

# Al-Ti-B-RE 中间合金第二相的形态及分布对工业纯铝细化效果的影响

王正军<sup>1,2</sup>, 司乃潮<sup>1</sup>

(1. 江苏大学, 江苏 镇江 212013)

(2. 宿迁学院, 江苏 宿迁 223800)

**摘要:**为更好地优化组织,提升细化性能,采用熔配—纯金属钛法制备新型铝晶粒细化剂—铝钛硼稀土 Al-Ti-B-RE 中间合金。试验结果表明:合成反应温度不同,所制备的 Al-Ti-B-RE 中间合金第二相所具有的形态分布及数量不同,低温反应合成中间合金第二相  $Al_3Ti$  和  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相为小块状,高温反应合成则为长片状。借助 X 射线衍射 (XRD)、扫描电镜 (SEM)、光学显微镜 (OM) 等技术对其第二相的微观形貌分布、细化效果及形核能力等进行表征分析。结果表明:第二相粒子形态分布及数量对细化效果有重要影响,第二相中的形核相与基底的错配度越小,越有利于非均质形核,细化效果越好。

**关键词:**铝钛硼稀土中间合金;第二相;形态及分布;错配度

**中图分类号:** TG146.2<sup>†1</sup>

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)06-1494-05

铝及铝合金质量轻、强度大,其节能优势明显,故广泛应用于制造业,是制造陆海空运载工具的主要结构材料之一<sup>[1]</sup>,因此铝及铝合金又有“会飞的金属”之称。但作为生产各种铝及铝合金产品的原材料—工业纯铝极易产生粗大的柱状晶,如直接用于生产加工,将显著降低铝及铝合金产品的各种性能品质。经多年努力,已研制出多种提高铝及铝合金强韧性的有效途径,其中晶粒细化是提高铝材强度和韧性,改善铝材品质的重要途径之一,也是最简单和最有效的方法之一<sup>[2-4]</sup>。高效的 Al-Ti-B 中间合金晶粒细化剂的问世,是铝晶粒细化技术的一项重大突破,发挥着其他晶粒细化剂无可比拟的优势<sup>[5-7]</sup>,但由于自身的性能缺陷使其在高档箔材的轧制上受到限制,对含 Zr、Cr 及 Mn 等元素的铝合金(高强度合金)细化作用减弱甚至失去细化效果,造成晶粒组织不均匀,即所谓“细化剂中毒”现象<sup>[8,9]</sup>。近年来的研究,将稀土的变质细化、净化等作用与 Al-Ti-B 中间合金的细化作用结合起来<sup>[10]</sup>,开发出新型绿色的 Al-Ti-B-RE 中间合金晶粒细化剂,能够改善甚至消除 Al-Ti-B 中间合金晶粒细化剂存在致命的缺陷,从而综合提升细化剂的性能,是目前最有开发价值和最有潜力的铝用晶粒细化剂之一<sup>[11]</sup>。而中间合金细化剂的内在冶金质量是保证其细化作用充分发挥的前提,为了使中间合金细化剂获得理想的细

化效果,就必须保证细化剂自身具有理想的第二相颗粒形态及分布,必须能对铝起润湿作用,且第二相颗粒应与铝具有相似的结构,或者存在原子排列相似的晶面,达到一定的共格程度,才可以形核细化<sup>[12]</sup>。因此,对比中间合金的细化能力,主要是对比其中的第二相粒子的形态分布及数量。本实验采用熔配—纯金属钛法制备新型 Al-Ti-B-RE 中间合金晶粒细化剂,并进一步研究分析合成温度的不同对第二相的形态分布、数量及对工业纯铝细化效果的影响,为新型细化剂的开发应用、制定适宜的合成温度及研究晶粒细化形核生长过程提供一定的理论依据。

## 1 实验

所用的材料主要是工业纯铝( $\geq 99.70\%$ ,质量分数,下同)、钛( $\geq 99.00\%$ )、氟硼酸钾( $\geq 98.00\%$ )、富铈稀土、铝及铝合金专用覆盖剂、除气剂、精炼剂,采用电阻炉和石墨坩埚熔制 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金。

将去除水分的钛粉和氟硼酸钾按适量的化学计量比进行计算称量使  $Ti/B \approx 5:1$ ,由于超过了  $TiB_2$  中 Ti 和 B 的化学计量比 2.2:1,即满足所含的 Ti 与 B 形成  $TiB_2$  相后,还有剩余的 Ti,能形成一定量的  $Al_3Ti$  相,然后在高速行星式球磨机上进行充分球磨混合均匀,将其取出,在万能试验拉伸机上冷压成坯。将盛有等质量试验

收稿日期: 2014-06-14

基金项目: 江苏省教育厅自然科学基金(12KJD430002); 江苏省高校“青蓝工程”优秀青年骨干教师基金

作者简介: 王正军,男,1975年生,博士生,副教授,江苏大学材料科学与工程学院,江苏 镇江 212013, E-mail: wangzj2005@163.com

用工业纯铝的坩埚分别置于 2 个条件完全相同的 KSL-12-JY 型井式电阻炉中加热, 升温至  $(730 \pm 5)^\circ\text{C}$ , 待铝熔体完全熔化后, 将其搅拌、扒渣, 采用不同的合成温度来制备中间合金, 将  $\text{KBF}_4$ 、Ti 粉压块和 RE 用石墨钟罩分批次同时压入铝熔体中下部, 并将第 1 炉温升至  $(825 \pm 5)^\circ\text{C}$ , 制备 1# 细化剂; 将第 2 炉温升至  $(1025 \pm 5)^\circ\text{C}$ , 制备 2# 细化剂, 同时在 Al 熔体表面上加入足够厚的专用覆盖剂, 对两炉铝熔体每 6 min 强力搅拌一次, 静置保温 30 min, 待其充分反应后, 温度降为  $(780 \pm 5)^\circ\text{C}$  后, 进行除气、精炼、除渣, 并将合金液用耐高温纤维过滤网将粗大的颗粒过滤去除后, 浇入铸钢模具中, 制得 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金。

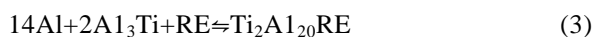
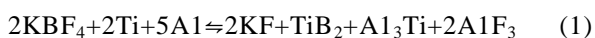
用含铝 99.70% 的工业纯铝做晶粒细化试验。将自制的 1#、2#, Al-5Ti-1B-1RE 中间合金细化剂, 按铝合金液质量的 0.2% 压入至  $(730 \pm 5)^\circ\text{C}$  两个条件完全相同的铝熔体中下部, 充分搅拌, 静置 5 min 后, 进行精炼除气, 搅拌, 浇入铸钢模具中, 待试样冷却至室温后, 制取金相试样。

## 2 结果及分析

### 2.1 制备试验结果与分析

在制备 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金过程中为了提高反应物的实收率, 降低成本, 采取一些相应的技术措施, 如采用适宜的熔体静置温度、反应时间、强力搅拌等工艺, 采用化学分析方法检测元素的实际含量, 直至各元素含量接近名义含量。采取不同的合成反应温度制备的 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金进行 X 射线衍射物相分析, 如图 1 所示。

由图 1a 反应合成温度为  $825 \pm 5^\circ\text{C}$ , 可知, 在铝热反应中, 除了 Al 的衍射峰外, 还出现了  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 、 $\text{TiB}_2$  和  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相的衍射峰。这说明在 Al 熔体中呈过饱和状态的 Ti, 本应该容易与 Al 直接生成  $\text{Al}_3\text{Ti}$  相, 但由于 RE 元素的引入, 溶解在 Al 熔体中的 RE 元素活性很高, 表面能也很高, 为降低表面能, 且又由于 RE 元素在铝熔体中固溶度很低, 故有游离态 RE 元素存在并介入到其中与  $\text{Al}_3\text{Ti}$  相反应生成了  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$ , 即  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}$ 、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{La}$  相等粒子, 由于  $\text{KBF}_4$  和 Ti 粉以压块的形式, 原子间的紧密度要远小于以整体小块状形式加入的 RE 以及熔点也远低于 RE, 故优先与 Al 熔体作用, 先后主要发生如下反应:



随着合成反应的进一步进行  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相不断增多,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  数量不断减少, 加入的 RE 元素有限,  $\text{Al}_3\text{Ti}$

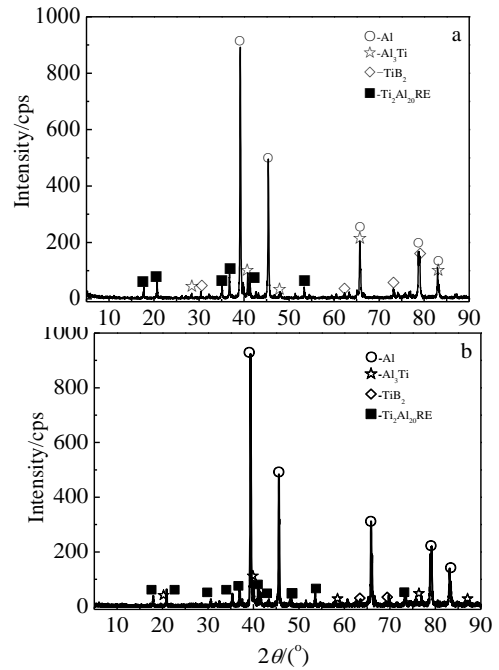


图 1 1#、2# Al-5Ti-1B-1RE 中间合金的 XRD 图谱  
Fig.1 XRD patterns of 1# (a), and 2# (b) Al-5Ti-1B-1RE master alloy

没有完全参与反应(3), Al 熔体中还是一些  $\text{Al}_3\text{Ti}$  相,  $\text{TiB}_2$  很稳定, 不与 RE 反应, 合成反应结束后, 没有检测出单质形式存在 RE。因此, 制备的 1# 细化剂中第二相粒子主要含有  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 、 $\text{TiB}_2$ 、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相等, 如图 1a 所示。

图 1b 为 2# 细化剂 XRD 图谱, 随着反应合成温度升至  $(1025 \pm 5)^\circ\text{C}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  的衍射峰不断减弱, 这说明在该温度下,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  不能稳定存在, 反应(2)将会向左进行,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  将部分分解溶解。而反应初始阶段  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相的衍射峰不断增强, 随着时间的延长,  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相首先释放出 RE 原子, 部分转化  $\text{Al}_3\text{Ti}$ , 然后再进一步溶解, 整个过程与发生包晶反应相似, 即:  $\text{L} + \text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE} \rightleftharpoons \alpha\text{-Al}(\text{Ti}) + \text{RE}$ , 所以 Al 熔体中也存在  $\text{Al}_3\text{Ti}$  相。对于  $\text{TiB}_2$  相, 由反应(1)可知,  $\text{TiB}_2$  中的 B 原子是由  $\text{KBF}_4$  引入的, 而在该温度下  $\text{KBF}_4$  更易受热分解, 而使 B 原子的吸收率降低, 故  $\text{TiB}_2$  相也减少。随着 RE 元素的引入, 也主要发生上述(1)~(3)反应, 但反应现象、程度明显不同。因此制备的 2# 细化剂中第二相粒子也主要含有  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 、 $\text{TiB}_2$ 、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相等, 如图 1b 所示。

由图 2 扫描电镜照片及能谱分析可知, 不同的合成温度下制备的  $\text{Al}_3\text{Ti}$  和  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  稀土相的形态和数量是不同的, 而且  $\text{TiB}_2$  相的数量也不同。

图 2a 中合成反应温度  $(825 \pm 5)^\circ\text{C}$  的显微组织中, 尺寸较大灰色呈块状、有明显棱角的是  $\text{Al}_3\text{Ti}$ , 如 A

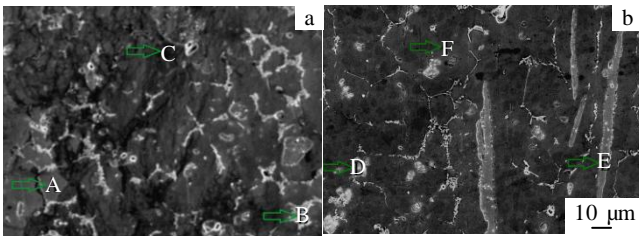


图 2 不同合成反应温度所制备的 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金第二相粒子形貌

Fig.2 Morphology of the second phase particles of Al-5Ti-1B-1RE master alloy at different synthetic reaction temperatures: (a) 1# and (b) 2#

点所示外观尺寸与其极为相似的，表面发白的，如 B 点所示，由能谱分析含有 Al、Ti、RE，再结合图 1a X 射线衍射的结果，判断是  $Ti_2Al_{20}RE$ ， $Ti_2Al_{20}RE$  由 Al 熔体、 $Al_3Ti$  与 RE 结合而成。尺寸较小的  $Al_3Ti$  相与稀土原子几乎完全反应，转变成  $Ti_2Al_{20}RE$ ，而尺寸较大的  $Al_3Ti$  相，对稀土吸附作用较强，生成了很多  $Ti_2Al_{20}RE$  原子集团。从而显示了  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相尺寸略大，为块状。尺寸细小的黑灰色颗粒为  $TiB_2$ ，分布在  $Al_3Ti$  周围或晶界处，如 C 点所示， $TiB_2$  相熔点高，熔点超过  $2900\text{ }^\circ\text{C}$ ，化学稳定性非常好，不与 RE 发生反应。而 RE 在铝熔体中的作用之一是充当分散剂、表面活性剂、催化剂<sup>[13]</sup>，在固液界面吸附形成一层液膜，阻碍颗粒间相互接触，降低界面的表面张力，并通过库仑力及空间位阻作用，减少第二相颗粒间的接触及产生排斥力，抑制团聚体形成，使  $TiB_2$  颗粒分布更均匀弥散，使反应更加充分，反应温度又适宜，从而增加 Ti、B 的吸收率，向理想的组织转化，提高  $Al_3Ti$  和  $TiB_2$  在铝熔体中的表面润湿性，可以阻碍  $TiB_2$  的聚集、沉淀，对晶粒细化极为有利。

由图 2b 可知，随着合成反应温度的升高， $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相形态发生了变化，变为长片状，尺寸较大，如 D 点、E 点所示，该组织不是良好的细化剂组织形态，在细化中应尽量避免。当在  $(825\pm 5)\text{ }^\circ\text{C}$  时，熔制 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金时，由于活性金属 RE 的介入，使 Ti 难以长程扩散，对  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相生长影响很小，因此  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相各晶面基本均衡生长，此时与铝熔体间的界面能较大，从而形成了块状  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相分布。而当温度升至  $(1025\pm 5)\text{ }^\circ\text{C}$  时，在 Al 熔体中呈不饱和状态的 Ti 原子的扩散作用加强，细小的  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相就可能合并长大，

择优生长，此时  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相与铝熔体间的界面能较小，于是出现了如图 2b 所示长片状的  $Al_3Ti$  相及  $Ti_2Al_{20}RE$  稀土相，对晶粒细化不利。对于  $TiB_2$  相，在  $(1025\pm 5)\text{ }^\circ\text{C}$  的合成反应温度下所制得的中间合金中有不同程度的偏聚现象，但与在  $(825\pm 5)\text{ }^\circ\text{C}$  的合成反应温度下相比，随着熔体温度的升高， $KBF_4$  受热分解程度增大，生成的  $TiB_2$  相减少，B 原子的扩散影响也逐渐减小，同时反应速度加快，从而使得  $TiB_2$  相的生长择优趋势减小，又由于铝熔体粘度逐渐降低，使  $TiB_2$  的分散性逐渐提高，形成偏聚团的趋势及尺寸变小，如 F 点所示。

### 2.2 细化试验结果与分析

为了研究 Al-Ti-B-RE 中间合金中第二相( $Al_3Ti$ 、 $TiB_2$  及  $Ti_2Al_{20}RE$  等)的形态分布及数量对其细化性能的影响，进行细化试验。未经细化的工业纯铝原始组织为粗大的等轴晶，如图 3a 所示。经自制的 Al-5Ti-1B-1RE 中间合金细化处理 5 min，即可得到细小的晶粒组织，但中间合金细化剂第二相的形态分布及数量的不同对工业纯铝细化效果不同，如图 3b、3c 所示。理想的细化微观组织是整个截面上应具有均匀、细小的等轴晶粒。

在细化处理过程中，铝熔体中的细化剂释放出了大量的第二相形核粒子，由于大量外加的形核粒子的存在，使得铝熔体凝固过程发生了变化，这些成核粒子使得铝熔体可以在高于成核温度时就凝固，并且高于晶粒生长温度。加入细化剂后，释放出的形核粒子使得在晶粒生长前方生成了新的晶粒，而这些新的晶粒阻碍了来自模壁的柱状晶的生长，从而细化了晶粒组织。同时，在铝熔体中存在的第二相固态化合物基底可以作为铝熔体凝固时的形核核心，促进铝液非均质形核，从而实现凝固组织的晶粒细化。根据 Turnbull 和 Vonnegut<sup>[14]</sup>提出的基底的非均质形核效用取决于其与形核相之间的点阵错配度，并定义一维错配度：

$$\delta = \frac{|a_s - a_n|}{a_n} \quad (4)$$

式中， $a_n$  为形核相的低指数晶面的晶格常数， $a_s$  为基底的低指数晶面的晶格常数。错配度  $\delta$  越小，基底与

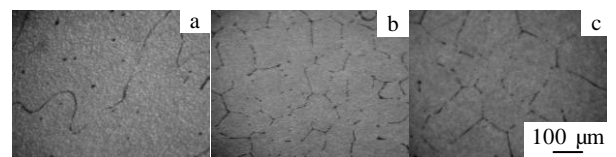


图 3 不同细化剂的细化效果比较

Fig.3 Comparison of different kinds of refiners' capacity: (a) without refiner, (b) 1#, and (c) 2#

形核相的晶格越匹配, 点阵错配引起的能量变化越小, 则基底与形核相之间的界面能越小, 越容易发生非均质形核。如图 2 所示, 单位体积内的 1#细化剂  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 、 $\text{TiB}_2$  相的形核相数目明显多于 2#细化剂的数目, 界面能却小得多, 再根据 Bramfitt 提出二维错配度理论以表征化合物基底促进非均质形核的能力, 非均质形核的效用取决于形核相与基底之间的界面能, 界面能越小, 越有利于非均质形核。又由双形核理论<sup>[15]</sup>可知, 1#细化剂中的  $\text{TiB}_2$  相多, 使最终在  $\text{TiB}_2$  的表面形成  $\text{Al}_3\text{Ti}$  就多, 随后在  $\text{Al}_3\text{Ti}$  的表面发生包晶反应生成  $\alpha\text{-Al}$  就多, 晶粒就越细,  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  相释放出 RE 原子, 部分转化成  $\text{Al}_3\text{Ti}$  相, 以促进  $\text{Al}_3\text{Ti}$  在  $\text{TiB}_2$  的表面形成, 而 RE 元素能有效降低形核相与基底之间的界面能, 还会增大  $\text{Al}_3\text{Ti}$  和  $\text{TiB}_2$  相与 Al 熔体的润湿性, 降低粒子的偏聚, 进而可以明显提升细化剂的细化性能。且 1#细化剂中的块状  $\text{Al}_3\text{Ti}$  有 2 个(001)和(011)晶面都面向铝熔体<sup>[16]</sup>, 而  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  比  $\text{Al}_3\text{Ti}$  具有更多的晶面可以和 Al 的某些晶面匹配, 即  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  比  $\text{Al}_3\text{Ti}$  具有更好的形核条件, 可有效降低基底与形核相之间的界面能, 提高形核基面的数量, 而 2#细化剂中的长片状的  $\text{Al}_3\text{Ti}$  只有一个(001)晶面面向铝熔体, 提供形核基面的数量要比 1#细化剂要少, 故 1#细化剂总体的细化效果要明显优于 2#细化剂总体的细化效果, 这与图 3b、3c 所示细化效果是相符的。

### 3 结 论

1) 采用熔配—纯金属钛法制备新型的铝晶粒细化剂 Al-Ti-B-RE 中间合金, 制备温度不同, 其第二相具有的形态分布及数量不同, 在  $(825 \pm 5)^\circ\text{C}$  时, 反应合成该中间合金中的  $\text{Al}_3\text{Ti}$  和  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  稀土相为小块状, 对细化晶粒有利; 在  $(1025 \pm 5)^\circ\text{C}$  时, 则为长片状, 对细化晶粒不利。

2)  $\text{TiB}_2$  中的 B 原子是由  $\text{KBF}_4$  引入的, 高温时  $\text{KBF}_4$  更易受热分解, 而使 B 原子的吸收率降低, 故  $\text{TiB}_2$  相也减少, 中间合金细化能力变差。

3) 对比中间合金的细化效果, 1#细化剂明显优于 2#细化剂, 第二相中的形核相与基底的错配度越小, 越有利于非均质形核, 细化效果越好。

#### 参考文献 References

- [1] Liu Zhaohua(刘兆华), Chen Liangwei(陈亮维), Xi Jian(席健) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(7): 1407
- [2] Yu Jiliang(喻吉良), Li Zhongkui(李中奎), Zheng Xin(郑欣). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 2054
- [3] Yu Lina, Liu Xiangfa, Wang Zhengqing. *Journal of Materials Science* [J], 2005, 40: 3865
- [4] Zhang Yijie(张亦杰), Le Yongkang(乐永康), Ma Naiheng(马乃恒). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(3): 476
- [5] Gao Peng(高鹏), Zhou Tietao(周铁涛), Xu Xiaoqing(徐效清) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(1): 6
- [6] Liu Xiangfa(刘相法), Yang Yang(杨阳), Bian Xiufang(边秀房). *Foundry*(铸造)[J], 1996(10): 6
- [7] Wang Zhengjun(王正军). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2012, 41(S2): 577
- [8] Chen Yajun(陈亚军), Xu Qingyan(许庆彦), Huang Tianyou(黄天佑). *Journal of the Chinese Rare Earth Society*(中国稀土学报) [J], 2007, 25(5): 597
- [9] Sotlz U K, Sommer F, Suttart B P. *Aluminum*[J], 1995(3): 350
- [10] Han Hui(韩辉), Lü Cheng(吕程), Miao Huaming(缪花明) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(1): 0028
- [11] Wang Zhengjun(王正军). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2010, 31(8): 1021
- [12] Chen Yajun(陈亚军), Xu Qingyan(许庆彦), Huang Tianyou(黄天佑). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(8): 1232
- [13] Guo Peng(郭朋), Lan Yefeng(兰晔峰), Zhu Zhengfeng(朱正锋). *Aluminum Fabrication*(铝加工) [J], 2004(3): 12
- [14] Pan Ning(潘宁), Song Bo(宋波), Zhai Qijie(翟启杰). *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2010, 32(2): 179
- [15] Mohanty P S, Samuel F H, Gruzleski J E. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1995, 26B (1): 103
- [16] Arberg L, Backerud L, Klang H. *Metals Technology*[J], 1982, (9): 7

## Effect of the Morphology and Distribution of the Second Phases of Al-Ti-B-RE Master Alloys on Refining Commercially Pure Aluminum

Wang Zhengjun<sup>1, 2</sup>, Si Naichao<sup>1</sup>

(1. Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. Suqian College, Suqian 223800, China)

**Abstract:** To obtain better microstructures and improve refining performance, a new aluminum grain refiner Al-Ti-B-RE master alloy was prepared by a mix molten-pure titanium method. The results show that there are small blocks of  $\text{Al}_3\text{Ti}$  and  $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{RE}$  phases in the Al-Ti-B-RE master alloys prepared at optimal temperatures while there are large flakes at high temperature. The morphology, distribution and quantity of second phases of Al-Ti-B-RE master alloys and refining effects and nucleating potentials were studied by XRD, SEM and OM. It is indicated that the morphology, distribution and quantity of second phase particles of Al-Ti-B-RE master alloys have an important influence on the refining effects. A better refining effect could be obtained with the smaller disregistry between nucleation and the substrate in favor of promoting nucleation.

**Key words:** Al-Ti-B-RE master alloy; the second phases; the morphology and distribution; disregistry

---

Corresponding author: Si Naichao, Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88780194, E-mail: snc@ujs.edu.cn