

[文章编号] 1004- 0609(2002)S1- 0087- 04

填料粒子成型对泡沫铝合金孔结构的影响^①

任建富, 王 芳, 王录才, 游晓红, 柴跃生

(太原重型机械学院 材料科学与工程分院, 太原 030024)

[摘 要] 在实验的基础上, 绘制出填料粒子成型时的体积与泡沫铝合金的孔隙率相对应的变化曲线, 并应用力学的基本原理对泡沫铝合金孔结构的成形机理进行了研究。确定填料粒子成型时的体积变化应在 0% ~ 12% 之间(此时泡沫铝合金的孔隙率应在 41.6% ~ 47.6% 之间), 才能稳定填料粒子尺寸, 从而更好地控制泡沫铝合金的孔径尺寸, 提高成型质量, 稳定泡沫铝合金的使用性能。

[关键词] 填料粒子; 泡沫铝合金; 孔结构; 孔隙率; 散粒介质

[中图分类号] TG 146.2

[文献标识码] A

泡沫铝合金作为一种新型的工程材料, 在 20 世纪后期得到许多国家的重视。泡沫铝合金工程材料用途相当广泛, 它可以作为降噪、吸音、防震材料, 还可以用于过滤液体或气体、热交换、油类雾化等领域。泡沫铝合金的各种特性均对其孔结构有很强的依赖性, 因此在泡沫铝合金的研究过程中对孔结构的控制成为最核心和最关键的问题, 也是研究的难点和重点^[1]。泡沫铝合金的孔结构直接取决于多孔体的结构, 即填料粒子的粒径和紧实情况。随着多孔体体积的缩小, 泡沫铝合金的孔隙率得到提高, 而其孔结构会发生很大变化。当孔隙率提高 10% 时, 孔径就会很不均匀, 成材就会出现上紧下松的情况。因此, 对填料粒子的成型进行深入的研究和理论分析对于控制泡沫铝合金的孔结构、提高其质量有着重要意义。而国内外文献尚未见这一方面的研究报道, 作者就此问题作一探讨和研究。

1 实验方法与结果

实验选用氯化钠粒子作为填料, 粒子尺寸分为 3 种(见表 1)。实验设备有 SSD 电磁微震筛砂机, DJY60 万能材料试验机, SXT 型砂体视显微镜。

渗流法泡沫铝合金的制作工艺如下(见图 1): 把预先处理好的填料粒子放入金属模具中做成模型(多孔体^[1]), 然后将熔融金属倒入模具中, 经外力作用使金属液渗入多孔体中^[2], 冷却凝固后便形成铝基复合体, 最后将其加工成形, 经超声波清洗, 便可得到三维网状连通的泡沫铝合金(见图 2)。

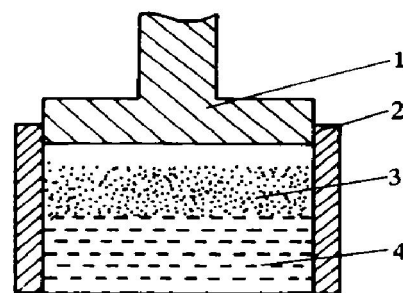


图 1 渗流法泡沫铝合金制作工艺示意图

Fig. 1 Technical sketch of seepage method manufacture for foam aluminium alloy

1—Press head; 2—Mould; 3—Metal liquid;
4—Filling particle

从实验情况来看(实验数据见表 1, 取 2.2 ~ 3.2 mm 的一组为例来讨论), 填料粒子在容器中呈松散状态。填料粒子在震动前它所对应的泡沫铝合金的孔隙约为 42%, 在微震筛砂机上震动 2 min 后, 其填料粒子的体积缩小 12% ~ 15%, 此时泡沫铝合金的孔隙率达到 47.6%, 填料粒子经震动由原先松散状态变为相互最大可能的接触, 相互之间的缝隙由最大变为最小。随着外加载荷的增加泡沫铝合金的孔隙率随着填料粒子的体积缩小而增大(见图 3)。填料体积变化在 15% 以下时, 粒子由松散状态达到相对稳定的状态, 体积变化从 15% ~ 19% 为粒子的弹性变形的范围, 此时多孔体体积变化不大, 泡沫铝合金的孔隙率增加不明显(47.6% ~ 51.3%)。

① [收稿日期] 2001- 09- 17; [修订日期] 2001- 10- 25

[作者简介] 任建富(1951-), 男, 高级工程师。

表 1 实验数据

Table 1 Experiment data

Particle size / mm	No load				Critical pressure test			Over pressure test			
	Before shock		After shock		Critical prssure / MPa	Volume decrement / %	Porosity / %	Pressure / MPa	Volume decrement / %	Porosity / %	Thick after press / mm
	Volume / mm ³	Porosity / %	Volume decrement / %	Porosity / %							
2.2~ 3.2	200	41.9	15.0	49.3	2.04	18.7	51.3	4.7	25	56	< 30
	300	41.9	11.7	47.4							
	400	41.9	15.0	49.3							
	500	41.9	12.0	47.6							
1.21~ 1.61	200	43.3	12.5	49.5	2.17	18.6	52.1	5.0	27	57	< 30
	300	43.3	13.3	50.0							
	400	43.3	15.0	51.0							
	500	43.3	13.0	49.8							
0.4~ 0.8	200	44.3	17.0	53.7	2.23	18.9	52.9	5.29	27	57.4	< 20
	300	44.3	13.3	51.1							
	400	44.3	15.0	52.1							
	500	44.3	11.6	50.1							

2 讨论

2.1 氯化钠在成型过程中受力破损机理

氯化钠一般为松散状态的粒子，它由许多不同形状、不同大小的固体颗粒所构成，可以称为散粒体机械混合物。散粒体介质具有受力后其所受压强可以向各个方向传递，但其值不相等的特性^[3]。氯化钠粒子在外力作用下同样具有这种特性。填料粒子在受力成型时粒子与粒子产生相对的滑动，晶粒间有一定的强度阻止粒子的进一步变形，填料粒子间相互支撑，压实，达到最大的紧实度(此时多孔体体积缩小18.7%，孔隙率< 51.3%) 粒子呈弹性变形。靠近压头的一定厚度的粒子(多孔体顶部)受压后形成一个相互压紧的“保护层”，它承受着大部分的压力，而“保护层”下面的粒子受到一定的保护，所受压强逐渐减小。当外力打破由粒子的弹性变形而维持的极限平衡后，“保护层”中的粒子突然破裂。破裂的粒子会产生相对的滑动、紧实，又达到新的平衡。其结果使泡沫铝合金达到某一特定要求的孔隙率，而填料粒子的均匀性已不复存在。最终导致泡沫铝合金的孔结构不均匀。

2.2 半脆性固体的断裂特性

脆性断裂力学的先驱 Griffith 提出一种缺陷假说^[4]：典型脆性固相必定包含许多亚微观缺陷、微型裂纹或其它用常规手段无法发现的非常小的不均匀粒子。亚微观缺陷成为脆性固体弱化的潜在的原因。脆性材料在外力作用下，裂纹体的外界会产生某些位移。在这种情况下首先将做功 W_L ；其次，弹性体中储存的应变势能 U_E 将随系统任何几何尺寸的改变而发生变化；再则，随着裂纹新表面的产

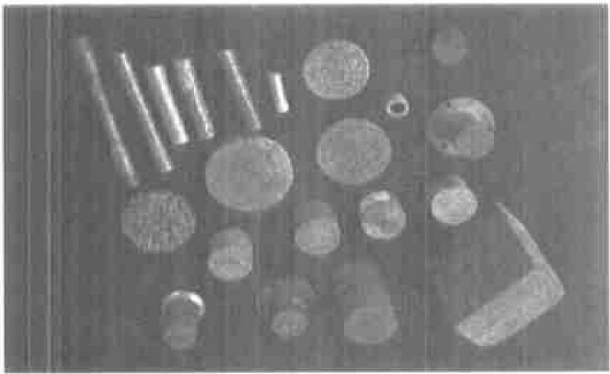


图 2 泡沫铝合金试样照片

Fig. 2 Sample photograph of foam aluminium alloy

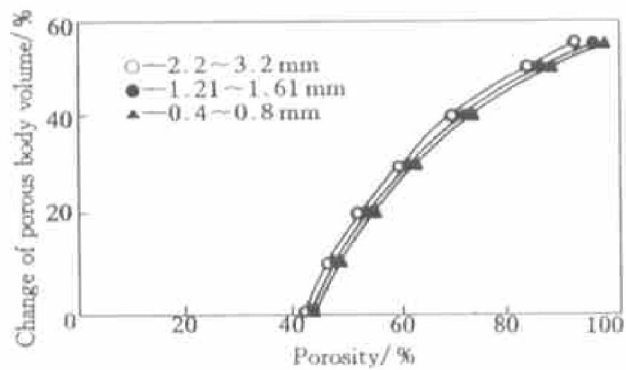


图 3 多孔体体积与孔隙率相应变化曲线图

Fig. 3 Change of porous body volume vs porosity

当多孔体受力超过某一值(4.7 MPa)时，多孔体体积发生较大的变化，使得一部分原有尺寸的粒子被分裂成较小的粒子，而泡沫铝合金的孔隙率可以达到一定的要求，但使泡沫铝合金孔结构的均匀性急剧下降，从而影响了泡沫铝合金的使用性能。下面的讨论仍以2.2~ 3.2 mm的一组粒子为主。

生, 势必出现自由表面能 U_S 。对于一个静态的裂纹系统(见图 4)总能量将是上述 3 者之和:

$$U = (-W_L + U_E) + U_S \quad (1)$$

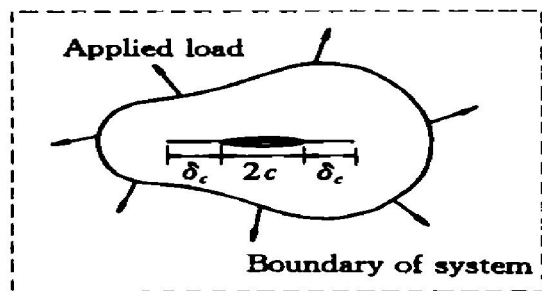


图 4 静态平衡裂纹系统

Fig. 4 Crack system of static balance

式中 W_L 为外加载荷做功; U_E 为应变势能; U_S 为自由表面能。

在图 4 中, 设想裂纹扩展了 δ_c , 若机械能(式(1)括号中的两项之和)和表面能项平衡, 则系统达到了热力学平衡。不难看出, 裂纹扩展时机械能必然减小, 这是因为在裂纹扩展时, δ_c 两侧的约束力突然松弛, 一般情况下裂纹壁向外加速分开, 最终进入能量较低的状态; 另一方面, 表面能项却随裂纹扩展而增加, 这是由于在新的裂纹面产生时, 要克服穿过 δ_c 的分子引力造成的内聚力。于是机械能促使裂纹扩展, 而自由表面能阻止裂纹扩展。这就是 Griffith 的能量平衡概念的内涵, 它可由标准平衡方程式表示:

$$dU/dC = 0 \quad (2)$$

这是预测物体断裂行为的准则。如果平衡长度发生很小的变化, 裂纹是扩展还是闭合就要看式(2)是负还是正而定。对于平面应力状态, 式(1)中的系统能量为:

$$U = -\pi c^2 \sigma_L^2 / E + 4c\gamma \quad (3)$$

将式(3)代入式(2), 可求得平面应力状态常载荷条件下断裂的临界条件:

$$\sigma_L = (-E\gamma/\pi c)^{1/2} \quad (4)$$

当施加的外力超过式(4)所给定的临界值时, 裂纹将不受限制的自发扩展。此时裂纹穿过固体只有两种形式: 一是横穿过晶粒, 另一是在晶粒间穿过。后者仅在少数特殊环境中发生, 前者则是普遍的断裂机理, 称为剪切和解理, 这与固体的结晶面有关, 剪切是某个结晶面在另一个结晶面上滑动的结果, 解理则发生在不同的结晶面上^[5]。

2.3 半脆性固体裂纹成核过程

半脆性固体(氯化钠属于半脆性固体)在脆性裂纹扩展之前发生有限的塑性流动, 在初始阶段, 有限的塑性流动能起到承担、提供, 有时甚至产生裂纹核的关键作用。因此, 这种所谓半脆性固体的强度与屈服特性的联系, 比与初始缺陷分布的联系更密切, 滑移面上的剪应力分量与裂纹面上的张应力分量一样重要, 这是因为裂纹在压力下几乎和在张力下一样容易成核, 而且固体的原生的解理面和滑移面显示了半脆性固体中的另一种倾向, 即初始滑移和后来的断裂都发生在确定的结晶面上, 结果造成整个变形过程滑移方向不易改变, 晶体不能适应塑性应变, 而裂纹的产生就达到了释放应变的效果。因此滑移过程提供了自身的障碍, 使得即使在原来没有任何微观结构障碍的近乎完整的单晶中, 也可能发生由位错引起的成核作用。当施加与氯化钠晶粒上的外力达到极限平衡时, 粒子间产生滑移, 相互挤压, 晶粒中的位错导致微裂纹的成核, 位错后的相互作用使得交点处微裂纹张开, 在弹性变形后立即发生断裂。位错塞积所造成的应力达到理论强度 σ_{th} 的 $10^{-2} \sim 10^{-3}$ 时便可能使其微裂纹成核, 换句话说, 一般在半脆固体中微裂纹成核应力只是 $10^{-2} \sigma_{th} \sim 10^{-3} \sigma_{th}$ 。

2.4 半脆性固体裂纹的扩展

半脆性晶体解理断裂的表层位错揭示了在扩展着的裂纹端部领域内预存着 Griffith 亚微观裂纹的位错比拟的扩张, 微裂纹端部仍然保持着完全脆性裂纹的原子尺寸尖锐的几何尺寸。在一定实验条件下半脆性固体的晶体, 其位错段的扩展运动的实质取决于合成的剪应力分量 σ_{th} , 这可以从两方面来考虑: 1) 平衡态($\sigma_{xy} = \sigma_{xy}^0$) 在位错能够进行前, 局部的剪应力与某一“摩擦”应力(剪应力的某一最小值)相等, 这样的应力水平说明了一种平衡结构。2) 动态($\sigma_{xy} > \sigma_{xy}^0$) 一旦剪应力超过“摩擦”应力时, 位错将加速运动, 其特征是在实际可能达到的最短的脉冲时间内(约为 10^{-9} s), 位错将加速到稳态速度 V , 其结果是使得半脆性固体裂纹得以扩展。可用如下速度函数来表示位错的扩展运动:

$$V_d = 0 \quad (\sigma_{xy} = \sigma_{xy}^0)$$

$$V_d = V_d(\sigma_{th}, T) \quad (\sigma_{xy} > \sigma_{xy}^0)$$

$$V_d \approx V_I \quad (\sigma_{xy} \gg \sigma_{xy}^0)$$

式中 $V_d(\sigma_{xy}, T)$ 为应力和温度的单调函数; $V_I = (\mu/\rho)^{1/2}$; σ_{th} 为剪应力分量; σ_{th}^0 为“摩擦”应力。

这些速度函数都可能随脆性固体材料结构的不

同而发生很大变化。如, 半脆性固体氯化钠粒子的微裂纹在动态扩展作用下可能张开形成破碎。

3 结论

1) 填料粒子成型体(多孔体)的体积变化与泡沫铝合金的孔隙率的变化有一特定关系。可以用一条曲线来描述。随着多孔体体积逐渐缩小, 而泡沫铝合金的孔隙率逐步增大。以2.2~3.2 mm粒子的多孔体体积与泡沫铝合金孔隙率的相对变化曲线为基准, 随着填料粒子粒径的增大或减小, 其变化曲线有向左或向右推移的趋势。

2) 制作多孔体时, 填料粒子所受应力最大不应超过其临界压力(2.04 MPa), 在此范围内粒子开始有质点的相对滑动, 粒子相互挤紧, 此时多孔体粒子承受弹性变形, 粒子粒径无太大变化(此时泡沫铝合金的孔隙率变化范围很窄, 在47.6%~51%), 基本能保证泡沫铝合金孔结构的均匀性。需要说明的是由于制作工艺的各种条件的限制, 粒子在弹性范围的受力不容易控制, 所以此时的孔隙率不易掌握。

3) 由于填料粒子呈半脆性固体的物理特性, 其断裂特性贯穿于制作多孔体的整个过程。多孔体在承受高于临界压力的作用时, 填料粒子呈脆性断裂, 致使粒子在一定范围内破裂或粉碎。此时, 多孔体体积缩小, 泡沫铝合金的孔隙率相应提高(高于51%), 可以达到某一特定要求, 但结果是以不同程度的降低泡沫铝合金孔结构的均匀性为代价。

[REFERENCES]

- [1] 任建富, 王录才, 柴跃生. 泡沫铝合金材料的渗流铸造方法初探[J]. 中国铸机, 1994(2).
REN Jian-fu, WANG Lu-cai, CHAI Yue-sheng. Preliminary study on penetration casting process using foamed aluminum alloy material [J]. China Cast Machine, 1994(2): 42-45.
- [2] 吴炳尧, 杨思一, 苏华钦. 泡沫状铝合金渗流铸造工艺参考的试验分析[J]. 铸造, 1991(2): 12-17.
WU Bing-yao, YANG Si-yi, SU Hua-qin. Experimental analysis of process variable on penetrating casting of foam Al alloys around granules [J]. Foundry, 1991(2): 12-17.
- [3] 黄松元编. 散体力学[M]. 北京: 机械工业出版社, 1993. 3.
HUANG Song-yuan. Scatter Solid Mechanics [M]. Beijing: Machine Industry Press, 1993. 3.
- [4] 劳恩 B R, 威尔肖 T R. 陈 颢, 尹祥础译. 脆性固体断裂力学[M]. 北京: 地震出版社, 1985. 5-7, 13-18, 37-34, 132-133.
Laoen B R, Weierxiao T R. CHEN Yong, YIN Xiang-chu transl. The Rupture Mechanics of Brittleness Solid [M]. Beijing: Earthquake Press, 1985. 5-7, 13-18, 27-34, 132-133.
- [5] 沃诺克 F V, 本哈姆 P P. 江秉琛译. 固体力学和材料强度[M]. 北京: 人民教育出版社, 1982. 532.
Wunuoque F V, Benhamu P P. JIANG Bing-chen transl. Solid Mechanics and Material Intension [M]. Beijing: People Education Press, 1982. 532.

Effect of filler particle shaping on foam aluminium alloy pore structure

REN Jian-fu, WANG Fang, WANG Lu-cai, YOU Xiao-hong, CHAI Yue-sheng

(Branch of Materials Science and Engineering, Taiyuna Heary Machinery Institute, Taiyuan 030024, China)

[Abstract] The changing curve of the volume of shaped filler particles in relation to foam aluminum porosity was described on the basis of experiment. The shaping mechanism of foam aluminum pore structure was shown by the basic principle of mechanics. It was asserted that the volume changes (decreasing) of shaped filler particles should be 0%~12% (at this time, the porosity of foam aluminum should be 41.6%~47.6%), thus, the size of the particle can be stabilized so as to better control the aperture of the foam aluminum and stabilize its operating performance.

[Key words] filler particle; foam Al alloy; hole structure; porosity; scattering particle medium

(编辑 吴家泉)