

半连续铸造 7136 超高强铝合金的组织特征及均匀化处理工艺

李佳乐¹⁾, 周成^{1)✉}, 黄旭东¹⁾, 张志豪²⁾, 吕丹³⁾

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083

3) 东北轻合金有限责任公司, 哈尔滨 150060

✉通信作者, E-mail: zhouc@ustb.edu.cn

摘要 以半连续铸造 7136 铝合金为研究对象,以铸态组织分析为基础,采用双级均匀化. 结果表明:与其他 7 × × × 系铝合金相比,7136 铝合金铸态组织没有明显的层片状 $\alpha(\text{Al}) + \text{T}$ 共晶相的特征,也没有发现 S 相的存在. 基体中的弥散相为微米级的圆形或棒状 MgZn_2 相, Mg 元素和 Zn 元素随着液态合金的凝固,在 Al 基体中以 MgZn_2 相的形式析出,为了平衡 Mg 元素和 Zn 元素的分配系数, Mg 元素和 Zn 元素从液态向固态迁移,这也是使得晶内 Zn 元素和 Mg 元素偏高的原因. 经过 462 °C, 24 h 单级均匀化,残留相大致消除. 随着均匀化时间的延长,残留相有减少的趋势,但作用相对较小. 经过 450 °C, 24 h + 470 °C, 24 h 双级均匀化,差示扫描量热法获取的峰值非常小,晶间除了少量高熔点 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相残留, Al_2Cu 等其他相已基本消除,均匀化效果显著.

关键词 7136 超高强铝合金; 半连续铸造; MgZn_2 相; 铸态组织; 均匀化热处理

分类号 TG142.71

Microstructure and homogenization process of semi-continuous casting 7136 ultra high-strength aluminum alloy

LI Jia-le¹⁾, ZHOU Chen^{1)✉}, HUANG Xu-dong¹⁾, ZHANG Zhi-hao²⁾, LÜ Dan³⁾

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

3) Northeast Light Alloy Co. LTD, Harbin 150060, China

✉Corresponding author, E-mail: zhouc@ustb.edu.cn

ABSTRACT The 7 × × × series aluminum alloy is mainly produced using semi-continuous water-cooled casting with this method, the solidification speed of the alloy is fast, leading to different degrees of dendrite segregation and non-equilibrium eutectic structure in the ingot. This also results in non-uniformity of composition and structure. Further, it adversely affects the subsequent cutting process and comprehensive performance of the alloy. Therefore, ingot homogenization becomes an indispensable and very critical process for the elimination of segregation. There is much research on Al-Zn-Mg-Cu alloys at home and abroad at the present. This research mainly concentrates on alloys such as 7075, 7050, 7150 and 7055. The content of the main alloying elements of these alloys is mostly around 10%. However, at present, there is not much research on alloy materials with a strength and main alloying element content exceeding 12.5%. The main alloy element content of 7136 aluminum alloy is about 13.5%. In 7136 aluminum alloy, the main alloy element content is high and the cast microstructure characteristics and homogenization treatment conditions are very different from other 7 × × × series aluminum alloys. In this paper, semi-continuous casting 7136 aluminum alloy was taken as the research object, based on the as-

收稿日期: 2018-06-27

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300900); NSFC-辽宁联合基金资助项目(U1708251); 东北轻合金有限责任公司铝镁合金材料院士工作站资助项目

cast microstructure analysis, using two-stage homogenization. The results show that, compared with the other $7 \times \times \times$ series aluminum alloys, the cast microstructure of 7136 aluminum alloy has no obvious lamellar Al (Al) + T eutectic phase characteristics, and no S phase exists. The dispersed phase in the matrix is a micron-sized round or rod-shaped $MgZn_2$ phase. The Mg and Zn were precipitated as $MgZn_2$ phase in the Al matrix as the liquid alloy solidified. In order to balance the partition coefficients of the Mg and Zn, the two metals converted from the liquid to the solid state, which explained why the Zn and Mg crystal contents were high. After a single stage of homogenization at 462°C , 24 h, the residual phase was substantially eliminated. As the homogenization time increased, the residual phase tended to decrease, but the effect was relatively small by this method. After the 7136 aluminum alloy was homogenized for two stages at 450°C , 24 h and 470°C , 24 h. The peak values obtained by differential scanning calorimetry were very small, except for a small amount of high-melting Al_7Cu_2Fe phase remaining between the crystals. Al_2Cu and other phases were basically eliminated and the homogenization effect was significant.

KEY WORDS 7136 ultra-high strength aluminum alloy; semicontinuous casting; $MgZn_2$ phase; cast microstructure; homogeneous heat treatment

$7 \times \times \times$ 系铝合金 (Al-Zn-Mg-Cu) 是一种超高强度铝合金具有高强度、高断裂韧性和良好的抗应力腐蚀性能^[1-2], 是一种新型的航空轻型高强度结构材料^[3-4], 铝合金在机身的应用范围, 主要集中在上下机翼蒙皮、机座、桁架、龙骨架等^[5]. 对机体结构进行了更大的减重, 如 7050、7055 和 7085 铝合金. 然而为适应复合材料的挑战, 对 Al-Zn-Mg-Cu 合金强度、抗疲劳等性能提出了更高的要求.

在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中 Zn 是一个非常重要的元素, 随 Zn 元素含量和 Zn/Mg 质量比值的增加, 合金会获得更高的屈服强度以及更好的韧性, 从而达到超高强度的要求^[6]. 同时为了保证合金的耐腐蚀性能, 往往又要配以较高的 Cu 元素含量^[7]. 7136 铝合金主合金元素中, Zn 元素质量分数大于 8%, 而 Zn/Mg 质量比在 4 以上, 远远高于 7050 铝合金 (Zn 与 Mg 的质量比约为 2.7), Cu 元素质量分数 2.11%. 高合金化的 7136 铝合金在铸造过程中会形成大量的非平衡共晶组织, 并产生严重的枝晶偏析和区域偏析^[8]. 枝晶网状组织使合金的压力加工性能变差, 制品的强韧性降低, 并增加了各向异性和腐蚀敏感性^[9-10]. 因此在压力加工前, 合金必须进行均匀化处理, 其目的是消除枝晶偏析, 使合金元素充分溶解且分布均匀, 提高合金的时效强化潜力, 使非平衡共晶相溶解, 提高合金的热塑性, 最大限度地

减少基体中残留的结晶相^[11], 提高合金的塑性和抗疲劳断裂性能^[12]. 因此对铸态和均匀化组织特征研究对于 7136 铝合金的性能控制具有重要意义.

针对 Al-Zn-Mg-Cu 合金相的分析已经有大量的研究. η 、T、S 和 q 被认为是合金中主要出现的晶间相^[13]. 大部分学者认为, S 相是均匀化达到一定温度时 η 相转化而来, 当 Zn 质量分数大于 8% 时^[14], 这种转化变得困难, 但关于转变困难的原因尚存在较多争议.

本文以探究合适的均匀化处理工艺为目的, 对 7136 铝合金铸态组织和均匀化组织的晶间相种类及转变机理进行了研究与探讨. 7136 铝合金铸态组织中 η 相 ($MgZn_2$) 弥散分布在晶内, 而 Cu 元素偏聚于晶界, Zn 元素和 Mg 元素扩散系数较高, 均匀化热处理后, Zn 元素和 Mg 元素在基体得以均匀分布, η 相消失, Cu 元素在晶间形成少量的高熔点 Al_7Cu_2Fe 相.

1 实验材料与方法

半连续铸造 7136 铝合金样品由东北轻合金有限责任公司提供, 采用水冷铜模半连续铸造生产, 铸锭规格为 $\phi 300\text{ mm}$, 表 1 为 7136 铝合金成分检测结果, 实验室样品取自铸锭的边部、1/2 半径、心部等不同部位, 尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$.

表 1 7136 铝合金成分 (质量分数)

| Table 1 Composition of 7136 aluminum alloy | | | | | | | | | % |
|--|---------|---------|---------|---------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 牌号 | Zn | Mg | Cu | Zr | Cr | Mn | Ti | Fe | Si |
| 7136 | 8.4~9.4 | 1.8~2.5 | 1.9~2.5 | 0.1~0.2 | 0.05 | 0.05 | 0.1 | 0.15 | 0.12 |
| 实测成分 | 9.31 | 2.13 | 2.11 | 0.12 | <0.01 | <0.01 | 0.018 | 0.077 | 0.012 |

样品先用 500 号和 1000 号水磨砂纸进行粗磨, 然后依次用 2000 号和 3000 号水磨砂纸进行细磨.

抛光好的样品进行侵蚀, 侵蚀剂为 Keller 试剂 (质量分数分别为 2.5% HNO_3 、1.5% HCl 和 1% HF). 铸

态组织的侵蚀时间为 12 s, 均匀化后的组织侵蚀时间为 14 s, 差示扫描量热法分析 (DSC) 采用升温速率 $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, 从 $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升温到 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. 光学显微镜和扫描电子显微镜用来观察铸态组织和均匀化态组织. 扫描电镜样品用蔡司 ZEISS EVO18 材料分析扫描电子显微镜进行.

2 实验结果与讨论

2.1 7136 铝合金的铸态组织特征及形成机理

半连续铸造的过程是: 熔炼→浇注→水冷铜模 (一次水冷)→二次水冷→切断空冷, 为了研究 7136

铝合金半连续铸造铸锭不同部位的组织特点, 分别取铸锭边部、1/2 半径和心部三处的样品进行对比分析. 溶液浇注进入水冷铜模中, 边部溶液最先与水冷铜模接触, 凝固速度快, 使得先凝固的 $\alpha(\text{Al})$ 来不及长大, 晶粒细小, 如图 1(a) 所示, 光学显微镜下呈灰色, 边部亮白色组织树枝特点不明显, 占比少; 而中心组织, 距离水冷铜模距离变大, 冷却速度变慢, 使得先凝固的 $\alpha(\text{Al})$ 有时间长大, 晶粒粗大, 如图 1(c) 所示, 树枝状特点变得明显, 枝晶发达; 1/2 半径处的组织形态特点处于心部和边部之间, 如图 1(b) 所示.

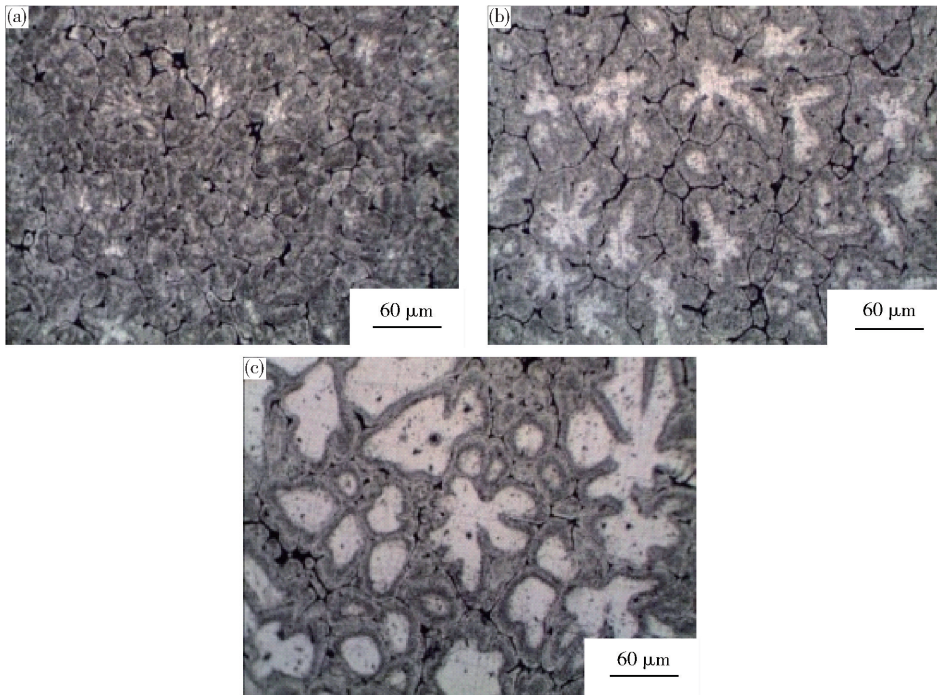


图 1 7136 铝合金铸态组织的光学显微分析. (a) 边缘; (b) 1/2 半径; (c) 中心

Fig.1 Optical microscopic analysis of the cast microstructure of the 7136 aluminum alloy: (a) edge; (b) 1/2 radius; (c) center

图 2 样品中 Cu 元素在晶间偏聚, 表 2 能谱数据显示, 如 Zn 和 Mg 元素以 MgZn_2 相的形式分布于晶内, 半连续铸造 7136 铝合金铸态组织没有明显的层片状 $\alpha(\text{Al}) + \text{T}$ 共晶相的特征, 也没有发现 S 相的

存在. 能谱显示, 基体中有弥散分布的 MgZn_2 相, 其尺寸为微米级, 长为 $0.9\sim 1.4\text{ }\mu\text{m}$, 宽为 $0.4\sim 0.7\text{ }\mu\text{m}$.

图 3 铸态组织线扫描结果表明, 在晶界只有 Cu 元素的偏聚, Zn 和 Mg 元素晶内含量高于晶界含量,

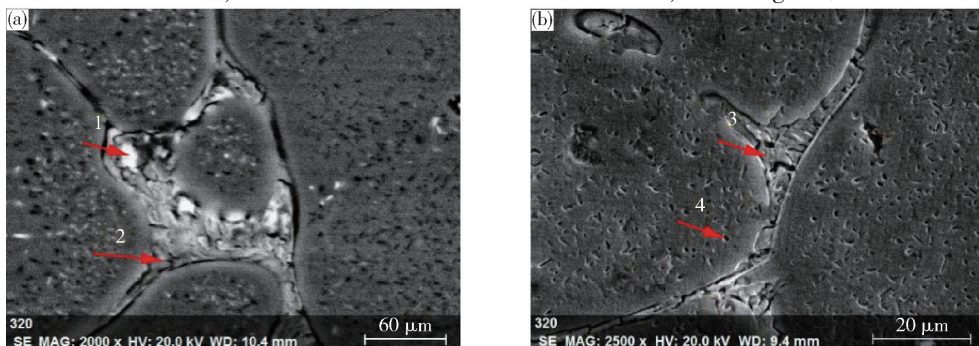


图 2 7136 铝合金铸态组织扫描电镜分析. (a) 中心样品; (b) 边部样品

Fig.2 SEM analysis of the cast microstructure of the 7136 aluminum alloy: (a) center of the sample; (b) edge of the sample

表 2 图 2 中各点能谱分析

Table 2 Spectrum analysis of each point in Fig. 2

| 位置 | Al | Mg | Zn | Cu | Fe |
|----|-------|------|------|-------|------|
| 1 | 74.48 | 0.92 | 3.09 | 21.50 | 0.01 |
| 2 | 71.68 | 0.91 | 3.25 | 24.09 | 0.01 |
| 3 | 87.39 | 0 | 1.61 | 11.00 | 0 |
| 4 | 93.44 | 2.19 | 4.38 | 0 | 0 |

7136 铝合金合金元素种类多,冷凝过程元素分布以及相转变复杂多变. Zn 元素含量高,冷凝过程中 MgZn₂ 相析出的驱动力大,使得 MgZn₂ 相在晶内析出,这也是 Zn 和 Mg 元素在晶内的含量高于晶界的

原因.

进一步对铸态组织进行面扫描,结果如图 4 所示,图 4 中 Cu、Mg 和 Zn 元素在晶界与晶内含量的分布与线扫描结果一致,Cu 元素晶界含量明显高于晶内含量,而 Mg 和 Zn 与之相反. 图 4(a) 中的晶界颜色深,晶内颜色浅,说明 Cu 元素在晶界偏聚;图 4(b) 和 4(c) 中的颜色晶内相比晶界更深一些,说明 Zn 和 Mg 没有在晶界偏聚. 元素线扫描和元素面扫描分析结果一致,晶界处只有 Cu 元素的富集,Zn 和 Mg 元素以 MgZn₂ 相的形式在晶内析出.

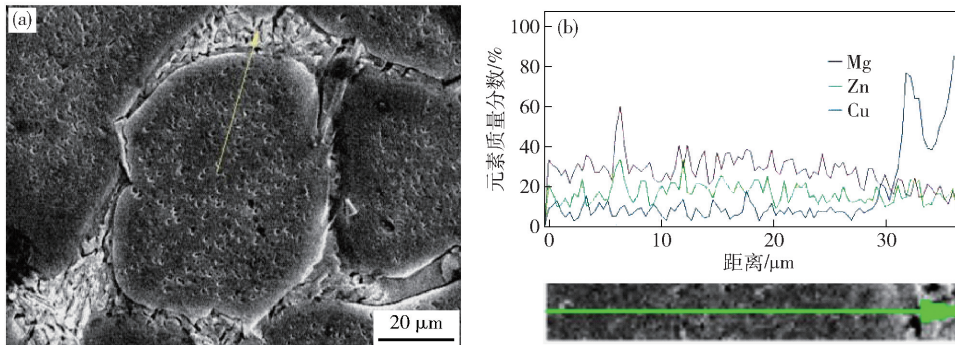


图 3 7136 铝合金铸态组织线扫描分析. (a) 铸态组织;(b) 线扫描

Fig. 3 Line scanning analysis of the cast microstructure of the 7136 aluminum alloy: (a) cast microstructure; (b) line scan

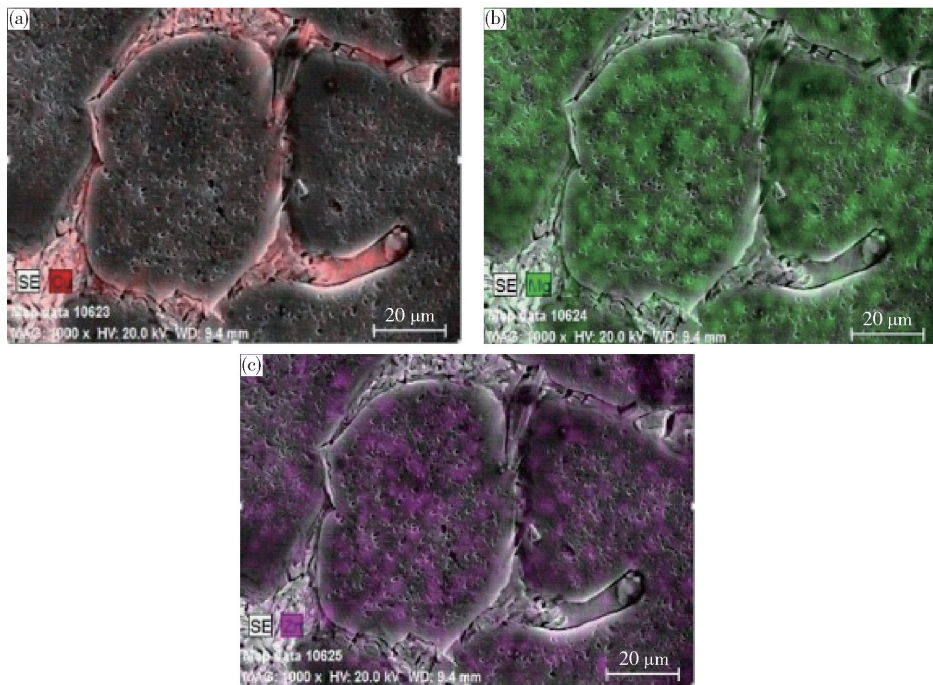


图 4 7136 铝合金铸态组织面扫描分析. (a) Cu 元素;(b) Mg 元素;(c) Zn 元素

Fig. 4 Surface scanning analysis of the cast microstructure of the 7136 aluminum alloy: (a) Cu; (b) Mg; (c) Zn

2.2 均匀化对 7136 铝合金组织的影响

2.2.1 单级均匀化

铸态试样的示差扫描量热分析(DSC)结果如图

5 所示. 图 5 表明,铸态试样中低熔点相的初熔温度为 470 °C,因此均匀化处理温度不能超过该温度,为了获得更为准确合理的均匀化条件,对 7136 铝合金

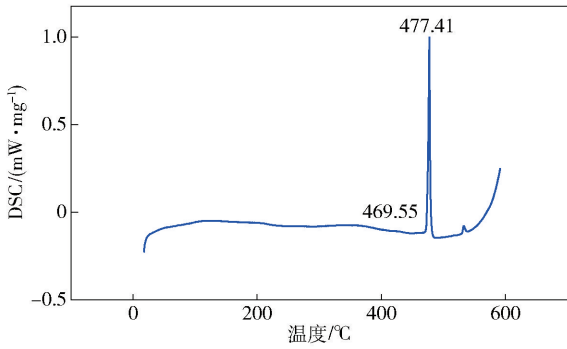


图 5 7136 铝合金铸态组织差示扫描量热法曲线

Fig. 5 DSC curve of the cast microstructure of the 7136 aluminum alloy

1/2 半径处的铸态样品分别在 455、457、459、461、463、465、467 和 469 °C 下保温 24 h. 如图 6 是经过不同均匀化热处理温度下的显微组织. 455 ~ 463 °C 保温 24 h 均匀化后的金相图可知, 在初熔温度下随热处理温度的提高, 晶界残留相逐渐减少, 461 °C 和 463 °C 均匀化效果最明显. 在 465 °C 以上保温, 晶界残留相聚集且呈球状, 这是晶界相被氧化的结果, 随保温温度的升高, 晶界氧化现象更明显. 说明单级均匀化适宜的温度应在 461 ~ 463 °C 之间, 考虑到热处理炉温控精度在 ± 1 °C, 因此本实验选择在 462 °C

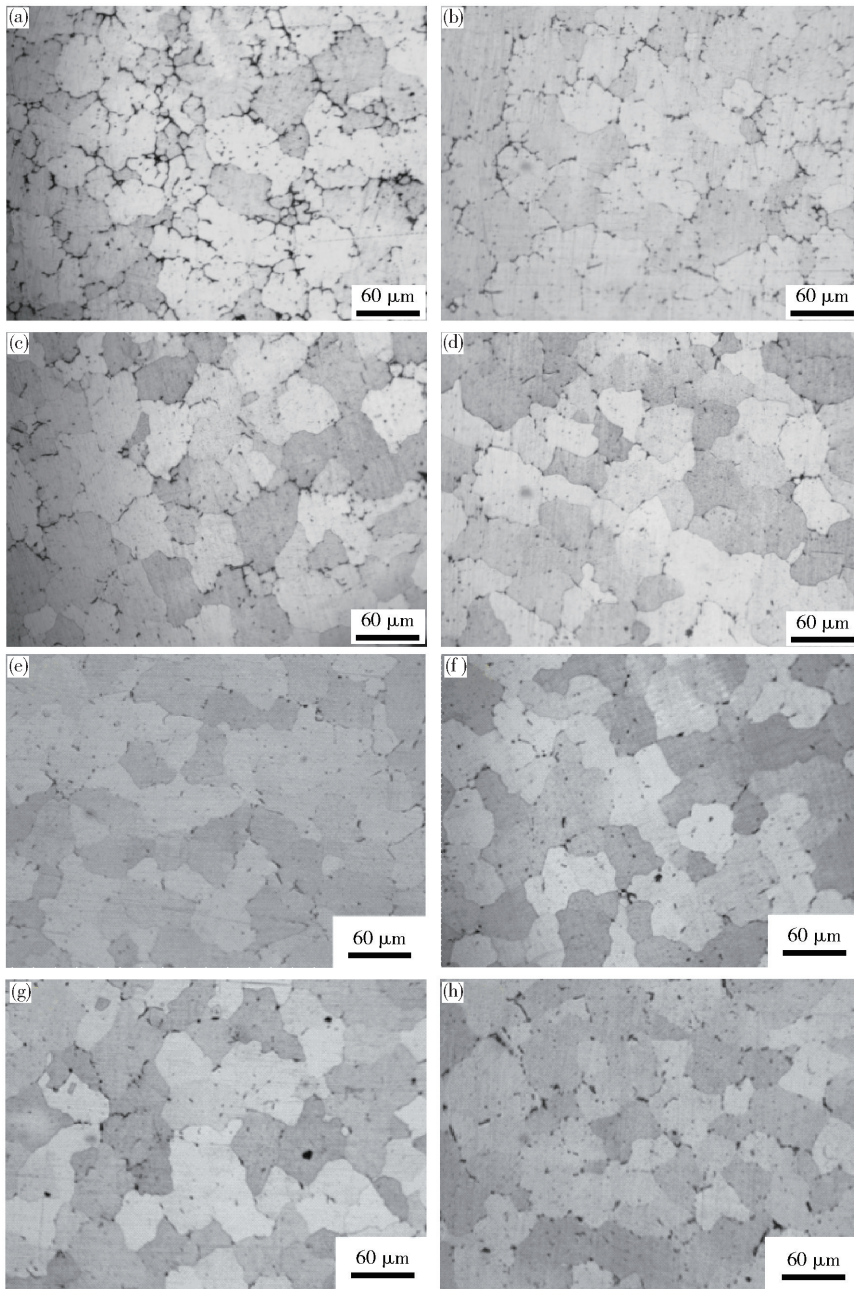


图 6 不同保温温度条件下的均匀化组织. (a)455 °C, 24 h; (b)457 °C, 24 h; (c)459 °C, 24 h; (d)461 °C, 24 h; (e)463 °C, 24 h; (f)465 °C, 24 h; (g)467 °C, 24 h; (h) 469 °C, 24 h

Fig. 6 Homogenized microstructure at different holding temperatures: (a)455 °C, 24 h; (b)457 °C, 24 h; (c)459 °C, 24 h; (d)461 °C, 24 h; (e)463 °C, 24 h; (f)465 °C, 24 h; (g)467 °C, 24 h; (h) 469 °C, 24 h

进行均匀化。

经过 462 °C, 24 h 均匀化后的 7136 铝合金差示扫描量热法获取的曲线如图 7 所示。图 7 表明, 铸态在 477 °C 有明显的吸热峰, 而均匀化后的差示扫描量热法获取的曲线可以看出低熔点相对应的峰值很小, 由于差示扫描量热法获取的峰值下的面积与相的体积分数相关, 因此可以认为经 462 °C 均匀化处理后, 晶间相基本消除, 进一步延长均匀化时间, 残留相有所减少, 但趋势变缓, 如图 8 所示。采用扫描电子显微镜 (SEM) 进一步观察 462 °C 保温 24、48 和 72 h 试样的残留相形貌, 如图 9 所示, 相应的能谱分析结果如表 3 所示。图 9 和表 3 说明, 相比铸态试样, 均匀化试样中残留相的 Cu 元素含量较高, 对

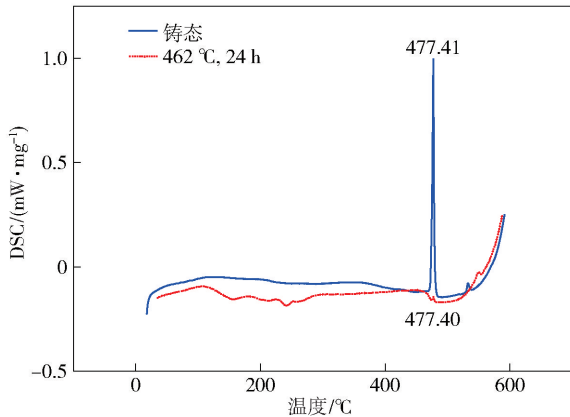


图 7 铸态和单级均匀化后的差示扫描量热法曲线

Fig. 7 DSC curves after as-cast and single-stage homogenization

应着铸态试样差示扫描量热法获取的曲线中的高熔点相, 单级均匀化温度相对于这些高熔点相的熔化温度太低, 延长无法完全消除这些相。

表 3 图 9 中各点能谱分析

Table 3 Spectrum analysis of each point in Fig. 9

| 位置 | Al | Mg | Zn | Cu |
|----|-------|------|------|-------|
| 1 | 75.79 | 0 | 0 | 24.21 |
| 2 | 71.06 | 1.72 | 1.09 | 26.13 |
| 3 | 61.90 | 0 | 0 | 38.10 |
| 4 | 78.66 | 0 | 0 | 21.34 |
| 5 | 48.82 | 9.3 | 0 | 41.88 |

2.2.2 双级均匀化

上述实验结果表明, 在 462 °C 进行单级均匀化, 随保温时间的延长均匀化效果变化不大, 因此有必要进行双级均匀化, 考虑到实际生产均匀化温度波动较大, 前后两步均匀化温差不应太小, 同时为了兼顾尽可能固溶晶间相, 本实验双级均匀化中的第一步均匀化温度为 450 °C, 第二步均匀化温度为 470 °C。铸态样品分别在 450 °C, 24 h + 470 °C, 12 h 及 450 °C, 24 h + 470 °C, 24 h 双级均匀化条件下进行均匀化热处理, 如图 10 所示, 经过 450 °C, 24 h + 470 °C, 12 h 均匀化, 扫描电镜图显示, 组织中仍有断断续续的晶间相, 随着保温时间的延长, 在 450 °C, 24 h + 470 °C, 24 h 条件下均匀化热处理后, 晶间偏析已基本消

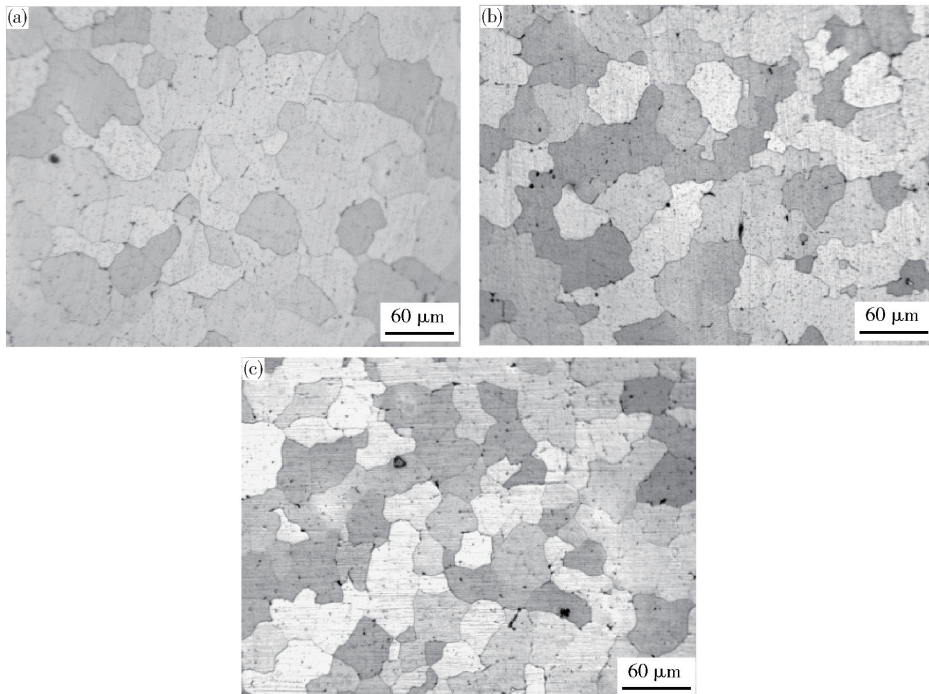


图 8 7136 铝合金在 462 °C 条件下保温不同时间的光学显微组织。(a) 462 °C, 36 h; (b) 462 °C, 48 h; (c) 462 °C, 72 h

Fig. 8 Optical microstructure of the 7136 aluminum alloy kept at 462 °C for different times: (a) 462 °C, 36 h; (b) 462 °C, 48 h; (c) 462 °C, 72 h

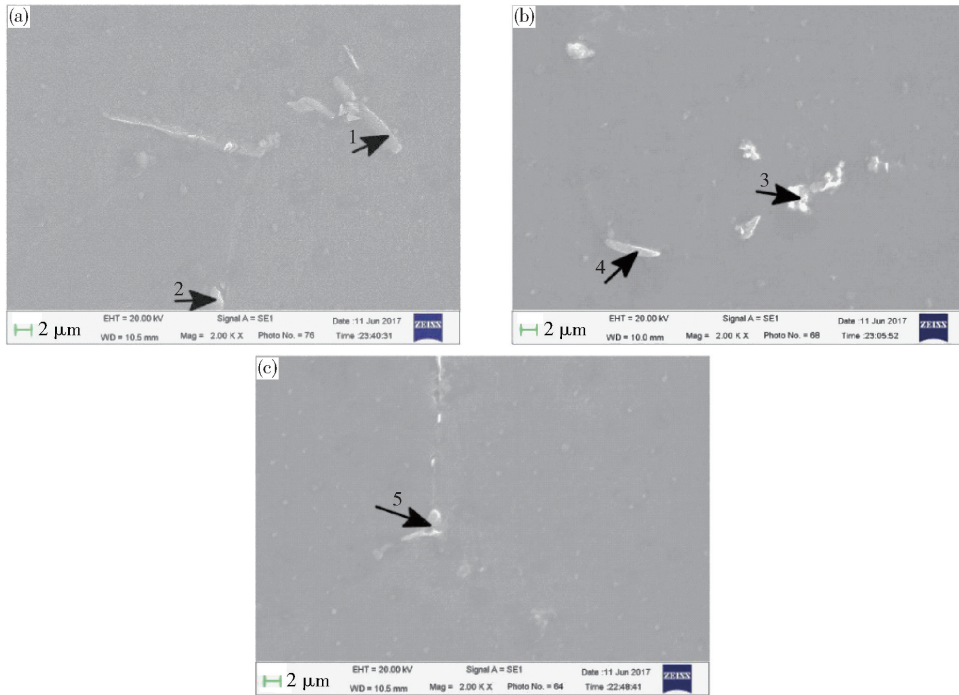


图 9 7136 铝合金在 462 °C 条件下保温不同时间的扫描电镜图. (a) 462 °C ,36 h ;(b)462 °C ,48 h ;(c)462 °C ,72 h

Fig. 9 SEM image of the 7136 aluminum alloy kept at 462 °C for different times : (a) 462 °C ,36 h ;(b)462 °C ,48 h ;(c)462 °C ,72 h

除,均匀化效果显著.

图 11 能更为清晰的看到形貌,分别是在 450 °C ,24 h + 470 °C ,12 h 及 450 °C ,24 h + 470 °C ,24 h 双级均

匀化条件下进行热处理的高倍扫描电镜图,表 4 对图 11 中各点进行了能谱分析. 观察高倍扫描电镜图及图 12 中差示扫描量热法获取的曲线,经过双

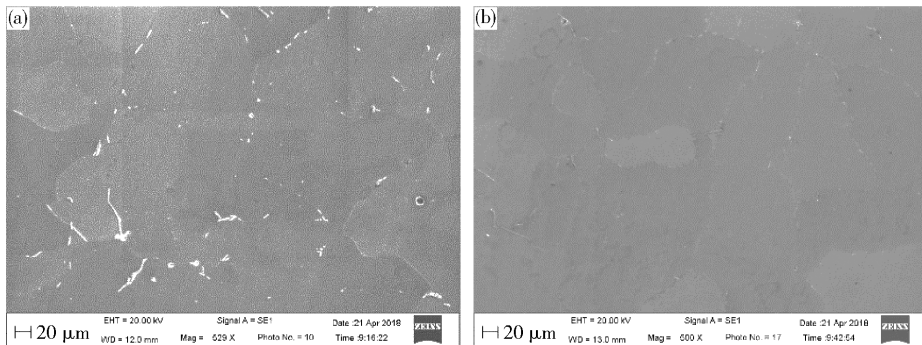


图 10 7136 铝合金双级均匀化的扫描电镜图(低倍). (a) 450 °C ,24 h + 470 °C ,12 h ;(b) 450 °C ,24 h + 470 °C ,24 h

Fig. 10 SEM image of two-stage homogenization of the 7136 aluminum alloy (low magnification) : (a) 450 °C ,24 h + 470 °C ,12 h ;(b) 450 °C ,24 h + 470 °C ,24 h

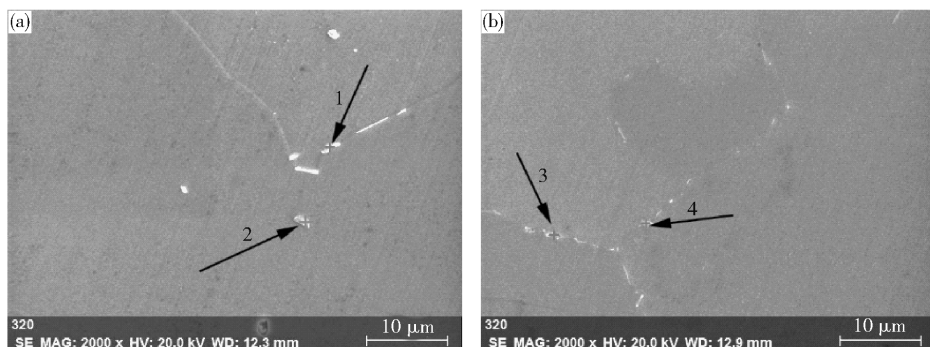


图 11 7136 铝合金双级均匀化的扫描电镜图(高倍). (a) 450 °C ,24 h + 470 °C ,12 h ;(b) 450 °C ,24 h + 470 °C ,24 h

Fig. 11 SEM image of two-stage homogenization of the 7136 aluminum alloy (high magnification) : (a) 450 °C ,24 h + 470 °C ,12 h ;(b) 450 °C ,24 h + 470 °C ,24 h

级均匀化,非平衡晶间相明显减少,晶间只有少量 Fe 元素聚集,应该是 Al_7Cu_2Fe 相高熔点相,对应着图 12 中差示扫描量热法获取的曲线中的第二个峰。

表 4 图 11 中各点能谱分析

Table 4 Spectrum analysis of each point in Fig. 11

| 位置 | Al | Mg | Zn | Cu | Fe |
|----|-------|------|------|-------|------|
| 1 | 54.88 | 1.18 | 4.22 | 35.46 | 4.26 |
| 2 | 62.54 | 1.33 | 6.86 | 27.31 | 1.96 |
| 3 | 59.26 | 1.78 | 2.84 | 32.32 | 3.80 |
| 4 | 62.13 | 1.48 | 3.46 | 27.12 | 5.81 |

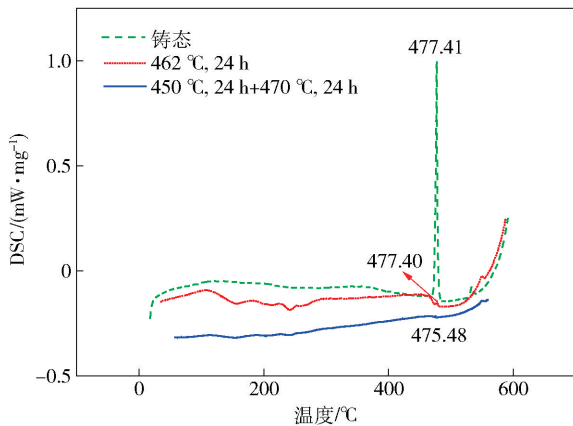


图 12 铸态、单级均匀化和双级均匀化后的差示扫描量热法曲线
Fig. 12 DSC curves after as-cast, single-stage homogenization and two-stage homogenization

Cu 元素的扩散系数小于 Mg 元素和 Zn 元素. 扩散系数可用 Arrhenius 关系进行计算: $D = D_0 \exp(-Q/RT)$, 其中 D 为扩散系数, D_0 为扩散常量, Q 为扩散的活化能, R 为气体常数.

对于 Cu、Mg 和 Zn 元素分别为 $D = 4.8 \times 10^{-5} \exp(-16069/T)$ 、 $D = 6.23 \times 10^{-6} \exp(-13831/T)$ 、 $D = 2.45 \times 10^{-5} \exp(-14385/T)$ ^[15], 在实验加热及保温的温度范围内, 相同温度条件下 Cu 元素、Mg 元素和 Zn 元素的扩散系数大小为 $Cu < Mg < Zn$. 正是由于 Cu 元素扩散系数非常小且有高熔点 Al_7Cu_2Fe 晶间相存在, 使得 Cu 元素晶间含量要高于晶内.

3 结论

(1) 半连续铸造 7136 铝合金铸态组织没有明显的层片状 $\alpha(Al) + T$ 共晶相的特征, 也没有发现 S 相的存在. Cu 元素在晶间偏聚, Mg 和 Zn 元素以 $MgZn_2$ 相形式弥散分布在晶内.

(2) 采用 455 ~ 469 °C 保温 24 h 的单级均匀化工艺, 随温度的升高, 非平衡晶间相先减少后增多, 461

°C ~ 463 °C 较理想. 但在 462 °C 随保温时间的延长, 对提高均匀化效果作用不大.

(3) 7136 铝合金经过 450 °C, 24 h + 470 °C, 24 h 双级均匀化, 差示扫描量热法峰值已经很小, 晶间除了少量高熔点 Al_7Cu_2Fe 相残留, 其他相已基本消除, 均匀化效果显著.

参 考 文 献

- [1] Immarigeon J P, Holt R T, Koul A K, et al. Lightweight materials for aircraft applications. *Mater Charact*, 1995, 35(1): 41
- [2] Williams J C, Starke Jr E A. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Mater*, 2003, 51(19): 5775
- [3] Starke Jr E A, Staley J T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Prog Aerosp Sci*, 1996, 32(2-3): 131
- [4] Jia P F, Cao Y H, Geng Y D, et al. Effects of d. c. current on the phase transformation in 7050 alloy during homogenization. *Mater Charact*, 2014, 96: 21
- [5] Liu J, Kulak M. A new paradigm in the design of aluminum alloys for aerospace applications. *Mater Sci Forum*, 2000, 331-337: 127
- [6] Shu W X, Liu J C, Hou L G, et al. Microstructural evolution of Al-8.59Zn-2.00Mg-2.44Cu during homogenization. *Int J Miner Metall Mater*, 2014, 21(12): 1215
- [7] Li L, Deng Z Z, Han Y, et al. Study on cast and homogenized microstructure of a new super-high strength aluminum alloy. *Light Alloy Fabric Technol*, 2011, 39(12): 20
- [8] Robson J D. Microstructural evolution in aluminium alloy 7050 during processing. *Mater Sci Eng A*, 2004, 382(1-2): 112
- [9] Yang X B, Chen J H, Liu J Z, et al. Spherical constituent particles formed by a multistage solution treatment in Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Mater Charact*, 2013, 83: 79
- [10] Xiao T, Deng Y L, Ye L Y, et al. Effect of three-stage homogenization on mechanical properties and stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-Zr alloys. *Mater Sci Eng A*, 2016, 675: 280
- [11] Mahathaninwong N, Plookphol T, Wannasin J, et al. T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy. *Mater Sci Eng A*, 2012, 532: 91
- [12] Jia P F, Cao Y H, Geng Y D, et al. Studies on the microstructures and properties in phase transformation of homogenized 7050 alloy. *Mater Sci Eng A*, 2014, 612: 335
- [13] Li J F, Peng Z W, Li C X, et al. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2008, 18(4): 755
- [14] Liu Y, Jiang D M, Xie W L, et al. Solidification phases and their evolution during homogenization of a DC cast Al-8.35Zn-2.5Mg-2.25Cu alloy. *Mater Charact*, 2014, 93: 173
- [15] Wen K, Xiong B Q, Fan Y Q, et al. Transformation and dissolution of second phases during solution treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy containing high zinc. *Rare Met*, 2018, 37(5): 376