

径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融法 制备半固态坯料的研究

王永飞, 赵升吨, 范淑琴, 赵永强

(西安交通大学, 陕西 西安 710049)

摘要: 采用径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融 (RFCUC-RAP) 法和径向锻复合多向压缩变形-再结晶熔融 (RFCMC-RAP) 法对 6063 铝合金挤压棒料进行处理。对比分析了合金在直接半固态等温处理 (SSIT) 法、RFCUC-RAP 法及 RFCMC-RAP 法 3 种工艺下微观组织的演化过程。结果表明: 相比于直接 SSIT 法, 采用 RFCUC-RAP 法和 RFCMC-RAP 法制备出的 6063 铝合金半固态坯料的晶粒尺寸明显减小, 晶粒形状也有所改善。同时, 由于变形过程相对简单, RFCUC-RAP 法比 RFCMC-RAP 法更有优势, 是一种有效的制备高质量半固态坯料的方法。

关键词: 半固态; 铝合金; 径向锻复合单向压缩变形; 再结晶熔融法

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-2900-08

半固态金属成形 (semi-solid metal forming) 具有成形温度比液态成形低、变形抗力比固态成形小等优点, 被认为是 21 世纪最有前途的金属加工技术之一^[1-3]。该技术的关键是制备具有细小、球状微观组织的半固态坯料, 且制备方法主要包括液相法和固相法两大类。其中, 固相法不需要液态金属的搅拌工序, 故制备的半固态坯料具有无污染、致密度高、适用范围广等优点^[4]。

目前, 固相法制备半固态坯料主要包括: 半固态等温处理法 (SSIT)^[5]、应变诱发法 (SIMA)^[6] 及再结晶熔融法 (RAP)^[7] 3 种方法。其中, SSIT 法是在半固态温度区间对合金进行加热而制备半固态坯料。其工艺流程最简单, 但缺点是制备的半固态坯料微观组织较为粗大; SIMA 法和 RAP 法的原理基本相似, 主要包括预变形和半固态等温处理两个步骤: 先对合金进行预变形, 储备畸变能; 再对变形后的合金进行半固态等温处理, 以制备理想的半固态坯料。与 RAP 法相比, SIMA 法的预变形过程多了再结晶温度以上的热变形^[6,7]。所以 RAP 法更容易实现高质量半固态坯料的制备。此外, 世界各国对 SIMA 及 RAP 法制备半固坯料的研究主要集中在不同预变形工艺及重熔工艺参数对半固态坯料微观组织和力学性能的影响。其中, 所采用的预变形工艺主要有: 等径角挤压法^[8]、反复镦粗-挤压法^[9]、闭式模锻法^[10]、多向锻造法^[11]、累计塑性变形法^[12]、轧制变形^[13]、切削变形^[14]、

压缩变形^[15]、挤压变形^[5]、楔横轧复合压缩变形^[16]等。但还没有采用能够产生大变形, 且变形均匀性较好的径向锻工艺对坯料进行预变形的研究报道。

6000 系变形铝合金是典型的变形铝合金之一, 其利用 Mg_2Si 强化相的作用使该铝合金具有良好的综合力学性能, 因而在航空航天及民用领域重要结构件的制造方面有着广泛的应用。但其当前的制造工艺主要是采用“先锻造后机加工”的方式, 加工成本高、效率低, 且由于机加工量过大导致资源浪费严重。如若采用半固态成形技术实现变形铝合金结构件的近净成形, 将极大地提高成形效率及资源利用率。而对于变形铝合金的半固态成形技术而言, 制备理想的、高质量的半固态坯料又是保证其成形件组织性能的关键所在。6063 铝合金是 6000 系变形铝合金中具有中等强度的可热处理强化合金, 但其在液态或半固态温度下的流动性相对较低, 因此适合采用固相法制备半固态坯料。

本研究将径向锻和压缩变形 (包括单向和多向压缩) 引入 RAP 法, 提出了径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融法 (RFCUC-RAP) 和径向锻复合多向压缩变形-再结晶熔融法 (RFCMC-RAP)。分别采用直接 SSIT 法、RFCUC-RAP 法和 RFCMC-RAP 法制备 6063 铝合金半固态坯料, 分析 3 种制备方法对半固态坯料的平均晶粒直径及形状因子的影响规律, 进而为研究 6063 铝合金半固态微观组织的演化机理提供参考。

收稿日期: 2016-10-16

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (51335009); 国家 04 重大科技专项 (2009ZX04005-031); 陕西省自然科学基金 (2014JQ7273)
作者简介: 王永飞, 男, 1988 年生, 博士, 西安交通大学机械工程学院, 陕西 西安 710049, 电话: 029-82664723, E-mail: yongfeio@126.com

1 实验

本研究以热挤压后经固溶热处理加人工时效 (T6) 的 6063 变形铝合金 ($\phi 120 \text{ mm} \times 800 \text{ mm}$) 为实验材料, 其化学成分如表 1 所示。采用差示扫描量热法测定其固、液相线温度分别为 615、655 $^{\circ}\text{C}$ 。

径向锻复合压缩变形-再结晶熔融法的工艺流程如图 1 所示。其工艺原理主要包括径向锻复合压缩变形和半固态等温处理两大步骤。此外, 压缩变形又分为单向压缩 (unidirectional compression, UC) 和多向压缩 (multi-axial compression, MC) 两种形式。

径向锻 (radial forging, RF) 的工艺原理如图 2a 所示。在棒料作轴向进给和旋转运动的同时采用对称分布在棒料周向的 4 个锻锤沿径向对其进行高频往复锻打, 则随着径向锻的进行, 棒料将被拔长变细, 其变形程度可用断面收缩率来表示, 即:

$$\psi = (A_0 - A_1) / A_0 \quad (1)$$

式中: ψ 为断面收缩率; A_0 为棒料径向锻前的横截面积; A_1 为棒料径向锻后的横截面积。

单向压缩及多向压缩变形的工艺原理如图 2b 及 2c 所示。其中, 单向压缩仅对圆柱试样的 Z 向进行 80% 压缩变形, 而多向压缩需要先分别对圆柱试样的 Z 向、X 向及 Y 向压缩 30% 并循环 2 次, 最后再对 Z 向进行 80% 压缩变形。其中, 压缩变形程度采用形变率来表示, 即:

表 1 6063 铝合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 6063 aluminum alloy ($\omega/\%$)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
0.61	0.38	0.11	0.07	0.95	0.06	0.02	Bal.

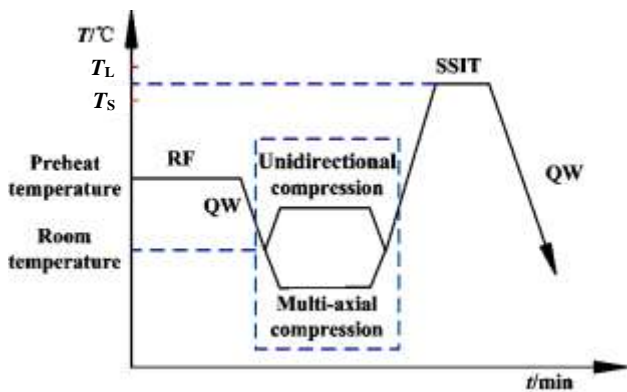


图 1 径向锻复合压缩变形-再结晶熔融法的工艺流程

Fig.1 Process flowchart of radial forging combined with compression recrystallization and partial melting

$$\epsilon = (H_0 - H_1) / H_0 \quad (2)$$

式中: ϵ 为压缩形变率; H_0 为压缩变形前试样的高度; H_1 为压缩变形后试样的高度。

本研究中制备 6063 铝合金半固态坯料的具体工艺流程如下: (1) 径向锻复合压缩变形。先对预热到 300 $^{\circ}\text{C}$ 的 6063 铝合金棒料进行径向锻, 得到 70% 断面收缩率的径向锻态坯料。经淬火处理后, 将其加工成 $\phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的小圆柱试样; 接着, 对小圆柱试样分别进行室温下的单向压缩 (图 2b) 及多向压缩 (图 2c) 变形。(2) 半固态等温处理。先分别沿原材料、径向锻复合单向压缩及径向锻复合多向压缩变形后的坯料的轴向截取合适尺寸的金属小块, 并分别标记为试样 1、2 及 3。显然, 由于径向锻复合压缩变形的作用, 从试样 1、2 到 3, 合金的变形程度依次增加, 但其变形过程也逐渐复杂化。接着, 将试样放入通有保护气体的电阻炉内随炉加热, 电阻炉的升温速率为 30 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。待炉温达到 630 $^{\circ}\text{C}$ 后, 开始计时, 具体实验参数如表 2 所示; 最后, 当达到规定的保温时间时, 立即取出试样淬火以保留其瞬态的微观组织。

对淬火得到的铝合金半固态试样进行嵌样、研磨、剖光、腐蚀以制备标准的金相试样。其采用的腐蚀剂为 5% HF 水溶液, 腐蚀时间为 90~120 s。随后, 采用

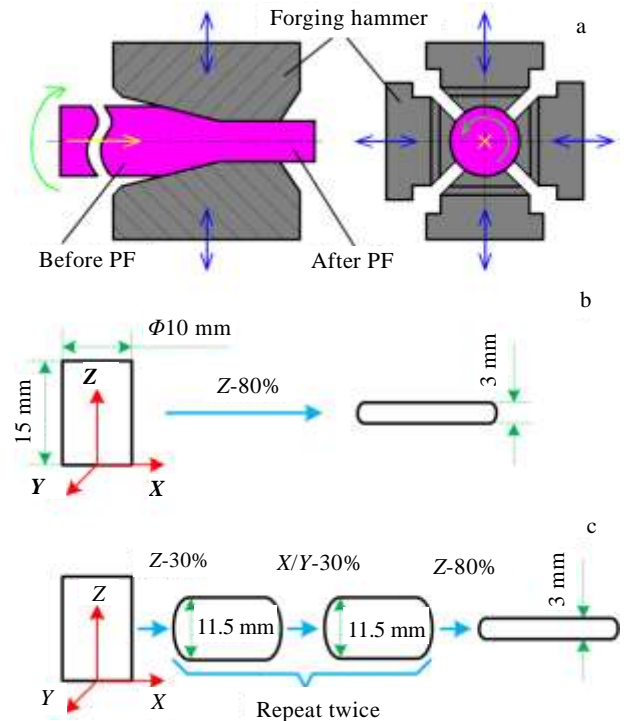


图 2 径向锻、单向压缩及多向压缩变形的工艺原理

Fig.2 Schematic illustration of radial forging, unidirectional compression and multi-axial compression process

表 2 半固态等温处理实验参数

Table 2 Experimental parameters of SSIT

Sample No.	Isothermal temperature / °C	Isothermal time/min
1	630	5, 10, 15, 20
2	630	10
3	630	10
2	630	0, 1, 2, 3, 5, 10, 15, 20

Nikon MA 200 倒置金相显微镜观察金相组织，并用 Image-Pro Plus 图形分析软件对半固态微观组织的平均晶粒尺寸和形状因子进行定量分析。其计算公式分别如下^[16]：

$$D = \frac{\sum_{N=1}^N \sqrt{4A/\pi}}{N} \quad (3)$$

$$F = \frac{\sum_{N=1}^N 4\pi A/P^2}{N} \quad (4)$$

式中： D 、 A 、 P 、 N 、 F 分别为固相晶粒的平均等效直径、面积、周长、数量、形状因子。

2 结果与讨论

2.1 原始挤压态 6063 铝合金的微观组织演化

图 3 所示分别为原始挤压态 6063 铝合金的轴截面金相试样在不同放大倍率下的微观组织。如图 3 所示，该合金的微观组织主要是由 Mg 元素在 Al 中的固溶体 (α -Al) 及 β 相 (Mg_2Si) 组成。此外，由于该合金为挤压棒材，所以 α -Al 沿挤压方向被明显拉长，而 β 相则主要以点状或链状的形式存在，整个微观组织具有一定的方向性。

图 4 所示为原始挤压态 6063 铝合金在 630 °C 保温不同时间的微观组织。如图 4a 所示，当保温时间为 5 min 时，固相晶粒的晶界还不够清晰，大多数固相晶粒粘接在一起，独立固相晶粒的个数比较少；如图 4b 所示，当保温时间为 10 min 时，独立的固相晶粒个数明显增多，晶粒尺寸有所减小；如图 4c 及 4d 所示，随着保温时间延长到 15 及 20 min，完整的固相晶粒的数量有所减少，个别晶粒（如 C 及 D 标记所示）异常

粗大且圆整性差，整体晶粒尺寸增大。图 5 所示为平均晶粒尺寸和形状因子随保温时间的变化曲线。可见，随着保温时间的延长，平均晶粒尺寸先减小后增大，而形状因子逐步增大。

分析图 4 及图 5 可知，图 4b 所示为采用直接 SSIT 法制备出的 6063 铝合金半固态坯料中最理想的微观组织，其平均晶粒尺寸为 207.33 μm ，形状因子为 0.72。但是要用于半固态成形，该晶粒尺寸明显偏大，且晶粒大、小分布不均匀。这主要是由于原始挤压态 6063 铝合金在半固态等温处理过程中，没有足够的畸变能来促进细小再结晶晶粒的形成及固相晶粒的破碎分离，致使固相晶粒大量集聚并合并长大^[10]。而该原始挤压态坯料具有较少的畸变能的原因主要源于两方面：一方面，该挤压合金的直径较大，通过挤压工艺引入原材料的畸变能有限；另一方面，该合金的初始状态为挤压后进行了 T6 热处理，则有限的畸变能又被部分释放。所以，采用直接 SSIT 法并不能制备理想的半固态微观组织。

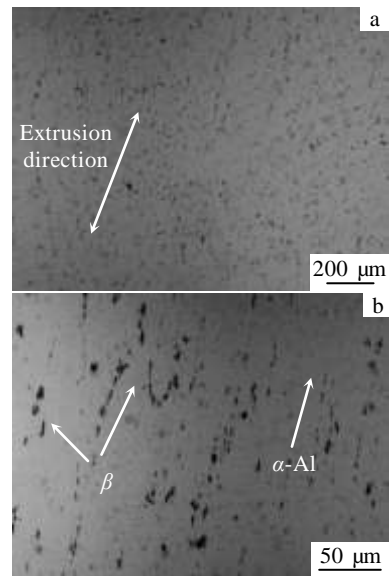


图 3 原始挤压态 6063 铝合金轴截面微观组织

Fig.3 Microstructures of starting material under longitudinal section

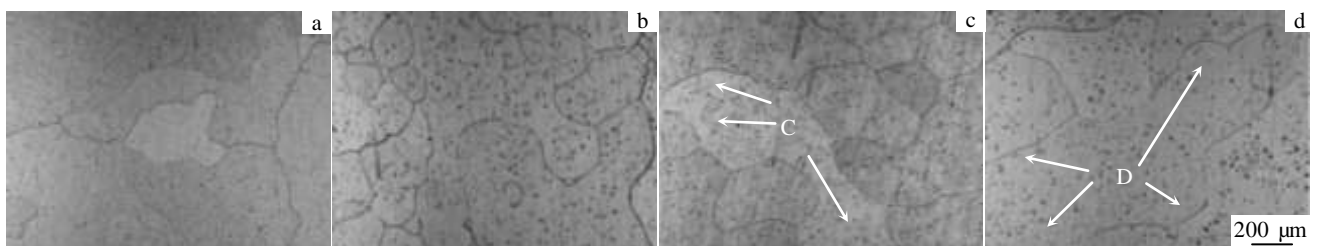


图 4 原始挤压态 6063 铝合金在 630 °C 保温不同时间的微观组织

Fig.4 Microstructures of starting material at 630 °C for different time: (a) 5 min, (b) 10 min, (c) 15 min, and (d) 20 min

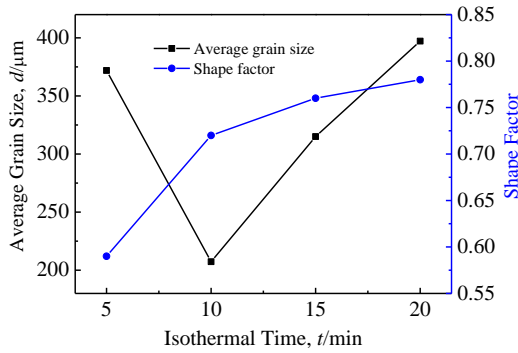


图 5 原始材料平均晶粒尺寸和形状因子在 630 °C 随保温时间的变化曲线

Fig.5 Variations of the average grain size and shape factor with isothermal time at 630 °C for starting material

2.2 径向锻复合压缩变形对半固态微观组织的影响

图 6 所示为径向锻复合压缩变形对微观组织的影响。其中，图 6a 及 6b 分别为径向锻复合单向压缩变形后 6063 铝合金的微观组织与其在 630 °C 保温 10 min 的微观组织；图 6c 及 6d 分别为径向锻复合多向压缩变形后 6063 铝合金的微观组织与其在 630 °C 保温 10 min 的微观组织。由图 3a、图 6a 及 6c 可见，径向锻复合单向压缩及多向压缩变形后的微观组织比原始挤压态 6063 坯料的微观组织的方向性更加明显，且整个微观组织呈“纤维状”紧密分布。但径向锻复合单向压缩与径向锻复合多向压缩的变形组织之间的区别不太明显。由图 4b、图 6b 及 6d 可见，径向锻复合单向压缩及多向压缩变形的 6063 铝合金在 630 °C 保温 10 min 后的微观组织发生了非常明显的改善，其固相晶粒细小、圆整且分布均匀。

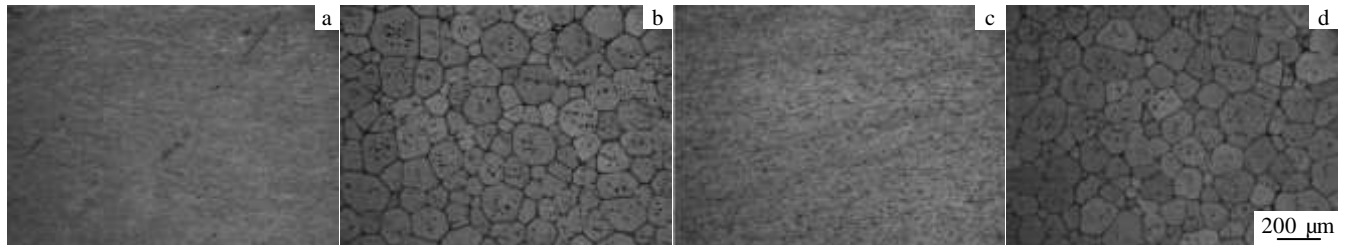


图 6 6063 铝合金径向锻复合压缩变形及其在 630 °C 保温 10 min 的微观组织

Fig.6 Microstructures of 6063 Al alloy deformed with radial forging combined with compression and SSIT at 630 °C for 10 min: (a) unidirectional compression, (b) unidirectional compression and SSIT at 630 °C for 10 min, (c) multi-axial compression, and (d) multi-axial compression and SSIT at 630 °C for 10 min

图 7 所示为采用直接 SSIT 法、RFCUC-RAP 法以及 RFCMC-RAP 法在 630 °C 保温 10 min 制备的 6063 铝合金半固态坯料微观组织的平均晶粒尺寸及形状因子。可见，从直接 SSIT 法到 RFCUC-RAP 法再到 RFCMC-RAP 法，随着变形程度的增加，平均晶粒尺寸先快速减小后缓慢减小；而形状因子先增大然后略有下降。

采用径向锻复合压缩变形-再结晶熔融法能够制备细小、球化微观晶粒的原因如下：首先，预变形阶段。由图 3a、图 6a 及 6c 可见，采用径向锻复合单向压缩变形或径向锻复合多向压缩变形都使得原始挤压态 6063 铝合金的微观组织发生了剧烈的变形，于是大量的畸变能以空位、位错或晶格缺陷的形式存储在变形后的合金中，且变形程度越大，存储的畸变能越多^[13,17]。接着，在半固态等温处理初期，畸变能得到释放并促进了再结晶现象的发生，而且前期预变形阶段存储的畸变能越多，再结晶晶粒越细小；随着保温

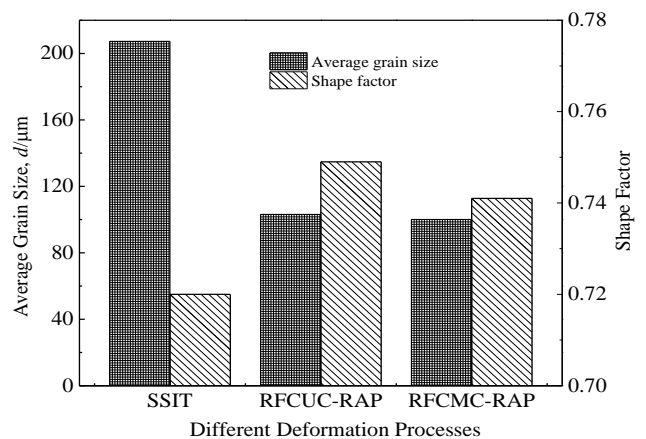


图 7 不同变形条件下坯料在 630 °C 保温 10 min 后微观组织的平均晶粒尺寸和形状因子

Fig.7 Variations of the average grain size and shape factor of samples deformed with different deformation processes and RAP at 630 °C for 10 min

时间的延长，在半固态等温处理带来的热量及再结晶后残余畸变能的作用下，液相首先在再结晶晶粒的高能晶界^[8,10]（或晶界低熔点）处产生并不断增多，从而促使晶粒产生破碎分离，形成细小的固相晶粒。同时，产生的液相还会逐渐吞噬固相晶粒的尖角突出部位，促进固相晶粒的球化。由图 3a 及图 6a 可见，从原始挤压态坯料到 RFCUC 法微观组织的变形程度明显增大，所以，从直接 SSIT 法到 RFCUC-RAP 法（从图 4b 到图 6b），半固态微观组织的平均晶粒尺寸快速减小，形状因子增大。但是，从 RFCUC 法到 RFCMC 法（从图 6b 到 6d），半固态微观组织的改善不是很明显。这可能是由于径向锻复合单向压缩变形后的合金存储的畸变能已经接近峰值，且不易被超越。因而，尽管多向压缩比单向压缩的实际变形率大，但其变形后合金存储的畸变能并没有增加很多。具体解释为：随着变形程度的增加，合金中存储畸变能的空位、位错及晶格缺陷产生中和，例如，柏氏矢相反的位错将互相抵消^[16]。此外，如图 6a 及 6c 所示，经过 RFCUC 法和 RFCMC 法变形后的微观组织的区别不是很明显，这也进一步说明两种变形方式下畸变能的区别不大。综上所述：相比于 SSIT 法，采用 RFCUC-RAP 法及 RFCMC-RAP 法能够制备出细小、均匀、球化的半固态微观组织，这主要归因于增加变形程度所引起的晶粒细化作用。此外，考虑到 RFCMC-RAP 法的变形过程略复杂于 RFCUC-RAP 法，且其半固态微观组织并没有发生明显的改善。所以，制备半固态坯料时优先选用 RFCUC-RAP 法。

2.3 径向锻复合单向压缩变形合金的微观组织演化

图 8 所示为径向锻复合单向压缩变形的 6063 铝合金在 630℃ 保温不同时间的微观组织。如图 8a 所示，当保温时间为 0 min 时，并没有明显的再结晶晶粒出现，但与图 6a 所示微观组织相比，图 8a 所示微观组织整体的“方向性”明显减弱，说明在半固态等温处理前的升温过程中变形合金存储的畸变能得到释放。如图 8b 所示，当保温时间为 1 min 时，微观组织整体的“方向性”基本消失，且局部出现了疑似“微弱细小”的再结晶晶粒（如 B1 标记所示）。如图 8c 所示，当保温时间为 2 min 时，已经能够看到更多“微弱细小”的再结晶晶粒，只是大部分晶粒都粘接在一起，同时微观组织局部开始产生微弱的液相（如 C1 标记所示）。如图 8d 所示，当保温时间为 3 min 时，合金已经发生了完全再结晶，晶粒细小但其粘接性依然比较严重。同时，再结晶晶粒高能晶界^[8,10]处的液相开始增多（如 D1 标记所示）。如图 8e 所示，当保温时间延长到 5 min 时，大部分晶粒被液相分割，独立的固相晶粒的数量明显增多，且其晶粒尺寸较小。如图 8f 所示，当保温时间延长到 10 min 时，固相晶粒的晶界变得清晰，且固相晶粒已经基本独立，晶粒开始球化且有所长大。如图 8g 所示，当保温时间延长到 15 min 时，液相分数增大，晶界变得更加清晰，且固相晶粒进一步球化长大。如图 8h 所示，当保温时间延长到 20 min 时，固相晶粒间液相增多，晶粒尺寸更大、晶粒形状更加圆整。但仔细观察，部分小晶粒沉积到大晶粒上（H1 标记所示）、或经过粗化的部分晶粒再次发生合并长大（H2 标记所示）的现象仍然存在。

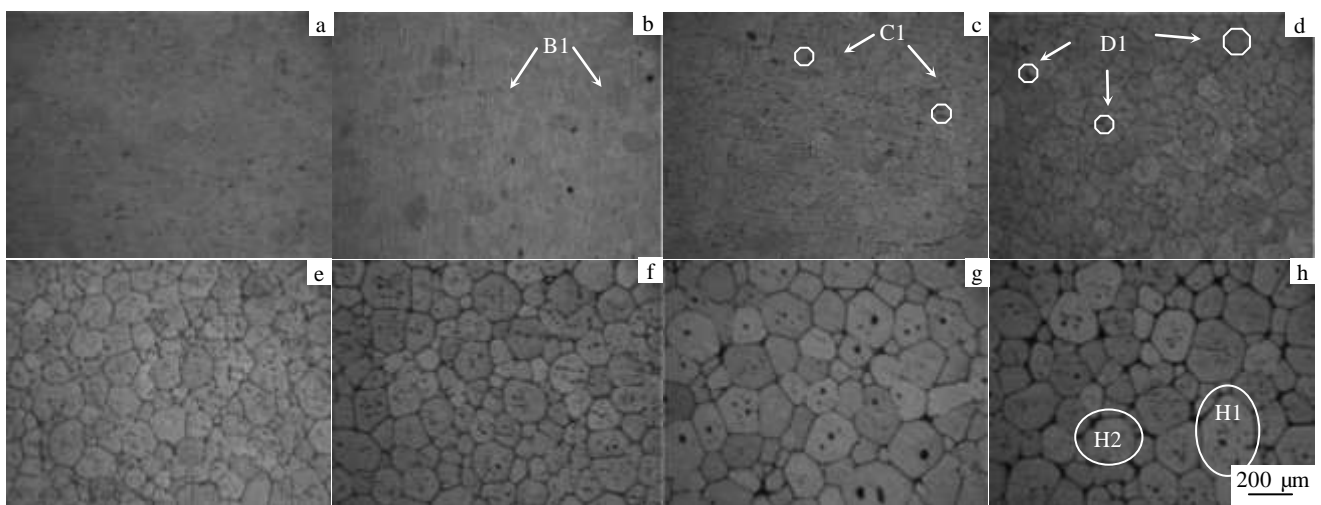


图 8 径向锻复合单向压缩变形的 6063 铝合金在 630 °C 保温不同时间的微观组织

Fig.8 Microstructures of RFCUC-deformed 6063 Al alloy at 630 °C for different isothermal time: (a) 0 min, (b) 1 min, (c) 2 min, (d) 3 min, (e) 5 min, (f) 10 min, (g) 15 min, and (h) 20 min

图 9 所示为径向锻复合单向压缩变形的 6063 铝合金在 630 °C 保温不同时间微观组织的平均晶粒尺寸和形状因子随保温时间的变化曲线。因为当保温时间从 0~2 min 变化时，没有出现明显的晶粒，无法计算平均晶粒尺寸和形状因子，故图 9 中保温时间的变化范围为 3~20 min。如图 9 所示，随着保温时间的延长，平均晶粒尺寸先减小后增大，形状因子先快速增大，后缓慢增大。

分析图 8 及图 9 可见，当保温时间为 3 min 时，虽然晶粒整体细小但其大部分都粘接在一起，故计算得到的平均晶粒尺寸较大、形状因子较小。当保温时间延长到 5 min 时，由于液相分数的增大，使得晶粒与晶粒逐渐分离，形成独立细小的固相晶粒。同时，液相分数的增加也使得晶粒交界处的尖角被熔化，固相晶粒越来越圆整。因此，计算得到的平均晶粒尺寸和形状因子都有很大的改善。

当保温时间从 5 min 延长到 15 min 时，晶粒的长大方式为“临近晶粒的合并长大”和“独立晶粒的 Ostwald 熟化长大”两种方式并存，但由于液相已经将晶粒分离，则 Ostwald 熟化机制^[15,18]占主导地位使得晶粒长大，即在表面张力的作用下，晶粒高曲率部位溶质发生溶解并向低曲率部位沉积，导致大晶粒继续长大，小晶粒则逐渐溶解甚至消失，而且固相晶粒形态逐渐趋于球形，晶粒的数量也迅速减少。所以，随着保温时间的延长，固相晶粒逐渐球化长大。上述现象可通过合金平衡熔点与固相界面曲率的关系进一步解释^[11,16,17]：

$$\Delta T_r = -\frac{2\kappa\sigma T_M V_s}{\Delta H} \tag{5}$$

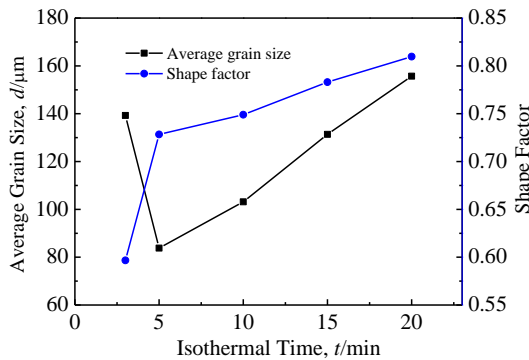


图 9 径向锻复合单向压缩变形的 6063 铝合金平均晶粒尺寸和形状因子在 630 °C 随保温时间的变化曲线

Fig.9 Variations of the average grain size and shape factor with isothermal time at 630 °C for PFCUC deformed 6063 Al alloy

$$\Delta T_r = T_M - T \tag{6}$$

式中： ΔT_r 为不同表面曲率引起平衡熔点的变化量 (°C)； T_M 为固/液界面为平面时的平衡熔点 (°C)； T 为某一表面曲率下的平衡熔点 (°C)； V_s 为固相摩尔体积； σ 为表面张力； κ 为平均表面曲率 (m^{-1})； ΔH 为固/液转变时的摩尔焓变。

由式(5)及(6)可知：1) 对于平均晶粒尺寸不同的晶粒来说，固相晶粒半径越小，表面曲率越大，则 ΔT_r 越大，该处平衡熔点越低。因此，小晶粒的平衡熔点比大晶粒的平衡熔点低，从而导致与小晶粒接触的液相浓度低于与大晶粒接触的液相浓度，即小晶粒周围液相中的溶质浓度 (Mg、Si 等原子) 低于大晶粒周围液相中的溶质浓度，大小晶粒之间存在着浓度梯度，因此溶质从大晶粒周围的液相向小晶粒处进行扩散。相反溶剂 Al 从小晶粒处向大晶粒处进行扩散，最终致使小晶粒逐渐融化直至消失，大晶粒逐渐长大，同时固相晶粒的数量逐渐减少。2) 对于形状不规则的晶粒来说，固相晶粒的尖角、凸起部位由于表面曲率较大，则平衡熔点较低，在半固态等温处理过程中会逐渐熔化。因此，固相晶粒表面凹凸不平引起的温度差会进一步引起的溶质浓度差是晶粒发生球化的主要原因，即晶粒的凸出部位逐渐熔化，并随后在凹陷区域发生再沉积，从而促进固态颗粒的球化。

当保温时间从 15 min 延长到 20 min 时，随着保温时间的延长，尽管固相晶粒在 Ostwald 熟化机制的驱动下，继续球化长大。但其半固态等温处理微观组织中仍然存在少量形状不规则的合并晶粒 (图 8h 中 H1 和 H2 标记所示)。晶粒合并的演化过程可解释如下：半固态等温处理时，在 Ostwald 熟化机制驱动下晶粒的固/液界面持续向四周推移扩张，导致部分相邻晶粒的固/液界面接触，而其液相中的溶质仍然不断地附着沉积，则在界面能的推动下，2 个晶粒会通过合并的方式逐渐融合形成新晶粒并球化圆整。图 10 表示两个固相晶粒 A 和 B 合并形成新固相晶粒 C 的演化过程。由图 10a 可见，当 2 个尺寸相差较大的固相晶粒 A 和 B 通过合并的方式形成新的固相晶粒 C 时，随着保温时间的延长，在 Ostwald 熟化机制下比较容易重新球化；但是，当 2 个尺寸相差较小的固相晶粒 A 和 B 通过合并长大的方式形成新的晶粒 C 时，则在 Ostwald 熟化机制下球化圆整需要较长的时间，在保温时间有限时，很难保证新晶粒 C 的完全球化，进而形成不规则的合并晶粒 (如图 10b 所示)^[18]。

通过上述分析可知：采用径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融法制备 6063 铝合金半固态坯料合理的工艺参数为在 630 °C 保温 5~10 min，而其对应的平均

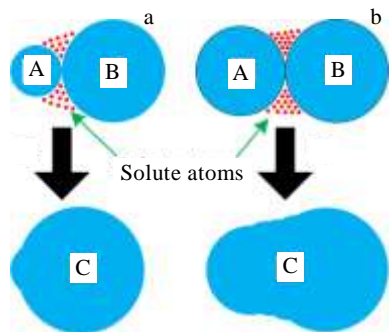


图 10 固相晶粒 A 和 B 合并形成新固相晶粒 C 的演化过程
 Fig.10 Evolution process of solid grain A and B merged to form new solid grain C: (a) forming a spherical solid grain and (b) forming an irregular solid grain

晶粒尺寸为 83.80~103.15 μm, 对应的形状因子为 0.73~0.75。因此, 采用本研究提出的径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融法能够制备出具有细小、圆整微观晶粒的 6063 铝合金半固态坯料, 这为制备高质量的铝合金半固态坯料提供了一种有效的方法。

3 结 论

1) 采用直接 SSIT 法制备的 6063 铝合金半固态坯料的最佳工艺参数为 630 °C 保温 10 min, 其微观组织比较粗大, 并不适用半固态成形。

2) 与 SSIT 法相比, 采用 RFCUC-RAP 法和 RFCMC-RAP 法制备的半固态坯料的晶粒尺寸明显减小, 晶粒形状也有所改善。由于 RFCMC-RAP 法的变形过程略复杂于 RFCUC-RAP 法, 且其制备的半固态坯料的微观组织并没有发生明显的改善。所以, 制备半固态坯料时优先选择 RFCUC-RAP 法。

3) 采用径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融法制备 6063 铝合金半固态坯料的合理的工艺参数为 630°C 保温 5~10 min。

参考文献 References

[1] Wang Ping(王 平), Liu Jing(刘 静). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(8): 1969
 [2] Zhou Quan(周 全), Chen Leping(陈乐平), Xiao Chengbo(肖程波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2015, 44(3): 665

[3] Jiang J F, Wang Y, Xiao G F et al. *J Mater Process Tech*[J], 2016, 238: 361
 [4] Lin C W, Hung F Y, Lui T S et al. *Mater Trans*[J], 2016, 57: 135
 [5] Gao Jing(高 静), Wang Donghong(汪东红). *Special Cast Nonferrous Alloys* (特种铸造及有色合金) [J], 2014, 34(7): 707
 [6] Jiang J F, Du Z M, Wang Y et al. *Solid State Phenom* [J], 2015, 217: 29
 [7] Abolhasani D, Ezatpour H R, Sajjadi S A et al. *Mater Design* [J], 2013, 49: 784
 [8] Jiang J F, Luo S J, Wang Y. *T Nonferr Metal Soc China*[J], 2004, 14(5): 752
 [9] Tao J Q, Jiang J F, Chen H. *T Nonferr Metal Soc China*[J], 2013, 23(4): 909
 [10] Zhao Z D, Chen Q, Tang Z J et al. *J Alloy Compd*[J], 2010, 497: 402
 [11] Nie Kaibo(聂凯波). *Effect of Multi-directional Forging on Microstructures and Mechanical Properties of SiCp/AZ91 Magnesium Matrix Composites*(多向锻造对 SiCp/AZ91 镁基复合材料组织与力学性能的影响)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009: 8
 [12] Chen Q, Zhao Z D, Chen G et al. *J Alloy Compd* [J], 2015, 632: 190
 [13] Wang Jia(王 佳), Xiao Han(肖 寒), Wu Longbiao(吴龙彪). *Acta Metall Sin* (金属学报) [J], 2014, 50(5): 567
 [14] Wang Z Y, Ji Z S, Hu M L et al. *Mater Charact* [J], 2011, 62: 925
 [15] Wang Wuxiao(王武孝), Yuan Sen(袁 森), Jie Wanqi(介万奇). *Journal of Xi'an Jiaotong University* (西安交通大学学报) [J], 2006, 40(5): 591
 [16] Yan G H, Zhao S D, Ma S Q et al. *Mater Charact* [J], 2012, 69(7): 45
 [17] Zhang Chenyang, Zhao Shengdun, Wang Yongfei. *T Nonferr Metal Soc China*[J], 2015, 25(7): 1871
 [18] Chen Qiang(陈 强). *Research on Effect of AZ91D-Y Semi-Solid Billets Preparing by Different Methods on Thixoforging (AZ91D-Y 半固态坯料不同制备方法及对触变模锻影响的研究)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009: 92

Semi-solid Billet Prepared by Radial Forging Combined with Unidirectional Compression Recrystallization and Partial Melting

Wang Yongfei, Zhao Shengdun, Fan Shuqin, Zhao Yongqiang

(Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The radial forging combined with unidirectional compression recrystallization and partial melt (RFCUC-RAP) and radial forging combined with multi-axial compression recrystallization and partial melt (RFCMC-RAP) were proposed to prepare 6063 Al alloy semi-solid billet. The microstructural evolutions of semi-solid 6063 Al alloy prepared by direct semi-solid isothermal treatment (SSIT), RFCUC-RAP and RFCMC-RAP were investigated. Results show that the solid grains of semi-solid billet prepared by direct SSIT are large. However, solid grains of semi-solid billet prepared by RFCUC-RAP and RFCMC-RAP are fine and spherical. Additionally, the RFCUC-RAP is superior to the RFCMC-RAP owing to the relatively simple deformation process, which is an effective method to prepare high-quality semi-solid billet.

Key words: semi-solid; aluminum alloy; radial forging combined with unidirectional compression; RAP

Corresponding author: Wang Yongfei, Ph. D., Department of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, Tel: 0086-29-82664723, E-mail: yongfeio@126.com