文章编号: 1004-0609(2012)10-2777-06

# 浆料浇注温度对流变压铸件组织和力学性能的影响

赵君文1,戴光泽1,吴树森2,黄兴民1,韩 靖1

(1. 西南交通大学 材料科学与工程学院,成都 610031;2. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室,武汉 430074)

摘 要:将采用超声振动制备的过共晶 Al-Si 合金 A390 浆料在不同温度下进行流变压铸成形,研究浆料浇注温 度对过共晶 Al-Si 合金流变压铸试样组织和力学性能的影响。结果表明:过共晶 Al-Si 合金 A390 流变压铸试样组 织中初生 Si 主要由浆料制备过程中形成的大块 Si(Si<sub>1</sub>)和在压铸模型腔中形成的细小 Si(Si<sub>3</sub>)组成;在 580~640 ℃范 围内,随着浆料浇注温度升高,Si<sub>1</sub>平均尺寸先减小后增大,而 Si<sub>3</sub>尺寸稳定在 7~15 μm 之间。过共晶 Al-Si 合金 A390 半固态浆料的适宜浇注温度范围为 600~620 ℃,在此范围内可以得到抗拉强度超过 260 MPa 的 A390 合金流 变压铸试样。

关键词: Al-Si 合金; 半固态浆料; 流变压铸; 过共晶; 力学性能 中图分类号: TG249.9; TG146.2; O426.9 文献标志码: A

# Effect of slurry pouring temperature on microstructure and mechanical properties of rheo-diecasting

ZHAO Jun-wen<sup>1</sup>, DAI Guang-ze<sup>1</sup>, WU Shu-sen<sup>2</sup>, HUANG Xing-min<sup>1</sup>, HAN Jing<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China;

2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology,

Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** The hypereutectic Al-Si alloy A390 slurry was prepared by ultrasonic vibration and rheo-diecasted at different temperatures, and the effect of slurry pouring temperature on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloy rheo-diecasting sample was investigated. The results show that, the primary Si in the microstructure of rheo-diecasting sample of A390 alloy is mainly composed of large Si (Si<sub>1</sub>) formed during slurry preparation process and small Si (Si<sub>3</sub>) formed in die cavity; with the slurry pouring temperature increasing from 580 to 640 °C, the average size of Si<sub>1</sub> first decreases and then increases while that of Si<sub>3</sub> maintains in the range of 7–15  $\mu$ m. It is also found that the slurry pouring temperature suitable for rheo-diecasting sample is up to more than 260 MPa. **Key words:** Al-Si alloy; semisolid slurry; rheo-diecasting; hypereutectic; mechanical properties

过共晶 Al-Si 合金具有低热膨胀系数、高硬度和 高耐磨性等优良性能,常用于制造活塞、缸体、泵体 和空调压缩机等。然而,常用的过共晶 Al-Si 合金 (如 A390 合金)凝固温度区间大、初生固相少,使得该类 合金铸造时组织中初生 Si 粗大、共晶 Si 呈针状,组 织偏析严重,很难得到力学性能优良的铸件<sup>[1]</sup>。

**基金项目:** 国家"十一五"科技支撑计划资助项目(2009BAG12A07);中央高校基本科研业务费资助项目(SWJTU09ZT22, SWJTU09BR149); 2010 年度聘请外籍教师教育部重点项目([2010]33)

收稿日期: 2011-11-18; 修订日期: 2012-04-04

通信作者:赵君文,讲师,博士;电话: 028-87600724; E-mail: swjtuzjw@swjtu.cn

半固态铸造是一种能够解决上述问题的技术方法 之一,但过共晶 Al-Si 合金半固态铸造技术一直限于 触变铸造<sup>[2-5]</sup>。众所周知,相对于触变铸造,流变铸造 在成本和效率等方面具有优势,并已成功用于亚共晶 Al-Si 合金零件的制造<sup>[6-8]</sup>。然而,经济并可得到合格 组织的过共晶 Al-Si 合金流变铸造工艺却鲜见报道<sup>[9]</sup>。

超声振动能够制备高质量的金属半固态坯料和浆 料<sup>[10-12]</sup>,超声制备浆料参数对浆料组织的影响已有很 多研究,但缺乏超声制备浆料参数对浆料流变压铸组 织与性能影响的研究。同时,半固态浆料的浇注温度 对流变浆料的充型有至关重要的影响,温度太高,使 得浆料充型类似于液态,难以发挥半固态成形的优点, 而如果温度太低,因浆料固相率过高,造成充型阻力 太大,使得最终成型件组织不致密,甚至出现浇不足 和冷隔现象。因此,本文作者进行了 A390 合金半固 态浆料浇注温度对流变压铸件组织和性能影响规律的 研究。

## 1 实验

本试验所用材料 A390 合金采用 Al-22Si 中间合金、纯 Al、纯 Cu 和纯 Mg 配置而成,其成分为(质量

分数): 17% Si, 4.5% Cu, 0.6% Mg, 其余为 Al。所 采用的 A390 合金的固相线温度为 505 ℃,液相线温 度为 650 ℃。使用的浆料制备试验装置见文献[13], 将配制好的合金熔体进行除气精炼后冷却至 660~ 730 ℃待浇;打开电炉将制浆样杯及超声振动头预热 到 530~580 ℃,同时预设好超声振动参数;从坩埚中 取一定量熔体浇入样杯中并启动超声振动,通过熔体 和样杯之间的热平衡,熔体会很快冷到所需的半固态 浇注温度范围内,经过 1 min 超声振动后,将浆料倒 入压室压铸,其结构如图 1 所示。值得说明的是,在 此,半固态浆料浇注温度是指超声振动结束后转移浇 入压室前所测的温度。

对于流变压铸成形试验,浆料进行压铸前,将压 铸模具预热至150℃左右。试验中压铸参数固定,即 压射压力为80 MPa,压射速度约为1.5 m/s,主要研 究浆料浇注温度对流变压铸件组织与性能的影响,浆 料浇注量为600g左右。压铸出的A型力学性能试样 (见图1(a)中右边两试样)先进行密度测定,再进行拉 伸性能测试,然后从位置A处取长度为10 mm的试样 进行组织观察和金相分析。经嵌样、磨削、抛光并用 0.5%(体积分数)氢氟酸溶液腐蚀后进行金相观察,对 每个试样用数码相机在不同位置拍照,然后使用金相 分析软件对各条件下试样的金相组织进行定量分析。





**Fig. 1** Schematic diagrams of rheo-diecasting(a) and dimension(mm) of right two parts(b) (*A* is position where specimen is taken for microstructure observation)

## 2 结果与分析

#### 2.1 微观组织的影响

图 2 所示为过共晶 Al-Si 合金 A390 的微观组织。 由图 2 可知,过共晶 Al-Si 合金 A390 流变压铸件组织 明显不同于液态压铸件组织(参见文献[13]),亦与同温 度下浆料组织有显著区别(见图 2(a)),其组织由分布均 匀的初生 Si、细小等轴状 *α*(Al)和 Al-Si 共晶组织构 成。从图中亦可见,初生 Si 有 3 种明显不同的形态, 即大块状的 Si<sub>1</sub>、少量形状不规则的 Si<sub>2</sub>和大量细小的 Si<sub>3</sub>组成。由于 Si<sub>2</sub>数量少,对性能的影响不显著,在 此,不再对其做详细研究。

显然,Si<sub>1</sub>是在超声浆料制备过程中形成的,大量 细小的Si颗粒Si<sub>3</sub>(Si<sub>3</sub>)是在浆料充型完毕后在压铸型 腔中形成的,而个别条状的Si粒(Si<sub>2</sub>)有可能是在浆料 转移和压室中没有超声作用下形核并快速生长而形 成的。



图 2 过共晶 Al-Si 合金 A390 的微观组织

**Fig. 2** Microstructures of typical A390 alloy slurry(a) and rheo-diecasting sample(b)with slurry pouring temperature of 615 °C (In Fig.2(b), large Si particles (Si<sub>1</sub>) formed inside slurry maker, Si plates (Si<sub>2</sub>) formed inside shot sleeve or during slurry transferring, and fine Si particles (Si<sub>3</sub>) formed inside die cavity, as well as equiaxed primary  $\alpha$ (Al))

图 3 所示为 3 个不同浆料浇注温度下流变压铸件 的微观组织。由图 3 可以看出不同浆料浇注温度下的 初生 Si 形貌,即 3 种形态初生 Si 的相对数量、大小 和形状区别明显。浆料浇注温度较高时,Si<sub>1</sub>较大,而 且形状不规整,当浆料浇注温度降至 610 ℃时,Si<sub>1</sub> 有所减小,而温度再下降至 580℃时,Si<sub>1</sub>又增大但形 状较规整。对不同浆料浇注温度下流变压铸试样微观 组织进行统计分析,图 4 所示为初生 Si 平均颗粒直径 随浆料浇注温度的变化。由图 4 可知,Si<sub>1</sub>平均尺寸随 浆料浇注温度呈抛物线变化,随着浆料浇注温度从 580 ℃升高到 640 ℃,初生 Si<sub>1</sub>平均尺寸从 580 ℃时的 49 µm 降低至 610 ℃的 34 µm,而随着浆料浇注温度



**图 3** 不同浆料浇注温度下的流变压铸件微观组织 **Fig. 3** Microstructures of A390 rheo-diecasting samples at different slurry pouring temperatures: (a) 640 ℃; (b) 610 ℃; (c) 580 ℃



图 4 初生 Si 平均颗粒直径随浆料浇注温度的变化



的进一步上升, Si<sub>1</sub>平均尺寸又增大, 640℃时达 56 μm; 对于 Si<sub>3</sub>,随着浆料浇注温度升高,其平均尺寸总体呈 增大趋势,但稳定在 7~15 μm,变化不大。Si<sub>3</sub>平均尺 寸随浆料浇注温度下降变化不大,在 7~15 μm 之间。 流变压铸试样(浇注温度为 620 ℃)组织中各尺寸范围 初生 Si 粒的分布规律如图 5 所示,其呈现出明显的两 个分布峰,并且小粒子数量远大于大粒子的数量。值 得一提的是,在其他浆料浇注温度下获得的流变压铸 试样组织也具有这种特征。对不同浆料浇注温度下各 尺寸 Si 粒定量分析得出,在所研究的浆料浇注温度范 围内,初生 Si<sub>1</sub>量为 5%~7%(体积分数), Si<sub>3</sub>量为 3%~5%,而 Si<sub>2</sub>量低于 1%,均随温度变化不大。

在过共晶 Al-Si 合金 A390 浆料制备过程中,浆料 过冷度偏小,导致初生 Si 的形核少,且生长时间较长,







故初生 Si<sub>1</sub> 尺寸大且数量少,而浆料制备过程中超声 声场的作用抑制了 Si<sub>1</sub> 长成板片状和五瓣星状,促使 其以颗粒状的方式生长。但浆料浇注温度越高,浆料 制备后浇注过程中 Si<sub>1</sub> 在无超声场作用下自由生长时 间就越长,因此,浆料浇注温度越高,流变压铸试样 中 Si<sub>1</sub>尺寸越大,形状越不规则。而浆料充填型腔后, 由于模具的高冷却速度以及压射冲头施加的高压力作 用下,剩余液相在非常大的过冷度下大量形核,使浆 料的形核率很高,而高冷却速度使核心生长时间很短, 因此 Si<sub>3</sub> 数量多,尺寸小。总体而言,浆料浇注温度 越低,Si<sub>3</sub> 核心生长时间越短,Si<sub>3</sub>尺寸就越小。

对于初生 a(Al),其尺寸细小,呈现等轴状或非枝 晶形貌。如此细小的等轴状 a(Al)显然是在压铸模型 腔中形成,即在浆料制备过程中没有形成初生 a(Al), 这与文献[4,14]中 A390 合金半固态组织有区别,分析 认为,主要是由于在本研究中为了保证浆料的流动性, 所采用的制浆温度较高,不满足浆料制备过程中形成 初生 a(Al)的条件。

同时观察发现,浇注温度不同,其组织中气孔或 缩孔的数量也有差别。温度较高时,组织里有较多的 孔洞,超声对浆料的除气功能难以得到体现,从而影 响流变压铸件性能的提高;随着浆料浇注温度降低, 组织中孔洞缺陷的数量显著减少,但当浇注温度低于 610 ℃时,组织中又会出现明显孔洞,温度越低孔洞 缺陷增多。

#### 2.2 力学性能的影响

浆料浇注温度在 580 ℃以上时,A 型力学性能 试样能够完整充型,而当浇注温度低于 580 ℃,如 575 ℃时,A型试样出现冷隔或浇不足现象(见图 6), 其他两类试样则完全不能成形。

图 7 所示为试样抗拉强度随浆料浇注温度的变化 关系图。从图 7 可以看出,随着浆料浇注温度从 580 ℃上升到 600 ℃,流变压铸件抗拉强度快速上 升,从 199 MPa 增大到 259 MPa;但浆料浇注温度继 续上升,流变压铸件抗拉强度逐渐降低,从 262 MPa 降至 236 MPa。

虽然 A390 合金固相线温度为 505 ℃,但由于 A390 合金固相率随温度变化曲线突变点在 565 ℃ (A390 合金固相率随温度的变化曲线见文献[15]),故 若浆料浇注温度太低,由于冷却浆料在压入型腔之前 固相率已达到很高,从而导致充型不足(见图 6),同时 最后凝固的区域得不到足够金属液的补充,使组织中 形成大量缩孔。因此,考虑到在浆料转移中和浇入压 室后开始压铸之前浆料浇注温度继续降低,固相率



图 6 浆料浇注温度为 575 ℃时的 A390 合金流变压铸件 Fig. 6 A390 alloy rheo-diecasting sample for slurry pouring temperature of 575 ℃



**Fig.** 7 Relationship between ultimate strength and slurry pouring temperature for A390 rheo-diecasting samples

继续增加,浆料浇注温度不应低于 580 ℃。随着浆料 浇注温度的升高,浆料在固相率急剧增大前可充满型 腔,压力也可以传递到整个试样,使试样致密,从而 强度升高,但更高的浇注温度使浆料充型类似于液态 充型,浆料充型过程中卷气,最后在流变压铸试样中 出现气孔和硬质点夹杂等缺陷,从而降低了试样抗拉 强度。由此可见,适宜的浆料浇注温度在 600~620 ℃ 范围内。

流变压铸试样密度随浆料浇注温度变化的关系如 图 8 所示。浆料浇注温度低于 590 ℃时,流变压铸试 样密度低,并且保持在2.5 g/cm<sup>3</sup>左右。当温度从590 ℃ 上升到600 ℃,密度急剧上升。而超过此温度后,变 化亦不大,保持在2.73 g/cm<sup>3</sup>左右。由此认为,在本 试验条件下,当600 ℃左右的浆料移入压室开始压射 之前,温度已降低20 ℃以上,使得固相率急剧上升, 从而浆料的流动性变差,压力在传递至型腔的过程中 遭到严重削减,因此压铸件密度急剧下降。



图 8 流变压铸试样密度与浆料浇注温度的关系

**Fig. 8** Relationship between density and slurry pouring temperature for A390 rheo-diecasting samples

图 4 亦表明,初生 Si 平均尺寸在 580~610 ℃范围 内随浆料浇注温度降低而增大的速率缓于 610~640 ℃ 范围内随浆料浇注温度上升的增大速率,这与图 7 所 反映的流变压铸试样力学性能随浆料浇注温度的变化 规律(即抗拉强度在 580~610 ℃范围内的上升速率明 显大于在 610~640 ℃范围内的下降速率)不一致。而密 度的检测结果(见图 8)间接表明在 610 ℃后流变压铸 试样中孔洞缺陷有一个急剧增加的过程。众所周知, 孔洞缺陷会显著降低压铸试样力学性能,从而使其在 580~610 ℃范围内的下降速率很大。因此,流变压铸 试样力学性能随浆料浇注温度的变化规律是其微观组 织和缺陷综合影响的结果。

# 3 结论

1) A390 合金流变压铸试样组织中初生 Si 主要由 尺寸上有明显差别的两部分组成,即浆料制备过程中 形成的大块 Si(Si<sub>1</sub>)和压铸模型腔中形成的细小 Si(Si<sub>3</sub>) 构成;随着浆料浇注温度从 580 ℃升高到 640 ℃,初 生 Si<sub>1</sub>平均尺寸在 34~56 μm 范围内呈抛物线变化,在 610 ℃附近其尺寸最小,而随温度升高 Si<sub>3</sub> 尺寸总体呈 增大趋势,但变化不大,稳定在 7~15 μm。

2) 浆料浇注温度在 600 ℃以下,A390 合金浆料 流动性显著下降,压铸试样组织中空洞增多,密度存 在突变。浆料浇注温度低于 590 ℃时,流变压铸试样 密度保持在 2.5 g/cm<sup>3</sup>左右;浇注温度在 600 ℃以上 时,试样密度保持在 2.73 g/cm<sup>3</sup>左右。

3) 过高和过低的浆料浇注温度都会使流变压铸件力学性能降低,过共晶 Al-Si 合金 A390 半固态浆料适宜浇注温度范围为 600~620 ℃,此范围内可以得到性能最优的流变压铸试样,其抗拉强度可达 260 MPa以上。

#### REFERENCES

- LIANG D, BAYRAKTAR Y, MOIR S A, BARKHUDAROV M, JONES H. Primary silicon segregation during isothermal holding of hypereutectic Al-18.3wt %Si alloy in the freezing range[J]. Scripta Metall Mater, 1994, 31: 363–367.
- [2] KAPRANOS P, KIRKWOOD D H, ATKINSON H V, RHEINLANDER J T, BENTZEN J J, TOFT P T, DEBEL C P. Thixoforming of an automotive part in A390 hypereutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Material Processing Technology, 2003, 135: 271–277.
- [3] BIROL Y. Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy[J]. Journal of Material Processing Technology, 2008, 207: 200–203.
- [4] WANG H, NING Z L, YAO X D, DAVIDSON C J, ST.JOHN D. Thixotropic structure formation in A390 hypereutectic Al-Si alloy[C]//Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, 2004: 553–561.
- [5] 王 娜,周志敏.近液相线半连续铸造过程中A390合金初生 硅的形成机理[J].中国有色金属学报,2010,20(10): 1895-1900.

WANG Na, ZHOU Zhi-min. Forming mechanism of primary Si of A390 alloy during near-liquidus semi-continuous casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(10): 1895–1900.

- [6] FAN Z. Semisolid metal processing[J]. Int Mater Rev, 2002, 47(2): 49–85.
- [7] HAGA T, KAPRANOS P. Simple rheocasting process[J]. Journal of Material Processing Technology, 2002, 130/131: 594–598.
- [8] FLEMINGS M C, MARTINEZ R A, FIGUEREDO A M. Metal alloy compositions and process: US, 6645323[P]. 2003.
- [9] DEEPAK S, DIRAN A, RATHINDRA D G SSM processing of hypereutectic Al-Si alloys-An overview[C]//Proc of the 8th Int Conf on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, 2004: 855–864.
- [10] GABATHULER J P, BUXMANN K. Process for producing a liquid-solid metal alloy phase for further processing as material in the thixotropic state: US 5186236[P]. 1993.
- [11] 赵君文, 吴树森, 毛有武, 安 萍. 超声振动对过共晶 Al-Si 合金半固态浆料凝固组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(9): 1628-1633.

ZHAO Jun-wen, WU Shu-sen, MAO You-wu, AN Ping. Effect of ultrasonic vibration on microstructure of semi-solid hypereutectic Al-Si alloy slurry[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(9): 1628–1633.

- [12] POLA A, ARRIGHINI A, ROBERTI R. Effect of ultrasounds treatment on alloys for semisolid application[J]. Solid State Phenomena, 2008, 141/143: 481–486.
- [13] ZHAO Jun-wen, WU Shu-sen. Microstructure and mechanical properties of rheo-diecasted A390 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(S3): s754–s757.
- [14] 李树索,赵爱民,毛卫民,钟雪友,韩雅芳.半固态过共晶
  Al-Si 合金显微组织中近球形 α 相形成机理的研究[J]. 金属学报, 2000, 36(5): 545-549.
  LI Shu-suo, ZHAO Ai-min, MAO Wei-min, ZHONG Xue-you, HAN Ya-fang. Study on forming mechanism of sphere-like α phase in microstructure of semisolid hypereutectic Al-Si alloy[J].
  Acta Metallurgica Sinica, 2000, 36(5): 545-549.
- [15] GARAT M, BLAIS S, MAENNER L, LASLAZ G. The thixotropic version of the A390 hypereutectic alloy[J]. Hommes et Fonderie, 1999, 298: 14–21.

(编辑 龙怀中)