

文章编号: 1004-0609(2003)04-0956-07

ZL112Y 铝合金半固态压铸过程微观组织的演变^①

王 开¹, 刘昌明², 邹茂华³, 韩兆堂²

(1. 重庆大学 制造系统工程重庆市重点实验室, 重庆 400044; 2. 重庆大学 机械工程学院, 重庆 400044;
3. 重庆大学 职业技术学院, 重庆 400044)

摘 要: 研究了 ZL112Y 压铸铝合金在半固态压铸成形过程中的组织演变过程。观察了原始料坯、半固态重熔后快速水淬的料坯、压铸机压室内的冲头料坯以及压铸模内的内浇口和半固态压铸零件中不同部位的固相 α 组织的形貌, 同时采用定量金相的方法分析了这些部位的固相 α 组织的圆形度、粒子平均直径和单位面积粒子个数等参数。结果表明: 半固态重熔过程使原始料坯中的 α 枝晶组织变成节杆状和球团状组织, 转变的原因是枝晶熔断机制; 重熔后料坯在压室内的运动过程使半固态料坯中的 α 粒子尺寸的不均匀性得以消除, 同时使残留的枝晶得以进一步的分离细化; α 相均匀化和细化了的半固态浆料进入铸型后液相更容易到达铸件远端, 液相和固相充型是 2 个不同的过程, 液相的充型速率要大于固相。

关键词: 组织演变; 半固态压铸; ZL112Y 压铸铝合金

中图分类号: TG 111.4; TG 146.2

文献标识码: A

半固态成形技术首先是 20 世纪 70 年代由美国麻省理工学院 Flemings 等人提出来的^[1]。经过 30 多年的研究和发展, 半固态成形技术从流变成形发展到触变成形^[2~7], 至 20 世纪 90 年代, 发达国家铝合金半固态成形技术已经实现了产业化^[8]。我国有多家高校和科研单位从 20 世纪 80 年代就开始研究半固态金属成形技术, 到目前为止, 北京有色金属研究总院与东风汽车公司合作采用半固态压铸技术生产铝合金汽车空调器零件^[9], 重庆大学与重庆嘉陵集团公司合作研制出摩托车铝合金半固态压铸零件^[10]。

本文作者对在摩托车零件半固态成形工艺条件下成形前的料坯、重熔水淬后的半固态料坯、压铸机压室内的冲头料坯以及压铸模内的内浇口和成形后的半固态压铸零件各部位进行了组织分析, 研究了半固态组织的变化情况, 并分析了引起这种从枝晶组织到非枝晶组织演变的因素, 从而为该工艺在生产过程中的进一步完善奠定了理论基础。

1 实验

ZL112Y 合金中各元素的体积分数分别为硅 8%, 铜 2.5%, 其余为铝。先将金属液浇入金属模形成原始棒料, 再将棒料加工成适合在生产中使用

的具有一定尺寸和质量的半固态重熔料坯待用, 然后将料坯放在自制的感应加热设备中加热至半固态重熔温度并保温一段时间, 最后迅速将料坯放入压室之中, 用 2.5 kN 压铸机将其挤压成 JH70 型摩托车发电机支架零件(见图 1)。

原始料坯取样按图 2 所示方法: 将料坯切成两节, 在接近底部一节上用两个互相垂直的纵切面切成 4 块, 选用其中一块。观察部位如图 2 中 a, b ,



图 1 半固态压铸零件宏观组织及取样观察
微观组织的 5 个观察位置

Fig. 1 Macrostructure of semi-solid die casting part and its five locations(J, K, L, M, N) for microstructure observation

① 收稿日期: 2003-01-20; 修订日期: 2003-04-14

作者简介: 王 开(1976-), 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

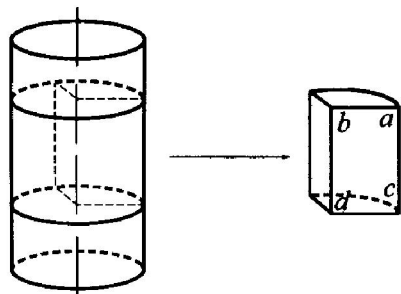


图 2 料坯中进行组织观察的 4 个位置

Fig. 2 Four locations for microstructures observing in specimen obtained from billets

c, d 所示。

半固态重熔后的料坯试样制备方法: 先将原始料坯放入高频加热设备中加热到半固态重熔温度, 然后从中取出用刀切成两节后立即水淬其中一节, 最后用与原始料坯取样相同的方法取出其中一块。观察部位如图 2 中 a, b, c, d 所示;

将压铸成形后的零件和内浇口、压头(如图 1 所示)沿 $A-A'$ 剖切线切开, 然后分别在压室的冲头料坯(图 1 中 J)、压铸模内浇口(图 1 中 K)以及铸件的近端(图 1 中 L)、铸件中部(图 1 中 M)和远端(图 1 中 N)等部位分别取样。分别将试样磨样、抛光、腐蚀后在光学显微镜下观察显微组织。为了描述成形过程中半固态组织的变化, 利用 MAS 金相分析系统对各个位置的组织的 α (Al) 相的百分比、平均粒径、圆形度等参数进行定量分析。

2 实验结果

2.1 液态浇注棒料的组织观察

图 3 所示为液态浇注的原始料坯上 4 个位置的微观组织。这几个试样中的初生 α 相(白亮色)均以枝晶形态分布在共晶基底上, 而且还有明显的初生硅相; 边部的初生相, 不论是 α 固相还是硅相明显比中间部位的 α 固相和硅相更细小。浇注完毕后, 由于原始料坯边缘部位冷却速度快, 过冷度大, 晶核得不到充分长大, 致使原始棒料晶粒组织细小, 而原始棒料中心部位温度梯度小, 过冷度小, 晶核数目少, 晶核能够充分长大。

2.2 半固态重熔料坯的组织观察

图 4 所示为半固态重熔料坯 A 淬火后的 4 个位置上的微观组织形态。白色的 α 相组织为半固态组织中的固相组织, 灰黑色的组织为半固态组织中的共晶液相组织(在直方图中用 Aa, Ab, Ac, Ad 表示这几个位置)。该料坯具有这样的特征: 几个部位的初生 α 固相(白亮色)均以非枝晶的节杆状组织以及少量的球状组织分布在共晶基底上, 只有极少的硅相还可见。同时也看到: 边部试样的初生 α 固相明显比中间部位试样的初生 α 固相更细小、更分散, 料坯中心部位的 α 固相个数更少, 其中的 α 固相很多都是团块形状, 甚至还有明显的枝晶。主要是由于原始料坯边部较小的枝晶组织与中心较大

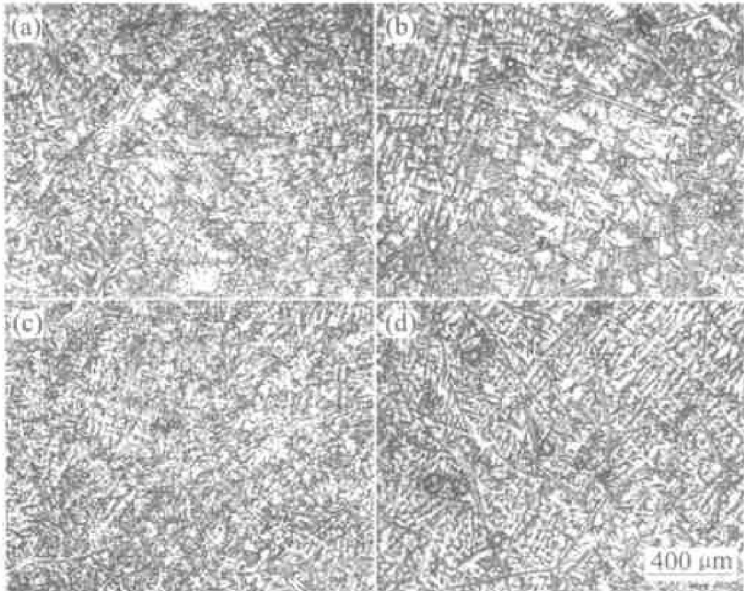


图 3 液态浇注料坯 4 个位置的微观组织图

Fig. 3 Microstructures at four locations in liquid poured billet
(a) — a ; (b) — b ; (c) — c ; (d) — d

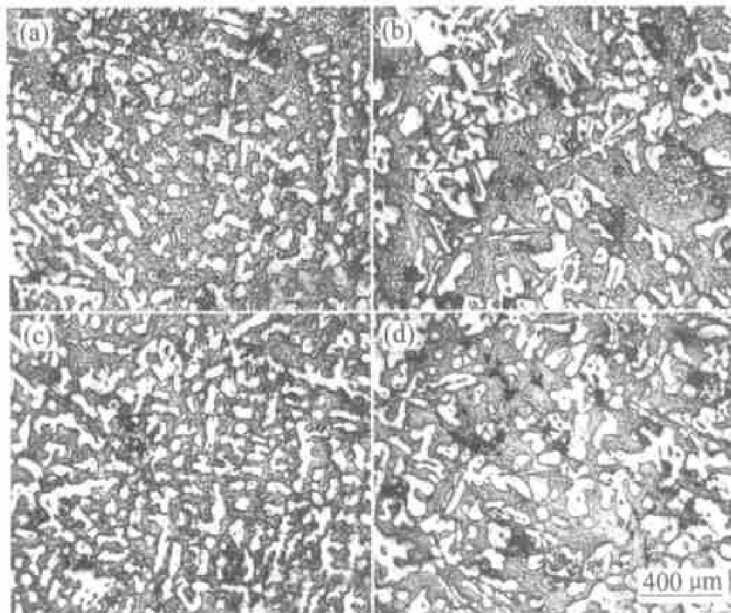


图 4 半固态料坯 4 个位置的微观组织

Fig. 4 Microstructures at four locations in semi-solid billet
(a) —a; (b) —b; (c) —c; (d) —d

的枝晶组织保留下来的缘故。这充分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。由此表明在相同工艺条件下, 液态料坯的枝晶组织越细小, 那么半固态重熔后的 α 固相颗粒就越细小、越均匀。

2.3 冲头及内浇口的微观组织的观察

图 5 和图 6 所示分别为冲头和内浇口位置处的微观组织形态(在直方图上分别用 J , K 表示这两个位置)。在图 4 所示的不同部位、大小不同的 α 固相颗粒在冲头部位得以均匀混合, 并没有呈现出一部分区域组织细小, 而另一部分区域组织粗大的现象。同时枝晶组织的数量大大减少, 这主要是由于半固态料坯在压室内的挤压过程中枝晶或者杆状组织在剪切力的作用下枝晶臂断裂, 使得晶粒细化。这表明半固态铝合金在压室内的运动过程起到了均匀半固态重熔料坯组织和进一步打碎残留枝晶组织的作用。

另外, 图 5 所示的冲头料坯的 α 固相的量相对图 4 所示的半固态重熔料坯中的 α 固相的量和图 6 所示的内浇口料坯中的 α 固相的量要高一些, 这表明在挤压末期, α 固相进入铸件的速率小于液相进入铸件的速率。

2.4 铸件内的不同部位微观组织

图 7 所示为铸件内部从靠近内浇口的位置到远离内浇口位置的微观组织(在直方图中分别用 L ,

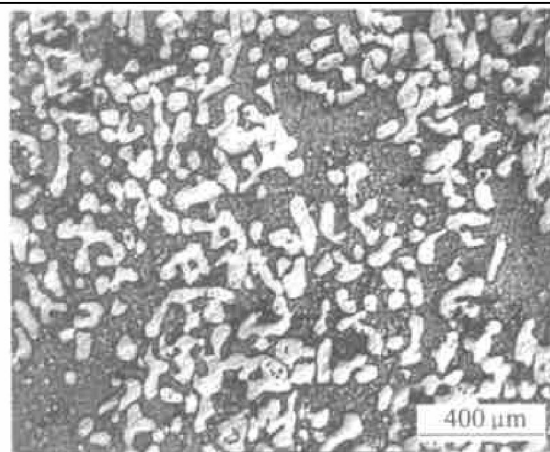


图 5 冲头处料坯显微组织

Fig. 5 Microstructure in piercer block
(J of Fig. 1)

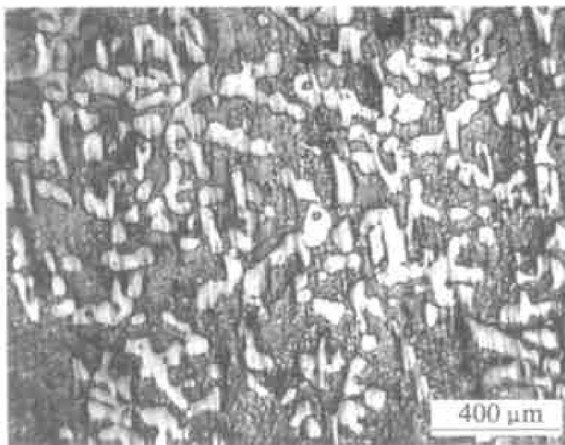


图 6 内浇口处料坯显微组织

Fig. 6 Microstructure in ingate block
(K of Fig. 1)

M , N 表示这几个位置)。这几个试样中的初生 α 固相(白亮色)均以杆节状和球团状组织形态分布在共晶基底上。从铸件近端部位(图 7(a))到铸件远端部位, 相对细小的 α 固相颗粒越来越少, 尤其是在铸件远端(图 7(c))细小 α 固相颗粒的数量明显减少。从铸件近端部位到铸件远端部位 α 固相的数量也呈现出逐渐减少的现象。这主要是因为挤压成形通过内浇口的过程中, 固相会受到很大的剪切力作用。这样一方面可以打断枝晶组织起到细化晶粒的积极作用, 另一方面对固相充型也有阻碍作用, 使充型的速度减小。而由剪切力打断的 α 固相小颗粒所获得的向前充型速度更加小。因此 α 固相小颗粒容易在冲头到铸件近端部位这段位置上聚集, 而铸件远端的固相较少, 且这些基本上是没有或者受到很小剪切力的阻力作用的 α 固相颗粒。这说明在充型过程中固相和液相是两个不一致的充型过程, 固相的充型能力较液相差一些。

2.5 半固态组织的定量分析

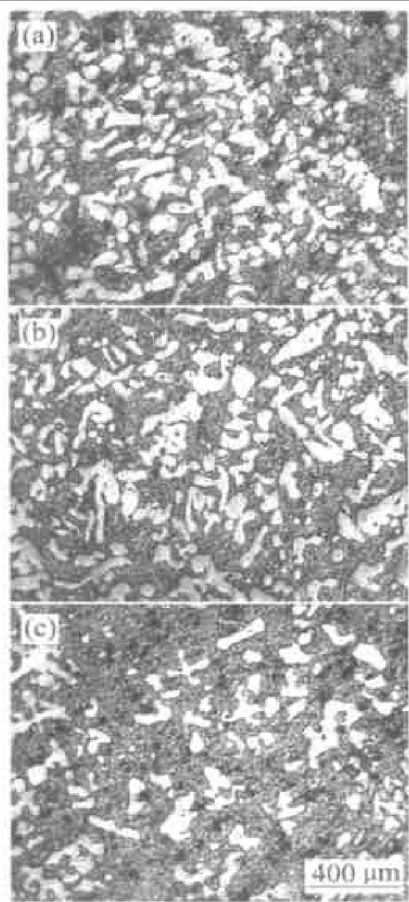


图 7 铸件不同部位的显微组织

Fig. 7 Microstructures at different locations in casting

(a) —Near to ingate of casting, L ;

(b) —In middle of casting, M ;

(c) —Far away from ingate of casting, N

α 固相颗粒的主要特征参数为单位体积中的晶粒数和它们的形状, 使用 MAS 金相分析系统软件定量分析了半固态重熔料坯、冲头、内浇口和铸件内部不同部位的 α 固相(半固态时的固相)的等效直径、圆形度、长宽比、体积分数和单位面积的 α 固相颗粒个数等参数。

2.5.1 等效直径和圆形度的定量分析结果

图 8 所示为 α 固相组织颗粒等效直径直方图。由图中可以看出: 半固态料坯的心部(Ab 、 Ad) α 固相颗粒的等效直径要大于半固态料坯边部(Aa 、 Ac) α 固相颗粒的等效直径, 同时在从冲头部位到铸件远端晶粒呈现出逐渐增大的趋势。结合图 7 不难发现从铸件的近端到远端直径相对较小的粒子大量减少, 同时大的固相颗粒也有相对的减少, 从而使得 α 固相颗粒的等效直径不断增大。从冲头部位到铸件远端, α 固相颗粒的平均等效直径从 $58 \mu\text{m}$ 增长到 $77 \mu\text{m}$, 增长了 33%。

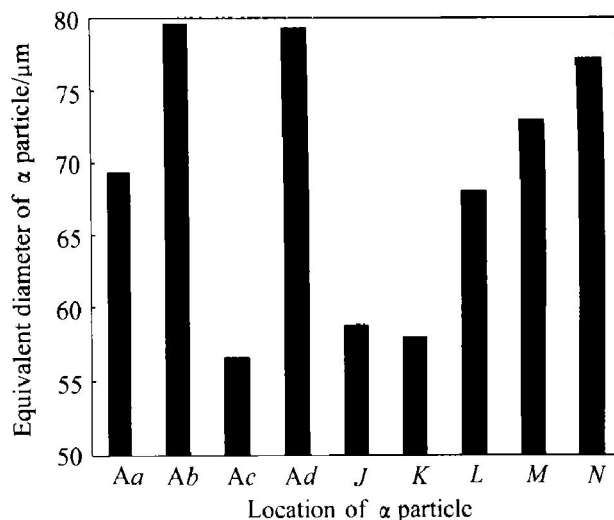


图 8 α 固相颗粒的等效直径

Fig. 8 Equivalent diameter of α particles

在对组织进行定量分析时, 选取了如下公式计算形体形状系数的圆形度^[11]:

$$S_F = \frac{4\pi A}{L_p^2} \quad (1)$$

式中 A —晶粒的截面积, L_p —晶粒的周长。圆形度 S_F 在 0 到 1 之间变化, 0 表示一个拉长的横截面, 而 1 表示的是一个圆形的横截面。

图 9 所示为根据式(1)计算出的 α 固相组织颗粒圆形度直方图。由图中可以看出半固态料坯心部的 α 相颗粒圆形度要小于其边部的 α 固相颗粒, 即在料坯中边部、心部组织的圆形度不同, 而各个部位的 α 固相颗粒圆形度在 0.34~0.42 这个较小的区间内变化。

2.5.2 α 固相体积分数和单位面积 α 粒子平均个数的定量分析结果

图 10 和图 11 所示分别为 α 固相体积分数和单位面积 α 固相颗粒个数直方图。由图 10 可以看出料坯的心部和边部 α 固相体积分数比较接近。在半

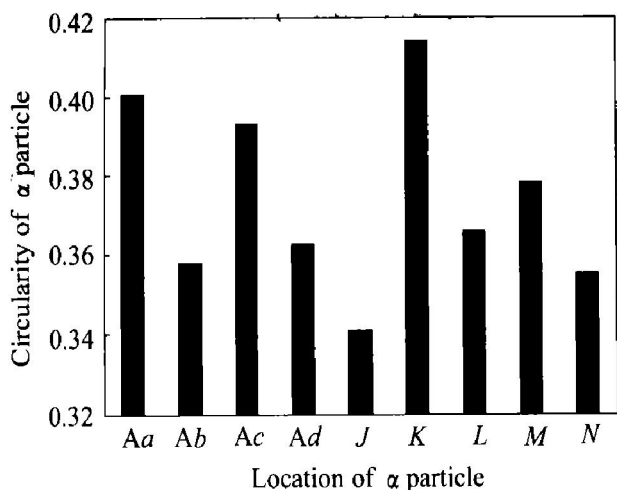


图 9 α 固相颗粒的圆形度

Fig. 9 Circularities of α particles

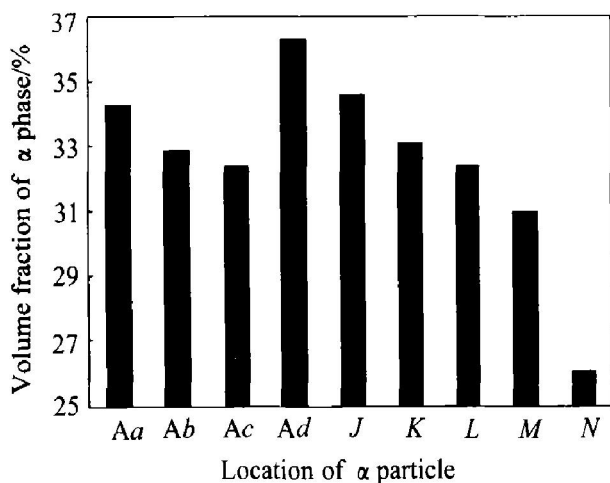


图 10 α 固相体积分数

Fig. 10 Volume fractions of α particles

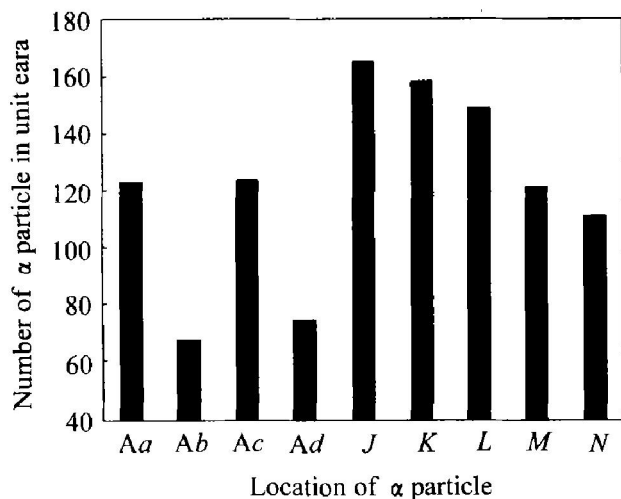


图 11 单位面积 α 固相颗粒个数

Fig. 11 Number of α particles in unit area

固态料坯不同部位, α 固相体积分数在 32% 到 36% 之间变化, 在冲头部位为 35%, 从冲头部位到铸件远端呈现出下降趋势, 到达铸件远端时 α 固相体积分数大约只有 26%。从图 11 可看出半固态料坯中心部位的 α 固相颗粒个数明显少于其边部的 α 固相颗粒个数。同时从冲头部位一直到铸件远端, α 固相颗粒个数也逐渐下降。半固态料坯中在 α 固相体积分数变化不大的情况下料坯边部同心部 α 固相颗粒个数的差别很大, 表明心部的 α 固相粒子比边部的 α 固相粒子更加粗大。从冲头部位到铸件远端 α 固相体积分数不断减少, 表明在高压充型的过程中 α 固相的充型能力要低于液相的充型能力。另一方面, 冲头、内浇口和铸件中各部位的平均 α 固相颗粒个数比料坯处的 α 固相颗粒平均个数高出约 70%, 这表明料坯在由压铸机挤压成形的过程中, 料坯中没有完全断开的枝晶组织或者尺寸较大的 α 固相颗粒被打碎, 起到了细化晶粒的作用。

3 分析与讨论

3.1 半固态重熔过程固相 α 粒子的形成过程

本研究是在液态浇注的原始料坯基础上进行半固态重熔, 与崔成林等^[5]的电磁搅拌半固态连铸工艺不同, 料坯组织由原始棒料坯的枝晶组织转变为半固态料坯的节杆状和球状组织。这主要是由于枝晶臂熔断机制^[12]起了主要作用, 如图 12 所示, 枝晶臂根部是低熔点溶质富集区, 重熔时二次枝晶的根部熔断, 从而与主干分离使 α 固相分散开来, 形成杆节状和部分球状组织。

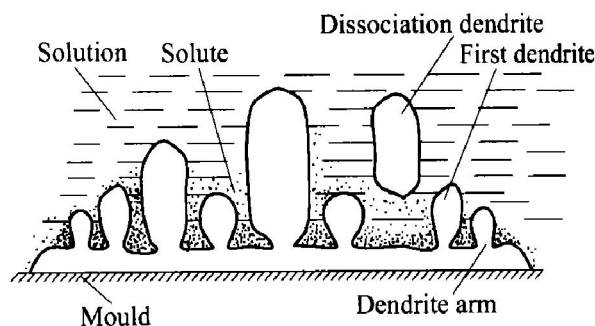


图 12 枝晶熔断机制示意图

Fig. 12 Sketch of fusing-off mechanism of dendrite

3.2 半固态压铸成形过程固相 α 粒子的演变过程

从液态浇注料坯到半固态料坯重熔, 再到被挤压成零件, 在这个过程中, 料坯的组织相应地发生了一系列变化。原始棒料的枝晶组织, 经过半固态

重熔之后, 由于枝晶熔断机制的作用转变为杆节状和球状组织。料坯的心部和边部的 α 固相组织分布不均匀, 但是经过半固态挤压成形后, 由于枝晶形变机制使得料坯中残余的枝晶组织和大的节杆状组织被打断, 晶粒被进一步细化。同时在冲头和内浇口处所受的阻力较大, 使得料坯中的这种分布不均匀的颗粒得以均匀混合, 而且发生了粒子的聚集, 最后进入铸件内。由于固相的充型能力较低, 固相较难到达铸件远端。在铸件内部靠近内浇口的近端的固相组织较致密、固相体积分数较高, 而远端组织较疏松、固相体积分数较低; 近端固相 α 粒子的细小颗粒较多、平均粒径小, 而远端细小颗粒稀少、平均粒径大。

3.3 液态浇注的半固态料坯与电磁搅拌连续铸造的半固态料坯的组织

毛卫民等^[13]在液态浇注料坯的凝固期间进行电磁搅拌获得半固态料坯, 然后在电阻炉进行较长时间保温得到了半固态组织。通过与本研究中的液态浇注的半固态重熔料坯比较发现: 1) 电磁搅拌法重熔后得到的 α 固相粒子等效粒径最小为 70 μm , 最大却达到 168 μm , 而用液态浇注法得到的 α 固相颗粒等效粒径最小为 57 μm , 最大还不到 80 μm , 可见保温过程使 α 固相颗粒等效直径增大; 2) 电磁搅拌二次重熔后的料坯的 α 固相颗粒圆形成度差不多都在 0.70 以上, 而液态浇注的料坯的圆形成度却在 0.35~0.41 之间, 差别主要是因为本研究中采用了与电磁搅拌并重熔保温不一样的方法。将液态铝合金直接浇注成料坯, 然后使用高频加热设备重熔, 没有电磁搅拌的工序和保温球化的过程。尽管 α 固相颗粒圆形成度小于电磁搅拌并二次重熔保温的料坯的 α 固相颗粒圆形成度, 然而半固态压铸的实践证明该合金在 α 固相颗粒圆形成度下已经有了足够的触变性能。另外在生产条件下, 电磁搅拌后的料坯也不可能有足够的重熔时间来提高 α 固相颗粒的圆形成度。

4 结论

1) 采用铝合金液态浇注原始料坯, 合金的枝晶组织在重熔时由于枝晶熔断机制转变成粒状 α 固相组织。原始料坯的枝晶组织越细小, 则半固态重熔料坯的 α 相颗粒就越细小, 由于原始料坯内外枝晶组织不均匀造成了半固态重熔料坯中心部位的 α 固相组织比边缘部分的 α 固相组织更粗大。因此,

采用半固态压铸工艺进行生产时, 浇注料坯时获得均匀的细枝晶是关键。感应加热的重熔过程使原料坯的枝晶组织演变成了单个独立的节杆状和球团状组织, 得到了较为理想的半固态组织。

2) 半固态重熔料坯在压铸机压室的运动过程中, 料坯不同部位的大小不一的粒子发生了混合, 同时重熔料坯中的较大粒子和未完全分离的游离枝晶得到进一步细化, 且粒子个数增加。

3) 半固态浆料从内浇口进入铸型后, 固相一方面受到内浇口枝晶打断的阻力, 另一方面会受到液相的拖拽阻力, 因而固相的充型速率要低于液相, 铸件远端的固相率相对较低。

4) 采用半固态压铸成形的固相 α 粒子的圆形成度比较小, 但已经完全成为独立的节杆状或球团状组织, 半固态料坯具有良好的触变性能, 可以实现半固态压铸成形。

REFERENCES

- [1] Flemings M C. Behavior of metal alloys in the semi-solid state [J]. Metall Mater Trans A, 1991, 22A: 957-981.
- [2] LIU C M, HE N J, LI H J. Semi-solid characteristics and thixoforming of hypereutectic AlSi alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(3): 309-313.
- [3] LIU C M, HE N J, LI H J. Structure evolution of AlSi6.5Cu2.8Mg alloy in semi-solid remelting processing [J]. J Mater Sci, 2001, 36: 4949-4953.
- [4] Kapranos P, Kirkwood D H, Sellars C M. Thixoforming high melting point alloys into non-metallic die [A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites [C]. The University of Sheffield England, 1996. 306-311.
- [5] 崔成林, 毛卫民, 赵爱民, 等. 感应加热对半固态 AlSi7Mg 合金连铸坯温度场和组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 809-814.
CUI Cheng-lin, MAO Wei-min, ZHAO Ai-min, et al. Effects of electric induced remelting on temperature distributions of semi-solid billets and structures of AlSi7Mg alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 809-814.
- [6] 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 Shu-sheng, HUANG Sheng-hong. Technology of Semi-Solid Processing and Its Applications [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999. 1-12.
- [7] Bertrand C, Patrick P. Electromagnetic stirred billet of wrought and casting alloys with thixotropic properties: devel-

- opment and production results[A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites[C]. The University of Sheffield England, 1996. 169 - 173.
- [8] Okano S, Kiuchi M. Present status and future aspects of semi-solid processing[A]. Proceedings of the 7th International Conference Semi-Solid Processing of Alloys and Composites [C]. Tsukuba Japan, 2002. 39 - 50.
- [9] Zhang J X, Kui Z, Xu J, et al. Semi-solid proceedings of AZ91D alloy[A]. Proceedings of the 7th International Conference Semi-Solid Processing of Alloys and Composites[C]. Tsukuba Japan, 2002. 57 - 65.
- [10] 谢水生. 半固态金属加工技术的工业应用及发展 [A]. 第二届半固态金属加工技术研讨会论文集, 北京[C]. 2002, 1 - 8.
- XIE Shu-sheng. The applications and development of semi-solid metal process in industry[A]. Proceedings of the 2th Conference on Semi-Solid Metal Process[C], 2002. 1 - 8.
- [11] 秦国友. 定量金相[M]. 成都: 四川科技出版社, 1987. 211.
- QING Guo-you. Quantity Analysis of Metallography[M]. Chengdu: Sichuan Technology and Science Press. 1987. 211.
- [12] 胡汉起. 金属凝固[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1985. 285.
- HU Han-qi. Metal Solidification[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1985. 285.
- [13] 毛卫民, 赵爱民, 钟学友. 非枝晶 AlSi₇Mg 合金半固态重熔的组织粗化动力学过程[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(S2): 1 - 6.
- MAO Wei-min, ZHAO Ai-min, ZHONG Xue-you. The dynamics procedures of microstructure coarsening of the non-dendritic AlSi₇Mg alloy in the procedures of semi-solid remelting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(S2): 1 - 6.

Structural evolutions of ZL112Y alloy in procedures of semi-solid die-casting

WANG Kai¹, LIU Chang-ming², ZOU Mao-hua³, HAN Zhao-tang²

(1. Key Lab of Manufacturing System Engineering of Chongqing, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

2. College of Mechanical Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China;

3. College of Occupation and Technology, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Structural evolutions of ZL112Y die cast alloy in procedures of semi-solid die-casting were investigated. The structures of solid α phase of original billet, semi-solid remelting billet after quenching in water, pierce block in the chamber of die-casting machine, ingate block in die cast mould and specimens at different locations in a semi-solid die cast component were observed. Meanwhile, the circularity of α particles, mean equivalent diameter of α particle, volume fraction of α solid phase, numbers of α particles were measured by the quantity analysis of metallography. The results show that, 1) dendritical colonies of α phase in original billet change into isolated grains with forms of nodules and granule, owing to the dendrite fusing-off mechanism of alloys at heating up to semi-solid temperatures, and the semi-solid billet has a thixotropy property and can be used to form component in die casting; 2) the motion of the billet in squeezing chamber in die cast machine minimizes heterogeneity of sizes of α particles and refines dendrites further that are remained during semi-solid remelting; and 3) liquid phase more easily arrives at the end of the component than solid α particle as homogenized and refined semi-solid slurry enters the cavity of die-casting mould, therefore, in the location in a component far from ingate the number of solid α particles is less than that near ingate.

Key words: structural evolution; semi-solid die-casting; ZL112Y die cast aluminium alloy

(编辑 黄劲松)