



冷却速率对 Al-5Zr 中间合金凝固组织的影响

朱庆丰^{1,2}, 李 飞^{1,3}, 王 嘉^{1,2}, 王庆海^{1,2}, 王文静^{1,2}, 崔建忠^{1,2}

- (1. 东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110004;
2. 东北大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110004;
3. 辽宁石油化工大学 机械工程学院, 抚顺 113001)

摘 要: 研究冷却速率对 Al-5Zr 中间合金中 Al_3Zr 相尺寸形貌的影响, 并分析冷却速率对 Al_3Zr 相形核与长大速率的影响。结果表明: 随冷却速率由耐火模的 $2.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ 提高到铜模的 $45.6\text{ }^\circ\text{C/s}$, 初生 Al_3Zr 相由粗大板条状转变成细小的片层状。当冷却速率分别为 2.0 、 29.3 和 $45.6\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, 试样中初生 Al_3Zr 相长轴平均长度分别为 215 、 175 和 $45\text{ }\mu\text{m}$, 对应最大尺寸 Al_3Zr 相的长轴长大速率分别为 5.4 、 53.2 和 $38.4\text{ }\mu\text{m/s}$, 试样中形核数量分别为 23 、 54 和 309 mm^{-2} 。

关键词: Al-Zr 中间合金; 冷却速率; 凝固组织; 形核

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Zr 元素是很多高性能铝合金中必不可少的微量元素。作为向铝合金添加 Zr 元素的重要载体, Al-Zr 中间合金的优劣直接关系含 Zr 高性能铝合金的综合性能^[1-3]。Al-Zr 中间合金中 Al_3Zr 相的形貌、尺寸以及分布会通过遗传效应影响铝合金制品的最终性能^[4-5]。因此, 高质量 Al-Zr 中间合金的制备是提高含 Zr 铝合金质量的关键技术之一。由 Al-Zr 二元相图可知, Al-Zr 中间合金在凝固过程中属包晶反应, 液相线温度随着 Zr 元素含量的增加迅速增加, 凝固过程 Al_3Zr 相在液相线温度以下开始形成, 其形状、尺寸受浇铸温度、冷却速率等凝固条件影响较大^[6-16]。BRODOVA 等^[14]研究了冷却速率(200 和 $2000\text{ }^\circ\text{C/s}$)对 Al-1.5%Zr 中间合金组织的影响, 发现当冷却速率较慢时形成稳态的粗大针状 Al_3Zr 相(DO_{23}), 当冷却速率快时形成微米块状和蔷薇状亚稳态的 Al_3Zr 相。ZHAO 等^[17]在研究利用熔盐反应法制备的铝基复合材料凝固时发现浇注温度对 Al_3Zr 相形貌有较大影响, 随着温度升高, Al_3Zr 相形貌由球状、块状逐渐演化成纤维状。

采用不同工艺制备 Al-Zr 中间合金的过程中, Al-Zr 熔体在两相区所形成的 Al_3Zr 相的形貌不同, 这些在浇铸前熔体中形成的 Al_3Zr 相会直接影响铸态组

织中的 Al_3Zr 相形貌与分布。之前的相关研究^[17]并未对浇铸温度是否在两相区、以及该温度下熔体中 Al_3Zr 相的形成过程进行重点关注。这导致一些特殊形貌 Al_3Zr 相的成因难以解释清楚。为了探索不同形貌 Al_3Zr 相的成因, 作者对 Al-Zr 中间合金制备过程中的熔炼、铸造条件展开了较为系统的研究。本文作者重点关注液相线温度以上浇铸时冷却速率对 Al-5%Zr 中间合金中 Al_3Zr 相形貌、尺寸及数量的影响, 进而分析冷却速率对 Al_3Zr 相形核、长大规律的影响。

1 实验

实验用合金为熔盐反应法制备的 Al-5Zr 中间合金, 其合金成分如表 1 所列。将一定质量(2 kg)的中间合金置于中频感应炉内的石墨坩埚中进行熔化, 中间合金熔化后用热电偶监测铝合金熔体的温度, 待铝合金熔体温度升至 $1260\text{ }^\circ\text{C}$ (合金液相线温度之上)并保温 5 min 后, 用石墨棒对熔体进行充分的搅拌, 搅拌后用涂有氮化硼涂料的不锈钢勺子将铝液舀出, 浇铸到 3 种冷却速率的铸造模中。

3 种铸模的材质分别为紫铜、高纯石墨和耐火材

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51204053, 51374067); 中央高校基本科研项目(N130409005, N130709001, N130209001); 辽宁省自然科学基金资助项目(2015022003)

收稿日期: 2015-12-28; **修订日期:** 2016-08-04

通信作者: 朱庆丰, 副教授, 博士; 电话: 024-83685967; E-mail: zhuqingfeng@epm.neu.edu.cn

表 1 Al-5Zr 中间合金的合金成分

Table 1 Chemical composition of Al-5Zr master alloy (mass fraction, %)

Si	Fe	Zr	Al
0.061	0.062	4.76	Bal.

料。3 种铸模的形状尺寸基本一致, 如图 1 所示, 其型腔顶部直径为 35 mm, 底部直径 30 mm, 高 50 mm。为了测量不同铸模的冷却速率, 浇铸过程中用 HIOKI 公司生产的 16 通道测温仪进行测温, 测温偶放置的位置如图 1 所示, 测温点在距离下表面 15 mm 左右的铸锭中心处, 测温过程中设定采集数据间隔为 0.01 s。

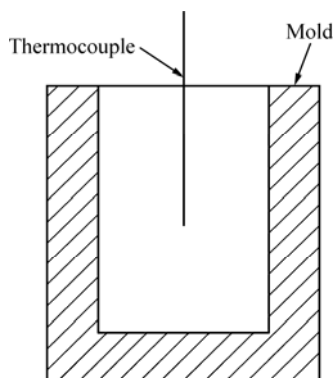


图 1 铸模示意图

Fig. 1 Schematic diagram of casting mold

取所制备的合金试样沿中轴线剖开, 经磨光后, 将其放入 10%NaOH(质量分数)水溶液腐蚀 5 min, 再用 25% HNO_3 (质量分数)清洗试样表面, 然后观察其宏观组织形貌。微观组织分析在距离底部 15 mm 处取样, 经 240~3000 号的砂纸磨光后, 进行精抛, 分别用 SSX-550 型扫描电镜和光学显微镜进行观察, 并借助 Image-Pro Plus 图像分析软件详细分析不同试样中 Al_3Zr 相形貌、尺寸及数量, 并结合测温结果计算不同冷却速率下初生 Al_3Zr 相的形核率即长大速率。

2 结果与分析

2.1 不同铸模的冷却曲线

Al-Zr 合金熔体在不同铸模中凝固过程中的冷却曲线如图 2 所示。由图 2 可以看出, 1260 $^{\circ}\text{C}$ 浇铸时, 3 种铸模中铝液的温度均迅速降低; 当温度降至 660 $^{\circ}\text{C}$ 附近时, 出现了一个恒温平台, 结合相图可知这个平台为固相线温度。局部放大图还可以发现耐火模的冷却曲线在 1075 $^{\circ}\text{C}$ 附近有一个拐点, 结合相图可知此拐

点应为此合金的液相线温度。由于石墨模及铜模的冷却曲线开始采集到的温度低于 1075 $^{\circ}\text{C}$, 故在相应的冷却曲线中未发现该合金液相线的拐点。对比 3 种铸模的冷却曲线可以看出, 在 Al_3Zr 相形成的温度区间(两相区)内, 3 种铸模的冷却速率明显不同, 其中耐火模的冷却速率最慢, 约为 2.0 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; 铜模的冷却速率最快, 约为 45.6 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$; 石墨模的冷却速率居中, 约为 29.3 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

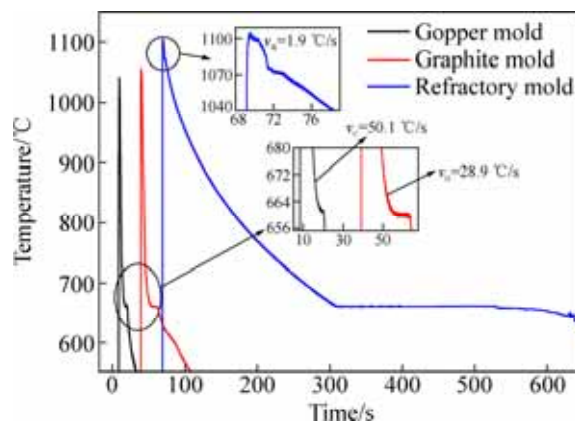


图 2 不同铸模的冷却曲线

Fig. 2 Time-temperature curves of different molds

2.2 Al-5Zr 中间合金的宏观微观形貌

3 种不同铸模中凝固的 Al-5Zr 中间合金的宏观形貌如图 3 所示, 其中图 3(a)、(b)、(c)所示分别为耐火模、石墨模以及铜模凝固试样竖直纵截面的宏观形貌, 可以看出 3 种凝固条件下获得的铸锭的宏观形貌存在明显的差异。耐火模凝固试样上表面与模壁接触处几乎呈直角, 无明显的缩孔, 而在侧面距离上端约 1 cm 附近出现了一个明显的“缩径”, 这表明此处是试样最后凝固的位置, 耐火模试样纵截面上存在大量尺寸较大的圆形气孔, 这些气孔的平均直径在 0.8 mm 左右, 在基体中还分布着大量长条状黑色初生相, 在“缩颈”处试样的内部黑色初生相与气孔数量均较少(见图 3(a))。石墨模试样的上表面与模壁接触处呈圆角, 试样中部距离上表面附近存在一个有较多大尺寸气孔聚集区, 试样中其他区域存在着大量分布均匀的圆形气孔, 这些气孔的尺寸明显较耐火模试样的小, 而气孔的数量明显较耐火模试样的多, 基体中的黑色相的大小已难以通过肉眼辨别。铜模凝固试样的外形与石墨模试样相似, 但在上表面上有一个比较明显的缩孔, 试样纵截面上分布着大量均匀细小的气孔, 基体中的初生相无法用肉眼辨别。

不同试样测温点位置附近(对应图 3 中虚线框处)的 SEM 像如图 4 所示。由图 4 可以看出, 3 种铸模凝

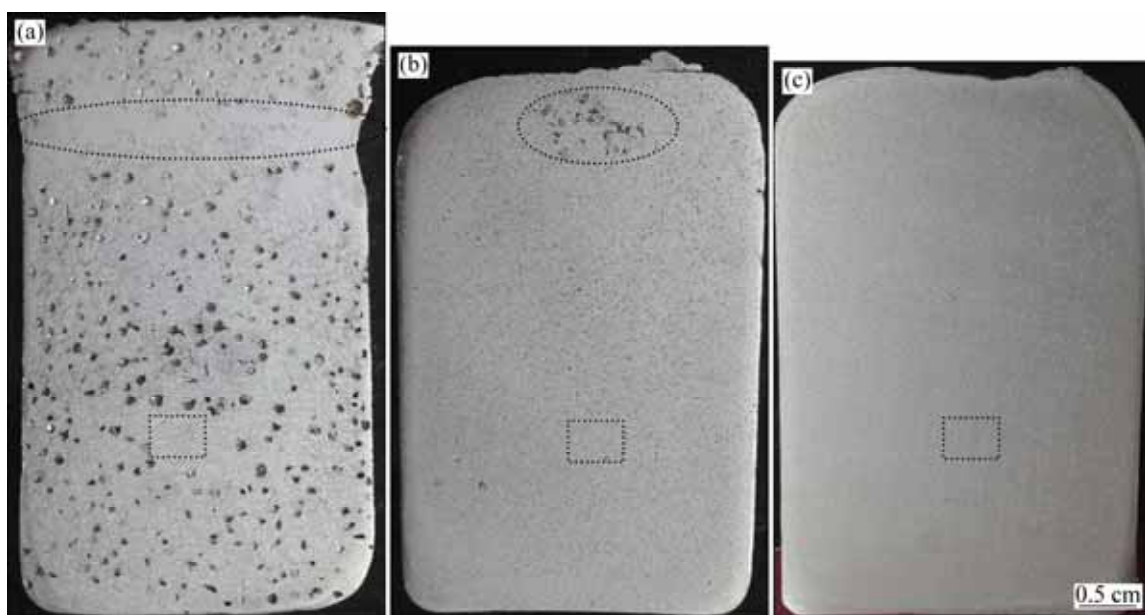


图 3 不同冷却速率铸造模条件下 Al-5Zr 中间合金宏观凝固形貌

Fig. 3 Macrostructures of Al-5Zr master alloy in molds with different cooling rates: (a) Refractory mold; (b) Graphit mold; (c) Copper mold

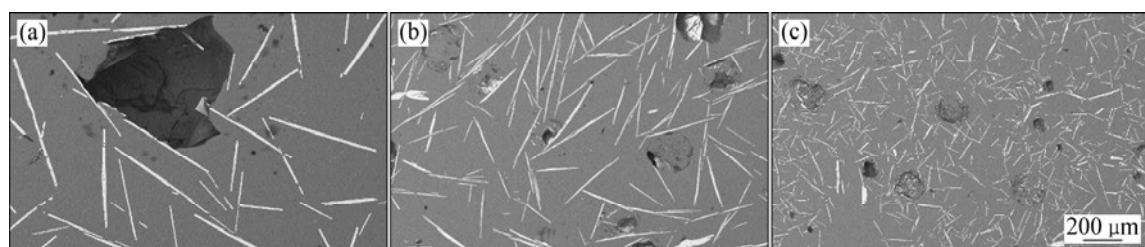


图 4 不同冷却速率铸造模条件下试样的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of Al-5Zr master alloy with different cooling rates: (a) Refractory mold; (b) Graphit mold; (c) Copper mold

固试样内均有大量白色的条状相, 但不同试样中的相的尺寸明显不同。耐火模试样中的白色相尺寸最为粗大, 长度可达 600~700 μm (见图 4(a)); 石墨模试样中白色相的尺寸较耐火模的明显减小(见图 4(b)), 其长度多为 200~300 μm ; 铜模冷却条件下, 试样中白色相的尺寸最小, 长度均在 200 μm 以下(见图 4(c))。

对图 4 中各试样的白色的相进行能谱分析, 发现其均为含 Zr 相, 典型能谱分析结果如图 5 所示, 分析结果还表明白色相的 Zr 与 Al 的摩尔比约为 1:3, 可以确定这些白色条状相为 Al_3Zr 相。

为了分析冷却速率对这些 Al_3Zr 相的尺寸分布的影响, 用光学显微镜对试样进行了观察, 其典型显微组织如图 6(a)、(c)、(e)所示。

在光学显微镜下 Al_3Zr 相呈暗灰色, Al_3Zr 相的尺寸分布情况与扫描电镜下的相近。用图像分析软件对图像进行分析统计, 得出 Al_3Zr 长度分布及其拟合曲

线如图 6(b)、(d)、(f)所示。冷却速率为 2.0 $^{\circ}\text{C/s}$ 的试样中, 最大 Al_3Zr 相的长轴的长度大于 1000 μm , 长轴平均长度为 215 μm (见图 6(b))。冷却速率为 29.3 $^{\circ}\text{C/s}$

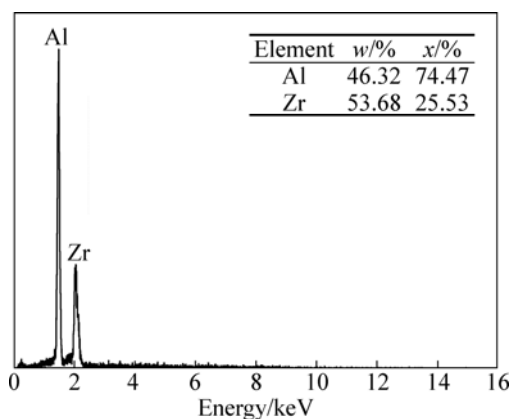


图 5 图 4 中典型白色相的能谱分析

Fig. 5 EDS spectrum of white phase shown in Fig. 4(a)

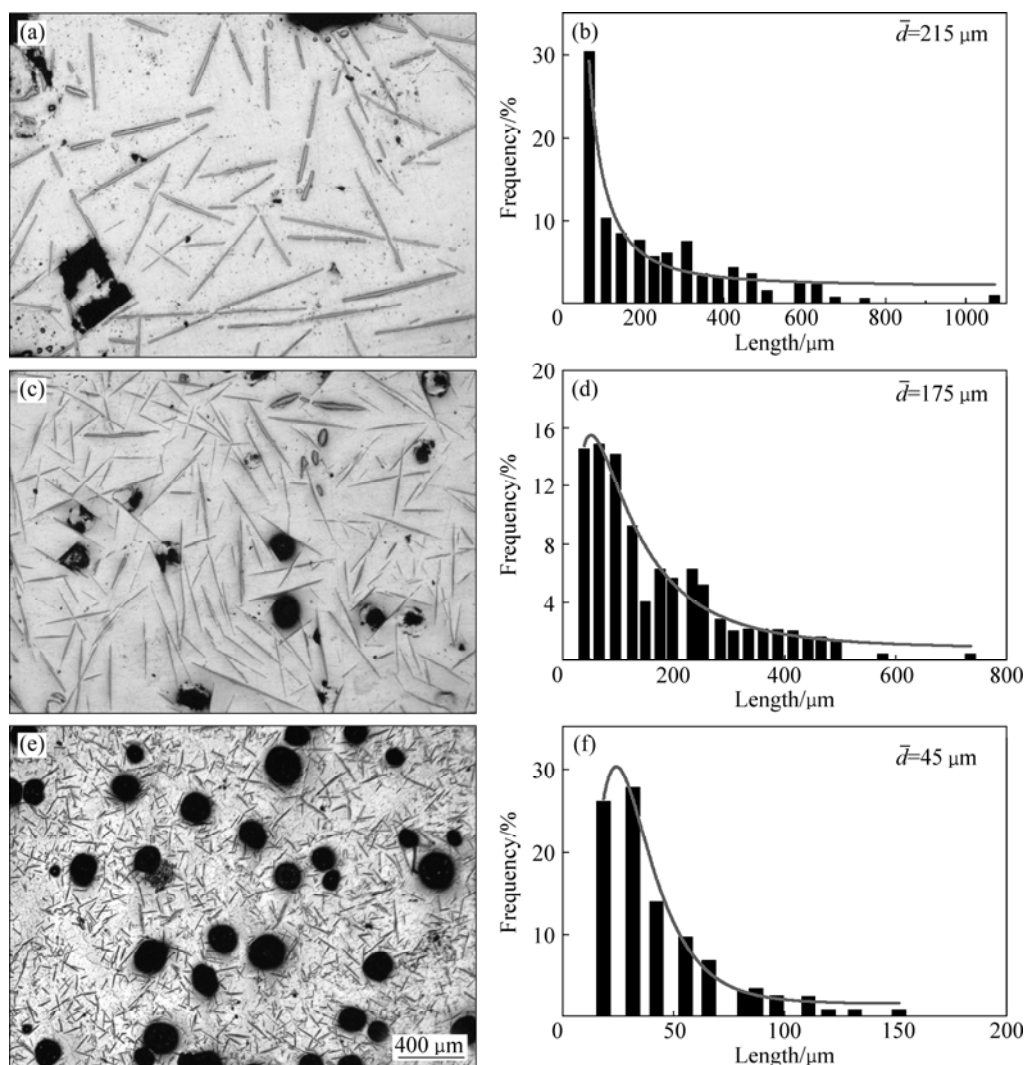


图 6 不同铸模的 Al-5Zr 合金中初生 Al_3Zr 相显微组织及其长轴的尺寸分布

Fig. 6 Microstructures and distribution of Al_3Zr along length direction in Al-5Zr master alloy solidified in different molds: (a) Refractory mold; (b) Length distribution of Al_3Zr in sample solidified in refractory mold; (c) Graphite mold; (d) Length distribution of Al_3Zr in sample solidified in graphite mold; (e) Copper mold; (f) Length distribution of Al_3Zr in sample solidified in copper mold

的试样中, 最大 Al_3Zr 相的长轴长度小于 $800\ \mu\text{m}$, 长轴平均长度为 $175\ \mu\text{m}$ (见图 6(d))。在冷却速率为 $45.6\ ^\circ\text{C/s}$ 的样品中, 最大 Al_3Zr 相长轴长度小于 $160\ \mu\text{m}$, 长轴平均长度为 $45\ \mu\text{m}$ 。随着冷却速率的增大, 相对出现频率高的初生 Al_3Zr 相尺寸逐渐减小, 其高频率初生相长轴方向上的尺寸分别为 $76\ \mu\text{m}$ (40.8%)、 $54\ \mu\text{m}$ (43.7%)、 $28\ \mu\text{m}$ (68.1%)。可见, 随着冷却速率的增加初生 Al_3Zr 相尺寸趋向于均匀一致。分析结果还表明 3 种试样中 Al_3Zr 相总面积分数均为 12% 左右, 这表明 3 种冷却速率并未明显影响 Al_3Zr 相的总量。

2.3 不同冷却速率下 Al_3Zr 相的形核与长大

利用图像分析软件统计不同凝固条件下单位面积

内 Al_3Zr 相的个数, 并计算单位面积内 Al_3Zr 相的形核数量。根据测温曲线, 计算熔体在两相区的停留时间。并假定试样中最大尺寸的 Al_3Zr 相在液相线温度开始行形核, 固相线温度停止生长, 则可根据观测到最长 Al_3Zr 相尺寸计算 Al_3Zr 相长轴的长大速率。计算得出单位面积内 Al_3Zr 相的数量、最大 Al_3Zr 相长轴的长大速率如表 2 所列。可以看出不同冷却速率条件下, Al-5Zr 合金熔体在两相区的停留时间明显不同, 铜模条件下 Al-5Zr 合金熔体由 $1075\ ^\circ\text{C}$ 降至 $660\ ^\circ\text{C}$ 用时约为 $9.1\ \text{s}$, 再根据测得铜模试样中最大 Al_3Zr 相的尺寸, 可计算出其长轴方向的长大速率约为 $38.4\ \mu\text{m/s}$; 用同样的计算方法, 石墨模试样中最大 Al_3Zr 相长轴方向的长大速率约为 $53.1\ \mu\text{m/s}$; 耐火模试样中

最大 Al_3Zr 相长轴方向的长大速率约为 $5.4 \mu\text{m/s}$ 。可见, 最大尺寸 Al_3Zr 相长轴的生长速率随冷却速率的增加先升高再降低。同时还可以看出, 单位面积内的形核数量随冷却速率的增加而增加, 由耐火模冷却速率为 $2.0 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的 23 个/ mm^2 , 增至铜模(冷却速率为 $45.6 \text{ }^\circ\text{C/s}$)的 309 个/ mm^2 。

表 2 不同冷却速率下试样中的单位面积内 Al_3Zr 相形核数量与长大速率

Table 2 Nucleation rate and growth rate of Al_3Zr phase during solidification in different cooling rates

Colling rate/ ($^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	Holding time in two phase region/s	Long axis length of largest $\text{Al}_3\text{Zr}/\mu\text{m}$	Nucleus number/ mm^{-2}	Growth rate along long axis/ ($\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)
45.6	9.1	349.8	309	38.4
29.3	14.2	754.2	54	53.2
2.0	211.7	1142.5	23	5.4

3 分析与讨论

由 Al-Zr 二元相图可知, Al-5Zr 合金的凝固过程是典型的包晶反应过程, 测温结果表明, 其液相线温度约为 $1075 \text{ }^\circ\text{C}$, 其固相线温度约为 $660 \text{ }^\circ\text{C}$ 。在高于液相线温度的 $1260 \text{ }^\circ\text{C}$ 浇铸时, Zr 元素完全溶于铝熔体, 故此本实验观察到的 Al_3Zr 相是在凝固过程产生的, 其形成是一个形核长大过程, Al_3Zr 相在液相线温度之下开始形核, 并长大, 当温度达到固相线温度后 Al_3Zr 停止生长。本实验中利用不同铸模实现了对凝固过程中冷却速率的改变, 冷却速率影响了 Al_3Zr 相形核、长大速率以及熔体在两相区的停留时间, 进而影响了最终获得的 Al_3Zr 相的尺寸。

耐火模中凝固时, 冷却速率低、形核数量少 (23 mm^{-2})、生长速率慢(长轴生长速率约为 $5.4 \mu\text{m/s}$)、熔体在两相区的停留时间长, 这为 Al_3Zr 相的生长提供了充足的时间, Al_3Zr 相经过长时间缓慢生长形成了粗大的板条状形貌。在石墨模中凝固时, 冷却速率得到提高, 形核数量和生长速率均增加, 此时尽管 Al_3Zr 相的长大速率增加很多, 但熔体在两相区的停留时间变短, Al_3Zr 的生长时间有限, 试样中形成 Al_3Zr 相的尺寸减小。在铜模中凝固时, 冷却速率进一步提高, Al_3Zr 相形核数量显著增加, Al_3Zr 相会因与相毗邻 Al_3Zr 相“接触”而终止生长, 因此, 铜模试样(冷却速率为 $45.6 \text{ }^\circ\text{C/s}$) Al_3Zr 相的长大速率反而

较石墨模试样(冷却速率为 $29.3 \text{ }^\circ\text{C/s}$) Al_3Zr 相的长大速率低; 此时形核数量的多与少是影响 Al_3Zr 相尺寸的主要因素。

由于本实验中 Al-5Zr 合金熔炼温度高, 熔炼过程中容易吸气, 因此在凝固过程中气体会从熔体中析出, 其形成过程也是一个形核长大的过程, 其受冷却速率影响与 Al_3Zr 相相似, 因此, 在不同的铸锭中呈现出了不同尺寸的孔洞。

4 结论

1) 随着冷却速率由耐火模的 $2.0 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 提高到铜模的 $45.6 \text{ }^\circ\text{C/s}$, Al_3Zr 相由粗大的板条状向细小的片层状转变。冷却速率分别为 2.0 、 29.3 和 $45.6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, Al_3Zr 相长轴平均长度为分别为 215 、 175 和 $45 \mu\text{m}$, 其高频率初生相长轴方向上的尺寸分别为 $76 \mu\text{m}(40.8\%)$ 、 $54 \mu\text{m}(43.7\%)$ 、 $28 \mu\text{m}(68.1\%)$ 。

2) 随着凝固过程中 Al-5Zr 中间合金中两相区冷却速率的增加, 初生 Al_3Zr 相单位面积内的形核数量不断增加; 当冷却速率分别为 2.0 、 29.3 和 $45.6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, 对应的单位面积内 Al_3Zr 相的形核数量分别为 23 、 54 、 309 mm^{-2} 。

3) 随着凝固过程中 Al-5Zr 中间合金中两相区冷却速率的增加, 最大尺寸初生 Al_3Zr 相的长大速率先升高后降低, 冷却速率分别为 2.0 、 29.3 和 $45.6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的试样内最大尺寸 Al_3Zr 相长轴的长大速率分别为 5.4 、 53.2 和 $38.4 \mu\text{m/s}$ 。

REFERENCES

- [1] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙, 陆 政. 含锆超高强铝合金的研究及发展概况[J]. 材料导报, 2012, 6(5): 8-10.
XIE You-hua, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long, LU Zheng. Research and development of ultra-high strength aluminum alloy containing Zirconium[J]. Materials Review, 2002, 16(5): 8-10.
- [2] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙, 陆 政. 锆元素在铝合金中的应用[J]. 航空材料学报. 2002, 22(4): 56-61.
XI You-hua, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long, LU Zheng. Research and development of ultra-high strength aluminum alloy containing zirconium[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(4): 56-61.
- [3] 张映新. Al-Ti 和 Al-Zr 中间合金组织遗传性对铝合金铸造组织的影响[J]. 轻合金加工技术, 1998, 26(11): 11-13.
ZHANG Ying-xin. Effect of structures heredities of Al-Ti and Al-Zr master alloys on casting structures of aluminum alloys[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 1998, 26(11): 11-13.

- [4] 余爱武, 杨成刚, 刘奋成. Ti、Zr 对纯铝微观组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(8): 1964–1969.
YU Ai-wu, YANG Cheng-gang, LIU Fen-cheng. Effects of Ti, Zr on the microstructure and mechanical properties of pure aluminum[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(8): 1964–1969.
- [5] SEYED E S H, EMAMY M, POURKIA N. The microstructure, hardness and tensile properties of a new super high strength aluminum alloy with Zr addition[J]. Materials & Design, 2010, 31(9): 4450–4460.
- [6] 汪小燕, 赵玉涛, 陈刚, 程晓农, 张红杰, 章照. Al-K2ZrF 体系熔体反应法合成复合材料的微观组织和力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(2): 259–263.
WANG Xiao-yan, ZHAO Yu-tao, CHEN Gang, CHENG Xiao-nong, ZHANG Hong-jie, ZHANG Zhao. Rare microstructure and mechanical properties of composites synthesized by direct melt reaction in the Al-K2ZrF6 system[J]. Metal Materials and Engineering, 2007, 36(2): 259–263.
- [7] OHASHI T, ICHIKAWA R. A new metastable phase in rapidly solidified Al-Zr alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1972, 22(6): 2300–2302.
- [8] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Nucleation and precipitation strengthening in dilute Al-Ti and Al-Zr alloys[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2007, 38(10): 2552–2563.
- [9] HORI S, SAJI S, TAKEHARA A. Structure of rapidly solidified aluminum-zirconium alloys and its thermal stability[C]//4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, Sendai, Japan, 1981: 1545–1548.
- [10] OHASHI T, DAI L, FUKATSU N, MIWA K. Precipitation of quasicrystalline phase in rapidly solidified Al-Mn-Zr alloys[J]. Scripta Metallurgica, 1986, 20(9): 1241–1244.
- [11] CHAUDHURY Z A, SURYANARAYANA C A. TEM study of decomposition behavior of a melt-quenched Al-Zr alloy[J]. Metallography, 1984, 17: 231–252.
- [12] 杜刚, 杨文, 闫德胜, 戎利建. Al-Mg-Sc-Zr 合金中初生相的析出行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1803–1807.
DU Gang, YANG Wen, YAN De-sheng, RONG Li-jian. Precipitation behaviors of primary phases in Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1803–1807.
- [13] XU Cong, DU Rou, WANG Xue-jiao, HANADA S, AMAGATA H Y, WANG Wen-hong, MA Chao. Effect of cooling rate on morphology of primary particles in Al-Sc-Zr master alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 2420–2426.
- [14] BRODOVA I G, BASHLYKOV D V, MANUKHIN A B, STOLYAROV V V, SOSHINKOVA E P. Formation of nanostructure in rapidly solidified Al-Zr alloy by severe plastic deformation[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(8): 1761–1764.
- [15] ZHANG Wei, XING Yuan, JIA Zhi-hong, YANG Xiao-fang, LIU Qing, ZHU Chang-luo. Effect of minor Sc and Zr addition on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 3866–3871.
- [16] CONG Fu-guan, ZHAO Gang, JIANG Feng, TIAN Ni, LI Rui-feng. Effect of minor Sc and Zr addition on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 3866–3871.
- [17] ZHAO Yu-tao, ZHANG Song-li, CHEN Gang, CHEN Xiao-nong. Effects of molten temperature on the morphologies of in situ Al_3Zr and ZrB_2 particles and wear properties of $(Al_3Zr+ZrB_2)/Al$ composites[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 457(1/2): 156–161.

Effects of cooling rate on solidification structure of Al-5Zr master alloys

ZHU Qing-feng^{1,2}, LI Fei^{1,3}, WANG Jia^{1,2}, WANG Qing-hai^{1,2}, WANG Wen-jing^{1,2}, CUI Jian-zhong^{1,2}

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education,
Northeastern University, Shenyang 110004, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110004, China;

3. School of Mechanical Engineering, Liaoning Shihua University, Fushun 113001, China)

Abstract: The effects of the cooling rate on the morphology and size of the primary Al_3Zr phase during solidification process were investigated. Base on the experiment results, the effects of the cooling rate on the nucleation and growth rate of the primary Al_3Zr phase also were analyzed. The results show that with the cooling rate increasing from 2.0 °C/s to 45.6 °C/s, the coarse plate shape primary Al_3Zr phases change to fine needle shape. When the cooling rates are 2.0, 29.3 and 45.6 °C/s, respectively, the average lengths of the primary Al_3Zr phase are 215, 175 and 45 μm , respectively, the growth rates along the major axes of the maximum size Al_3Zr phase in the corresponding sample are 5.4, 53.2, 38.4 $\mu\text{m/s}$, respectively, and the nucleation numbers of the primary Al_3Zr phase are about 23, 54, and 309 mm^{-2} , respectively.

Key words: Al-Zr master alloy; cooling rate; solidification structure; nucleation

Foundation item: Projects(51204053, 51374067) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects(N130409005, N130709001, N130209001) supported by Central University Basic R&D Operating Expenses, China; Project(2015022003) supported by Liaoning Natural Science Foundation, China

Received date: 2015-12-28; **Accepted date:** 2016-08-04

Corresponding author: ZHU Qing-feng; Tel: +86-24-83685967; E-mail: zhuqingfeng@epm.neu.edu.cn

(编辑 龙怀中)