

文章编号: 1004 - 0609(2003) 04 - 0949 - 07

ZL112Y 压铸铝合金摩托车零件的半固态高压铸造成形^①

左宏志¹, 刘昌明¹, 邹茂华¹, 谷忠明², 范 增², 李德全², 吴 均²

(1. 重庆大学 机械工程学院, 重庆 400044;

2. 中国嘉陵集团重庆九方铸造有限责任公司, 重庆 400032)

摘 要: 采用高频感应加热装置和温度测定装置, 研究了 ZL112Y 压铸铝合金坯料高频感应加热二次重熔合适的半固态重熔温度、加热功率和速度, 以及这些工艺参数对坯料的触变性能和微观组织的影响。结果表明: 该合金合理的半固态二次重熔温度为 570~571 ℃; 在优化的感应加热工艺条件下, 半固态重熔坯料内部的温差在 0~1 ℃; 半固态重熔过程使原始料坯中的 α 枝晶组织变成球团状和节杆状组织, 满足了半固态触变成型的要求。采用实验室所获得的二次重熔工艺成功地压铸成形了 JH70 型摩托车发电机支架零件。

关键词: 半固态; 铝硅合金; 二次重熔工艺; 半固态成形

中图分类号: TG 111.4; TG 146.2

文献标识码: A

半固态金属成形技术开始于 20 世纪 70 年代, 经过 20 多年的研究和发展, 在 20 世纪 90 年代在发达国家进入工业应用阶段^[1~4]。与现有的成形技术相比它有许多优点, 例如: 铝合金半固态成形零件晶粒细小、致密、组织分布均匀、内部疏松小, 其力学性能优于普通铸件, 与锻件性能相近; 由于半固态成形温度比液态成形低, 且成形力较锻压小, 所以模具寿命长; 还可以实现生产的高度自动化。国外已将此项技术实现了产业化, 成功地应用于汽车和航空航天领域零件的制造。我国于 20 世纪 80 年代初开始半固态金属成形技术的研究, 但将此项技术成功地应用于生产的报道不多。据报道现仅有北京有色金属研究总院与中国第二汽车制造厂合作开发成功半固态成形汽车零件^[5]; 尤其是对铝合金半固态坯料的连铸制备、感应加热半固态坯料二次重熔工艺^[6~8]和半固态触变成形工艺^[9, 10]的研究相对薄弱, 同国外差距较大。

本文作者探索了 ZL112Y 铝合金半固态坯料高频感应加热二次重熔的合理工艺参数, 通过寻找合适的半固态温度、加热功率和加热速度, 以确定一条满足工业化生产条件下半固态二次重熔的合理工艺路线, 为该合金的半固态触变成形提供技术基础。

1 实验方法

1.1 实验材料

实验选用工业生产中应用较广泛的牌号为 ZL112Y 的 Al-Si 系压铸合金。原始坯料的制备在重庆中国嘉陵工业股份有限公司压铸厂进行, 合金成分为: Si 8.86%, Cu 3.44%, Fe 1.29%, 其余为 Al。原始坯料的制备方法是: 在 680 ℃时, 将熔融的合金液浇入直径为 60 mm、深 180 mm 的金属型模具中激冷, 凝固后将其车成直径为 55 mm、高为 95 mm 的圆柱形棒料。

1.2 二次重熔的实验装置

采用高频感应加热设备对坯料进行二次加热, 其最大振荡功率为 15 kVA, 振荡频率为 100 kHz, 在加热过程中可以调节其振荡功率。根据坯料的尺寸大小, 自制了感应线圈。选用两个直径为 2 mm 的 K 型热电偶和数显温度记录仪记录加热过程中坯料的温度场变化, 一只热电偶距坯料边缘 3~5 mm, 另一只位于坯料的心部, 两者插入深度均为 35 mm。温度测量装置如图 1 所示。

1.3 合适的半固态重熔温度的确定

依据 Al-Si 合金二元相图进行分析, 确定大致的半固态重熔温度区间。然后将坯料加热到其间的某一温度, 取出并用普通菜刀将其沿横截面切开, 根据切割的难易程度、断面的平整度及流淌率来判断其半固态程度, 确定合适的重熔温度。

① 收稿日期: 2002-09-26; 修订日期: 2003-01-20

作者简介: 左宏志(1979-), 男, 硕士研究生。

通讯联系人: 刘昌明, 教授; 电话: 023-65111670; E-mail: cdcmliu@x263.net

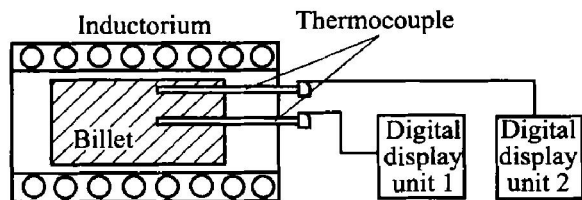


图 1 温度测量装置示意图

Fig. 1 Installation for temperature testing

1.4 显微组织的观察

为了真实地反映经过重熔的半固态料坯的显微结构，料坯在重熔到合适的半固态温度后立即放入水中激冷，以抑制晶粒的长大。随后截取重熔坯料的四分之一制作显微组织观察试样。在坯料的纵截面上对其进行粗磨、细磨、抛光，最后用 0.5% 的 HF 水溶液侵蚀。在光学显微镜下观察试样的显微组织。

2 结果与分析

2.1 不同加热工艺对坯料温度分布的影响

由于感应加热的趋肤效应，易于在合金坯料内造成较大的温差，直接影响半固态坯料重熔时组织分布的均匀程度，影响后续的触变成形。因此，确定合适的送电制度和加热时间非常重要。另一方面，在满足温度场分布均匀的前提下应尽量缩短加热时间，以提高加热效率。

图 2~ 4 分别为半固态坯料重熔加热过程中，采用不同的加热工艺得到的坯料心部和边部温度随时间变化的曲线。

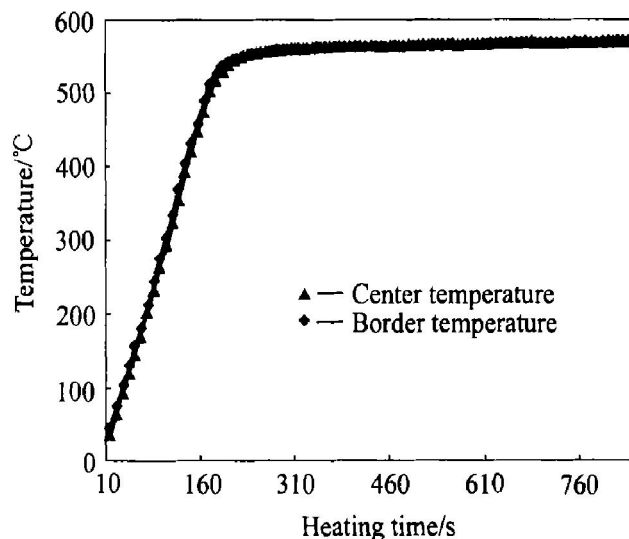


图 3 缓慢加热时的温度随时间变化曲线

Fig. 3 Relation between temperature and heating time with very small heating rate

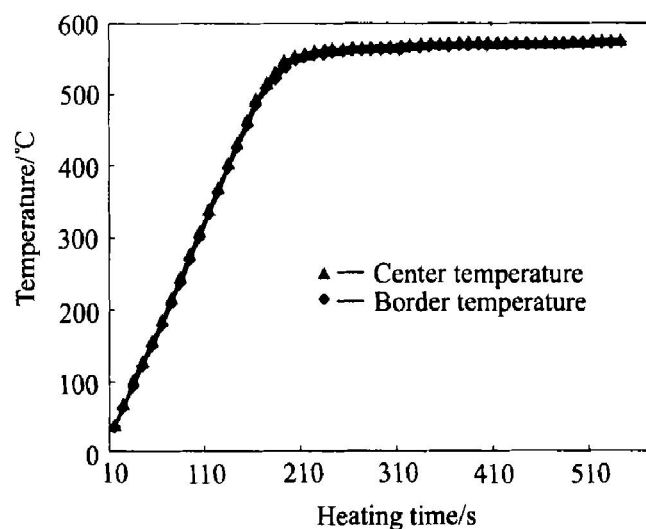


图 4 优化工艺后的温度随时间变化曲线

Fig. 4 Relation between temperature and heating time with optimized parameters

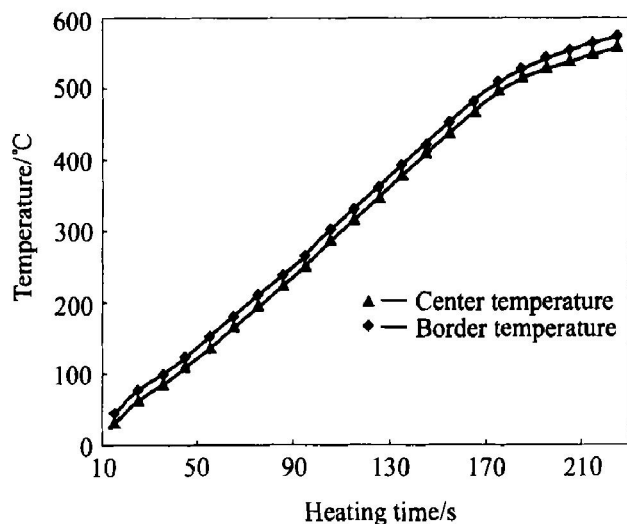


图 2 最大振荡功率下温度随时间变化曲线

Fig. 2 Relation between temperature and heating time with greatest vibrant power

1) 采用最大振荡功率(振荡电流为 1 533 A)进行二次重熔时的温度变化曲线如图 2 所示。从图 2 中可以看出：①在 530 °C 之前，无论是心部还是边部的温度时间曲线都可近似看成是一条直线，530 ~ 540 °C 时，曲线出现了转折点，曲线的斜率减小。表明在 530~ 540 °C 时，坯料中开始有液相出现，坯料中的固相转化为液相时吸收熔化潜热，温度上升速度变慢。②图 2 中两条曲线反映了加热过程中坯料心部和边部温度的差异，边部首先受到感应线圈对它的感应加热而温度升高，然后它将热量传向心部，所以心部的温度始终低于边部，它们之间的温度差值平均为 15 °C 左右。③采用最大振荡功率加热时，坯料感应加热至边部温度为 571 °C 时所用的时间为 220 s。

2) 缓慢加热时的温度变化曲线如图 3 所示。其加热工艺为: 先将振荡功率调至最大(振荡电流为 1 533 A), 对坯料加热; 当边部温度依次升高到 520, 540, 550, 560, 568 ℃时, 分别将振荡电流调到1 200, 1 000, 800, 600, 400 A。由图 3 可以看出: ①从 530 ℃开始, 曲线斜率开始发生变化。随着温度继续升高, 斜率不断减小, 在 555~ 571 ℃之间, 曲线趋于水平。②随着振荡功率的不断降低, 坯料边部和心部之间的温度差逐渐缩小, 从开始的 8~ 10 ℃减小到 0~ 1 ℃。说明减小功率对于坯料的温度场均匀化是非常有效的。③采用此种加热工艺, 坯料边部温度升到 571 ℃时所用时间为 840 s。

3) 优化加热工艺后的温度变化曲线如图 4 所示。它是在边部温度为 540 ℃时将振荡电流从 1 533 A降至 1 200 A, 随后分别在 550, 560, 568 ℃时将振荡电流降至 1 000, 800, 400 A。显然, 它同样具有上述两种工艺的一些特点, 但不同之处是在保持坯料心部和边部温度均匀的前提下(在重熔后期内外温差在 0~ 1 ℃), 将坯料的加热时间缩短为 560 s。

2.2 加热工艺、重熔温度对坯料宏观切口形貌的影响

将经过二次重熔加热的半固态坯料置于操作台上, 观察坯料是否发生变形, 然后立即用菜刀将坯料从中间切开, 待切过的坯料冷却下来后, 称量其完整部分的质量, 求出每个半固态坯料的流淌率。在合理的半固态重熔工艺下, 坯料应该外形完好, 无流淌或低的流淌率; 切割力小, 切口瞬时液相率高, 切口断面平整。

2.2.1 重熔温度对坯料宏观切口形貌的影响

在优化的重熔工艺下, 重熔温度分别为 568, 572 和 583 ℃时坯料的宏观切口形貌和流淌情况如图 5(a), (b), (c) 所示。表 1 是对这 3 个半固态坯料所做的分析比较。

从图 5 和表 1 可以清楚地看出:

1) 重熔温度为 568 ℃的半固态坯料没有变形和流淌, 但整个切口断面不平整, 瞬时液相较少。坯料不是被切开, 而是在切的过程中底部裂开的。

2) 重熔温度为 583 ℃的半固态坯料流淌率达到了 28.85%, 而且其外形发生了变化, 不能满足触

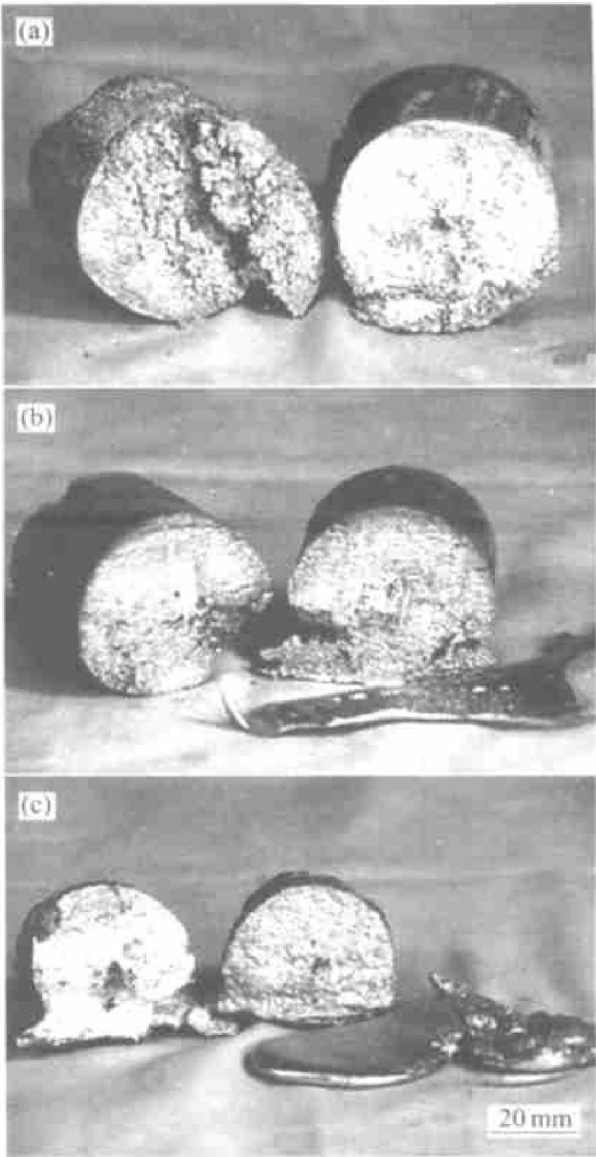


图 5 不同重熔温度下坯料的宏观切口形貌
Fig. 5 Morphologies of macro incisions in billets remelted at different temperatures
(a) —568 ℃; (b) —572 ℃; (c) —583 ℃

表 1 不同重熔温度下坯料的宏观形貌比较

Remelting temperature/ ℃	568	572	583
Macro morphology of billets after remelting	No distortion	Part distortion	Apparently distortion
Hardness of billets as cutting	Great force, hardness	less force, soft	less force, very soft
Incision morphology	Roughness	Flat	Flat
Liquid fraction on incisions	Less	Much	More
Rates of amounts of seepages of liquid from billets	0	4.72%	28.85%

变成形的要求。

3) 重熔温度为 572 ℃的半固态坯料未发生变形, 虽然有少量流淌, 但切口平整。

根据以上观察比较, 572 ℃是较为合理的重熔温度。因此, 合理的二次重熔加热温度应为 572 ℃或比此温度稍低一些。

2.2.2 重熔温度相同时送电制度(加热功率和速度)对坯料宏观切口形貌的影响

在 571 ℃的重熔温度下, 采用两种送电制度(加热功率和速度)对不同坯料进行二次重熔实验。图 6(a)中坯料的送电制度(power providing process 1)为: 坯料边部温度为 400, 500, 550 ℃时, 将振荡电流分别降至 1 200, 1 000, 800 A; 图 6(b)中坯料的送电制度(power providing process 2)为: 坯料边部温度为 540, 550, 560 和 568 ℃时将振荡电流分别降至 1 200, 1 000, 800 和 400 A。

两种送电制度的主要区别在于调节振荡功率的最后一环上, 前者是在其边部温度为 550 ℃时将感应电流调至 800 A, 后者在此基础上在 568 ℃时又将感应电流调至 400 A。比较结果见表 2。

由图 6 和表 2 可以看出: 采用第二种送电制度, 坯料心部和边部温度场更易均匀化(如果不调到 400 A, 最终温差为 2 ℃, 而调到 400 A 后, 温差变成 0 ℃), 而且切割硬度小, 切口平整。

2.3 重熔前后坯料微观组织剖析

2.3.1 原始坯料的微观组织

图 7 所示是未进行二次重熔的原始坯料的微观组织, 其中图 7(a)是坯料的心部组织, 图 7(b)是坯料的边部组织。可以看出: 该合金的原始坯料组织是初生 α 相(白亮色)以枝晶形态分布在共晶基底上, 另外还有明显的初生硅相; 边部组织中不论是 α 相还是初生硅相明显比心部组织中的 α 相和硅相更细小。这完全符合金属凝固规则。由于采用金属型来浇注原始坯料, 其边缘部位在冷却过程中受到

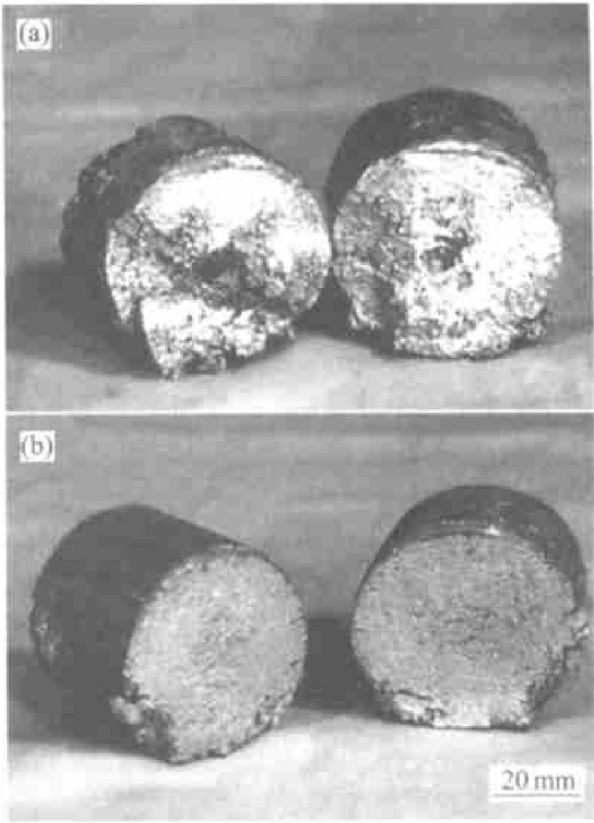


图 6 不同的送电制度下坯料的宏观切口形貌

Fig. 6 Morphologies of macro incisions in billets remelted by different power providing processes

(a) —Power providing process 1;
(b) —Power providing process 2

金属型对它的激冷作用, 冷却速度很快, 过冷度大, 晶核得不到充分长大, 致使原始坯料边部组织细小, 而心部由于温度梯度小, 过冷度小, 晶核数目少, 晶核能够充分长大。

2.3.2 重熔后的微观组织

图 8 所示是经过重熔后的坯料的显微组织。其中图 8(a)是坯料的心部组织, 图 8(b)是坯料的边部组织。可以看出: 重熔后显微组织较重熔前发生了很大变化, 重熔后初生 α 相(白亮色)以近似球状和非枝晶的节杆状分布在共晶基底上。理论分析可

表 2 不同送电制度下坯料的宏观形貌比较

Table 2 Comparison on characteristics of macro incisions of billets by different power providing processes

Remelting temperature/ ℃	571	571
Macro morphology of billets after remelting	No distortion	No distortion
Hardness of billets as cutting	Gentle, less force	Less gentle, less force
Incision morphology	roughness	flat
Remelting time/ s	480	570
Final difference in temperature at center and border of billets/ ℃	2	0



图 7 原始坯料的显微组织
Fig. 7 Microstructures of original billet
(a) —Center; (b) —Border

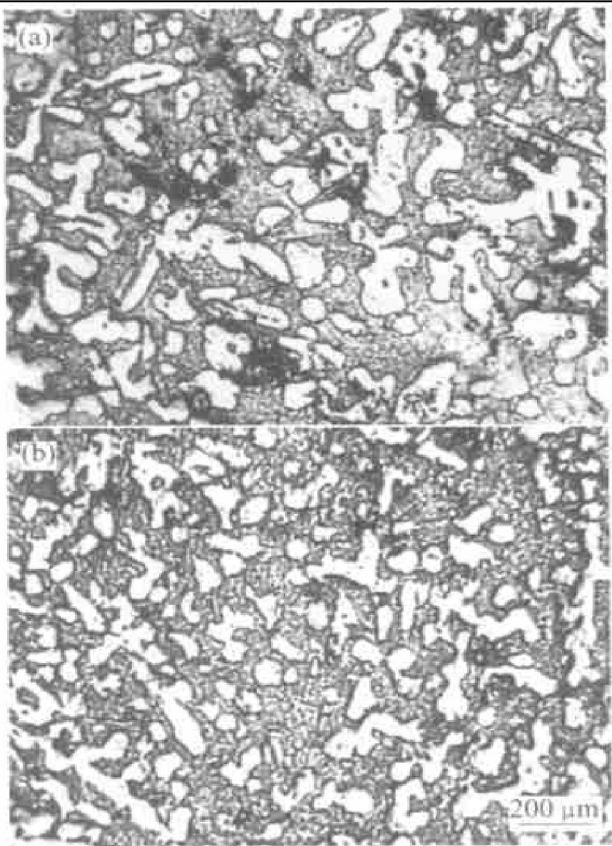


图 8 重熔后的微观组织
Fig. 8 Microstructures of remelted billet
(a) —Center; (b) —Border

知: 二次枝晶臂的根部是溶质富集区域, 此处熔点低, 在半固态重熔过程中枝晶根部熔断后形成团块状和节杆状的 α 相组织。

比较图 8(a) 和图 8(b) 可以发现: 边部组织的初生 α 相明显比心部组织的初生 α 相更细小、更分散; 心部组织多呈团块状, 甚至还有少量的枝晶痕迹存在, 这主要是由于原始料坯边部较小的枝晶组织与中心较大的枝晶组织的遗传性所造成的, 说明原始料坯的组织形态对料坯的非枝晶组织的形成具有很大的影响。因此在相同工艺条件下, 原始坯料的枝晶组织越细小, 那么半固态重熔后的 α 固相颗粒就越细小、越均匀。

通过比较重熔前后坯料微观组织发现, 用本实验所采用的加热工艺对原始坯料进行重熔加热, 可使其显微组织从重熔前的共晶基底上分布着的枝晶态 α 相转变成为近似球状的 α 相。这种重熔后的非枝晶组织结构应该具有触变性能, 能满足半固态触变成型的要求^[11], 可以将其应用于实际生产。

2.4 工业性实验结果

将实验室半固态二次重熔加热设备和测温仪器安置在重庆中国嘉陵工业股份有限公司压铸厂的 2500N 高压冷室压铸机旁, 采用优化的送电工艺, 在 571 $^{\circ}\text{C}$ 下挤压成 JH70 型摩托车发电机支架(如图 9 和图 10 所示)。图 9 右边为液态浇注的原始坯料, 左边为压铸的半固态支架零件。图 10 左边为液态压铸的带浇口系统和溢流槽的一型两铸零件, 右边为半固态压铸的带浇口系统和溢流槽的一型两铸零件。

由图 9 和图 10 可以看出: 半固态成形的零件外形完整, 轮廓清晰; 溢流槽充型完整。在某些成形过程中, 排气槽也部分充型。如果半固态工艺不



图 9 半固态铸造成形的 JH70 型摩托发电机支架
Fig. 9 Component used in JH70 motors
formed by semi solid die casting processing

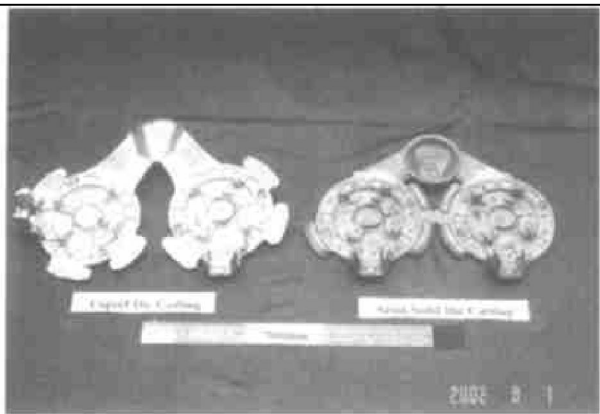


图 10 液态和半固态铸造成形的
JH70 型摩托车发电机支架

Fig. 10 Components used in JH70 motors
formed by different processes
(Left—Semi-solid die casting;
Right—Liquid die casting)

合理, 将得不到符合要求的铸件。图 11 所示左边为在 567 °C 下压铸的零件, 零件充型不完全; 右边为在 571 °C 压铸的零件, 充型完整。该工业性实验进一步说明在实验室所获得的二次重熔工艺参数是合理的, 有效的。

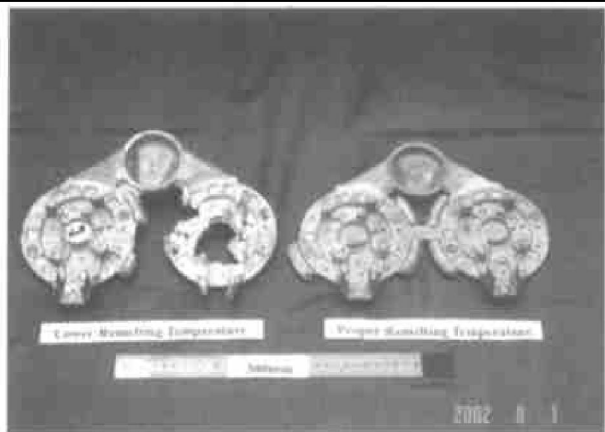


图 11 不同半固态重熔温度成形的
JH70 型摩托车发电机支架

Fig. 11 Components used in JH70 motors formed
at different semi-solid remelting temperatures
(Left—Lower remelting temperature;
Right—Proper remelting temperature)

3 结论

1) 采用自行设计的高频感应加热装置和温度测量系统进行了半固态坯料二次重熔实验, 获得了 ZL112Y 合金合理的加热工艺: 首先采用最大感应振荡电流对坯料加热, 当坯料边部温度为 540, 550, 560 和 568 °C 时将振荡电流分别降至 1 200,

1 000, 800 和 400 A。采用该加热工艺可使边部和心部温度之差在 0~1 °C。

2) ZL112Y 合金合理的重熔温度应为 570~571 °C。在该重熔温度范围内, 半固态坯料不变形, 不流淌或少许流淌, 切割柔软, 切口平整, 具有较好的成形性。

3) 比较坯料重熔前后微观组织的变化, 发现分布在共晶基底上的 α 相从重熔前的枝晶态变成近似球状的组织。这种由球状的 α 相和分布在其周围的共晶相组成的结构, 从理论上满足了半固态触变成形的要求, 可将其应用于实际的生产。

4) 采用实验室优化的半固态二次重熔工艺, 在重庆嘉陵工业股份有限公司压铸厂成功地压铸成 JH70 型摩托车发电机支架零件。所成形的零件外形完整, 轮廓清晰。说明在实验室所获得的二次重熔工艺参数是合理的, 有效的。

REFERENCES

- [1] Flemings M C. Behavior of metal alloys in the semi-solid state [J]. Metallurgical Transactions, 1991, 22A: 957-981.
- [2] 谢水生, 黄声宏. 半固态金属加工技术及其应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999. 1-12.
XIE Shui-sheng, HUANG Sheng-hong. Technology of Semi-Solid Processing and Its Applications[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999. 1-12.
- [3] 毛卫民, 赵爱民, 钟学友. 半固态金属应用的新进展与前景展望[J]. 特种铸造及有色合金, 1998(6): 33-36.
MAO Wei-min, ZHAO Ai-min, ZHONG Xue-you. New progress and prospect of applications of semi-solid metals[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 1998(6): 33-36.
- [4] Chiamett G. Thixoforming of automobile components[J]. Advanced Materials and Processing, 1998, 134(4): 204-207.
- [5] ZHANG Kui, XU Jun, SHI Li-kai, et al. Research and applications of semi-solid processing[J]. Rare Metals, 2001, 20(2): 74-77.
- [6] Bertrend C, Patrick P. Electromagnetic stirred billet of wrought and casting alloys with thixotropic properties: Development and production results[A]. Proceedings of 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites[C]. The University of Sheffield England, 1996.
- [7] Kapranos P, Kirkwood D H, Sellars C M. Properties of thixoformed tool steels[A]. Kiuchi M. Proceedings of the 3rd International Conference on Alloys and Composites[C]. Tokyo: Institute of Industrial Science, University of Tokyo,

1994. 117 - 126.
- [8] LIU Chang-ming. Semi-solid characteristics and thixoforming of hypereutectic Al-Si alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(3): 309 - 313.
- [9] 王 永, 李德富, 胡 捷, 等. 半固态连续触变挤压成形技术[J]. 金属成形工艺, 2002, 20(6): 36 - 48.
WANG Yong, LI De-fu, HU Jie, et al. Continuous thixoextruding forming technology of semi-solid material[J]. Metal Forming Technology, 2002, 20(6): 36 - 48.
- [10] 毛卫民, 钟雪友, 李立强. AlSi₇Mg 非枝晶合金半固态重熔加热时的组织演变[J]. 铸造, 1998(4): 10 - 12.
MAO Wei-min, ZHONG Xue-you, LI Li-qiang. Microstructural evolution of AlSi₇Mg nondendritcal alloy in semi-solid remelting processing[J]. Casting, 1998(4): 10 - 12.
- [11] LIU C M, HE N J, LI H J. Structure evolution of AlSi_{6.5}Cu_{2.8}Mg alloy in semi-solid remelting processing[J]. Journal of Materials Science, 2001, 36: 4949 - 4953.

Semi-solid die casting process of motorcycle parts of ZL112Y die cast alloy

ZUO Hong-zhi¹, LIU Chang-ming¹, ZOU Mao-hua¹,
GU Zhong-ming², FAN Zeng², LI De-quan², WU Jun²

(1. College of Mechanical Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

2. Chongqing Jiufang Industry Ltd. Co., Chongqing Jialing Industry Company,
Chongqing 400032, China)

Abstract: Using a high-frequency induction heating equipment and a device for temperature measuring, the reasonable semi-solid processing parameters, including semi-solid remelting temperature, heating power and speed, in the process of high-frequency reheating, and the effects of these parameters on thixotropic behaviors of billets and microstructures of the alloy were investigated. The results show that: 1) the proper semi-solid remelting temperature of the alloy is in the range of 570~ 571 °C; 2) in the condition of optimal reheating processing, the temperature deviation in a billet is 0~ 1 °C; 3) dendritcal colonies of α phase in original billet change into isolated grains with forms of nodules and granule, which may satisfy the need of semi-solid thixoforming forming in theory. Further more, a component used in JH70 motors was formed in practice in semi-solid die casting processing by using the optimal semi-solid processing parameters obtained in laboratory.

Key words: semi-solid; Al-Si alloy; remelting processing; semi-solid forming

(编辑 袁赛前)