDS 能谱分析结果

Fig.6 Microstructures and EDS result of the interface between panel and core layer in the foamable precursor

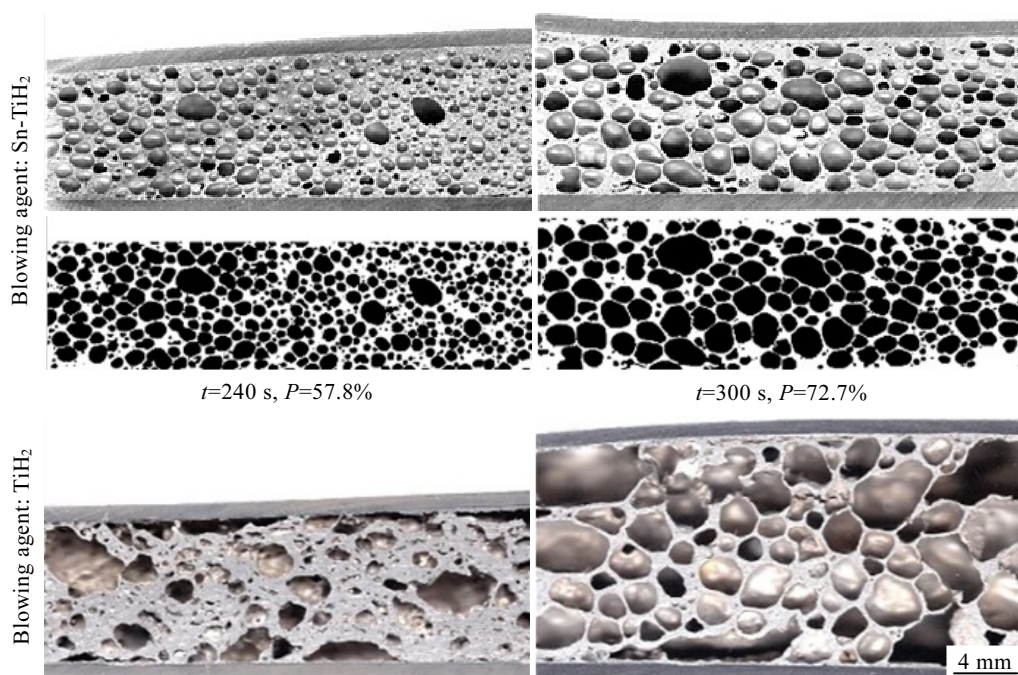


图 7 发泡剂分别为 Sn-TiH₂ 及 TiH₂ 的前驱体在 720 °C 保温不同时间获得的 AFS 宏观形貌

Fig.7 Macroscopic morphologies of AFS obtained by the foamable precursor held at 720 °C for different time used Sn-TiH₂ and TiH₂ as the blowing agent

进一步,对发泡后面板/芯层结合界面处的微观结构进行分析,结果如图 8 所示。SEM 观察结果显示,

在结合界面处形成了厚度在 12 μm 左右的两层扩散层;EDS 分析表明,两层扩散层均由不同的 Fe-Al 间

化合物组成, 其中标记为区域 1 (图 8 中靠近泡沫铝芯一侧) 的成分组成接近 FeAl_3 , 区域 2 (图 8 中靠近金属面板一侧) 接近 Fe_2Al_5 。对比图 6 中发泡前界面处的 Fe-Al 间化合物可看出, 温度越高, 原子间扩散越活跃, 交换越迅速, 发泡后界面处的两相可被认为是在发泡前界面处 Fe-Al 间化合物的基础上形成。另外, 对比区域 1 和区域 2 的成分组成, 可看出, 在 Fe、Al 间发生扩散时, Al 的扩散速率相对较快, 这是由于在 720 °C 的发泡温度下, 芯层铝合金已完全熔化, Al 原子在液态基体中的传递速率明显快于 Fe 原子在固态金属面板中的扩散速率。在界面处形成的新相中同样发现有 Si 的存在, 但其在区域 1 中的含量明显高于区域 2, 并且, 区域 1 中 Al 与 Si 的组成接近 AlSi_{12} ,

这说明发泡后 Si 更多的是以 Al-Si 合金的形式存在, Si 的加入实现了发泡过程中形成 Al-Si 合金并以此来起到降低芯层基体熔化温度的作用。

2.4 泡孔形成过程

在发泡初期, 对 Sn-TiH₂ 复合颗粒释氢情况, 即泡孔形成过程进行了分析。图 9 为发泡前驱体中 Sn-TiH₂ 复合颗粒及 TiH₂ 颗粒在 720 °C 发泡 5~60 s 时的变化过程。通过与未包覆的 TiH₂ 分解形成泡孔过程进行对比分析, 不难发现, 在泡孔形成初期, 即芯层基体仍为固态时, 部分 TiH₂ 分解后在其周围出现的孔隙被金属 Sn 完全包裹, 如图 9 中发泡 20 s 后的 Sn-TiH₂ 复合颗粒微观结构所示。由于 Sn 的熔点较低, 仅为 232 °C 左右, 因此, 在 720 °C 保温 20 s

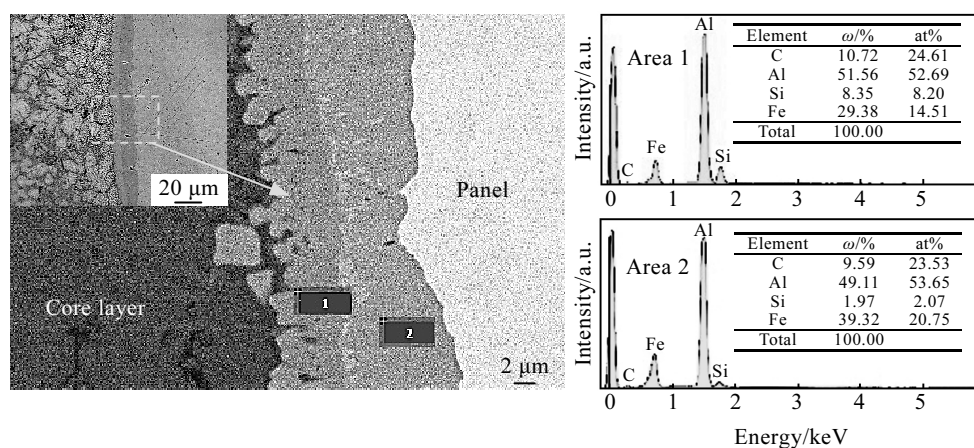


图 8 发泡后面板/芯层结合界面处的微观结构及其 EDS 分析结果

Fig.8 Microstructure and EDS results of the interface between panel and core layer after foaming

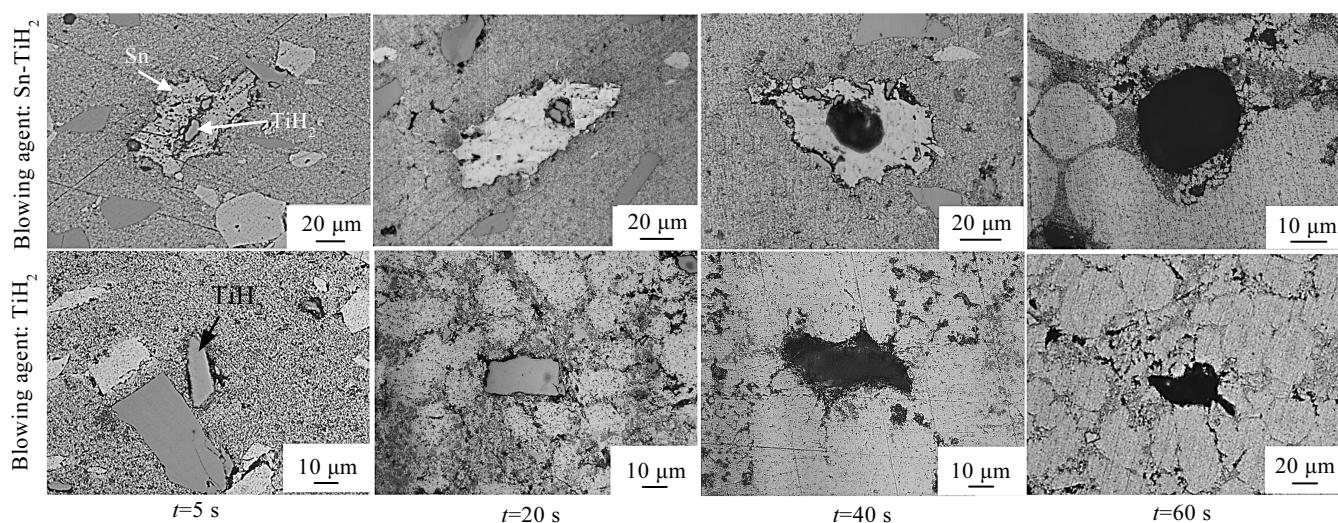


图 9 发泡前驱体中 Sn-TiH₂ 及 TiH₂ 颗粒在 720 °C 保温 5 s 到 60 s 时的变化过程

Fig.9 Change of Sn-TiH₂ and TiH₂ particles in foamable precursor with the increasing of foaming time from 5 s to 60 s at 720 °C

后 Sn 已完全熔化, 液态 Sn 的出现并对 TiH_2 的包裹作用, 阻止了发泡早期出现的孔隙因发泡的进行而在固态基体中继续发展成为裂纹, 进而避免了分解出的 H_2 在裂纹中扩散形成过多不规则泡孔结构。在 Sn 熔液的包裹下, 孔隙随着发泡的进行逐渐扩展成规则的泡孔, 见图 9 中发泡 40 s 后的 Sn- TiH_2 颗粒微观结构。发泡时间达到 60 s 时, 芯层基体合金熔化, 液相的出现引起基体流动性增强, Sn 熔液随机地分布在基体中, 最终, 在已熔化的基体中, 形状规则的泡孔结构得到保护。

另外, 也有研究指出, 在基体合金熔化前, 液态 Sn 的出现可填充未完全密实的基体空隙, 大大改善基体的致密度^[25,28]。综合 Sn 的低熔点及其与 Al 互不反应的特点, 金属 Sn 是 TiH_2 包覆材料的最佳选择, 是获得优异泡孔结构 AFS 的重要保证, 极大地提高了发泡重现性及泡孔稳定性。

3 结 论

1) 在发泡前驱体的制备过程中, 采用 AlMg4Si8 合金粉作为芯层, 在 450 °C、1500 kN 轧制压力、0.06 m/s 轧制速度、55%轧制压下率下, 对松装密度为 1.12 g/cm³ 的芯层粉末采用面板焊接包覆热轧, 可获得致密度较高的发泡前驱体, 面板与芯层间经热轧后达到了良好的初结合状态。

2) 通过 TiH_2 的 Sn 包覆预处理来优化泡孔结构, 其效果显著。在发泡初期, 芯层基体合金仍为固态时, 金属 Sn 熔液的出现, 避免了 TiH_2 分解出的 H_2 在固态基体空隙间的扩散, 减少了由裂纹发展成的不规则泡孔结构的形成, 进而可稳定获得近似于圆形、无裂纹的规则泡孔结构。

参考文献 References

- [1] Yao Guangchun (姚广春). *Aluminum Foam Material*(泡沫铝材料)[M]. Beijing: Science Press, 2013: 158
- [2] Banhart J, Seeliger H W. *Advanced Engineering Materials*[J], 2008, 10(9): 793
- [3] Banhart J. *Advanced Engineering Materials*[J], 2013, 15(3): 82
- [4] Seeliger H W. *Advanced Engineering Materials*[J], 2002, 4(10): 753
- [5] Yao Jinbin(姚进斌), Sha Jiangbo(沙江波). *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2007, 43(7): 49
- [6] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular Solids: Structure and Properties*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1999: 175
- [7] Ashby M F, Evans A, Fleck N A et al. *Metal Foams: A Design Guide*[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2000: 113
- [8] Kitazono K, Kitajima A, Sato E et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 327(2): 128
- [9] Wan L, Huang Y X, Huang T F et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 640: 1
- [10] Degischer H P, Kriszt B. *Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2002: 5
- [11] Chen C, Harte A M, Fleck N A. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2001, 43(6): 1483
- [12] Contorno D, Filice L, Fratini L et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 177(1-3): 364
- [13] St bener K, Rausch G. *Journal of Materials Science*[J], 2009, 44(6): 1506
- [14] Yu C J, Eifert H H, Banhart J et al. *Materials Research Innovations*[J], 1998, 2(3): 181
- [15] Seeliger H W. *Advanced Engineering Materials*[J], 2004, 6(6): 448
- [16] Zu Guoyin(祖国胤), Sun Xi(孙 溪), Huang Peng(黄 鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 3141
- [17] Lin H, Luo H J, Huang W Z et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 230: 35
- [18] Baumeister J, Banhart J, Weber M. *Germany Patent*, 4426627C2 [P], 1994
- [19] Banhart J. *JOM*[J], 2000, 52(12): 22
- [20] Sun Shiliang(孙世亮). *Study on Powder Metallurgy Foaming Process and Mechanism of Aluminum Foam*(泡沫铝的粉末冶金发泡工艺及机理研究)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2015
- [21] Zu G Y, Song B N, Zhong Z Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 540: 275
- [22] Helwig H M, Banhart J, Seeliger H W. *Europe Patent*, EP2143809[P], 2011
- [23] Lan Fengchong(兰凤崇), Zeng Fanbo(曾繁波), Zhou Yunjiao(周云郊) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2014, 50(22): 97
- [24] Banhart J, Seeliger H W. *Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(12): 1082
- [25] Helwig H M, Garcia-Moreno F, Banhart J. *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46(15): 5227
- [26] Song Binna(宋滨娜), Zu Guoyin(祖国胤), Yao Guangchun(姚广春) et al. *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2011, 10(3): 198
- [27] Zu Guoyin(祖国胤), Zhang Min(张 敏), Yao Guangchun(姚广春). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料

与工程[J], 2008, 37(3): 485

188: 288

[28] Lin H, Luo H J, Zhang Z G *et al. Materials Letters*[J], 2017,

Preparation Technology of Aluminum Foam Sandwich Panels by Powder Metallurgy and Optimization of Cellular Structure

Ding Xiang^{1,2}, Liu Yuan^{1,3}, Wan Tan^{1,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. Key Laboratory of Metallurgical Emission Reduction & Resources Recycling, Ministry of Education, Anhui University of Technology, Maanshan 243002, China)

(3. Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, Beijing 100084, China)

Abstract: The metallurgical bonding of panel and core layer of aluminum foam sandwich can be realized by the powder metallurgy method, and the advantages in the preparation of near net shape aluminum foam part are prominent. The preparation process of aluminum foam sandwich by powder metallurgy method was improved, and the cellular structure was optimized in this paper. AlMg4Si8 aluminum alloy powder was selected as a core layer component, and the edge welding seal preprocessing of the steel panel was carried out. The results show that the foamable precursor with higher densification degree and metallurgy combination of panel and core layer can be obtained by hot-rolling of the coating panel filled with the core layer, when the apparent density of the core layer powder is 1.12 g/cm^3 , at a rolling pressure of 1500 kN, a rolling speed of 0.06 m/s and a rolling reduction rate of 55%. In addition, the H_2 decomposed at the initial stage of foaming was wrapped by the liquid Sn when the blowing agent TiH_2 was pretreated by coating of the low melting point Sn, so that the diffusion of H_2 between the voids in the solid matrix was avoided and the generation of cracks was reduced. Finally, aluminum foam sandwich with uniform cellular structure and 72.7% porosity can be obtained by foaming of foamable precursor at 720°C for 300 s.

Key words: aluminum foam; powder metallurgy; preparation technology; cellular structure

Corresponding author: Liu Yuan, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62789328, E-mail: yuanliu@tsinghua.edu.cn