

[文章编号] 1004-0609(2002)05-1002-05

小热变形半固态 A2017 合金的 二次加热组织与半固态轧制^①

管仁国, 温景林, 刘相华, 陈彦博
(东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110004)

[摘要] 对单辊搅拌技术制得的 A2017 半固态材料小热变形后二次加热时的组织演化进行了研究。小热变形后的半固态材料加热到半固态区后可获得细小的球形组织; 在加热过程中, 由于位错能与界面能的存在以及溶质的扩散使合金发生块状化、再结晶、熔断球化 3 阶段变化; 小变形促进该过程的进行; 由于细小球形组织成形性能好, 半固态轧材的断裂强度提高了 75 MPa, 延伸率提高了 16%。

[关键词] 半固态; Al 合金; 组织; 性能

[中图分类号] TG 111.4; TG 244.1

[文献标识码] A

半固态合金成形性能好, 可以实现短流程生产, 以更低的生产费用制造更好的产品; 半固态加工利于节能、节材、保护环境等, 使其受到材料加工同行的普遍青睐^[1~5]。这一技术在发达国家工业的应用已比较成熟, 但在我国尚处于实验室研究阶段^[6~8]。2000 年 9 月在意大利都灵召开的第六届半固态加工国际会议将半固态加工技术推向了 21 世纪。

二次加热技术是半固态触变成形工艺中的一个重要环节。它是指将制得的半固态合金坯料重新加热, 使合金再次恢复到原来的半固态状态, 由于它保持了原来的触变与流变等性能, 可以进行挤压、轧制、锻造等形式的半固态加工。许多学者对此进行了大量研究, 其中包括半固态坯料重新加热到半固态区的组织演化的研究、冷预变形铸坯半固态温度下等温处理的研究等^[1, 9], 但还没有对半固态坯料小热变形后在半固态温度下处理时的规律进行研究, A2017 合金板材的半固态轧制也有待于深入研究。作者利用单辊搅拌技术制得的 A2017 半固态材料, 对其小热预变形后进行二次加热, 并对其组织与半固态轧制性能进行了研究。

1 实验

1.1 小热变形 A2017 半固态材料的制备

用单辊搅拌技术制备 A2017 半固态材料的装

置如图 1 所示^[10, 11]。将熔融的合金液通过浇口处的导流器浇注到辊-靴间隙中, 轧辊表面具有一定的粗糙度, 由于轧辊与靴座的冷却作用, 使合金液发生凝固, 转动的轧辊对部分凝固的合金产生剪切/冷却作用, 使合金液转化为组织性能优良的半固态材料。通过轧辊施加给半固态合金的摩擦力将半固态合金拖出辊-靴间隙。在半固态合金坯料出口安装成形模, 使其以小的挤压比 $\lambda = 5/3$ 挤压成形。

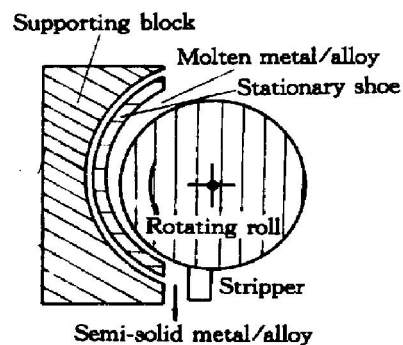


图 1 A2017 半固态坯料制备装置示意图

Fig. 1 Equipment of manufacturing A2017 semisolid alloy

1.2 二次加热

将上述方法制得的小热变形 A2017 半固态坯料分割成大小相同的若干块, 加热保温一定时间后水淬。试样分割后的尺寸较小, 以使其内外加热均匀。试验前炉温要预热到 520 °C。淬火时操作要迅

① [基金项目] 国家重点基础研究发展规划项目 (G2000067208-4)
[作者简介] 管仁国(1975-), 男, 博士研究生。

[收稿日期] 2001-11-20; [修订日期] 2002-02-27

速, 不能发生空冷。对浇注温度为 710, 750, 770 °C, 加热温度为 560, 580, 600, 620 °C, 保温时间为 10, 25, 40 min 进行正交实验研究。表 1 所示为典型浇注温度与二次加热温度及保温时间。

表 1 二次加热温度与保温时间

Table 1 Remelting temperature and holding time

Pouring temperature/ °C	Remelting temperature/ °C	Holding time/ min
710	560	10
	580	10
	600	40
	620	10

1.3 半固态轧制与性能测试

将用上述方法制得的半固态坯料铣面后厚度为 14 mm 的矩形坯加热到 580 °C 并保温 20 min, 在半固态下轧制到厚度为 6 mm 的产品。将轧制后的板材制品根据标准取样, 测试区域尺寸长 × 宽 × 厚为: 90 mm × 30 mm × 6 mm, 测试区与夹头交接圆角半径为 25 mm, 在材料拉伸实验机上测试其力学性能。

2 结果与讨论

2.1 A2017 合金小热变形组织

710 °C 浇注, 变形前的 A2017 半固态材料组织如图 2(a) 所示, 合金由球形晶和部分玫瑰晶组成。710 °C 浇注制得的半固态材料挤压变形量控制在 $\epsilon = (5-3)/5 = 0.40$, 得到断面尺寸为 18 mm × 40 mm 的小热变形材料。热变形温度约为 500 °C。变形后的组织如图 2(b) 所示。

2.2 二次加热 A2017 合金组织的演化

将二次加热后的试样抛光后在光学显微镜下进行观察, 其内部组织分别如图 3 所示, 白色块状物为初生 α 相, 黑色区域为淬火时的液相。可以看到, 小热变形后的 A2017 半固态合金坯料重新加热到半固态后, 在适当的加热温度与保温时间条件下可获得球形结构的晶粒组织。低熔点共晶相先熔化并沿 α 相晶界分布, 少量液相在 α 晶粒内部出现, 呈泪滴状, 淬火时凝固, 共晶形貌保留下来。由 X 射线分析可知, 该液相为富铜相 -CuAl_2 。随温度与保温时间不同固相颗粒发生变化。可将重熔过程分为 3 个阶段: 块状化阶段(I)、再结晶阶段(II)、熔断球化阶段(III), 如图 4 所示。

在加热温度较低, 保温时间较短的 I 阶段, 变

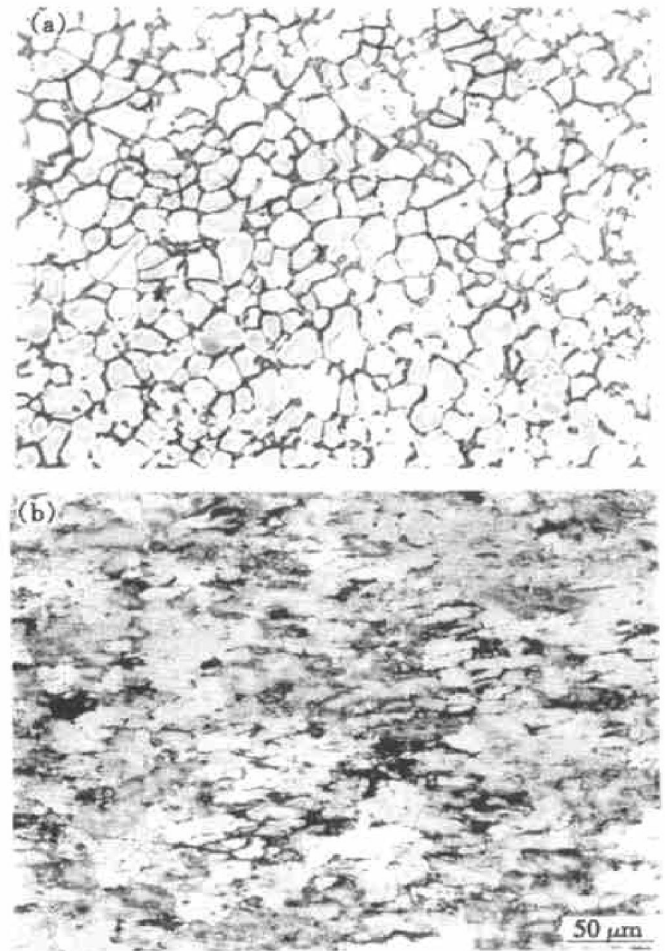


图 2 半固态坯料组织

Fig. 2 Microstructures of semisolid slab

(a) —Prior to deformation; (b) —After deformation

形后的合金组织位错密度较大, 使位错密度低的晶粒吞并位错密度高的晶粒, 使合金内整个体系向低能状态转化, 形成的大小不同的晶粒, 随保温时间的延长发生进一步吞并。界面生长的驱动力 Δp 为^[12]

$$\Delta p = 2\sigma/r \quad (1)$$

式中 σ 为晶粒界面表面张力, r 为晶粒曲率半径。从式(1)知晶粒是否长大主要看晶界曲率 r 的大小: 大晶粒 r 较大, Δp 较小, 因此稳定度大; 相反, 小晶粒 r 较小, Δp 较大, 稳定度小。因此, 大晶粒逐渐长大, 小晶粒逐渐消失, 结果使合金内部出现了大的块状晶。同时, 由于变形的不均匀性, 使晶粒生长的尺寸也不均匀, 如图 3(a) 所示。同时, 合金的成分发生均匀化。在该阶段析出的液相较少。

随着加热温度的升高与时间的延长, 即 II 阶段, 在晶粒的边界和缺陷处形成再结晶晶核, 形核机制主要是三晶粒相交处的界棱形核。临界形核半径为

$$r_c = 2\gamma/(\Delta G_V - \Delta G_E) < 0 \quad (2)$$

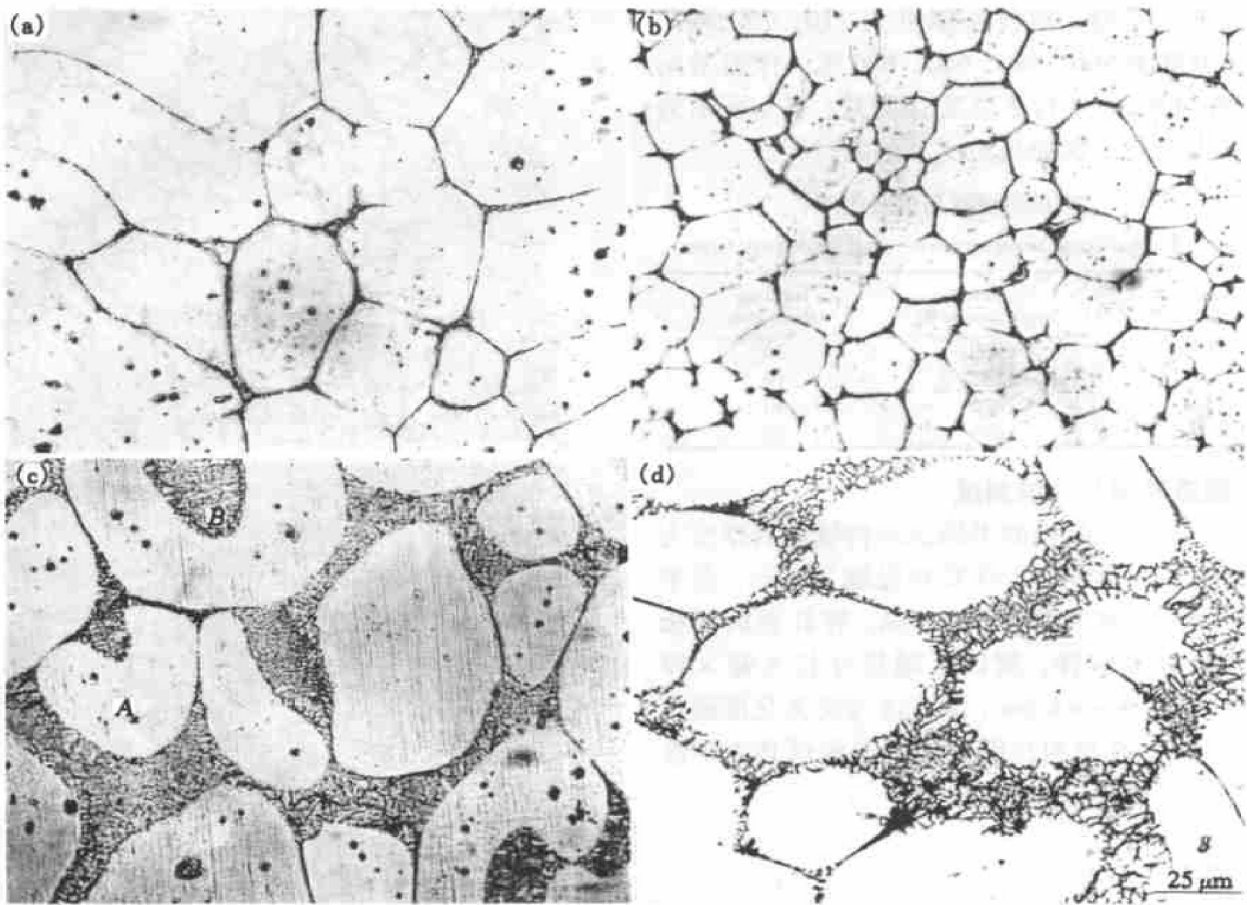


图 3 二次加热时合金组织演化

Fig. 3 Microstructure evolution during process of remelting A2017 semisolid alloy

(a) -560 °C, 10 min; (b) -580 °C, 10 min; (c) -600 °C, 40 min; (d) -620 °C, 10 min

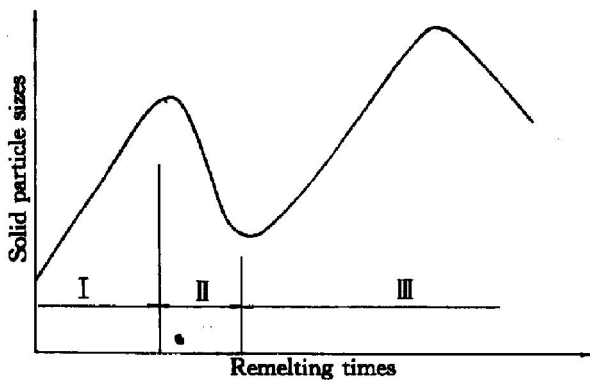


图 4 二次加热的 3 阶段

Fig. 4 Three steps of remelting process

式中 ΔG_V 与 ΔG_E 与分别为晶核形成时降低的体积自由焓与增加的弹性应变能, γ 为晶界的界面能。晶粒的再结晶使晶粒发生细化。由于此时析出的液相存在于晶粒的边界, 在表面张力的作用下, 晶粒收缩成球形, 如图 3(b) 所示。可将该过程概括为再结晶阶段。

随着温度的升高与保温时间的进一步延长, 液

相进一步析出, 并沿晶粒边界均匀分布。同时合金内部也会析出泪滴状的液相, 如图 3(c) 所示。由于温度较高, 溶质会发生快速扩散。根据 Witten 等提出的熔断模型, 液相中 Al 原子向固液界面扩散时更容易附着在枝晶凸出部位使该处长大(图 3(c) 中 A 处), 长大排出的 Zn 原子则容易聚集在晶界的凹谷使该处熔点降低, 加上凹谷处表面张力比其它部位大, 是不稳定的, 因此, 晶粒在此处发生熔断(图 3(c) 中 B 处), 由于同样的原因, 细晶将被熔化而粗晶将会长大, 在表面张力作用下在液体中晶粒收缩成球形, 如图 3(d) 所示。熔断过程能否进行取决于晶界稳定存在的能量判据^[4, 9]:

$$\Delta G = \Delta S (\sigma_{gb} - 2\sigma_{sl}) < 0 \tag{3}$$

式中 ΔG 为互相接触的晶粒能量的变化, ΔS 为界面面积, σ_{gb} 为晶界的界面能, σ_{sl} 为固液界面能。晶界是由于变形与再结晶所产生的晶界与缺陷存在而形成高能晶界。如果 $\sigma_{gb} - 2\sigma_{sl} > 0$, 即能量判据 $\Delta G > 0$, 意味着晶界是不稳定的, 晶界会发生熔断(图 3 中(d) C 处), 结果导致晶粒的分离, 分离开的

晶粒会在液相中收缩为球形。

从上述分析来看, 小热变形的存在使合金内部晶界间储存的能量较大, 成为晶界迁移的重要驱动力, 加快块状化过程的进程, 同时提高了再结晶形核率, 使再结晶后的合金组织细化。

另一方面, 小热变形产生了压扁晶粒(图 3(a)), 使晶粒残存界面能, 压扁的晶粒在二次加热过程中发生再结晶与熔断。从这个意义来讲, 小热变形促进了晶粒的熔断, 从而推动了晶粒熔断球化过程的进行。

2.3 小热变形 A2017 合金的半固态轧制与轧材的性能

由于小热变形 A2017 半固态合金在半固态温度范围内保温时合金组织演化为液、固相相间的组织, α 固相组织演变为球形。在半固态轧制时, 球形的 α 固相在液相中沿球形固相边界发生滑动, 这种滑动包括固相的平移与转动, 变形力主要是克服晶粒间液相的运动阻力与球形晶粒间的摩擦阻力。在这种变形机制下, α 固相可以不断调整自己的位置, 使得滑移变形更容易进行, 因此与传统固相轧制变形相比合金变形抗力低。表 2 列出半固态轧制与铸造坯常规轧制力的比较结果, 故而小热变形 A2017 半固态材料在二次加热后可以进行较大压变量的半固态轧制, 而且变形均匀, 不出现偏析、裂纹等成形缺陷。与此同时, 加热时熔断球化细化了合金组织, 变形后合金组织进一步发生细化, 如图 5 所示。根据传统的金属学理论, 细小均匀的 A2017 合金组织使合金的断裂强度得到了提高, 同时延伸性能得到改善。在材料拉伸实验机上测出轧材拉伸应力—应变曲线如图 6 所示, 其力学性能测试结果如表 3 所示, 与国标标准比较可知: 应用上述方法生产的 A2017 轧材的断裂强度提高了 75 MPa, 延伸率提高了 16%。

表 2 A2017 常规热轧与半固态轧制成形力比较

Table 2 Forming stress contrast of conventional hot rolling and semisolid rolling of A2017 alloy

Slab manufacturing	Forming process	Yield (or average) strength / MPa	Stress exponent at stable stage
Conventional casting	Hot forming	40	> 0
SRS process	Semisolid forming	30	< 0

3 结论

1) 小热变形的 A2017 半固态材料在二次加热

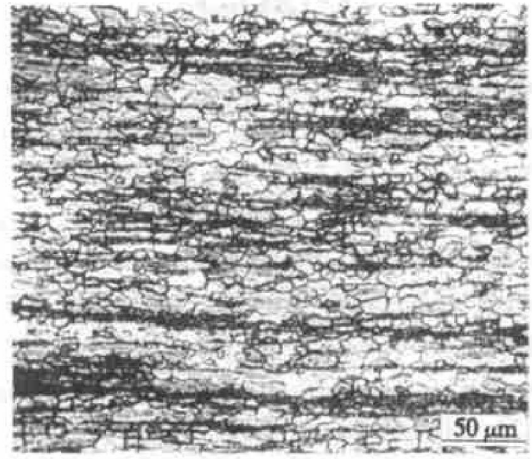


图 5 A2017 合金半固态轧制变形组织

Fig. 5 Microstructure of A2017 alloy after semisolid rolling

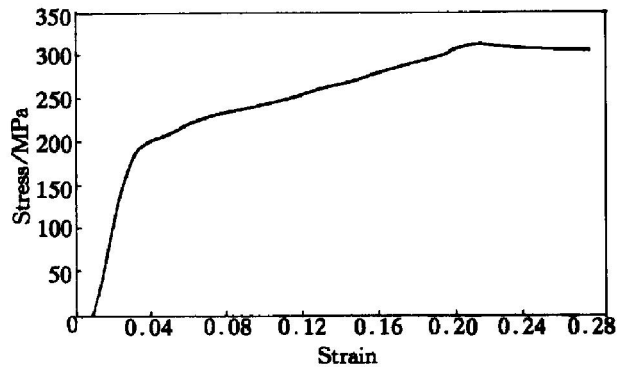


图 6 A2017 合金半固态轧材的应力—应变曲线

Fig. 6 Curve of stress vs strain of A2017 alloy after semisolid rolling

表 3 板材制品室温力学性能与 GB3193-82 规定的制品力学性能比较

Table 3 Some mechanical property contrast at room temperature between plate product and GB3193-82

Condition	Heat treatment state	Thickness/mm	Tensile strength σ_b /MPa	Elongation δ /%
GB3193-82	M	2.5~10.0	240	12
Semisolid rolling	M	6	315	28

后可以获得细小球形组织。

2) 加热温度提高与加热时间的延长使合金内部发生块状化、再结晶、熔断球化的演化过程。小热变形促进了细小晶粒的形成, 推动了合金熔断球化过程的转变。

3) 小热变形的 A2017 合金半固态轧制的成形力较常规轧制力低 10 MPa, A2017 半固态轧材断裂强度提高了 75 MPa, 延伸率提高了 16%。

[REFERENCES]

- [1] Flemming M C. Behavior of metal and alloys in the semi-solid state[J]. Metall Trans, 1991, 22: 957- 981.
- [2] MAO Wei-min, CUI Cheng-lin, ZHAO Ai-min, et al. Dynamical coarsening process of microstructures in non-dendritic AlSi₇Mg alloy remelted in semi-solid state[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(1): 25- 28.
- [3] Nakada M, Shiohara Y, Flemmings M C. Semi-solid processing of copper alloys for electric motor component [J]. ISIJ International, 1990, 30(1): 27- 33.
- [4] Kirkwood D H. Semisolid metal processing[J]. International Materials Reviews, 1994, 39: 173- 189.
- [5] Vives C. Elaboration of semisolid alloys by means of new electromagnetic rheocasting process [J]. Metal Trans, 1992, 21B(4): 189- 206.
- [6] Chayong S, Kapranos P, Atkinson H V. Semi-solid processing of aluminium 7075[A]. Proc 6th Conf on Semi-solid processing of alloys and composites[C]. Turin, Italy, 2000. 649- 654.
- [7] Hans J H. Semi-solid processing of alloys and composites [J]. Foundry Management & Technology, 1998, 9: 50.
- [8] Uhlmann D R, Seward III T P, Chalmers B. The effect of magnetic fields on the structure of metal alloy castings [J]. Trans Metall Soc AIME, 1998, 5: 1- 7.
- [9] 谢 辉, 许丽君, 袁中岳, 等. 预变形及液固两相区等温处理 ZA27 合金铸态组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(1): 47- 50.
- XIE Hui, XU Li-jun, YUAN Zhong-yue, et al. Effects of pre-deformation and isothermal treatment on structural granular transformation of as cast ZA27 alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(1): 47 - 50.
- [10] 管仁国, 陈彦博, 温景林. 单辊剪切/冷却工艺对 LY11 半固态合金组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(S1): 5- 8.
- GUAN Ren-guo, CHEN Yan-bo, WEN Jing-lin. Effects of processing factors on microstructure of semisolid LY11 alloy during single-roll shearing/cooling process [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(S1): 5- 8.
- [11] Kiuchi M, Sugiyama S. A new process to manufacture semi-solid alloys[J]. ISIJ International, 1995, 35(6): 790- 797.
- [12] 戚正风. 固态金属中的扩散与相变[M]. 北京: 机械工业出版社, 1998. 200- 214.
- QI Zheng-feng. Diffusion and Phase Transformation in Solid Metals [M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1998. 200- 214.

Microstructure of remelted A2017 semi-solid alloy with little hot deformation and its semi-solid rolling

GUAN Ren-guo, WEN Jing-lin, LIU Xiang-hua, CHEN Yan-bo

(School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

[**Abstract**] By using A2017 semi-solid material manufactured by Single-Roll Stirring(SRS) process, the microstructure evolution during the process of remelted A2017 semisolid alloy with little hot deformation was studied. Finer spherical microstructure was obtained after it was remelted to semi-solid temperature. Due to energies of dislocations and internal surface of microstructure and solute diffusion, A2017 alloy changes its microstructure, which includes three steps during heating process: conglomeration, recrystallization and spheroidization. Little deformation accelerates the process described as above. Because of good forming property of spherical structure, the crack strength of products obtained by semi-solid rolling process is improved by 75 MPa, and elongation is improved by 16% .

[**Key words**] semi-solid; Al base alloy; microstructure; properties

(编辑 彭超群)