

电磁铸造镁合金大规格板坯的宏观偏析与宏观组织

胡文义, 乐启焱, 刘 轩, 张志强, 宝 磊, 崔建忠

(东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 研究了不同铸造速度下截面尺寸为 300 mm×800 mm 的 AZ31 镁合金大规格板坯的宏观偏析及宏观组织。结果表明, 偏析区域出现在距离板坯表面 20~30 mm 范围内, 板坯心部偏析小。宏观组织可分为表面激冷区, 粗大柱状晶区和内部等轴晶区。低速铸造可减轻宏观偏析, 随铸造速度增加, 整体晶粒尺寸先增大后减小, 表面柱状晶区宽度减小。高速铸造时晶粒尺寸小, 但不均匀。合理的铸造速度为 32 mm/min。

关键词: 大规格镁合金板坯; 铸造速度; 宏观偏析; 宏观组织

中图分类号: TG146.2²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)09-2434-05

镁合金凭借多种优越性能在汽车、航空航天及 3C 产品等工业中有着广阔的商业前景^[1,2]。近年来, 随着镁合金应用领域的不断扩展, 市场对于镁合金板材的需求日趋旺盛^[3-9]。宽幅镁合金板材主要通过开坯轧制法生产, 因此获得质量合格的大规格镁合金板坯是保证板材质量的首要因素^[7]。半连续铸造是生产镁合金板坯的主要方式, 实际生产中主要通过调节工艺参数控制锭坯质量。对于大规格镁合金板坯, 其质量对工艺条件的变化更加敏感, 工艺条件不当时极易引起晶粒粗大、热裂、冷裂、缩孔和疏松等缺陷^[10,11]。

近年来, 国内外学者对镁合金的半连续铸造过程进行了大量的研究, 取得了一定成果。新的方法和技术不断地应用于生产过程中^[10,12-15]。通过大量的研究, 镁合金半连续铸造锭坯的质量不断提高。但是研究所针对的锭坯截面尺寸主要集中在 600 mm 以下的圆坯, 对于更大规格圆坯或板坯的研究尚处于起步阶段。本研究针对这一情况, 对截面尺寸为 300 mm×800 mm 的 AZ31 镁合金大规格板坯进行半连续铸造实验, 探究了铸造速度对板坯宏观偏析及宏观组织的影响规律。

1 实 验

实验所用材料为 AZ31 镁合金, 化学成分(质量分数, %)为: Al 2.5~3.5; Zn 0.6~1.4; Mn 0.2~1.0; Mg 余量。合金在电阻炉内熔炼, 熔炼温度为 700 °C, 经除气、扒渣、精炼后降至 680 °C, 静置后进行半连续铸造。实验中通过导流管将高温熔体导入分流槽中心,

然后熔体经分流槽出口流入结晶器内。待稳定后在结晶器上方安放保护罩, 防止熔体氧化和保护气散失。

本实验采用铝制内套结晶器, 电磁线圈置于结晶器水箱内部, 并由电源系统提供频率为 15 Hz, 强度为 175A 的交流电。实验过程中保持其他条件不变, 仅改变铸造速度。

板坯截面尺寸及形状如图 1 所示。图中黑色实线为元素分布测量和宏观组织观察的位置及方向, 位于截面上厚度及宽度方向的中心。

沿板坯横截面的边部至心部取样, 经水砂纸磨、机械抛光、腐蚀后进行宏观组织观察。腐蚀剂由苦味酸 3 g, 乙醇 50 mL, 蒸馏水 5 mL, 冰乙酸 2 mL 组成。通过体视显微镜拍摄宏观组织。采用化学分析的方法测定元素 Al、Zn 和 Mn 在铸锭横截面上的分布情况。由于铸态组织晶粒相对粗大, 故采用截线法测量平均晶粒尺寸。

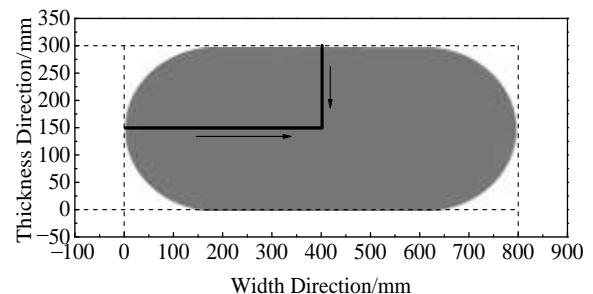


图 1 板坯形状示意图

Fig.1 Schematic of the slab section

收稿日期: 2015-09-19

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(“973”计划)(2013CB632203); 辽宁省自然科学基金(201202072, 2014028027); 辽宁省高等学校优秀人才支持计划(LJQ2012023); 中央高校基本科研业务费专项资金(N120509002)

作者简介: 胡文义, 男, 1987 年生, 博士生, 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83683312, E-mail: hwy017789@126.com

2 实验结果

2.1 铸造速度对宏观偏析的影响

不同铸造速度下元素在厚度方向和宽度方向上的分布规律如图 2 所示。从图 2 可以看出，铸造速度为 35 mm/min 时，距表面 30 mm 左右的范围内均出现严重的反偏析。继续向板坯内部，元素分布变得均匀，在接近中心处 Al 含量略有升高。宽向和厚向上的元素分布规律大致相同，但宽向上元素的反偏析比厚向剧烈。速度低于 35 mm/min 时，Al、Zn 元素在宽度方向上的边部略出现正偏析现象，厚度方向上元素分布均匀。铸造速度为 28 mm/min 时宽度方向上元素分布出现明显的波动。

2.2 铸造速度对宏观组织的影响

与铸造速度为 35 及 28 mm/min 时相比，速度为 30 mm/min 时并没有出现边部元素的剧烈偏析且整体元素分布相对均匀。但在宽向的边部，Al 元素含量略低。如图 3 所示，速度为 30 mm/min 时板坯表面产生冷隔。

不同铸造速度下板坯内部宏观组织变化规律如表 1、2 所示。可知，界面宏观组织可分为 3 个区域：表面激冷区、柱状晶区和靠近中心的等轴晶区。铸造速度不同，激冷区和柱状晶区的宽度发生变化，等轴晶区内的组织有小幅的变化，但比边部组织变化小而均



图 3 铸造速度为 30 mm/min 时板坯表面冷隔

Fig.3 Cold shut on the slab surface at the casting velocity of 30 mm/min

匀，且此区域内的宏观组织在不同铸造速度下的变化规律也不同。不同铸造速度下获得的整体晶粒尺寸不同，说明铸造速度对大规格板坯的晶粒尺寸有影响。

不同铸造速度下板坯内部平均晶粒尺寸变化规律如图 4a、4b 所示。由图可知，在所研究的范围内，铸造速度对板坯晶粒尺寸有明显影响。位置不同，速度对晶粒尺寸的影响规律也不同。根据不同铸造速度下平均晶粒尺寸的变化规律，在宽度方向上，铸造速度对晶粒尺寸的影响可分为 3 个区域，如图 4a 中 1、2 和 3 所示：1 边部区域，随铸造速度增大，晶粒尺寸先减小后增大，铸造速度为 30 mm/min 时达到最小值；2 距边部为 30~ 300 mm 的区域，随铸造速度增大，晶粒尺寸先增大后减小，速度为 30 mm/min 时达到最大值；3 中心区域，随铸造速度增大，晶粒尺寸先增大后减小再增大，呈现波动形式。在厚度方向上，依据相同的原则同样可划分为 3 个区域，如图 4b 中 1、2 和 3 所示，分别为边部区域、距边部为 30~110 mm 的区域和中心区域。其在不同铸造速度下的变化规律与宽度方向基本一致。

铸造速度对柱状晶区宽度的影响如图 5 所示。随着铸造速度的增加，AZ31 镁合金大规格板坯内部柱状晶区的宽度明显减小。

3 讨论与分析

当铸造速度为 35 mm/min 时（图 2a、2b），速度相对较高，锭坯表面接触二冷水时温度高，冷却强度大，枝晶形成后迅速收缩，高溶质浓度的液相沿着枝晶间通道背流而造成元素剧烈的反偏析。中心附近 Al 含量升高是由于高温熔体从分流槽侧孔中流出时直接到达铸锭半宽厚的 1/2 位置，此处连续受到高温熔体的冲刷致温度较高，而熔体回流到分流槽下方时温度已降低，此位置相对于铸锭半宽厚的 1/2 处是先凝固的；板坯横截面中心部位虽无熔体的直接流入，但由于高温熔体浇到分流槽中心，热量透过分流槽不锈钢壁传到此处，使得此处温度较高，凝固较晚；因此心

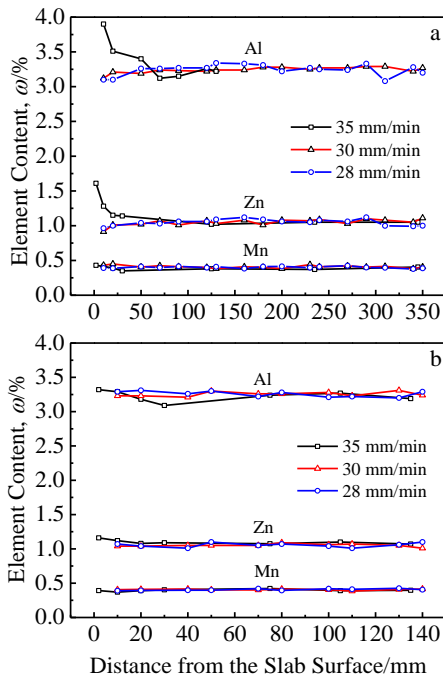


图 2 铸造速度对元素分布的影响

Fig.2 Effect of casting velocities on element distribution:

(a) width direction and (b) thickness direction

表 1 板坯宽度方向宏观组织

Table 1 Macrostructures of the slab in width direction

Casting velocity/ mm min ⁻¹	Distance from the slab surface/mm			
	0~30	110~140	220~250	330~360
35				
32				
30				
28				

表 2 板坯厚度方向宏观组织

Table 2 Macrostructures of the slab in thickness direction

Casting velocity/ mm min ⁻¹	Distance from the slab surface/mm			
	0~30	30~60	60~90	120~150
35				
32				
30				
28				

部铝元素含量有一定程度的降低。宽向的元素偏析比厚向剧烈，是由于两处的冷却强度不同造成的。形状因素使得冷却强度在宽向更大，在铸造板坯时，这是一个普遍的现象，可通过调节冷却水流量和铸造速度来控制。

铸造速度降低到 30 mm/min 后（图 2a、2b），熔体流动速度下降，而熔体在结晶器中的冷却强度相同，造成低速铸造时，一部分熔体在接触结晶器内壁之前即凝固而隆起。同时，不断从分流槽中流出的熔体先越过已凝固部分，再接触结晶器内壁并凝固，故呈现出边部后凝固而接近边部的位置先凝固，形成冷隔（图 3）。反映到元素分布上则呈现出接近边部的位置元素含量高的现象。铸造速度为 28 mm/min 时，由于熔体

在结晶器内的停留时间继续延长，分流及冷却的不均匀性凸显，水平截面上不同位置凝固的先后顺序发生变化，导致元素分布不均匀。

根据不同铸造速度条件下的元素分布图（图 2），可知在铸造速度降低的初期，元素的分布变得均匀。铸造速度为 30 mm/min 时，元素分布已经较均匀，偏析程度小。边部元素偏析的范围随速度的降低而变窄，铸造速度为 35 mm/min 时，宽度大约为 30 mm，而铸造速度为 30 mm/min 时，宽度大约为 20 mm，这一趋势对于后续的加工是有利的。但当铸造速度继续下降到 28 mm/min 时，元素在宽度方向和厚度方向上的分布再次变得不均匀。适当降低铸造速度，熔体接受一次冷却的时间延长，使得铸锭内温度梯度减小，凝固

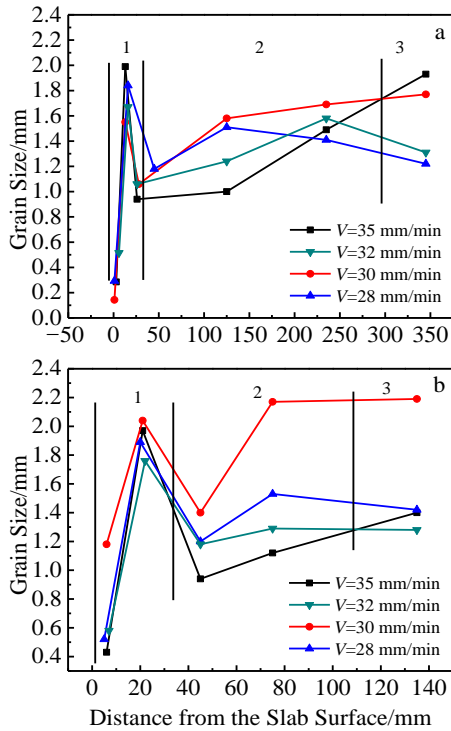


图 4 晶粒尺寸分布

Fig.4 Distribution of the grain size: (a) width direction and (b) thickness direction

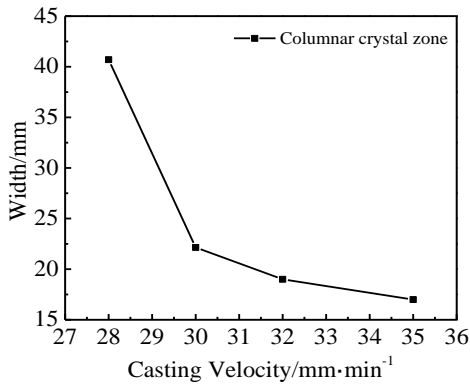


图 5 不同铸造速度下的柱状晶区宽度

Fig.5 Range of columnar crystal zone at different casting velocities

均匀，偏析程度减小；而过低的铸造速度反而会凸显出一冷不同位置的冷却差别。根据以上分析，对于 300 mm×800 mm 的板坯来说，铸造速度应选 30 mm/min 左右。

由图 4 可知，整体晶粒尺寸的变化趋势明显：随着铸造速度的增加，晶粒尺寸先增大后减小。当铸造速度为 30 mm/min 时，晶粒尺寸达到最大值；在铸造速度为 35 mm/min 时，晶粒尺寸达到最小值，但是晶粒尺寸明显不均。综上所述，32 mm/min 为本研究范

围内合适的铸造速度。

柱状晶区宽度的变化源于铸造速度与温度梯度的关系（图 5）。随着铸造速度的增加，一次冷却时间变短，出结晶器时板坯表面温度高，二次冷却强度增加。因此板坯近表层区域形成较大的过冷度，过冷形核机制加强，均匀的等轴晶增加，柱状晶宽度减小。

4 结 论

1) 距离 AZ31 镁合金板坯表面 20~30 mm 范围内存在一层明显的偏析区，板坯中心部位偏析小。适当降低铸造速度(由 35 mm/min 减小到 30 mm/min)，宏观偏析程度减轻；铸造速度过低（28 mm/min），元素分布不均匀。

2) AZ31 镁合金板坯的宏观组织存在 3 个区域：表面激冷区，粗大的柱状晶区和内部等轴晶区。随铸造速度增加，铸锭整体晶粒尺寸先增大后减小，柱状晶区宽度明显减小；铸造速度为 35 mm/min 时晶粒最小，但晶粒不均匀程度增加。铸造速度为 32 mm/min 时晶粒较细且均匀，为合理的铸造速度。

参考文献 References

[1] Xu Guangming(许光明), Li Jintao(李金涛), Cui Jianzhong(崔建忠). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2195

[2] Alan A Luo. *J Magnes Alloy*[J], 2013, 1(1): 2

[3] Mordike B L, Ebert T. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 302(1): 37

[4] Cao Xiaoqing(曹晓卿), Liu Yi(刘毅), Wang Jingwei(王敬伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 550

[5] Wang Lingyun(汪凌云), Huang Guangjie(黄光杰), Chen Lin(陈林) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 910

[6] Liu Huaqiang(刘华强), Tang Di(唐荻), Hu Shuiping(胡水平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(7): 1372

[7] Xu C, Xu S W, Zheng M Y et al. *J Alloy Compd.*[J], 2012, 524(25): 46

[8] Li Xinlei(李新雷), Hao Qitang(郝启堂), Jie Wanqi(介万奇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 703

[9] Bettles C, Barnett M. *Advances in Wrought Magnesium Alloys* [M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012: 3

[10] Hu Wenyi, Le Qichi, Zhang Zhiqiang et al. *J Magnes Alloy* [J], 2013, 1(1): 88

[11] Zhang Zhiqiang(张志强), Le Qichi(乐启焱), Cui Jianzhong

- (崔建忠). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(8): 1467
- [12] Chris Davies, Matthew Barnett. *JOM*[J], 2004, 56(5): 22
- [13] Flemings M C. *Metall Trans*[J], 1991, B22(6): 269
- [14] Le Q C, Ou P, Wu Y D. *Acta Metall Sin*[J], 2002, 38(2): 219
- [15] Li D N, Luo J R, Wu S S. *J Mater Process Technol*[J], 2002, 129: 431

Macrosegregation and Macrostructure of Large Scale Magnesium Slab by LFEC Process

Hu Wenyi, Le Qichi, Liu Xuan, Zhang Zhiqiang, Bao Lei, Cui Jianzhong

(Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: The low frequency electromagnetic casting (LFEC) process was used to cast the large scale AZ31 magnesium slabs with the cross section of 300 mm×800 mm, and the macrostructure and macrosegregation were investigated at different casting velocities. The result shows that the segregation is slight in the centre of the slab and becomes serious in the region about 20~30 mm from the slab surface. There exist three zones in the AZ31 magnesium alloy slab, i.e. a surface chill zone, a columnar crystal zone, an internal equiaxed crystal zone. The low velocity casting can weaken the macrosegregation. With the casting velocity increasing, the size of grains increases first and then decreases, the width of columnar crystal zone decreases drastically as well as the macrosegregation. At high casting velocity, the grain size is finer, but more uneven. Thus, the appropriate casting velocity in this process is 32 mm/min.

Key words: large scale magnesium slab; casting velocity; macrosegregation; macrostructure

Corresponding author: Le Qichi, Professor, Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83683312, E-mail: qichil@mail.neu.edu.cn