

[文章编号] 1004- 0609(2002) 03- 0436- 06

形变诱导法半固态加热工艺参数对 LY12 合金组织和晶粒尺寸的影响^①

刘昌明¹, 邹茂华¹, 章宗和², 谢绍俊³, 范云强³

(1. 重庆大学 机械工程学院, 重庆 400044; 2. 重庆镁业股份有限公司, 重庆 400051;

3. 西南铝业(集团)有限责任公司 技术中心, 重庆 401326)

[摘 要] 对 LY12 合金采用形变诱导法制备半固态合金料坯的组织演变过程进行了观察, 对变形率、半固态温度、半固态保温时间对合金半固态组织和晶粒尺寸的影响进行了研究。组织演变过程观察表明: 用形变诱导法制备该合金半固态坯料的合适的半固态重熔温度为 618 ℃; 合金在该温度重熔过程中, 形变带状组织首先分解为细小的 α 多边形晶粒, 随保温时间的延长, 晶粒尺寸逐渐变大, 同时 α 相逐渐球化; 在相同的半固态温度和相同的保温时间下, 宏观变形率大的晶粒尺寸要比变形率小的合金组织晶粒尺寸小; 变形率大的试样比变形率小的液相出现时间早; 在同一宏观变形率下, 试样内部微观形变大的部位晶粒尺寸要比形变小的部位晶粒尺寸小。

[关键词] 形变诱导法; LY12 锻造合金; 半固态重熔; 半固态组织; 晶粒尺寸

[中图分类号] TG 111.4; TG 146.2

[文献标识码] A

形变诱导法制备半固态成形料坯技术(简称 SIMA)是先对铸锭进行预变形, 再在半固态温度下保温一定的时间以得到非树枝晶组织结构。在加热的过程中, 首先发生再结晶, 然后部分熔化, 使固相晶粒分散在液相基体中。SIMA 技术在铸造中有很好的应用前景, 尤其对制备高熔点高强度工具钢的半固态材料有独特的优越性^[1~4]。目前, 国内外对 SIMA 技术的研究都处于基础理论的研究阶段。Kapranos 等人^[5~8]分别对 M2 工具钢和 7075 锻造铝合金采用 SIMA 技术制备半固态料坯的工艺参数进行了实验研究, 得到了优化方案。国内哈尔滨工业大学对锻造铝合金 SIMA 技术进行了研究。国内多单位对铸造铝硅合金电磁搅拌法和机械搅拌法半固态技术的理论研究比较深入^[9~12], 但对锻造铝合金采用 SIMA 技术的研究比较少。本文作者采用 SIMA 技术制备了 LY12 合金非树枝晶合金半固态料坯, 研究了 SIMA 技术的工艺参数对合金组织和晶粒尺寸的影响。

1 实验

1.1 实验材料及变形工艺

试验用 LY12 硬铝热挤压棒材, 经机械车削加

工成直径 18 mm 的圆柱棒, 再切成每个高为(20 ± 0.1) mm 的圆柱体试样。试样在 60 吨万能材料试验机上进行冷压缩变形, 变形率分别为 18%, 25%, 33%, 43% 和 54%。

1.2 半固态重熔实验方法

重熔实验在 SKY 可控硅温度控制仪控制的电阻炉内进行, 在 605, 610, 615 和 620 ℃进行寻求合适的重熔温度的实验。温度的控制精度为 ±1 ℃。保温 40 min 后在炉内进行切割实验, 确定 618 ℃为合适的重熔温度。在此温度研究了保温时间对半固态合金组织和晶粒尺寸的影响。保温时间分别为 1, 3, 5, 10, 15, 20 和 40 min。试样保温后水淬以保持半固态组织。

1.3 半固态组织观察及晶粒尺寸的测定

观察了分别在 605, 610, 615 和 620 ℃保温 40 min 后在炉内进行切割实验的试样的宏观组织。将在 618 ℃重熔并保温不同时间的水淬试样用常规方法制备金相试样, 在光学显微镜上观察并拍摄了微观组织, 用截距法测定了固相球状晶的平均直径。微观组织的拍摄和晶粒尺寸的测定分别在试样的 4 个位置进行(见图 1), 即: 试样的顶-边部(A 点

① [收稿日期] 2001- 07- 31; [修订日期] 2001- 11- 05

[作者简介] 刘昌明(1949-), 男, 教授, 硕士。

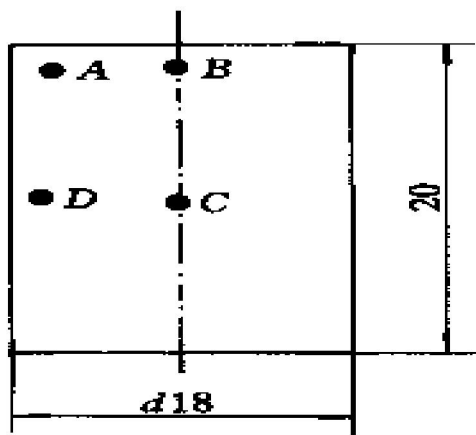


图 1 试样中测定部位示意图

Fig. 1 Locations measured in specimens

处), 顶-中部(B 点处), 心部(C 点处) 和中-边部(D 点处)。

2 结果及分析

2.1 合适的半固态重熔温度

将试样分别加热到 605, 610 和 615 $^{\circ}\text{C}$ 保温 40 min, 用小刀切开, 马上水淬, 得到的宏观组织如图 2 所示。由图可以看出: 605 $^{\circ}\text{C}$ 保温的试样需用力才能切开试样, 切口整齐(图 2(a)); 610 $^{\circ}\text{C}$ 保温的试样切口整齐, 切面已经出现液相滑动组织, 此时的试样已有一定的流动性(图 2(b)); 615 $^{\circ}\text{C}$ 保温的试样顺着刀口移动方向自然滑开, 有很好的流动性, 切口整齐, 观察切口发现试样中间部分紧实度大, 无液相滑动, 四周均出现液相滑动, 并有少许粘于刀口上(图 2(c)); 620 $^{\circ}\text{C}$ 时保温 20 min 的试样液相含量太高, 试样发生流淌, 不能保持外形。用变形率为 33% 的试样作了 618 $^{\circ}\text{C}$ 保温 40 min 的实验, 发现试样保持完整, 基本无外观变形, 所以就将半固态保温温度定在 618 $^{\circ}\text{C}$ 。通过 Scheil 公式计算, 半固态温度为 618 $^{\circ}\text{C}$ 时合金的固相率为 53%^[13]。

2.2 半固态重熔保温时间对组织的影响规律

重熔过程半固态组织的变化过程如图 3 所示。试样在半固态保温 1 min, 条状组织分解转变为颗粒状 α 相。随着保温时间的延长, 重结晶颗粒组织慢慢变大, 晶粒也越来越圆整。晶粒起初由颗粒状向六边形转变, 因为六边形为最稳定的组织结构。保温 10 min 后, α 相晶界开始出现液相(水淬后为晶界上的细小晶粒簇), α 相开始圆整化; 保温 15 min 时液相量达到最大值, 获得较为理想的非枝晶半固态组织; 到 20 min 时液相量减少。据分析, 液相的产生是形变产生的畸变能促成的。该合金含 Cu 仅为 3.8%, 为亚共晶成分, 熔点较高, 由形变产生的液相恢复为 α 相的能力强, 以致液相逐渐减少。

2.3 宏观形变对组织的影响规律

本实验分别对 4 种变形率的试样进行保温实验。图 4 所示为变形率为 54% 的试样在不同保温时间的显微组织, 与图 2 比较表明, 变形率对组织变化具有两个明显的作用: 1) 固相晶粒尺寸随变形率的增加而变小, 同时圆整度增加; 2) 变形率大的试样比变形率小的试样液相出现时间早, 持续时间长。变形率为 18% 时, 在 10 min 时开始出现液相, 最大液相量出现在 15 min; 而变形率为 54% 时, 在 3 min 时就开始出现液相, 最大液相量出现在 20 min。形变大的试样其组织内部位错严重, 晶界上能量集中, 在重熔过程中, 这些地方容易产生液相, 所以变形率大的试样先出现液相。

2.4 宏观变形对晶粒尺寸的影响规律

2.4.1 不同宏观变形率下晶粒尺寸与重熔保温时间的关系

测定了不同变形率下 A , B , C 和 D 各取样点

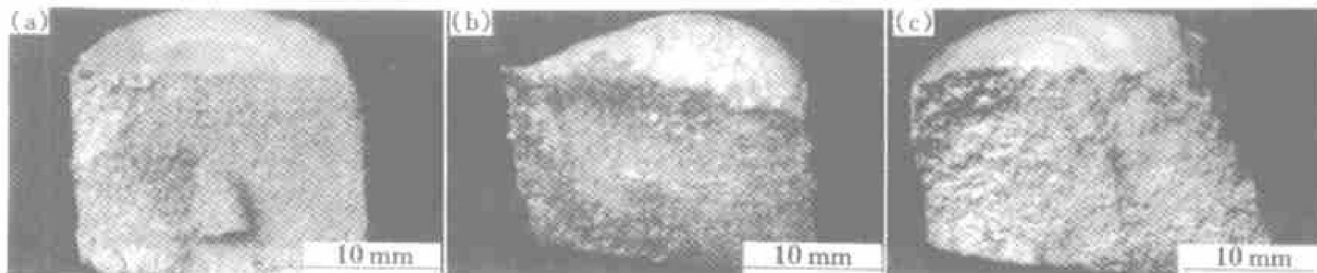


图 2 LY12 合金不同半固态温度下保温 40 min 切口宏观组织

Fig. 2 Macrostructures of incisions of ingots remelted with 40 min holding at various temperatures

(a) —605 $^{\circ}\text{C}$; (b) —610 $^{\circ}\text{C}$; (c) —615 $^{\circ}\text{C}$

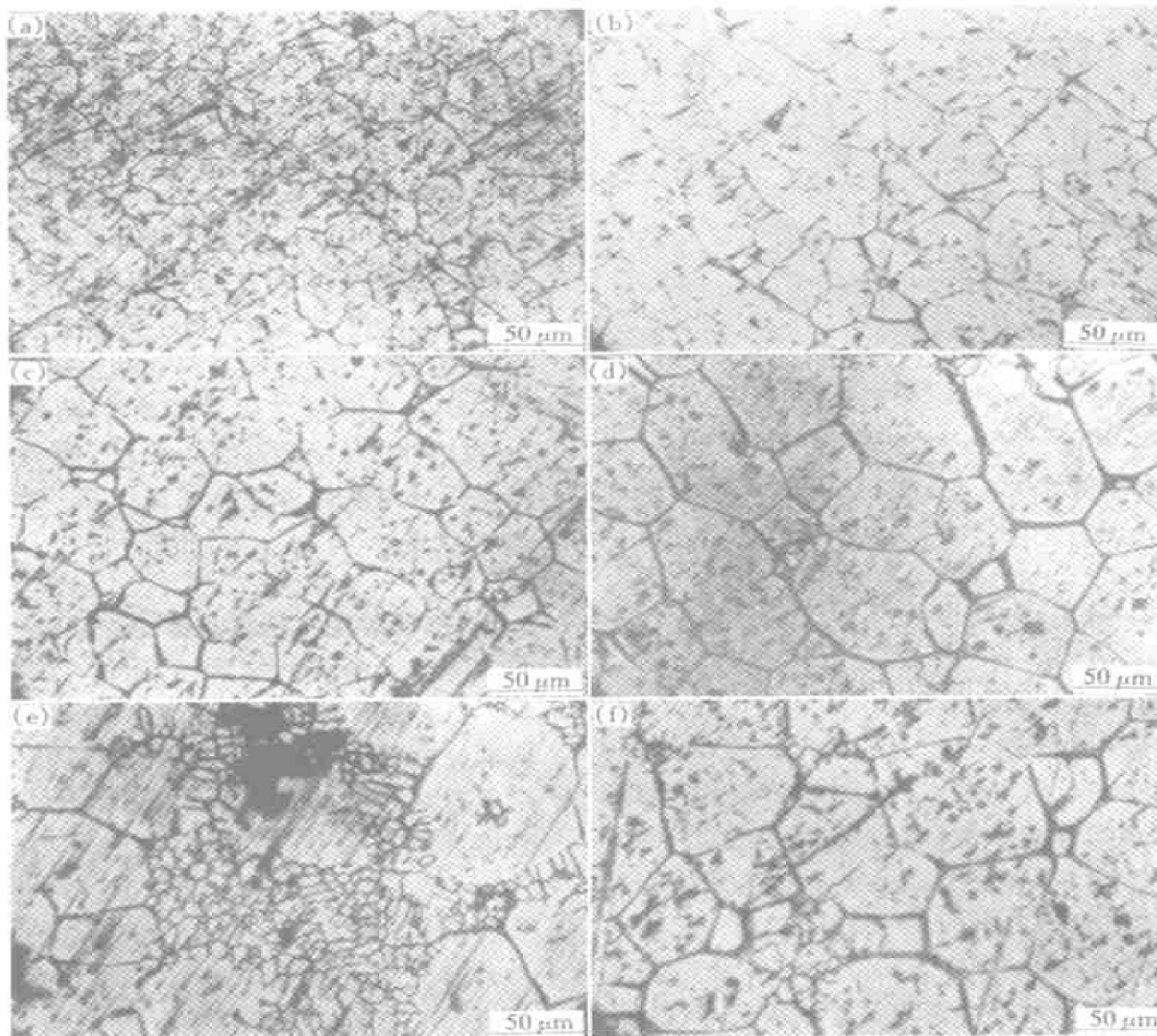


图 3 变形率为 18% 的试样在 618 °C 下保温不同时间的显微组织

Fig. 3 Microstructures of specimens deformed to 18% and remelted at 618 °C with different holding time

(a) -1 min; (b) -3 min; (c) -5 min; (d) -10 min; (e) -15 min; (f) -20 min

在不同的保温时间晶粒的尺寸大小,得到了在同一个取样点,各个变形率下晶粒尺寸随保温时间的变化关系。图 5 所示为 B 取样点在各个变形率下晶粒尺寸随保温时间的变化关系曲线。由图 5 可以知道: 1) 晶粒尺寸随保温时间的增加而增大; 2) 宏观变形率越大,晶粒尺寸越小。在同一保温时间,变形率为 54% 的试样晶粒比变形率为 18% 的试样晶粒约小 20 μm; 3) 在 1~5 min 范围内,晶粒的长大速度比较快,5 min 后长大速度明显放慢。结合重熔过程的组织变化规律可知,5 min 前液相还未出现,组织处于重结晶阶段,与常规的重结晶温度相比较,因此在此时间阶段,晶体生长速度快。

2.4.2 不同保温时间下晶粒尺寸与宏观变形率的关系

图 6 所示为 D 部位在保温 3 min 和 5 min 时的

晶粒尺寸随变形率的变化曲线。由图可以看出,宏观变形量对晶粒尺寸有极大的影响。另外,在保温的初期,随着保温时间的增加,变形率对晶粒尺寸的影响有所减弱。这一点可以通过比较图中两条曲线的走势看出。

2.5 微观形变对晶粒尺寸的影响规律

试样冷压缩以后,由于各个部位所受的微观形变不同,在相同的宏观形变下,试样中心的形变最大,即 C, D 两点的微观形变大于 A, B 两点。随半固态保温时间的变化,致使各部位组织转变和晶粒大小不一。在形变率为 54% 的宏观形变下,试样各取样点晶粒尺寸随保温时间的变化曲线示于图 7。由图 7 可以看出: C, D 两曲线低于 A, B 两曲线,这就说明在同样的保温时间时,微观形变大的

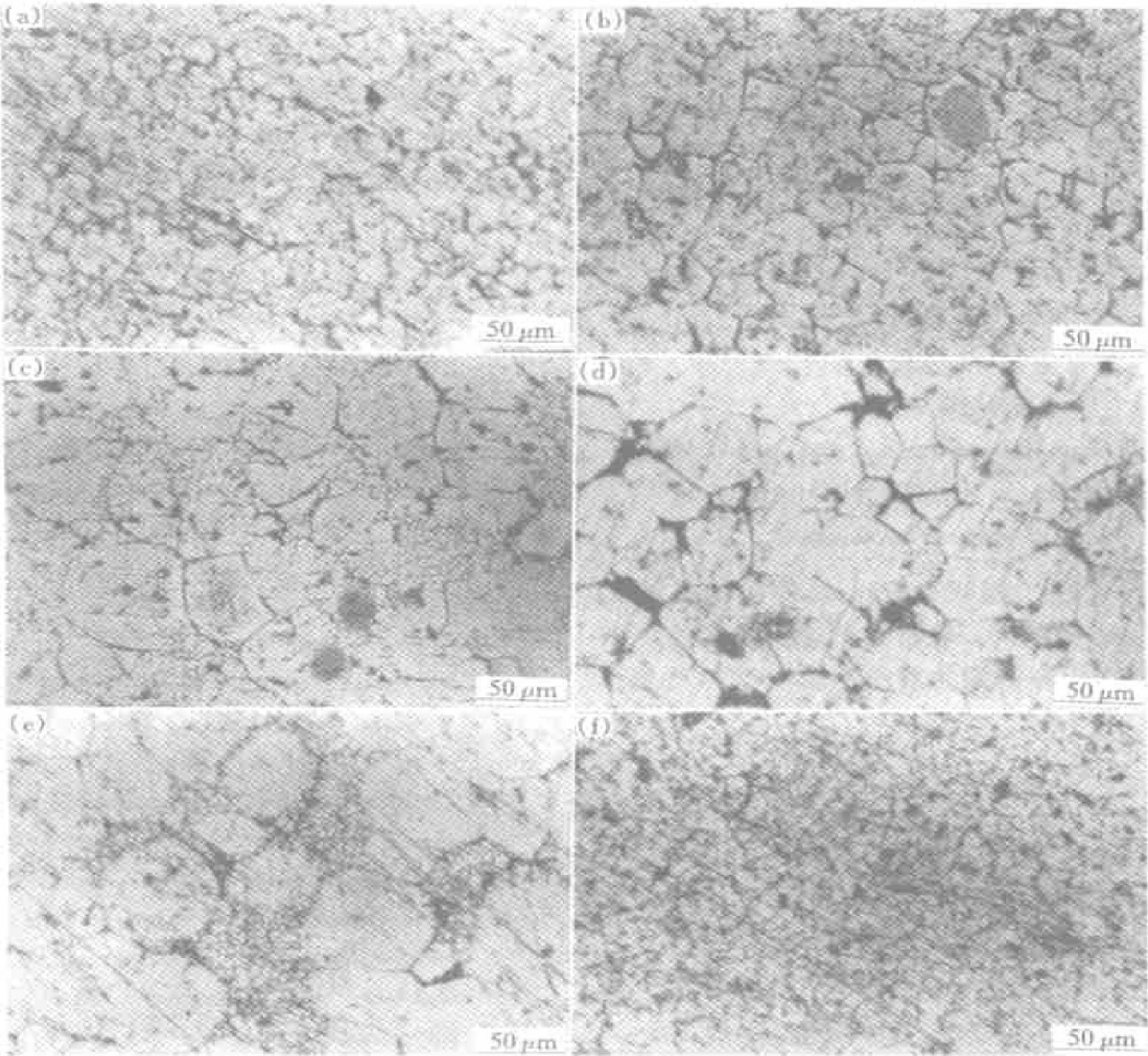


图 4 变形率为 54% 的试样在 618 °C 下保温不同时间的显微组织

Fig. 4 Microstructures of specimens deformed to 54% and remelted at 618 °C with different holding time
(a) -1 min; (b) -3 min; (c) -5 min; (d) -10 min; (e) -15 min; (f) -20 min

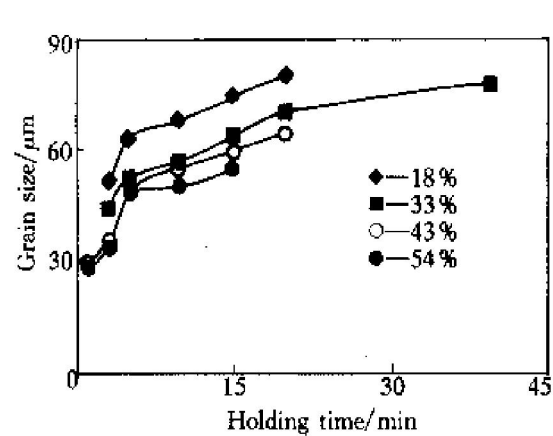


图 5 B 部位晶粒尺寸随保温时间的变化曲线
Fig. 5 Relations between grain size and holding time at location B

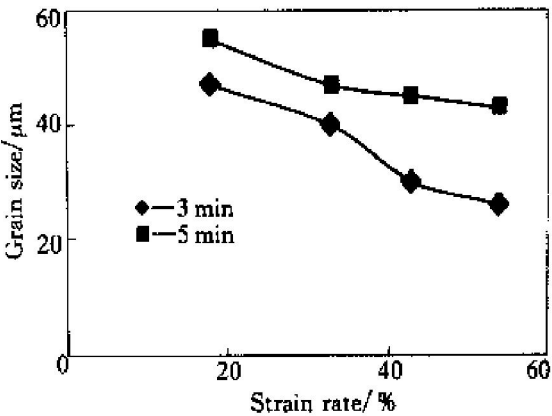


图 6 D 部位不同保温时间下晶粒尺寸随宏观变形率的变化曲线
Fig. 6 Relations between grain size and deformation rates at location D

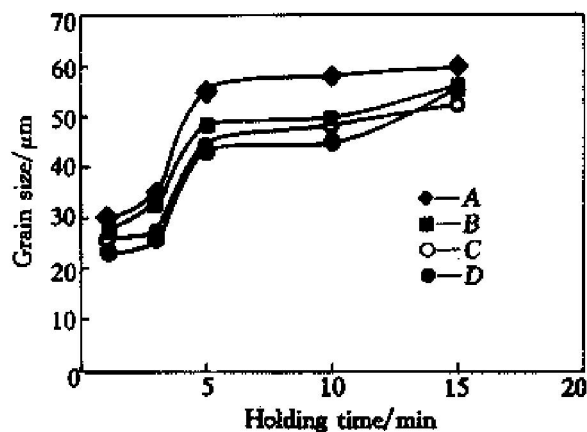


图 7 变形率为 54% 时试样各部位晶粒尺寸随保温时间的变化

Fig. 7 Relations between grain size and holding time in specimens with 54% deformation rate at various locations

部位的晶粒尺寸小于微观形变小的部位的晶粒尺寸。由于微观形变越大，位错越严重，使得晶界不易迁移，因而在保温初期的重结晶阶段晶粒不易长大。

3 结论

1) 用形变诱导法制备锻造 LY12 合金半固态坯料的合适半固态重熔温度为 618 ℃。

2) 半固态重熔过程中，随保温时间的延长，晶粒尺寸逐渐变大，α 相逐渐球化和圆整化。

3) 在相同的半固态温度下保温相同的时间，变形率大的合金组织的晶粒尺寸要比变形率小的合金组织晶粒尺寸小。变形率大的试样比变形率小的液相出现时间早。

4) 在同一宏观变形率下，相同的重熔温度和相同的保温时间时，试样内部微观形变大的部位晶粒尺寸要比形变小的部位的晶粒尺寸小。

[REFERENCES]

[1] Kirkwood D H. European trends in semi-solid processing [A]. Kiuchi M. Proceedings of the 3rd International Conference on Alloys and Composites [C]. Tokyo: Institute of industrial Science, University of Tokyo, 1994. 19 - 23.

[2] 苏华钦, 朱鸣芳, 高志强. 半固态铸造的现状与发展前景 [J]. 特种铸造及有色合金, 1998(5): 1- 5.

SU Hua-qing, ZHU Ming-fang, GAO Zhi-qiang. Present conditions and prospects of semi-solid casting [J]. Special

Casting and Nonferrous Alloys, 1998(5): 1- 5.

- [3] 毛卫民, 赵爱民, 钟雪友. 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 programs and prospect of applications of semi-solid metals [J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 1998(6): 33- 36.
- [4] 叶春生, 潘 冶, 范红征. 半固态加工工艺在汽车制造业中的应用与发展 [J]. 汽车工艺与材料, 2000 (12): 1- 4.
- YE Chun-sheng, PAN Ye, FAN Hong-zheng. Applications and development of semi-solid technology in the industry of automobile manufacturing [J]. Technologies and Materials for Manufacturing Automobile, 2000(12): 1- 4.
- [5] Pibworth K, Atkinson H V, Kirkwood D H, et al. Thixoforming of a normally wrought aluminum alloy [A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloy and Composites [C]. Sheffield: The University of Sheffield, 1996. 83- 86.
- [6] Turkeli A, Akbas N. Formation of non-dendritic structure in 7075 wrought aluminum alloy by SIMA process and effect of heat treatment [A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloy and Composites [C]. Sheffield: The University of Sheffield, 1996. 71- 74.
- [7] Kapranos P, Kirkwood D H, Sellars C M. Thixoforming high melting point alloys into non-metallic dies [A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloy and Composites [C]. Sheffield: The University of Sheffield, 1996. 306- 311.
- [8] 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.
- [9] 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(8): 10- 12.
- MAO Wei-min, ZHONG Xue-you, LI Li-qiang. Structure evolution of nondendritical alloy in semi-solid remelting processing [J]. Casting, 1998(8): 10- 12.
- [10] 唐靖林, 曾大本. 非枝晶半固态金属浆料制备技术的现状 [J]. 轻合金加工技术, 1997, 25: 19- 22.
- TANG Jing-lin, ZENG Da-ben. Present condition of the preparation technology of semi-solid slurry of non-

- dendritical alloys [J]. *Manufacture Technologies for Light Alloys*, 1997, 25: 19– 22.
- [11] LIU Chang-ming, HE Nai-jun, LI Hua-ji. Semisolid characteristics and thixoforming of hypereutectic Al-Si alloy [J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2000, 10 (3): 309– 313.
- [12] LIU C M, HE N J, LI H J. Structure evolution of Al-Si6.5Cu2.8Mg alloy in semisolid remelting processing [J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36: 1– 5.
- [13] 陈海清, 李华基, 曹 阳. 铸件凝固过程数值模拟 [M]. 重庆: 重庆大学出版社, 1991.
- CHEN Hai-qing, LI Hua-ji, CAO Yang. *Solidification Simulations for Castings* [M]. Chongqing: Chongqing University Press, 1991.

Effect of semi-solid melting factors on structure and grain size of LY12 alloy in SIMA processing

LIU Chang-ming¹, ZOU Mao-hua¹, ZHANG Zong-he², XIE Shao-jun³, FAN Yun-qiang³

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

2. Chongqing Magnesium Industry Ltd. Co., Chongqing 400051, China;

3. Technology Centre, Southwest Aluminum Industry Ltd. Co., Chongqing 401326, China)

[Abstract] Structure evolution of LY12 alloy in remelting procedure in strain induced melt activated (SIMA) semisolid processing was observed, and effects of the factors, remelting temperature, holding time and strain rate, on structure and grain size of the alloy were investigated. The results show that the proper remelting temperature is 618 °C and in the remelting procedure, small polygon α crystals are initially formed from breaking the original strip structure obtained during pressing and then grow larger along with more spherical shape. The grain size in the specimen with greater strain rate is smaller than that with smaller one in the same remelting temperature and holding time. Liquid emerges earlier in the specimen with greater strain rate than in the specimen with smaller macroscopic strain rate. The grain size in the location with greater microscopic strain rate in a specimen with a certain macroscopic strain rate is smaller than that in the location with smaller microscopic strain rate.

[Key words] strain induced melt activated processing; LY12 forging alloy; remelting in semisolid temperature; semisolid structures; grain sizes

(编辑 袁赛前)