

径向锻式应变诱发法制备半固态坯料的研究

王永飞, 赵升吨, 张晨阳

(西安交通大学, 陕西 西安 710049)

摘要: 采用径向锻式应变诱发法对铝合金 6063 挤压棒料进行处理, 主要研究了径向锻对铝合金 6063 微观组织的影响, 讨论分析了对铝合金 6063 直接半固态等温处理和先径向锻预变形后半固态等温处理 2 种方式下的半固态微观组织演化过程。结果表明: 随着断面收缩率的增加, 径向锻后铝合金 6063 微观组织的紧密程度增加, 但当断面收缩率高于 70% 时, 该变化趋势不明显; 相比于半固态等温处理法, 采用径向锻式应变诱发法能够获得较为理想的半固态坯料微观组织。

关键词: 径向锻式应变诱发法; 半固态等温处理法; 半固态; 铝合金

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)12-3875-07

半固态金属成形 (semi-solid metal forming) 是指利用金属从固态向液态或从液态向固态两相转变过程中具有的良好流变特性而进行的金属成形^[1-3]。该技术的核心是制备具有均匀、细小、近球状微观组织的半固态坯料^[4], 目前, 半固态坯料的制备方法很多, 如机械搅拌法、电磁搅拌法、应变诱发熔化激活法 (SIMA)、半固态等温处理法 (SSIT)、超声波振动法、单棍旋转法、喷射沉积法、低过热度浇铸法、低过热度浇注和弱电磁搅拌 (LSPWES) 复合制备工艺^[5]、电磁搅拌加机械振动复合 (EMSCMV) 方法^[6]、近液相线电磁半连续铸造法^[7]、中频电磁振荡法^[8]、低压脉冲电流法^[9]等。其中, SIMA 法制备半固态坯料工艺简单, 制备的半固态坯料纯净、生产效率较高, 因此具有广泛的应用前景。

SIMA 法主要包括预变形和半固态等温处理, 具体为: 先对合金进行预变形, 储存变形能; 再将变形后的合金加热至半固态温度区间并保温, 从而获得半固态坯料, 其中, 对合金进行预变形是该方法的关键。Jiang 等^[10]将等径角挤压 (ECEA) 引入 SIMA 法, 制备出了具有理想微观组织的镁合金半固态坯料; Heidary 等^[11]将单向压缩和轧制变形引入 SIMA 法, 分别采用 2 种预变形的坯料制备了铝合金 A356 半固态坯料, 并得出采用轧制变形获得的微观组织更为理想; Zhao 等^[12]将循环闭式模锻引入 SIMA 法, 对铸态 AM60B 镁合金进行四道次变形并重熔后获得了理想的半固态组织; Chen 等^[13]将循环反复锻粗-挤压引入 SIMA 法, 对铸态 AZ80 镁合金进行八道次变形并重熔

后获得了理想的半固态组织; Yan 等^[14]将楔横轧技术引入 SIMA 法并制备了理想的铝合金 A356.2 半固态坯料; Alipour 等^[15]将细化剂 Al-5Ti-1B 引入 SIMA 法, 制备了理想的半固态坯料; 王佳等^[16]提出轧制-重熔的 SIMA 法, 并制备了理想的 ZCuSn10 合金半固态坯料。尽管研究者们针对 SIMA 法提出了多种预变形工艺, 但这些工作大多都是在锻粗、挤压或轧制基础上的改进, 目前还很少发现在 SIMA 法的预变形阶段采用具有连续局部塑性成形特点的径向锻技术的研究, 因此, 研究将径向锻预变形工艺引入 SIMA 法制备金属半固态坯料具有重要的意义。

径向锻的工作原理^[17]如图 1 所示, 利用对称分布在棒料圆周方向的 4 个锤头沿径向对其进行高频率往复锻打, 棒料在轴向进给的同时进行旋转, 随着径向锻造的进行, 棒料在产生多头螺旋式运动的情况下被拔长变细, 其变形程度可用断面收缩率来表示, 即:

$$\psi = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \times 100\% \quad (1)$$

其中, ψ 为断面收缩率, A_0 为棒料径向锻造前的横截面面积, A_1 为棒料径向锻造后的横截面面积。

1 实验

以变形铝合金 6063 为实验材料, 其状态为热挤压后经固溶热处理加人工时效 (T6), 化学成分如表 1 所示。采用差示扫描量热法 (DSC) 确定 6063 铝合金的固相线和液相线温度分别为 615 和 655 °C。

收稿日期: 2016-12-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51335009, 51305334); 国家 04 重大科技专项 (2012ZX04004021)

作者简介: 王永飞, 男, 1988 年生, 博士, 西安交通大学机械工程系, 陕西 西安 710049, E-mail: yongfeio@126.com

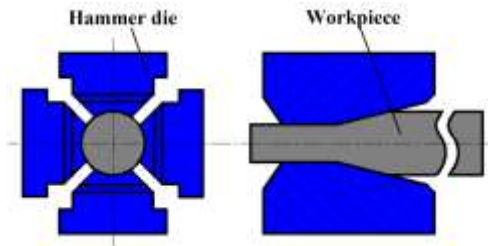


图 1 径向锻的工艺流程图
Fig.1 Schematic of radial forging

表 1 铝合金 6063 的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 6063 aluminum alloy (wt%)

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

径向锻式应变诱发法的工艺流程图如图 2 所示,其主要工艺过程为:先采用径向锻工艺对预热后的铝合金 6063 棒料进行预变形,并对预变形后的铝合金 6063 棒料进行淬火处理;接着,对经过淬火处理的预变形后的铝合金 6063 棒料进行半固态等温处理,且待半固态等温处理结束后立即淬火处理,从而获得理想的半固态组织。本研究中所采用的具体工艺参数为:(1)铝合金 6063 棒料:直径 120 mm,长度 1100 mm;(2)预热处理:预热温度 300 °C 并保温 90 min;(3)径向锻后铝合金的断面收缩率分别为 30%,50%,70%及 85%;(4)半固态等温处理:保温温度 630 °C,保温时间 10 min。

本研究中利用径向锻式应变诱发法制备铝合金 6063 半固态坯料时,在原始挤压态铝合金 6063 棒料及径向锻后不同断面收缩率的铝合金 6063 棒料上分别截取 10 mm×10 mm×12 mm 的长方体小块,并将其放入通有保护气体的电阻炉内进行半固态等温处理,炉温由紧邻试样的热电偶进行控制,温差控制在 ±1 °C 之内。待达到规定的保温时间后,将该长方体小块迅速取出淬火,以保留其瞬态的显微组织。

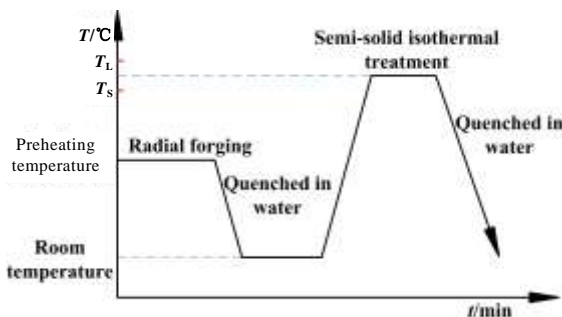


图 2 径向锻式应变诱发法的工艺流程图

Fig.2 Schematic of radial forging strain-induced melt activation

对淬火后的铝合金长方体小块进行嵌样、研磨、抛光、腐蚀可得到金属试样,所用腐蚀剂为 5% 的 HF 水溶液,腐蚀时间为 90~120 s。利用光学显微镜观察金相组织,并借助 Image-Pro Plus 图像分析软件对金相组织平均晶粒直径和形状因子进行定量分析,其计算公式如下:

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

$$F = \frac{\sum_{N=1}^N 4\pi A/P^2}{N} \quad (3)$$

其中, D 为晶粒的平均等效直径, A 为晶粒的平均面积, P 为晶粒的平均周长, N 为晶粒的数量, F 为晶粒的平均形状因子,其值越接近 1,表示晶粒越圆整。

2 结果与讨论

2.1 原始挤压态铝合金 6063 的微观组织

图 3 所示为原始挤压态铝合金 6063 棒料的横截面和纵截面制成金相试样的微观组织。由图 3 可见,原始挤压态坯料的微观组织是由 Mg 元素在 Al 中的固溶体 (α -Al) 和 β 相 (Mg_2Si) 组成,其中 β 相 (Mg_2Si) 主要是沿晶界分布,且不是连续的。对比图 3a 与 3b 可见,横截面的晶粒较均匀,而纵截面有明显的带状组织及方向性,这是因为原始坯料是经过挤压过后的棒料,因此,晶粒沿挤压方向被拉长,而相组织和杂质等都沿挤压方向分布,整个组织具有一定的方向性。



图 3 原始挤压态铝合金 6063 的微观组织

Fig.3 Microstructures of as-extruded 6063 aluminum alloy under two conditions: (a) cross section and (b) longitudinal section

由图 3b 还可以看出, 沿挤压方向分布着部分较大的黑色颗粒, 为了确定这些颗粒是什么, 将试样在扫描电镜下分别放大 200 倍和 1000 倍。图 4 所示为原始挤压态铝合金 6063 纵截面的 SEM 像, 由图 4 中可见, 黑色大颗粒都是坑, 其主要是由于腐蚀程度较大, 使得聚结在晶界处的 β 相 (Mg_2Si) 连同周围的部分基体一体脱落而形成的。

2.2 原始挤压态铝合金 6063 的半固态微观演化

图 5 所示为取原始挤压态铝合金 6063 棒料的纵截面在 630 °C 分别保温 5, 10, 15, 20, 25 及 30 min 后制成的金相试样的微观组织。由图 5 可见, 当保温时间为 5, 10, 15, 20, 25 及 30 min 时, 其相应微观组织的平均晶粒尺寸分别为 371.91, 207.33, 315.03, 397.2, 507.85, 572.67 μm ; 其相应微观组织的形状因子分别为 0.59, 0.72, 0.76, 0.78, 0.81, 0.71。因此, 随着保温时间的增加, 固相晶粒的平均晶粒尺寸先减小后增大; 其形状因子先增大后减小, 如图 6 所示。

由图 5 及图 6 可见, 图 5b 所示为对原始挤压态铝合金 6063 采用直接半固态等温处理法 (SSIT) 制备半固态坯料时获得的最佳微观组织。仔细分析图 5b, 虽然部分晶粒在一定程度上得到了球化, 但是晶粒尺寸还是偏大, 且尺寸分布不均匀, 其最大晶粒尺寸达到 400 μm 左右, 最小晶粒尺寸不到 30 μm , 同时, 在晶粒之间出现了一定体积分数的液相。这主要是由于原始挤压态铝合金 6063 的挤压变形量很小, 其经高温挤压后获得的诱发应变较小, 于是加热到半固态温度后

所获得的晶粒的细化程度和球化程度都不理想。因此, 对原始挤压态铝合金 6063 采用直接半固态等温处理法 (SSIT) 制备半固态坯料微观组织无法满足金属半固态成形的要求, 应继续进行塑性变形以获得足够大的诱发应变。

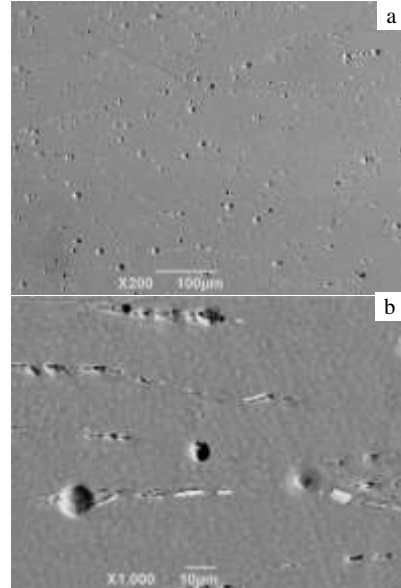


图 4 原始挤压态铝合金 6063 纵截面微观组织的 SEM 像
Fig.4 SEM images of as-extruded 6063 aluminum alloy under longitudinal section

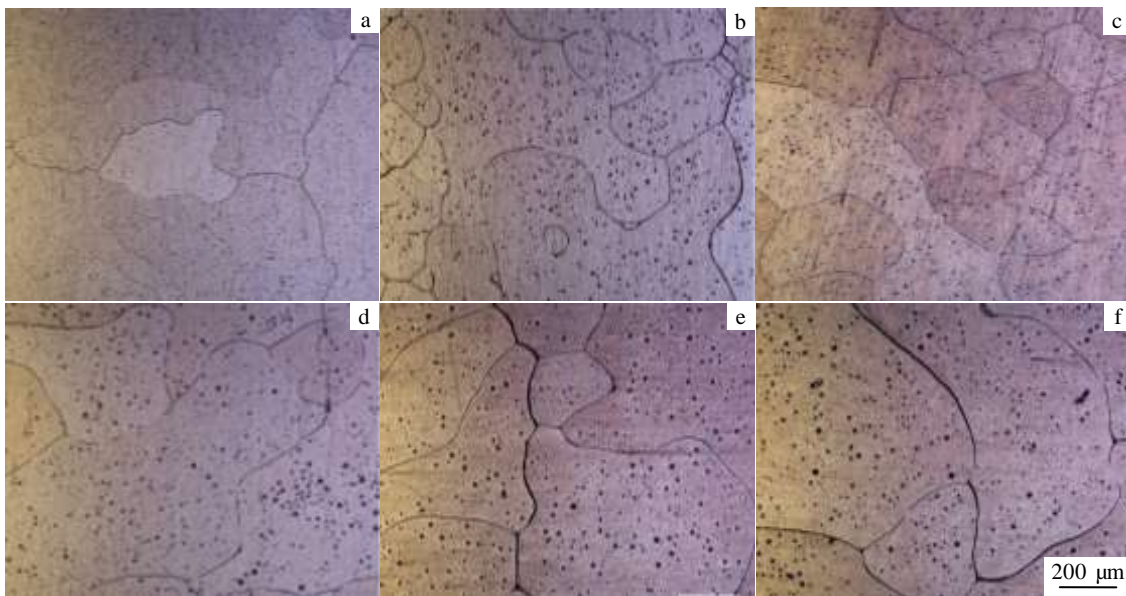


图 5 原始挤压态 6063 铝合金在 630 °C 不同保温时间的微观组织

Fig.5 Microstructures of as-extruded 6063 aluminum alloy at 630 °C for different isothermal time: (a) 5 min, (b) 10 min, (c) 15 min, (d) 20 min, (e) 25 min, and (f) 30 min

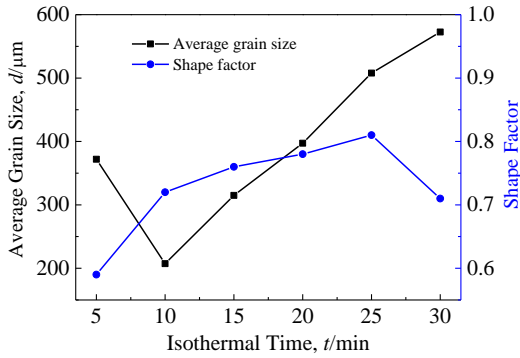


图 6 固相晶粒平均尺寸和形状因子随保温时间的变化

Fig.6 Variations of the average grain size and shape factor with isothermal time after SSIT performed at 630 °C

2.3 径向锻对铝合金 6063 微观组织的影响

为了形象地分析径向锻对铝合金 6063 微观组织的影响, 本工作采用 Deform-3D 软件对不同断面收缩率下径向锻时铝合金 6063 的变形过程进行了模拟, 其简化仿真模型如图 7 所示, 主要包括卡头, 坯料及锤头 3 部分。

图 8 所示为当断面收缩率分别为 30%, 50%, 70% 及 85% 时, 径向锻后铝合金 6063 纵截面的等效应变分布云图。由图 8 可见, 断面收缩率是影响径向锻后铝合金 6063 纵截面上等效应变大小的重要因素, 且径向锻后铝合金 6063 纵截面上的最大等效应变出现在纵截面外侧, 最小等效应变出现在纵截面中心位置处; 当断面收缩率分别为 30%, 50%, 70% 及 85% 时, 相应的最大等效应变值分别为 1.13, 4.5, 6.75 和 7.5; 最小等效应变值分别为 0.75, 1.5, 2 和 2.5。

图 9 所示为径向锻后铝合金 6063 纵截面上最大等

效应变和最小等效应变随断面收缩率变化的曲线。从图 9 可以看出, 当断面收缩率由 30% 增大到 70% 时, 最大等效应变快速增大, 但当断面收缩率从 70% 增大到 85% 时, 最大等效应变的增大趋势减缓, 这说明是当断面收缩率为 70% 时, 径向锻后铝合金 6063 的微观组织已经非常致密, 而继续增大断面收缩率到 85% 对其致密性的影响并不是很明显; 当断面收缩率由 30% 增大到 85% 时, 最小等效应变也是先快速后缓慢增长, 且当断面收缩率增大到 50%, 其最小等效应变变为 1.5, 超过了断面收缩率为 30% 时的最大等效应变 1.13, 这表明当断面收缩率大于等于 50% 时, 径向锻后铝合金 6063 的锻透性为 100%, 即该条件下径向锻后的铝合金 6063 均被锻透。

图 10 所示为断面收缩率分别为 30%, 50%, 70% 及 85% 时, 径向锻后铝合金 6063 的宏观形貌。由图 10 可见, 随着断面收缩率的增大, 径向锻后铝合金 6063 的直径减小, 且不同断面收缩率下径向锻后铝合金 6063 成形形状良好, 坯料表面较为光滑, 因此该径向锻效果较好。

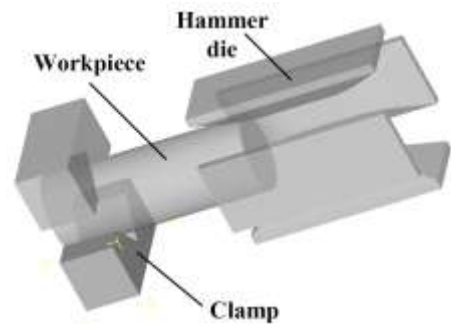


图 7 径向锻简化仿真模型

Fig.7 Simplified simulation model of radial forging

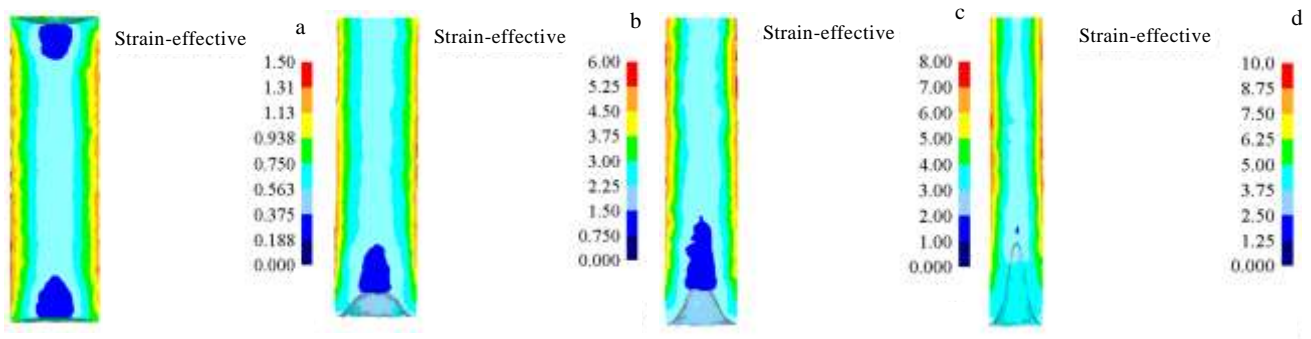


图 8 不同断面收缩率下径向锻后 6063 铝合金纵截面等效应变分布云图

Fig.8 Strain-effective distribution images of RF-deformed 6063 aluminum alloy with different area reductions: (a) 30%, (b) 50%, (c) 70%, and (d) 85%

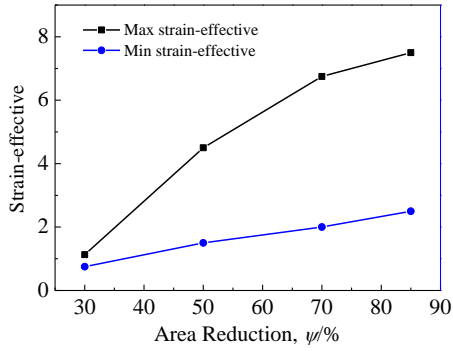


图 9 最大等效应变和最小等效应变随断面收缩率的变化

Fig.9 Variations of the max strain-effective and min strain-effective with area reduction

图 11 所示为分别取断面收缩率 30%，50%，70% 及 85% 径向锻后的铝合金 6063 纵截面制成的金相试样的微观组织。对比图 3b 与图 11a 可见，当断面收缩率从 0% 增大到 30% 时，金相试样的微观组织发生了明显的变化，晶粒破碎且沿径向锻方向被明显拉长，形成了大量的紧密排列的纤维状组织；由图 11a~11d 可见，当断面收缩率由 30% 增大到 70% 时，晶粒产生了更大程度的破碎，且相组织和杂质沿径向锻造方向分布更加均匀，但是当断面收缩率越增大到 70% 以上时，可能应变能达到峰值，并且不易被超越，所以晶

粒变化程度不是很明显，这与数值模拟的结果相符。

2.4 径向锻后铝合金 6063 的半固态微观演化

图 12 所示为取断面收缩率为 70% 的径向锻后铝合金 6063 纵截面在 630 °C 分别保温 5，10，15，20，25 及 30 min 后制成的金相试样的微观组织。由图 12a 可见，当保温时间为 5 min 时，晶界上的共晶组织就已经发生熔化，开始出现液相，但是液相比较低，晶界不清晰，大部分晶粒仍粘在一起，分离还未完全发生；由图 12b 可见，当保温时间为 10 min 时，液相增多，并沿固相晶粒的高角度晶界发生熔渗，导致晶粒发生熔断破碎，粘连的大晶粒被分割开来，晶粒尺寸减小并逐渐球形化；由图 12c 与 12d 可见，当保温时间为 15~20 min 时，液相更多，但分布均匀性较差，部分小晶粒开始合并长大成大晶粒，大晶粒数目增多，且晶粒的球形化效果趋势有所减缓；由图 12e 与 12f 可见，当保温时间为 25~30 min 时，随着液相分数进一步增高，固相晶粒的晶界变得清晰，大晶粒继续长大且变得更加圆整，部分小晶粒逐渐熔解甚至消失。此外，随着保温时间的增加，固相晶粒内部出现很多较大的“液相熔池”，这主要是由于固相晶粒内部低熔点相的熔化或相邻晶粒在团聚合并长大过程的包裹作用而形成的^[18]。

图 13 所示为断面收缩率为 70% 时，径向锻后铝合金 6063 在 630 °C 保温不同时间后微观组织中的平均晶粒尺寸及其形状因子随保温时间的变化。由图 13 可知，随着保温时间的增加，固相晶粒的平均晶粒尺

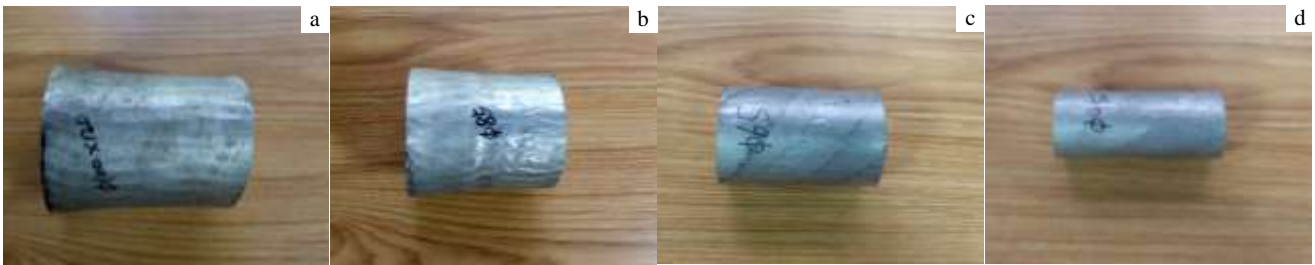


图 10 径向锻后 6063 铝合金在不同断面收缩率下的宏观形貌

Fig.10 Macrostructures of RF-deformed 6063 aluminum alloy with different area reductions: (a) 30%, (b) 50%, (c) 70%, and (d) 85%

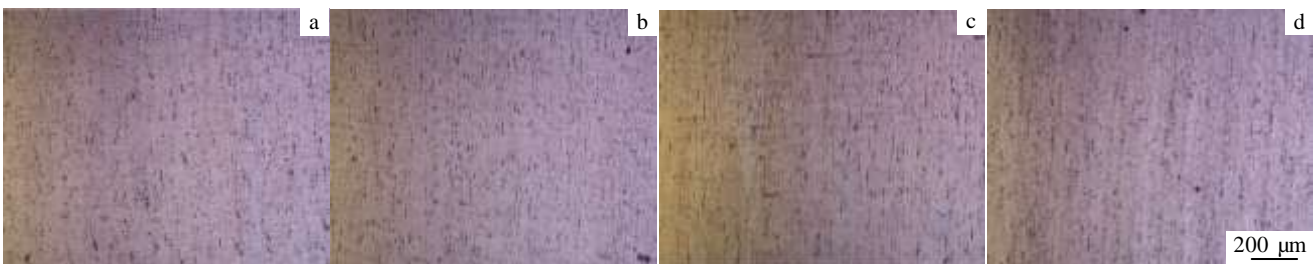


图 11 径向锻后 6063 铝合金在不同断面收缩率下的微观组织

Fig.11 Microstructures of RF-deformed 6063 aluminum alloy with different area reductions: (a) 30%, (b) 50%, (c) 70%, and (d) 85%

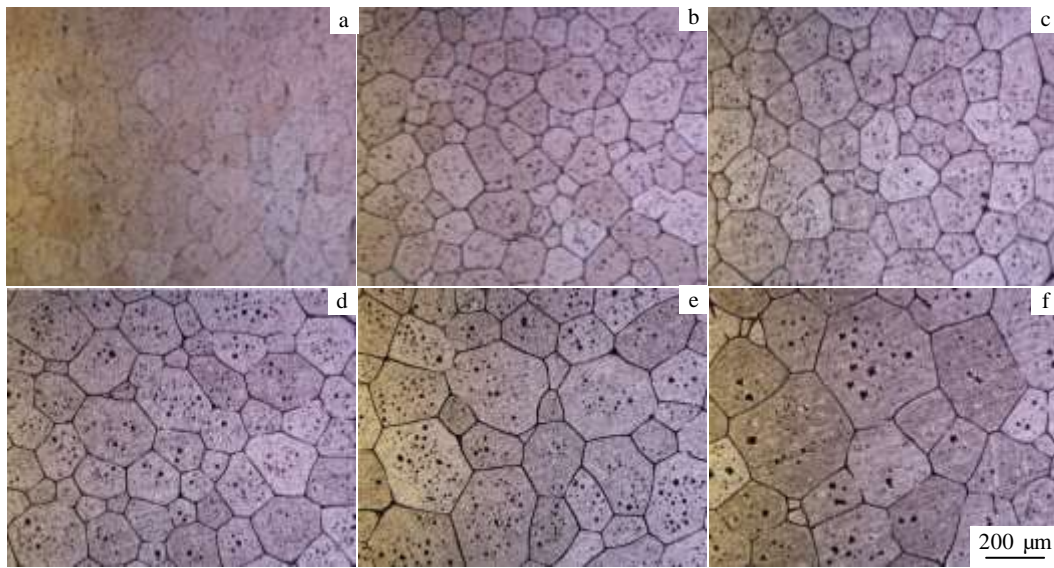


图 12 断面收缩率 70% 铝合金 6063 在 630 °C 不同保温时间微观组织

Fig.12 Microstructures of RF-deformed 6063 aluminum alloy with 70% area reduction at 630 °C for different isothermal time: (a) 5 min, (b) 10 min, (c) 15 min, (d) 20 min, (e) 25 min, and (f) 30 min

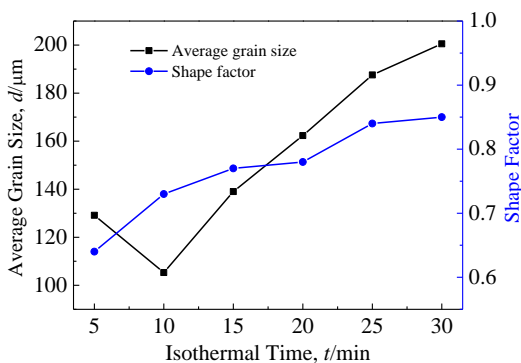


图 13 固相晶粒平均尺寸和形状因子随保温时间的变化

Fig.13 Variations of average grain size and shape factor with isothermal time after SSIT performed at 630 °C

寸先从保温 5 min 的 129.15 μm 减小到保温 10 min 的 105.3 μm，随后依次增大为 15 min 的 139.02 μm，20 min 的 162.34 μm，25 min 的 187.56 μm，30 min 的 200.51 μm，出现先减小后增大的趋势；随着保温时间的增加，固相晶粒的形状因子依次为 0.64, 0.73, 0.77, 0.78, 0.84, 0.85，出现持续增大的趋势，但是当保温时间为 20 min 时，形状因子增大趋势略有减缓。

随着保温时间的增加，固相晶粒的平均晶粒尺寸出现“先减小后增大”趋势的主要原因是：(1)保温 5 min 时，液相量相对较少，且晶粒之间呈相互粘连状态，于是当采用平均晶粒直径表征固相晶粒尺寸时，计算的是

多个粘连小晶粒的平均直径，所以在保温时间 5 min 时固相晶粒的平均晶粒尺寸较大；(2)保温 10 min 时液相相对较多，能够迅速地将晶粒分隔开并开始熔化晶粒，于是，固相晶粒的平均晶粒尺寸减小；(3)随着保温时间的进一步增加，固相晶粒将发生合并长大及 Ostwald 熟化长大，因此，固相晶粒的平均晶粒尺寸逐渐增加。

随着保温时间的增加，固相晶粒的形状因子出现“持续增大”的趋势，但是当保温时间为 20 min 时，形状因子增大趋势略有减缓，其主要原因是：(1)在保温刚开始阶段，由于析出的液相相对较少，晶粒之间相互粘连导致晶粒形状很不规则，所以保温 5 min 时形状因子较小；(2)保温 10 min 时液相增多，迅速地将晶粒分隔开并开始熔化晶粒，于是在形变能和表面张力的作用下晶粒逐渐球形化，因此，形状因子增大；

(3)当保温时间为 15~20 min 时，虽然液相更多，但分布均匀性较差，部分小晶粒沉积到大晶粒上或者由于晶界接触，经过粗化的晶粒发生合并长大，于是晶粒的球形化效果减缓，因此，形状因子的增大趋势略有减缓；(4)随着保温时间延长至 20~30 min，液相分数更高，且能够将晶粒很好地分割开来，晶粒合并长大变得困难，则晶粒长大以 Ostwald 熟化机制为主，即 Al 原子从 α-Al 相向液相扩散，Mg 和 Si 原子从液相向 α-Al 相扩散，于是，在界面能和界面曲率的驱动下，大晶粒继续长大且变得更加圆整，部分小晶粒逐渐溶解甚至消失。

3 结 论

1) 对原始挤压态铝合金 6063 直接进行半固态等温处理, 能够制备出的最佳半固态微观组织(保温 10 min)的平均晶粒尺寸为 207.33 μm , 形状因子为 0.72。虽然该微观组织中的固相晶粒在一定程度上得到了球化, 但是晶粒尺寸偏大, 且分布不均匀, 所以无法满足金属半固态成形的要求。

2) 在径向锻预变形过程中, 随着断面收缩率从 30%增大到 70%, 径向锻后铝合金 6063 微观组织的紧密程度不断增加, 但是当断面收缩率越增大到 70%以上时, 其微观组织变化程度不是很明显。

3) 利用径向锻式应变诱发法对 70%断面收缩率的径向锻后铝合金 6063 在 630 $^{\circ}\text{C}$ 保温 10 min 即可制备出平均晶粒尺寸为 105.3 μm , 形状因子为 0.73 的较为理想的铝合金 6063 半固态坯料。因此, 本研究提出的以“径向锻预变形”及“半固态等温处理”为核心的“径向锻式应变诱发法”能够制备出具有细小、均匀、近球状微观组织的半固态坯料。

参考文献 References

- [1] Flemings M C. *Metal Trans A*[J], 1991, 22: 957
- [2] Kirkwood D H. *International Materials Reviews*[J], 1994, 39(5): 173
- [3] Zhao Zude(赵祖德), Luo Shoujing(罗守靖). *The Light Metal Semi-solid Forming Technology*(轻合金半固态成形技术)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 1
- [4] Cui Tijing(崔体静), Bai Dan(白丹), Xiao Han(肖寒). *Special Cast Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2015, 35(2): 159
- [5] Liu Zheng(刘政), Mao Weimin(毛卫民). *Foundry*(铸造)[J], 2011, 60(7): 623
- [6] Dao V L, Zhao S D, Lin W J *et al. Solid State Phenomena*[J], 2012, 192-193: 398
- [7] 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
- [8] Zhang Qi(张琦), Cao Miao(曹苗), Cai Jin(蔡进) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1975
- [9] 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
- [10] Jiang J F, Wang Y, Qu J J *et al. J Alloy Compd*[J], 2010, 497(1-2): 62
- [11] Heidary M H, Bigdeli M, Mahdavi A *et al. Solid State Phenom*[J], 2008, 141-143: 391
- [12] Zhao Z D, Chen Q, Tang Z J *et al. J Alloy Compd*[J], 2010, 497(1-2): 402
- [13] Chen Q, Zhao Z D, Zhao Z X *et al. J Alloy Compd*[J], 2011, 509(26): 7303
- [14] Yan G H, Zhao S D, Ma S Q *et al. Mater Charact*[J], 2012, 69: 45
- [15] Alipour M, Aghdam B G, Rahnama H E *et al. Mater Design*[J], 2013, 46: 766
- [16] Wang Jia(王佳), Xiao Han(肖寒), Wu Longbiao(吴龙彪) *et al. Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2014, 50(5): 567
- [17] Wang Yufeng(王玉凤), Li Fuguo(李付国), Xie Hanfang(谢汉芳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2136
- [18] Jiang J F, Wang Y, Atkinson H V. *Mater Charact*[J], 2014, 90: 52

Semi-Solid Billets Prepared by Radial Forging Strain-Induced Melt Activation

Wang Yongfei, Zhao Shengdun, Zhang Chenyang
(Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The radial forging strain-induced melt activation (RFSIMA) was adopted to process the as-extruded 6063 aluminum alloy. The influence of radial forging on the microstructure of as-extruded 6063 aluminum alloy was investigated. The semi-solid microstructural evolution generated by the directly semi-solid isothermal treatment, and initially radial forging predeformation followed by semi-solid isothermal treatment was analyzed. The results indicate that the compaction degree of RF-deformed 6063 aluminum alloy microstructure gradually increases as the area reduction increases. However, this increasing pattern is not obvious when the area reduction increases from 70% to 85%. In addition, more ideal semi-solid microstructure can be obtained through RFSIMA as compared with the directly semi-solid isothermal treatment.

Key words: radial forging strain-induced melt activation; semi-solid isothermal treatment; semi-solid; aluminum alloy

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