

[文章编号] 1004- 0609(2001)01- 0006- 04

快速凝固高硅铝合金粉末的热挤压过程^①

张大童, 李元元, 罗宗强, 邱 诚

(华南理工大学 机电工程系, 广州 510640)

[摘 要] 通过分析快速凝固高硅铝合金粉末在热挤压过程中的密度、微观组织和相结构的变化, 对粉末热挤压成形机理进行了探讨。结果表明, 快速凝固高硅铝合金粉末热挤压过程分为 2 个阶段, 即填充挤压阶段和稳态流动阶段, 粉末生坯的致密化主要在第一阶段完成。粉末颗粒中初晶 Si 相受到加热长大和挤压破碎两方面的综合作用, 最终得到的挤压材料中的 Si 颗粒与原始粉末相比没有明显的粗化。合金的相组成在挤压前后没有发生变化, 快速凝固合金的组织结构特征基本得以保留。

[关键词] 快速凝固; 高硅铝合金; 热挤压

[中图分类号] TG 376. 2

[文献标识码] A

采用快速凝固技术与粉末冶金技术相结合 (RS-PM) 制备的高硅铝合金材料在汽车、电子、航空工业领域有很大的应用潜力^[1]。对于快速凝固高硅铝合金粉末而言, 应用最为广泛的致密化技术是粉末热挤压^[2, 3]。目前, 国内外在该领域的研究重点主要集中在材料的组织和性能方面, 对于粉末热挤压过程的成形机理研究较为少见。采用快速凝固法制备的高硅铝合金材料与常规铸造高硅铝合金相比综合性能有显著的提高^[4, 5], 但由于成形工艺复杂导致材料的制造成本升高, 限制了该类材料的工业应用。因此, 对快速凝固高硅铝合金粉末的成形技术进行深入研究是很有必要的。

与常规致密金属的挤压成形相比, 快速凝固高硅铝合金粉末热挤压成形存在以下特殊性: 1) 粉末生坯体积可压缩性; 2) 由于粉末含有大量的初晶 Si 相, 材料的塑性较差, 同时由于 Si 相颗粒的硬度高, 加剧了模具的磨损, 故通常需要用塑性较好的材料(如纯铝)做包套封装; 3) 由快速凝固得到的微观结构特征在致密化以后能否保留下来对大块材料性能的影响非常关键。另外, 快速凝固微观结构受热发生的变化通常是不可逆的, 即不能通过热处理手段来恢复, 故确定合适的热挤压温度、保温时间等工艺参数也很重要。

作者对快速凝固高硅铝合金的热挤压成形过程进行了实验研究, 通过分析粉末生坯加热、挤压过

程中的相结构、微观组织、密度以及挤压力的变化, 对粉末热挤压成形机理进行探讨, 旨在明晰各个工艺参数对挤压过程的影响, 为该类材料的工业应用奠定理论基础。

1 实验

采用空气雾化法制备合金粉末, 粉末的化学组成为 Al-28% Si-1% Cu-1% Mg-1% Fe(质量分数)。在合金粉末中加入 0.5% 硬脂酸锌, 混粉 15 min, 然后将粉末冷压成相对密度为 70%~80% 的生坯, 装入纯铝包套内, 除气后将坯料和热挤压模具放入加热炉中加热、保温, 加热温度为 500 °C, 保温时间 1 h, 取出即进行热挤压试验, 模具涂以少量汽缸油和石墨混合润滑剂, 挤压比为 17(生坯和挤压棒直径分别为 50 mm 和 12 mm), 挤压锥角 90°。将热挤压得到的挤压棒车去包套待用。为了研究挤压过程中材料的组织结构, 在部分挤压实验中进行中途卸载, 此时仍有一部分坯料留在阴模内, 取出这部分坯料制成试样, 测量密度, 分析微观组织和相结构, 并与生坯和挤压棒进行比较。

用排水法测量试样密度, 电子天平感量为 0.1 mg, 密度测试试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 10 mm。在 MeF3 型金相显微镜下观察微观组织。在 D/M ax- IIIA 型 X 射线衍射仪上进行材料相结构分

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59875019)

[收稿日期] 2000- 04- 10; [修订日期] 2000- 07- 01

[作者简介] 张大童(1973-), 男, 博士研究生。

析, 采用 CuK_α 靶, 石墨单色滤片, 步长 0.1° 。

2 结果及讨论

2.1 挤压力的变化

随着上模冲向下运动, 挤压力逐渐增大, 但坯料仍留在阴模内, 并未被挤出。在本实验条件下, 当挤压力升至 $9 \times 10^5 \sim 1 \times 10^6 \text{ N}$ (即挤压载荷为 485 MPa) 时, 坯料开始从挤压嘴流出。随后的挤压力逐渐减小, 在 $7 \times 10^5 \text{ N}$ 左右趋于稳定直至坯料全部流出。由于设备条件的限制, 本实验没有得到精确的挤压载荷—位移曲线。挤压力降低并趋于稳定的原因有: 坯料与模具的接触面积随着挤压试棒的挤出逐渐变小, 因此挤压所需克服的摩擦阻力也逐渐减小; 由于铝具有较高的层错能, 在热塑性变形过程中容易通过位错的攀移和交滑移产生动态回复, 从而导致材料软化等等^[6, 7]。

2.2 挤压过程中坯料的密度变化

在挤压实验中途卸载取出坯料截取试样, 取样部位如图 1 所示。测量试样的密度, 并与挤压棒及生坯密度进行比较, 实验结果如表 1 所示。

由表 1 可以看出, 当阴模内的坯料开始挤出以后, 其密度与最终挤压试棒的密度已很接近, 近似全致密。结合挤压力的变化情况, 可以把粉末生坯的热挤压过程分为 2 个步骤: 1) 随着挤压载荷的增

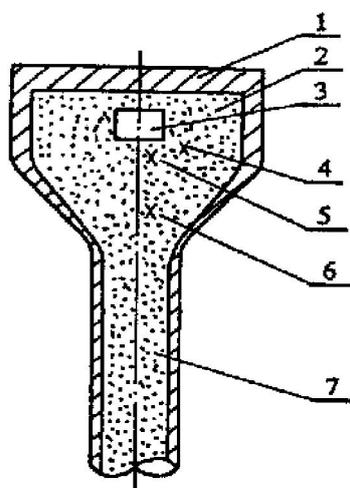


图 1 挤压过程中坯料示意图

Fig. 1 Schematic drawing of billet during hot extrusion process

1—Aluminium can; 2—Powder billet;

3—Location of density-test sample;

4~ 6—Different locations for microstructure observation;

7—Extrudate

表 1 热挤压过程中材料的密度变化

Table 1 Densities of billet during hot extrusion process

Sample	Density / ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	Relative density / %
Powder billet before extrusion	2.02	78
Powder billet during extrusion	2.64	97
Extrudate	2.67	98

加, 生坯的致密度逐渐增大至接近全致密材料, 这类似于一个热压过程; 2) 当挤压载荷升至最高值时, 坯料开始从挤压嘴流出, 这一阶段材料的密度只有微小的增加, 而挤压载荷逐渐降低并趋于稳定, 故为一个稳态流动过程。

2.3 挤压过程中粉末坯料的组织和相结构变化

图 2 显示了挤压不同阶段合金的微观组织。图 2(a) 为快速凝固高硅铝合金原始粉末的微观组织, 其中灰色块状相为初晶 Si, 其尺寸为 $2 \sim 10 \mu\text{m}$, 采用截线法测量其平均粒径为 $5 \mu\text{m}$ 。图 2(b) 和 (c) 为挤压中途留在阴模内的坯料的微观组织, 可以看出与原始粉末相比, Si 颗粒有一定程度的粗化, 这一现象在图 2(c) 中表现得更为明显。图 2(b) 和 (c) 中初晶 Si 颗粒平均尺寸分别为 $9 \mu\text{m}$ 和 $11 \mu\text{m}$, 这说明 Si 颗粒分布是不均匀的。图 2(d) 为挤压变形区内的坯料微观组织, 可以看到其中一些较大的 Si 颗粒内部已经产生了裂纹, 且该区域 Si 颗粒平均尺寸为 $7 \mu\text{m}$, 与图 2(b) 和 (c) 相比有所细化。图 2(e) 为最终挤压棒料的微观组织, 其 Si 颗粒平均尺寸为 $5.2 \mu\text{m}$, 与图 2(a) 相比没有明显的粗化。

图 3 为挤压实验不同阶段坯料的 XRD 相结构分析结果。由图 3 可以看出, 粉末生坯、挤压过程中的坯料以及最终挤压棒料主要由 $\alpha(\text{Al})$ 和 Si 相组成, 在本实验条件下, 热挤压过程没有导致新相产生和晶粒尺寸的明显变化, 也就是说, 快速凝固的组织 and 结构特征没有因热挤压过程而受到破坏。

2.4 讨论

粉末与致密金属材料相比, 其热挤压过程的一个显著特点是粉末 (包括粉末生坯) 具有可压缩性, 而致密金属的塑性变形可以认为是一个体积不变的过程。由于粉末生坯具有较大的孔隙度, 在挤压过程的开始阶段, 随着载荷的升高, 生坯的孔隙缩小乃至消失, 从而引起坯料致密度的提高, 在这一阶段, 生坯的致密度提高程度最为显著。本文的实验结果与文献[8]的填充挤压阶段密度变化的实验结

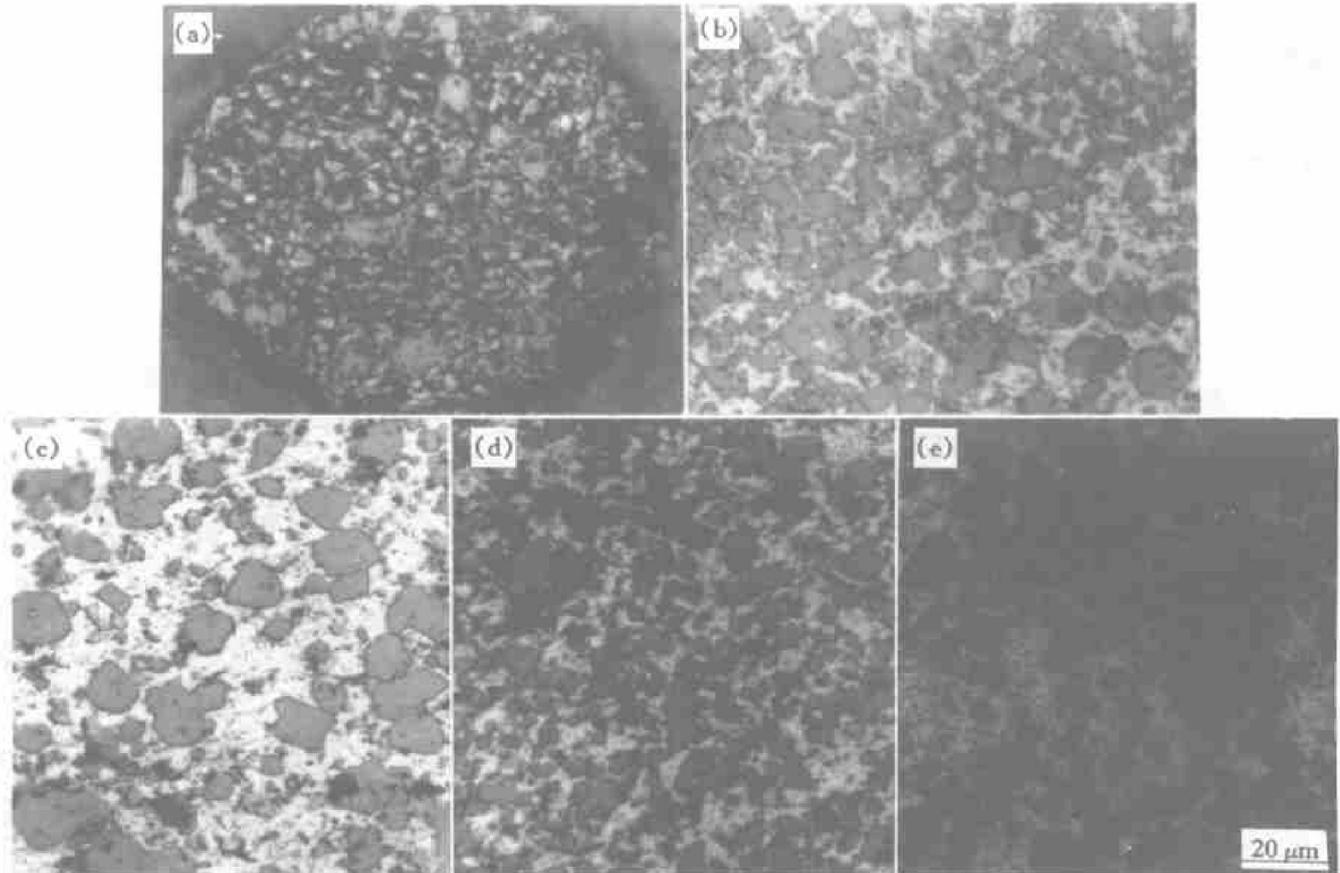


图2 热挤压过程中的微观组织变化

Fig. 2 Microstructures of billet during hot extrusion process

(a) —As-received powder; (b) —Central part of billet (location 4 in Fig. 1); (c) —Billet away from center (location 5 in Fig. 1); (d) —Billet at die entry (location 6 in Fig. 1); (e) —Extrudate ((b), (c), (d) are parallel parts to extruding direction; (e) is transverse part to extruding direction)

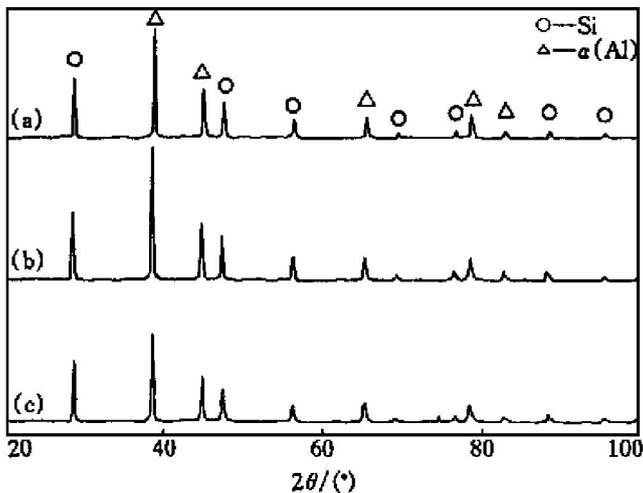


图3 粉末热挤压不同阶段的相组成分析

Fig. 3 X-ray diffraction patterns of billet in hot extrusion process

(a) —Extrudate; (b) —Powder billet during extrusion; (c) —Powder billet before extrusion

果一致。“填充挤压”这一概念较好地反映了热挤压过程第一阶段的特点。由于存在这样一个类似热压

的阶段，可以推断，生坯的致密度对于最终获得的热挤压材料的性能影响很小。本实验中另外采用相对密度为70%的生坯，在相同工艺条件下，获得挤压棒的相对密度仍为98%，其力学性能与相对密度为78%的粉末生坯挤压棒基本相同。因此，粉末生坯密度只是影响模具尺寸，生坯相对密度越低，相应的阴模尺寸越高，从而导致材料的浪费；而要提高粉末生坯的相对密度则对冷压成形设备有较高的要求。

当粉末生坯经填充挤压阶段被压缩至接近全致密材料后，随着挤压载荷升高至大于材料在该温度下的屈服极限，坯料从阴模出口流出，这一阶段材料的致密度只有微小的增加(本实验为1%)。引起致密度增加的主要原因是在挤压变形区强烈的三向压应力的作用下，粉末表面的氧化膜破裂，粉末之间以新鲜金属表面接触从而加剧了合金元素的相互扩散过程，使粉末之间的结合变得更加紧密。

初晶Si相的形态、尺寸及分布状况是影响高硅铝合金材料性能的关键因素。获得Si颗粒细小

且分布均匀的微观组织有利于材料的室温、高温力学性能及摩擦磨损性能的提高^[9, 10]。在快速凝固高硅铝合金粉末热挤压过程中, Si 颗粒尺寸存在 2 种变化趋势: 一方面 Si 颗粒受热发生长大, 这主要通过获取 Al 基体中过饱和固溶的 Si 原子来实现; 另一方面由于 Si 颗粒是硬脆相, 在挤压过程强烈的三向压应力作用下发生破碎从而得以细化。这两方面的作用共同决定了最终挤压材料中的 Si 相尺寸。在本实验条件下, 最终得到的挤压材料与原始粉末相比, Si 颗粒没有明显的粗化, 且分布均匀, 这种微观组织较为理想。

3 结论

1) 快速凝固高硅铝合金粉末热挤压过程可以分为 2 个阶段: 填充挤压阶段和稳态流动阶段。粉末生坯的致密化主要在第一阶段完成。

2) 生坯密度对最终挤压材料的密度及性能影响很小, 而主要影响挤压模具的阴模尺寸。

3) 粉末颗粒中初晶 Si 相受到加热长大和挤压破碎两方面的综合作用, 最终得到的挤压材料中的 Si 颗粒与原始粉末相比没有明显的粗化; 合金的相组成在挤压前后没有发生变化, 快速凝固合金的组织结构特征基本得以保留。

[REFERENCES]

- [1] Zhou J and Duszczyc J. Fracture features of a silicon dispersed aluminum alloy extruded from rapidly solidified powder [J]. *Journal of Materials Science*, 1990, 25: 4541.
- [2] Zhou J, Duszczyc J and Korevaar B M. Structural development during the extrusion of rapidly solidified Al-20Si-5Fe-3Cu-Mg alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 1991, 26: 824.
- [3] Lavernia E J, Ayers J D and Srivatsan T S. Rapid solidification processing with specific application to aluminum alloys [J]. *International Materials Reviews*, 1992, 37: 1.
- [4] Amano N, Odani Y, Takeda Y, et al. Development of a wear resistant rapid-solidified PM aluminium alloy [J]. *Metal Powder Report*, 1989, 54(3): 186.
- [5] Anand S, Srivatsan T S, Wu Y, et al. Processing, microstructure and fracture behavior of a spray atomized and deposited aluminum-silicon alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 1997, 32: 2835.
- [6] WANG Zur-tang(王祖唐), GUAN Ting-dong(关廷栋), XIAO Jing-rong(肖景容), et al. *Theory of Plasticity Forming of Metals(金属塑性成形理论)* [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1989. 31.
- [7] Zhou J, Duszczyc J and Korevaar B M. Mechanical response and structural development during the hot extrusion of a rapidly solidified Al-20Si-3Cu-1Mg alloy powder [J]. *Journal of Materials science*, 1992, 27: 3856.
- [8] JIA Yu-xi(贾玉玺), WANG Guang-chun(王广春), ZHAO Guo-qun(赵国群), et al. SiC 颗粒增强铝基复合材料的热挤压工艺研究 [J]. *Forging & Stamping Technology(锻压技术)*, 1999, 24(6): 9.
- [9] Estrada J L and Duszczyc J. Characteristics of rapidly solidified Al-Si-X powders for high-performance applications [J]. *Journal of Materials Science*, 1990, 25: 886.
- [10] Duszczyc J and Bialo D. Friction and wear of P/M Al-20Si-Al₂O₃ composites in kerosene [J]. *Journal of Materials Science*, 1993, 28: 193.

Hot extrusion process of rapidly solidified hypereutectic aluminum-silicon alloy powder

ZHANG Da-tong, LI Yuan-yuan, LUO Zong-qiang, QIU Cheng

(Department of Mechanotronic Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China)

[Abstract] By analyzing the changes of the density, microstructures and phase during the hot extrusion process of rapidly solidified (RS) hypereutectic aluminum-silicon powder, the mechanism of powder hot extrusion was studied. Experimental results show that the powder hot extrusion process can be divided into two stages, hot compress process and stable flow process. The density of the billet increases greatly at the first process. Two effects decide the primary silicon particle size: growing due to heating and breaking due to extrusion. However, no change of phase is detected after hot extrusion, and the powder's RS characteristics remain unchanged.

[Key words] rapid solidification; hypereutectic Al-Si alloy; hot extrusion

(编辑 杨兵)