

特约专栏

# Al-Y 包晶合金非平衡凝固过程及组织特征

王 亮, 张延宁, 骆良顺, 刘冬梅, 苏彦庆, 郭景杰, 傅恒志

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院 金属精密热加工国家重点实验室,  
黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 包晶凝固过程中小平面-小平面两相复相生长方式是凝固领域研究的一个热点。以初生相和包晶相都是严格计量比金属间化合物的 Al-Y 包晶合金作为研究对象, 利用 DSC 热分析技术, 严格控制冷却速度, 获得不同凝固条件的非平衡凝固试样, 研究了两相为小平面的 Al-Y 包晶合金的凝固行为。发现小平面-小平面包晶系合金包晶凝固过程中, 非平衡凝固特性及宏观偏析特点比非小平面包晶系更加明显。凝固特征温度与平衡相图偏差明显, 包晶反应温度和包晶相直接凝固温度都远高于平衡相图给定的值, 相对于相图是在“过热”条件下发生的, 而固溶体型包晶合金一般是在“过冷”条件下发生的。包晶转变过程非常微弱, 致使初生相残留量远高于平衡相图。即使对于过包晶成分的合金, 其凝固组织中仍存在大量的共晶凝固组织, 最终得到的凝固组织与平衡相图存在显著差异。

**关键词:** Al-Y 包晶合金; 金属间化合物; 非平衡凝固; 差热分析

**中图分类号:** TG111.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2014)06-0343-06

## Investigation of the Non-Equilibrium Solidification and Microstructures of Al-Y Peritectic Alloys

WANG Liang, ZHANG Yanning, LUO Liangshun, LIU Dongmei,  
SU Yanqing, GUO Jingjie, FU Hengzhi

(State Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, School of Materials  
Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Facted-facted two-phase peritectic solidification behaviors are one of the hotspots of solidification field. In this study, Al-Y peritectic alloys, in which the peritectic phase and primary phase are intermetallic compound with stoichiometric composition, have been chosen for investigation. Using differential scanning calorimetry (DSC), the heating and cooling curves of Al-Y alloys at different strictly controlled cooling rates were obtained. Concurrently, the non-equilibrium solidification microstructures were produced. Based on these experimental results, we found that the non-equilibrium solidification characteristics and characteristics of macrosegregation of the facted-facted peritectic alloy during solidification process are more obvious than non-faceted peritectic alloys. The solidification characteristic temperature is greatly different from the equilibrium phase diagram. The peritectic reaction temperature and the nucleation temperature of peritectic phase from the melt during cooling are higher than that of the equilibrium phase diagram. This phenomenon can be called as “superheating” compared to the “undercooling” needed for solid solution phase peritectic systems. The peritectic transformation is very weak and more primary phase was remained compared to the diagram. Even for the hypo-peritectic alloy, there are a lot of eutectic phases produced from the remaining liquid between the peritectic phase. The resulting solidification microstructures are significantly different with the equilibrium phase diagram.

**Key words:** Al-Y peritectic alloy; intermetallic compound; non-equilibrium solidification; DSC

收稿日期: 2014-03-24

基金项目: 国家自然科学基金(51371066); 国家重点基础研究发展计划(2011CB610406); 黑龙江省杰出青年科学基金(JC201209)

第一作者: 王 亮, 男, 1981 年生, 博士, 讲师

通讯作者: 苏彦庆, 男, 1969 年生, 博士, 教授, Email: suyq@hit.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2014.06.04

## 1 前 言

很多先进的材料体系都是包晶系, 并具有双相或多相组织。通过优化微观组织来改善这些材料的性能, 迫切需要人们深刻了解包晶合金凝固过程中的基本规律。目前, 对于包晶相为有一定固溶度的包晶合金体系, 如 Fe-Ni 合金<sup>[1-7]</sup>、Ti-Al 合金<sup>[8-13]</sup>等, 研究得比较深入,

对两相生长的特性引起广泛关注<sup>[14-17]</sup>。但是除此之外,包晶合金中还有一类不同于上述合金的,即包晶反应过程中初生相和包晶相中有一相或两相属于符合化学计量比的固溶度很小甚至无任何固溶度的金属间化合物,如 Al-Mn 合金中的  $\text{Al}_6\text{Mn}$  包晶相<sup>[18]</sup>、Cu-Sn 合金中的包晶相<sup>[19-20]</sup>、Nd-Fe-B 中的  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  包晶相<sup>[21-22]</sup> 和 Y-Ba-Cu-O 中的 123 包晶相<sup>[23]</sup> 等,目前对这类合金的研究比对单相和共晶合金少很多,尚未形成成熟完整的凝固理论体系。本文将 Al-Y 合金(第 2 类)作为研究对象,通过差热分析技术(Differential Scanning Calorimetry, DSC)严格控制过热温度及冷却速度,来研究化合物包晶凝固过程的特点。

## 2 实验

Al-Y 合金是典型的包晶相为金属间化合物的包晶合金,如图 1 所示。选择两种具有代表性的 Al-Y 合金成分: Al-45% Y (质量分数,下同) 过包晶合金和 Al-55% Y 亚包晶合金,进行实验研究。

将纯度为 99.9% 的纯 Al 和纯 Y 用砂纸打磨,去除表面氧化层和杂质,然后用无水乙醇清洗干净并烘干。烘干后按实验需要名义成分配制合金,利用高真空钨电极非自耗电弧炉制备合金纽扣锭 20 g 左右。在熔炼过程中,为防止试样氧化或组元挥发,以高纯 Ar 气作为保护气体。每次熔炼时间约为 2 min,熔炼结束后上下翻转,再次熔炼。为了保证合金成分均匀,每个试样反复熔炼 3~4 次。

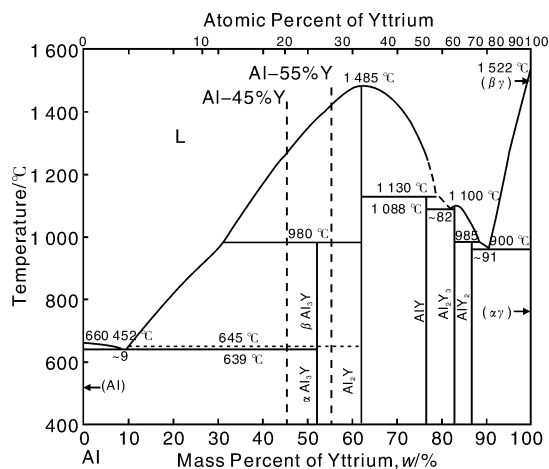


图 1 Al-Y 二元合金相图

Fig. 1 Binary phase diagram of Al-Y

在原始铸锭上切取若干个  $\phi 3 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$  的圆柱形试样,用砂纸将试样表面的氧化皮打磨掉直至显现金属光泽,之后用丙酮清洗干净。利用 SETARAM-18 热分析仪的 DSC 功能实现合金试样的熔化与凝固,同时记

录合金相变过程的热效应。试样以  $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  升温速率连续升温至  $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ ,之后,以一固定的降温速率将试样冷却至室温,本研究选择 5 种降温速率为:  $5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 、 $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 、 $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 、 $50 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  和  $100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 。在 DSC 实验过程中,为防止试样氧化或组元挥发,以流动的高纯 Ar 气作为保护气体。

## 3 结果与分析

### 3.1 凝固过程及凝固组织

#### 3.1.1 Al-55% Y 亚包晶合金连续凝固过程及组织

根据 Al-Y 二元合金相图(图 1),温度下降时,Al-Y 亚包晶合金的凝固过程如下:首先从液相中析出初生相  $\text{Al}_2\text{Y}$ :  $\text{L} \rightarrow \text{L} + \text{Al}_2\text{Y}$ ;之后温度降到包晶反应平台( $980 \text{ }^\circ\text{C}$ ),发生包晶反应:  $\text{L} + \text{Al}_2\text{Y} \rightarrow \beta\text{-Al}_3\text{Y}$ ,直至液相完全凝固成包晶相、包晶反应结束,得到  $\text{Al}_2\text{Y}$  和  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  的混合组织;当温度继续下降至  $645 \text{ }^\circ\text{C}$ ,包晶相  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  发生晶型转变( $\beta\text{-Al}_3\text{Y} \rightarrow \alpha\text{-Al}_3\text{Y}$ ),但这种转变对混合组织的形态不再有影响。

图 2a, b 分别是 Al-55% Y 亚包晶合金以  $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  的速率升温 and 降温的 DSC 曲线和相应条件下的凝固组织的 SEM 照片。

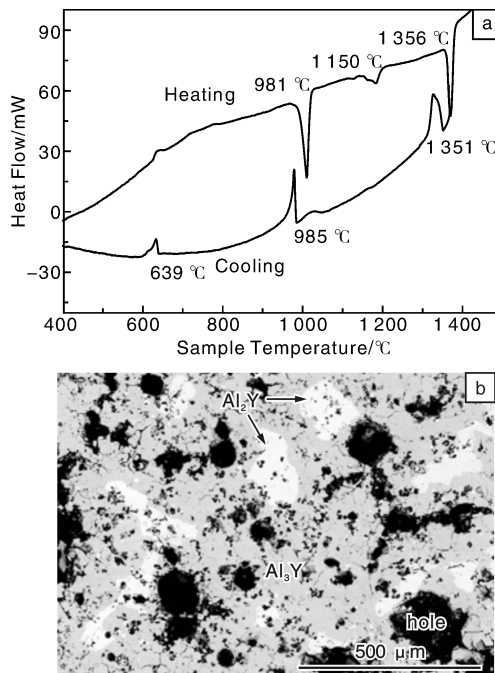


图 2 Al-55% Y 亚包晶合金升温和降温过程的 DSC 曲线(a) 和凝固组织的 SEM 照片(b)

Fig. 2 DSC curves of heating and cooling periods (a) and as-solidified SEM micrograph (b) for hypo-peritectic Al-55% Y alloy

对于 Al-55% Y 亚包晶合金,平衡凝固条件下,包晶

反应平台温度为 980 °C, 初生相形核温度为 1 410 °C。由图 2a 可以看到, 升温过程中, 包晶反应的逆反应发生在 981 °C, 在 1 356 °C 开始熔化, 这与相图给出的数据基本一致。在降温过程中, 约在 1 351 °C 从液相中析出初生  $\text{Al}_2\text{Y}$  相, 与平衡凝固相比, 过冷度约为 59 °C。温度继续下降, 在 985 °C 尖锐的放热峰前出现小突起, 可认为小突起是由于包晶反应形成, 包晶反应温度约为 1 025 °C, 比图 1 的包晶平台 980 °C 高出约 45 °C。尖锐的放热峰是由于  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  从液相中直接析出形成, 其温度也比包晶平台高出约 5 °C。温度继续下降, 按相图预测, 平衡凝固条件下液相应被完全消耗, 不可能再有液相与初生相接触发生包晶反应, 也不应该发生共晶反应。但是从实验结果来看, 如图 2a 所示, 在 639 °C 出现了较小的放热峰, 这与共晶平台温度基本一致, 显示残余液相发生了共晶凝固。相应条件下的试样凝固组织的 SEM 照片见图 2b。从图 2b 可见, 白色的初生  $\text{Al}_2\text{Y}$  相被灰色的包晶  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  相完全包裹, 发生了包晶反应, 但是残留的初生相非常多。包晶  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  相外面最后凝固的残余液相发生共晶反应, 形成了两相共晶组织, 这与 DSC 热分析曲线分析结果是一致的。需要说明的是, 两相共晶既有  $\text{Al} + \text{Al}_2\text{Y}$  共晶, 也有  $\text{Al} + \beta\text{-Al}_3\text{Y}$ , 这与  $\text{Al}-\text{Y}$  相图中的虚线共晶平台也是一致的(本文对此共晶反应过程不展开讨论)。另外, 化合物合金凝固收缩很大, 在组织中形成了大量的缩松, 其形貌与固溶体型合金的有较大差异。

### 3.1.2 Al-45%Y 过包晶合金连续凝固过程及组织

根据图 1 的  $\text{Al}-\text{Y}$  二元合金相图, 温度下降时,  $\text{Al-45\%Y}$  过包晶合金的凝固过程是: 首先从液相中析出初生相  $\text{Al}_2\text{Y}$ :  $\text{L} \rightarrow \text{L} + \text{Al}_2\text{Y}$ ; 之后温度降到包晶反应平台, 发生包晶反应:  $\text{L} + \text{Al}_2\text{Y} \rightarrow \beta\text{-Al}_3\text{Y}$ ; 初生相通过包晶反应完全溶解, 而液相中直接析出包晶相  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$ , 随着温度继续降低, 残余液相全部发生共晶反应, 凝固过程结束。

图 3a, b 分别是  $\text{Al-45\%Y}$  过包晶合金以 20 °C/min 速率升温 and 降温的 DSC 曲线和相应条件下的凝固组织的 SEM 照片。由图 3a 可以看出, 在升温过程中, 共晶反应的逆反应发生在 643 °C, 包晶反应的逆反应过程发生在 1 005 °C, 在 1 186 °C 初生相开始熔化。在降温过程中, 非平衡凝固条件下, 初生相从液相中析出的温度是 1 192 °C, 过冷度约为 48 °C。在 993 °C 处的放热峰之前, DSC 曲线上出现包晶反应的小突起, 温度约 1 020 °C, 比平衡凝固包晶反应温度 980 °C 高约 40 °C, 包晶相直接析出的温度也偏高, 比  $\text{Al}-\text{Y}$  相图包晶平台 980 °C 高约 13 °C。随着温度的继续降低, 在

647 °C 发生共晶反应。

对 DSC 实验得到的试样进行 SEM 观察, 其凝固组织与亚包晶合金的基本类似, 从图 3b 看出, 通过包晶反应, 白色的初生  $\text{Al}_2\text{Y}$  相被灰色的包晶  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  相完全包裹, 初生相总体含量较亚包晶合金少, 并且可以看到大部分的包晶相  $\beta\text{-Al}_3\text{Y}$  是由液相中直接析出的。

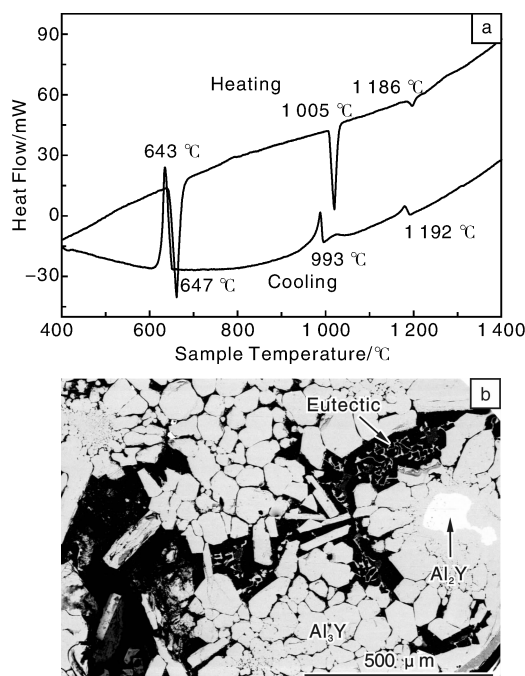


图3 Al-45%Y 过包晶合金升温和降温过程的 DSC 曲线(a) 和凝固组织的 SEM 照片(b)

Fig.3 DSC curves of heating and cooling periods (a) and as-solidified SEM micrograph (b) for hyper-peritectic Al-45%Y alloy

### 3.2 冷却速度对凝固过程的影响

由于包晶反应依赖于溶质在固相中的扩散, 所以在正常的凝固过程中, 包晶反应是难以进行完全的, 这在非小平面包晶系合金中已经得到了实验验证<sup>[20,22]</sup>, 在包晶两相都是小平面的  $\text{Al}-\text{Y}$  合金中, 这种不完全性更加明显。为了研究包晶反应的不完全性对凝固组织的影响, 利用 DSC 直接研究冷却速度对  $\text{Al}-\text{Y}$  包晶合金的凝固过程和凝固组织的影响。

#### 3.2.1 冷却速度对 Al-55%Y 亚包晶合金凝固过程的影响

图 4 为  $\text{Al-55\%Y}$  亚包晶合金不同冷却速率下降温的 DSC 曲线。从图 4 可以看出, 当冷却速度不断增加时, 共晶反应处的放热峰越高, 曲线下的面积越大, 说明发生共晶反应的残余液相越多。这是因为在冷却的过程中, 冷却速率越大, 液相直接析出包晶相越不彻底, 枝晶间残余的液相越多, 最后共晶反应发生得越多, 放热峰的面积也更大。

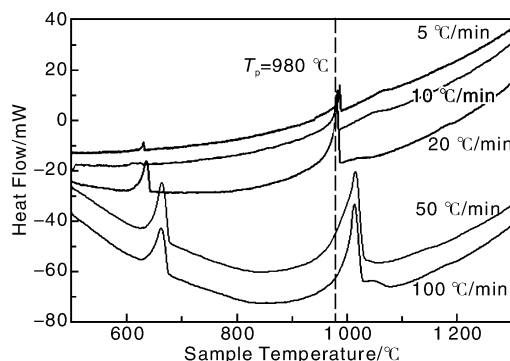


图 4 Al-55% Y 亚包晶合金不同冷却速率降温的 DSC 曲线

Fig. 4 DSC curves of cooling periods for hypo-peritectic Al-55% Y alloy at different cooling rates

图 5 是 Al-55% Y 合金在不同冷却速率下凝固的 SEM 照片。随冷却速度的增加, Al-55% Y 合金的凝固组织形态基本变化不大, 但是可以清楚地看到, 随着冷却速度的增加, 初生相的体积分数减小, 初生相晶粒变小, 形状由规则近球型转变为无定形。此外, 从最后凝固的区域可以观察到残余液相形成的共晶相体积分数逐渐增加, 而由平衡相图可知, 这种共晶组织在亚包晶合金中是不会出现的。因此, 从另一个角度理解, 冷却速率越大, 液相成分越不均匀, 偏析越严重, 发生共晶反应形成的非平衡共晶组织越多。

### 3. 2. 2 冷却速度对 Al-45% Y 过包晶合金凝固过程的影响

图 6 为 Al-45% Y 合金在不同冷却速度冷却时的

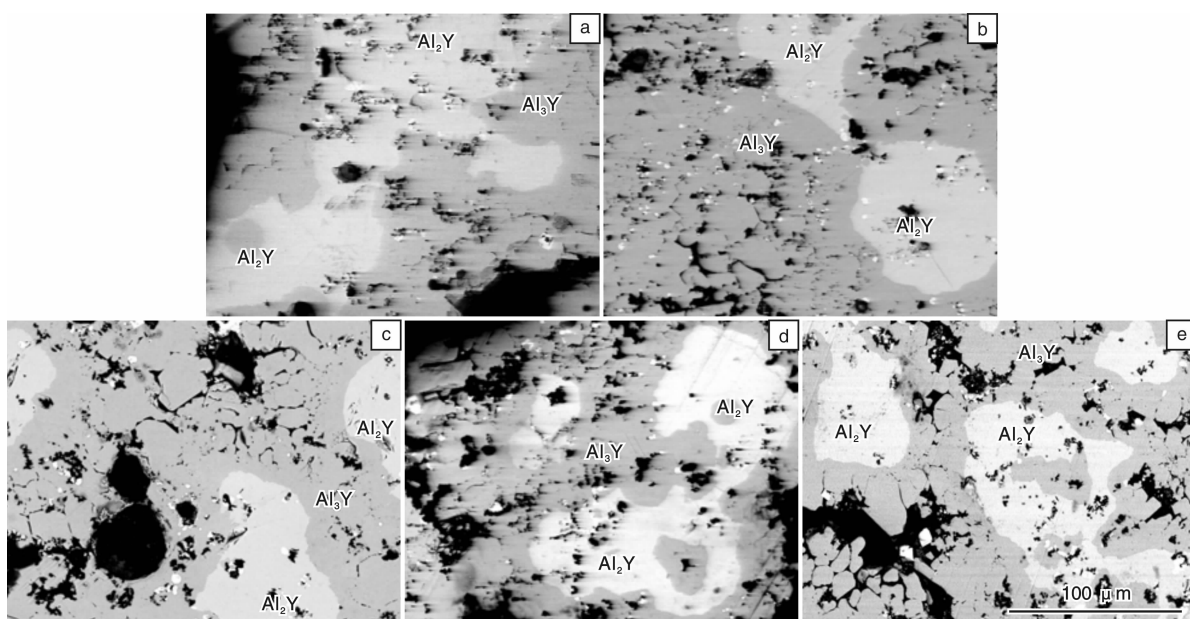


图 5 Al-55% Y 亚包晶合金不同冷却速度下凝固的 SEM 照片: 5 °C/min (a), 10 °C/min (b), 20 °C/min (c), 50 °C/min (d), 100 °C/min (e)

Fig. 5 SEM micrographs of hypo-peritectic Al-55% Y alloy at different cooling rates: (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min, (c) 20 °C/min, (d) 50 °C/min and (e) 100 °C/min

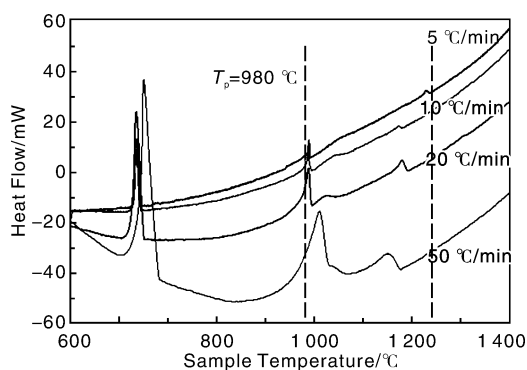


图 6 Al-45% Y 过包晶合金不同冷却速率降温的 DSC 曲线

Fig. 6 DSC curves of cooling periods for hyper-peritectic Al-45% Y alloy at different cooling rates

DSC 曲线。由图 6 可以看出, 当降温速率在 5 ~ 50 °C/min 范围内时, 随着降温速率的增大, 包晶反应越偏离平衡状态, 初生相形核的过冷度逐渐增大, 即初生相的形核温度逐渐降低。包晶反应的温度逐渐降低, 包晶反应放热峰越来越不明显, 包晶相直接凝固的放热峰越来越明显, 包晶相直接形核温度缓慢升高, 说明通过包晶反应形成的包晶相越来越少, 直接凝固获得的包晶相越来越多, 这在凝固组织中也得到了证实, 如图 7 所示。

图 7 是 Al-45% Y 过包晶合金在不同冷却速率下凝固的 SEM 照片。当冷却速度处于 5 ~ 20 °C/min 范围时, 白色的初生相  $Al_2Y$  相被灰色的包晶相  $\beta-Al_3Y$  完全包裹,  $Al_2Y$  与液相被隔离开, 两者不能接触继续发生包

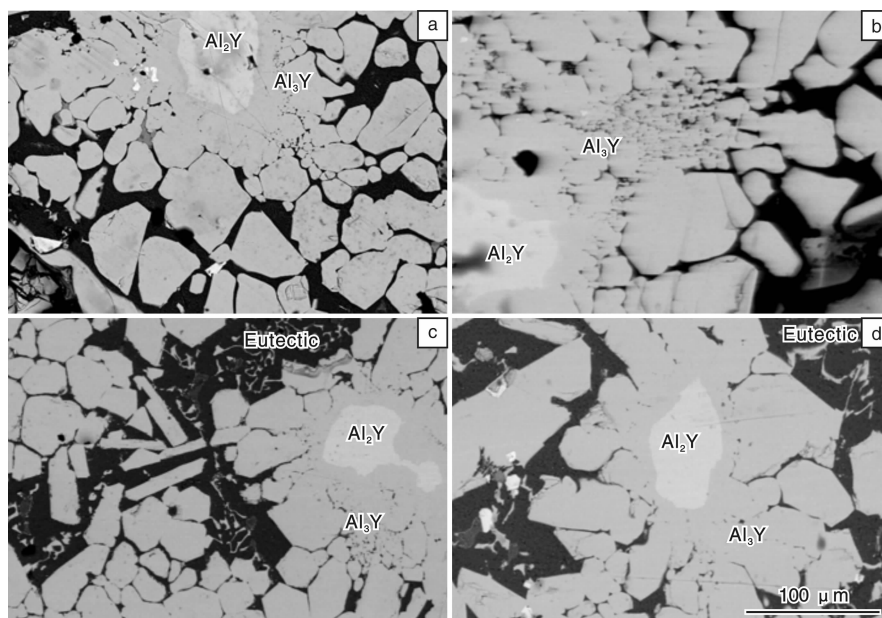


图7 Al-45% Y 过包晶合金不同冷却速度下凝固的 SEM 照片: 5 °C/min(a), 10 °C/min(b), 20 °C/min(c), 50 °C/min(d)

Fig. 7 SEM micrographs of hyper-peritectic Al-45% Y alloy at different cooling rates: (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min, (c) 20 °C/min and (d) 50 °C/min

晶反应, 大量  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  在液相中直接形核长大。液相中直接形成的  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  呈块状, 大多围绕着已经包裹初生相的  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  附近继续形核和生长。

当冷却速率为 50 °C/min 时, 在初生相表面上形核并长大的  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  的厚度减小, 附近从液相中直接析出的包晶相数量增多, 而且排列紧密的小块状  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  的数量与冷却速率较低时相比变少, 而从液相中直接析出的粗大柱状  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  逐渐增多。这是由于冷却速度大, 液相成分十分不均匀, 偏析严重导致的。

### 3.3 Al-Y 合金凝固过程分析讨论

在本实验中, 包晶反应实际发生温度都高于平衡相图中的包晶平台温度, 结合文献[15][24]的研究结果, 认为主要原因可能有两方面: ①冷却速率较大时, 在非平衡凝固条件下, 从液相中析出初生相  $\text{Al}_2\text{Y}$ , 随着  $\text{Al}_2\text{Y}$  相的析出, 液相成分沿液相线变化, 由于初生相是严格化学计量比的化合物, 凝固时将向液相中排出大量溶质元素 Al, 随液相中溶质浓度快速增加, 液相线温度下降很快。但液相中的溶质扩散是较慢的, 导致与初生相相接触的液相中的溶质来不及往远处扩散, 造成初生相附近液相中溶质浓度偏高, 当局部溶质浓度满足包晶反应溶质条件时, 包晶反应就发生了, 这就会造成实际的包晶反应温度偏高于平衡相图包晶平台温度。当包晶反应发生后, 由于包晶相和初生相都是严格计量比的化合物, 其内部基本不存在浓度梯度, 内部浓度梯度引起的溶质扩散作用非常小, 而包晶反应正是依赖于溶质在

包晶相和初生相内部的扩散来持续进行的, 故 Al-Y 包晶合金包晶反应进行的程度是很小的, 大部分初生相被残留下来, 相应地进一步增加尚未凝固液相中的溶质浓度, 这也会促使包晶相直接析出的温度提高。②包晶相  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  与初生相  $\text{Al}_2\text{Y}$  有相似的晶体结构, 两相之间的界面能较小, 包晶和初生两相的晶格错配度很小, 包晶相依附初生相界面上形核较容易, 在局部溶质浓度达到包晶相形核的条件时, 包晶反应就可能发生。由本课题组先前的研究结果可见<sup>[18,24]</sup>, 化合物包晶相一旦依附于初生相生成, 很难发生包晶转变过程。从图 2a 和图 3a 可见, 包晶反应热相应很小, 也就是通过包晶反应形成的包晶相很少。在发生微弱包晶反应之后, 残余液相温度降低, 当达到包晶相生长条件后, 将在液相中直接析出包晶相, 对应着较大的热效应。由图 2a 和图 3a 也可看出, 无论亚包晶还是过包晶合金, 都会发生共晶反应, 只是反应程度不同, 过包晶的多于亚包晶的, 这也说明包晶相在液相中析出时向液相中排出大量溶质引发了共晶反应。

## 4 结 论

(1) Al-55% Y 亚包晶合金和 Al-45% Y 过包晶合金在不同冷却速度下凝固得到的凝固组织都是初生相  $\text{Al}_2\text{Y}$ 、包裹初生相的包晶相  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$ 、液相直接形核凝固的包晶相  $\beta$ - $\text{Al}_3\text{Y}$  和残余液相形成的共晶组织。凝固组织与平衡相图预测的相差较大, 说明非小平面-非小平

面包晶系合金包晶反应更难以接近平衡状态。

(2) 包晶凝固的非平衡性结合小平面相的生长特征,造成液相中局部溶质富集,宏观偏析严重,促使包晶反应在更高的温度下进行,过包晶和亚包晶成分合金凝固时包晶反应的温度都高于平衡相图中的温度。

## 参考文献 References

- [1] Feng Z, Shen J, Min Z, *et al.* Two Phases Separate Growth in Directionally Solidified Fe-4.2Ni Alloy[J]. *Materials Letters*, 64 (2010): 1 813 – 1 815.
- [2] Luo L S, Su Y Q, Li X Z, *et al.* Producing Well Aligned in Situ Composites in Peritectic Systems by Directional Solidification[J]. *Applied Physics Letters*, 92 (2008): 0 619 031 – 0 619 033.
- [3] Luo L S, Su Y Q, Guo J J, *et al.* Peritectic Reaction and Its Influences on the Microstructures Evolution During Directional Solidification of Fe-Ni Alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 461(2008): 121 – 127.
- [4] Su Y Q, Luo L S, Li X Z, *et al.* Well-Aligned in Situ Composites in Directionally Solidified Fe-Ni Peritectic System[J]. *Applied Physics Letters*, 2006, 89: 2 319 181 – 2 319 183.
- [5] Dobler S, Lo T S, Plapp M, *et al.* Peritectic Coupled Growth[J]. *Acta Materialia*, 52(2004): 2 795 – 2 808.
- [6] Lo T S, Dobler S, Plapp M, *et al.* Two-Phase Microstructure Selection in Peritectic Solidification: from Island Banding to Coupled Growth[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51: 599 – 611.
- [7] Vandyoussefi M, Kerr H W, Kurz W. Two-Phase Growth in Peritectic Fe-Ni Alloys[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48: 2 297 – 2 306.
- [8] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q, *et al.* Microstructural Control of TiAl-Nb Alloys by Directional Solidification[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 498 – 506.
- [9] Xiao Z X, Zheng L J, Yan J, *et al.* Lamellar Orientations and Growth Directions of  $\beta$  Dendrites in Directionally Solidified Ti – 47Al – 2Cr – 2Nb Alloy[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2011, 324: 309 – 313.
- [10] Hecht U, Witusiewicz V, Drevermann A, *et al.* Grain Refinement by Low Boron Additions in Niobium-Rich TiAl-Based Alloys[J]. *Intermetallics*, 2008, 16: 969 – 978.
- [11] Luo W Z, Shen J, Min Z X, *et al.* Lamellar Orientation Control of TiAl Alloys under High Temperature Gradient with a Ti – 43Al – 3Si Seed[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2008, 310: 5 441 – 5 446.
- [12] Su Y Q, Liu C, Li X Z, *et al.* Microstructure Selection during the Directionally Peritectic Solidification of Ti-Al Binary System[J]. *Intermetallics*, 2005, 13: 267 – 274.
- [13] Yamaguchi M, Johnson D R, Lee H N, *et al.* Directional Solidification of TiAl-Base Alloys[J]. *Intermetallics*, 2000, 8: 511 – 517.
- [14] Mogeritsch J P, Ludwig A. In-Situ Observation of Coupled Growth Morphologies in Organic Peritectics[J]. *IOP Conf Series: Materials Science and Engineering*, 2011, 27: 012 028.
- [15] Favez D, Wagnière J D, Rappaz M. Au-Fe Alloy Solidification and Solid-State Transformations[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58: 1 016 – 1 025.
- [16] Asta M, Beckermann C, Karma A, *et al.* Solidification Microstructures and Solid-State Parallels: Recent Developments, Future Directions[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57: 941 – 971.
- [17] Hunziker O, Vandyoussefi M, Kurz W. Phase and Microstructure Selection in Peritectic Alloys Close to the Limit of Constitutional Undercooling[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46: 6 325 – 6 336.
- [18] Kang H J, Li X Z, Wang T M, *et al.* Crystal-Quasicrystal Transition Depending on Cooling Rates in Directionally Solidified Al – 3Mn – 7Be (at. %) Alloy[J]. *Intermetallics*, 2014, 44: 101 – 105.
- [19] Kohler F, Germond L, Wagnière J D, *et al.* Peritectic Solidification of Cu-Sn Alloys: Microstructural Competition at Low Speed[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57: 56 – 68.
- [20] Su Y Q, Liu D M, Li X Z, *et al.* Isothermal Peritectic Coupled Growth in Directionally Solidified Cu – 20% Sn Alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43: 4 219 – 4 223.
- [21] Zhong H, Li S M, Lü H Y, *et al.* Microstructure Evolution of Peritectic  $\text{Nd}_{14}\text{Fe}_{79}\text{B}_7$  Alloy During Directional Solidification[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2008, 310: 3 366 – 3 371.
- [22] Krivilyov M, Volkman T, Gao J, *et al.* Multiscale Analysis of the Effect of Competitive Nucleation on Phase Selection in Rapid Solidification of Rare-Earth Ternary Magnetic Materials[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 112 – 122.
- [23] Rao Q L, Fan X L, Shu D, *et al.* In-Situ XRD Study on the Peritectic Reaction of YBCO Thin Film on MgO Substrate[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 461: L29 – L33.
- [24] Liu D M, Li X Z, Su Y Q, *et al.* Secondary Dendrite Arm migration Caused by Temperature Gradient Zone Melting during Peritectic Solidification[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 2 679 – 2 688.