



高温处理熔体制备 AlB_{12} 型铝硼中间合金

王青亮¹, 沈利², 赵九洲³, 张兴中¹

(1. 燕山大学 国家冷轧板带装备及工艺工程技术研究中心, 秦皇岛 066004;

2. 包头铝业有限公司, 包头 014046;

3. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 对具有不同硼化物分布情况的 AlB_2 型铝硼中间合金熔体(AlB_2 型中间合金熔体)进行高温处理制备 AlB_{12} 型铝硼中间合金(AlB_{12} 型中间合金)。结果表明: 对于硼化物团聚严重, 含有大量尺寸较大硼化物团聚的 AlB_2 型中间合金熔体, 当在高温处理过程中搅拌强度较低时, 所形成的 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 团聚严重; 高温处理过程中, 分布于熔体内的硼化物团聚中接触较紧密的 AlB_2 颗粒在转变时会发生凝固, 并形成尺寸较大的 AlB_{12} 颗粒; 在高温处理过程中, 快速搅拌可有效阻止 AlB_{12} 团聚的形成, 还可对硼化物团聚中 AlB_2 颗粒的凝固起到一定的破坏作用, 从而有效减小所得 AlB_{12} 型中间合金中的 AlB_{12} 颗粒尺寸及尺寸分布范围。

关键词: 铝硼中间合金; 高温处理; AlB_{12} 型; 显微组织

中图分类号: TG146

文献标志码: A

铝硼中间合金广泛应用于导电铝生产, 向铝熔体中加入铝硼中间合金, 可使铝中的 Fe、Ti、V、Mn 等过渡族杂质元素与硼元素反应形成不溶性硼化物, 并以渣的形式沉淀析出, 从而提高铝的导电性^[1-3]。铝硼化合物包括 AlB_2 和 AlB_{12} 两种稳定形式^[4], 根据合金中铝硼化合物的主要存在形式, 铝硼中间合金可分为 AlB_2 型铝硼中间合金(AlB_2 型中间合金)和 AlB_{12} 型铝硼中间合金(AlB_{12} 型中间合金)。研究表明^[5-7]: 这两种铝硼中间合金均能有效提高工业纯铝的导电性, 但对于 AlB_{12} 型中间合金, 由于 AlB_{12} 颗粒与杂质元素反应速度较慢, 且反应生成的杂质元素硼化物颗粒更粗大、更致密, 易导致 AlB_{12} 团聚和粗大的 AlB_{12} 颗粒未充分反应就和生成的杂质元素硼化物一起沉淀到底部, 造成硼的利用率降低, 影响其净化效果。因此, 作为净化型中间合金, AlB_{12} 型中间合金中的 AlB_{12} 颗粒尺寸及空间分布情况需要严格控制。

通过铝硼中间合金对铝熔体进行净化处理时, 通常希望所加入的铝硼中间合金具有较高的硼含量, 这样可以减少中间合金加入量, 进而减少由于加入中间合金而引入的外来杂质。由于 AlB_2 相在铝熔体中通常以长厚比较高的片状颗粒形式存在, 当 AlB_2 型中间合金熔体中硼含量较高时, 熔体黏度很大, 难以制备硼

含量较高的 AlB_2 型中间合金^[8]。 AlB_{12} 相在铝熔体中则通常以近球形颗粒形式存在, 硼含量较高时对熔体黏度影响不大, 更容易制备高硼含量铝硼中间合金。

目前, 尽管 AlB_{12} 型中间合金在导电铝生产中已有应用, 但关于其制备方面的研究报告还很少。早期有通过铝与硼酐或硼砂发生铝热还原反应制备 AlB_{12} 型中间合金的报告^[9-10], 但应用此方法时产物中有大量 Al_2O_3 , 且难于去除, 难以获得较为纯净的 AlB_{12} 型中间合金。赵九洲等^[11]提出一种高硼含量 AlB_{12} 型中间合金制备方法, 首先在 750 °C 左右使铝熔体与含硼氟盐反应制备 AlB_2 型中间合金熔体, 然后将合金熔体升温至 1000 °C 以上进行高温处理, 熔体中的片状 AlB_2 颗粒将转变为近球形 AlB_{12} 颗粒, 熔体黏度显著降低, 而后将熔体降温至 750 °C 左右再次进行加盐反应, 经过反复多次加盐反应后高温处理, 可获得硼含量达 8% 的高硼含量 AlB_{12} 型中间合金。前面已经提到, AlB_{12} 型中间合金中的 AlB_{12} 颗粒尺寸及空间分布情况对其使用效果具有很大影响。采用此方法制备 AlB_{12} 型中间合金时, 研究如何控制 AlB_2 型中间合金熔体经高温处理后所得合金中的 AlB_{12} 颗粒尺寸及空间分布情况就显得尤为重要, 目前还未出现关于这方面的研究报告。

获得 AlB_2 型中间合金熔体是采用此方法制备 AlB_{12} 型中间合金的前提。由于具有成本低、易操作及合金质量高等优点,氟盐反应法^[8, 12-17]已成为制备 AlB_2 型中间合金最常采用的方法,该方法即通过铝熔体与含硼氟盐(KBF_4)发生铝热还原反应,使硼从氟盐中还原出来并以铝硼化合物的形式存在于铝基体中。已有研究报道中,通常采用的加盐反应方式是将含硼氟盐直接加到铝熔体表面^[8, 13-15]或压入到铝熔体内部^[16-17]后进行搅拌反应。研究发现,反应过程中生成的 AlB_2 颗粒极易形成团聚^[13-16],在反应过程中施加快速搅拌可对团聚起到一定的破坏作用^[15-16]。本文作者^[18]在前期研究中提出了一种新型的加盐反应方式—漩涡加盐法,并与传统的铝箔包裹后压入加盐方式制备效果进行了对比,发现采用漩涡加盐法制备 AlB_2 型中间合金时可有效阻止硼化物团聚的形成,合金中 AlB_2 相主要以弥散片状颗粒形式分布于铝基体中。

本文作者将在前期研究基础上,首先按文献^[18]中工艺制备3种具有不同硼化物分布形态的 AlB_2 型中间合金熔体,而后分别对其进行高温处理以制备 AlB_{12} 型中间合金,在高温处理过程中施加不同强度搅拌,以研究 AlB_2 型中间合金熔体中硼化物存在形态与所制备 AlB_{12} 型中间合金组织的内在联系,并考察在高温处理过程中施加不同强度搅拌对所制备 AlB_{12} 型中间合金组织的影响。

1 实验

用于制备 AlB_{12} 型中间合金的 AlB_2 型中间合金熔体是按照文献^[18]中3种不同工艺制备的。3种合金熔体中硼化物分布形态不同,其中第一种合金熔体内 AlB_2 颗粒团聚严重,含有大量较大尺寸硼化物团聚,为表述方便,将其称为合金熔体1;第二种合金熔体中 AlB_2 相主要以小尺寸团聚形式存在,将其称为合金熔体2;第三种合金熔体中 AlB_2 主要以弥散片状颗粒形式存在,将其称为合金熔体3。 AlB_2 型中间合金熔体制备完成后分别对其进行高温处理,高温处理过程中保留合金熔体表面反应生成的熔盐,以防止合金熔体发生氧化。首先,将合金熔体以 $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 的速度升温至 $1100\text{ }^\circ\text{C}$,而后开始保温,保温过程中施加不同强度搅拌,搅拌方式分别为用石墨棒缓慢手工搅拌(约 $50\text{ r}/\text{min}$)和用石墨棒快速手工搅拌(约 $200\text{ r}/\text{min}$)。随着搅拌的进行,熔体黏度逐渐降低,在熔体黏度降低过程中用石墨勺对熔体进行快速取样,取样过程中停止搅拌,取样完成后马上恢复搅拌,以减轻取样对搅

拌效果的影响。搅拌进行 10 min 后停止搅拌,继续保温 2 min ,然后倒出表层熔盐,将合金熔体浇入铁模中进行凝固。

对所制备合金锭及所取样品进行切割、研磨和抛光,在光学显微镜下观察其显微组织,通过装配在扫描电子显微镜(SEM)上的能量散射分析仪(EDS)分析相成分,并通过图像分析软件 Micro-image Analysis & Process 对 AlB_{12} 型中间合金样品中 AlB_{12} 颗粒尺寸进行定量分析,每个样品至少进行3次定量分析,以此得到样品中 AlB_{12} 颗粒平均尺寸及尺寸分布情况。

2 结果与分析

2.1 高温处理过程中进行缓慢搅拌时的制备效果

图1所示为在高温处理过程中进行缓慢搅拌(搅拌速度约 $50\text{ r}/\text{min}$)时由不同 AlB_2 型中间合金熔体转变所得 AlB_{12} 型中间合金金相显微组织。由图1可以看出,由合金熔体1转变所得合金中硼化物团聚严重(见图1(a))。对图1(a)所示团聚中灰色相和黑色相进行EDS分析,结果如图2所示。由图2可见,灰色相B和Al的摩尔比约为14:1。根据铝硼合金相图^[4],铝硼化合物只有两种稳定形式: AlB_2 和 AlB_{12} 。同时,考虑到硼作为一种轻质元素,在EDS分析中会产生一定误差,可以确定该灰色相是 AlB_{12} 。黑色相中F、Al和K的摩尔比接近4:1:1,说明其为氟盐,主要成分是 KAlF_4 。合金中未发现 AlB_2 相,说明 AlB_2 已完全转变。由图1(a)还可以看出,合金内 AlB_{12} 团聚中 AlB_{12} 颗粒尺寸分布很不均匀,含一些异常粗大颗粒,有的颗粒直径可达到 $50\text{ }\mu\text{m}$ 左右。另外,有一些氟盐被包裹在 AlB_{12} 团聚中,导致合金中氟盐夹渣含量较高。由图1(b)和(c)可以看出,由合金熔体2和3转变所得合金中 AlB_{12} 相均主要以弥散的近球形颗粒形式存在于铝基体中,合金中氟盐夹渣含量均较低。图1(c)中可以见到一些不与 AlB_{12} 颗粒接触的黑色近球形点状组织,经过仔细观察发现其为抛光过程中 AlB_{12} 颗粒脱落后所留下的凹坑。

通过图像分析软件对由合金熔体2和3转变所得合金中 AlB_{12} 颗粒尺寸进行定量分析,分析过程中将抛光时脱落的 AlB_{12} 颗粒计入在内,其尺寸近似于其脱落后所留下的凹坑尺寸。表1所列为由合金熔体2和3转变所得合金中 AlB_{12} 颗粒平均尺寸,两种合金中 AlB_{12} 颗粒尺寸分布情况如图3所示。由图3可以看出,由合金熔体2和3转变所得合金中 AlB_{12} 颗粒平均直径分别为 $7.93\text{ }\mu\text{m}$ 和 $6.89\text{ }\mu\text{m}$,后者明显小于前

者, 由合金熔体 3 转变所得合金中 AlB_{12} 颗粒的尺寸分布范围更小, 尺寸更均匀。对于由合金熔体 3 转变所得 AlB_{12} 型中间合金, 在抛光过程中有大量 AlB_{12} 颗粒脱落可能与其含有大量细小 AlB_{12} 颗粒有关。

为了说明以上 3 种 AlB_{12} 型中间合金组织的形成过程, 对合金熔体 2 在高温处理过程中缓慢搅拌 5 min 后所取样品进行组织观察, 其典型显微组织如图 4 所示。由图 4 可看出, 合金中已有部分 AlB_2 相转变为 AlB_{12} 相, 其中含有一些尺寸较大的 AlB_{12} 颗粒。对周边未转变的 AlB_2 团聚组织进行观察, 可以发现 AlB_2

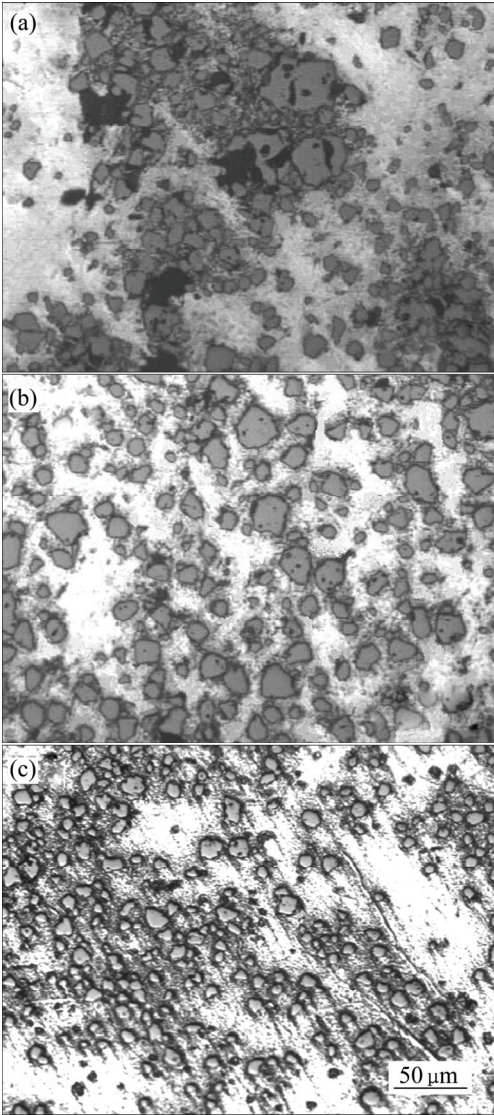


图 1 不同 AlB_2 型中间合金熔体在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温处理过程中进行缓慢手工搅拌(搅拌速度约 50 r/min)所得 AlB_{12} 型中间合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of AlB_{12} -type master alloys produced by high temperature treatment of different AlB_2 -type master alloy melts at $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ during slow manual stirring (stirring speed about 50 r/min): (a) Alloy melt 1; (b) Alloy melt 2; (c) Alloy melt 3

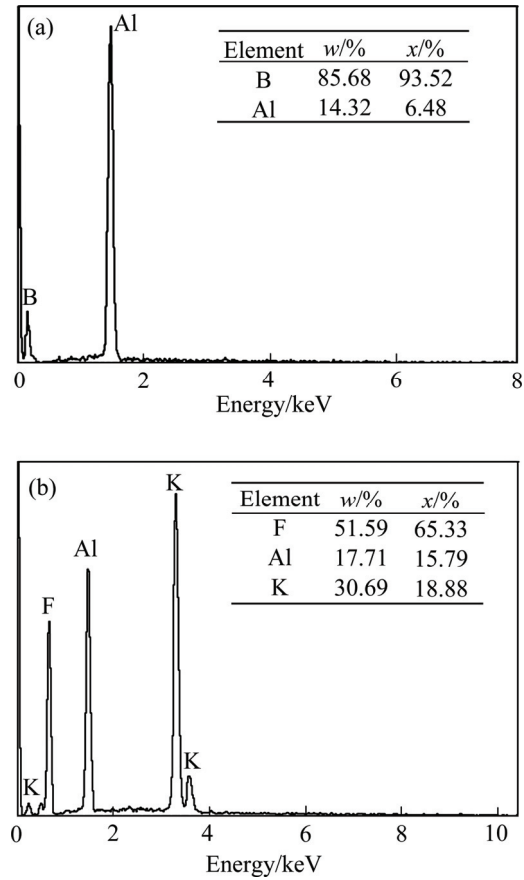


图 2 合金熔体 1 在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温处理过程中进行缓慢手工搅拌(搅拌速度约 50 r/min)所得 AlB_{12} 型中间合金中不同相的 EDS 谱

Fig. 2 EDS spectra of different phases in AlB_{12} -type master alloy produced by high temperature treatment of alloy melt 1 at $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ during manual stirring (stirring speed about 50 r/min): (a) Gray phase; (b) Black phase

表 1 不同 AlB_2 型中间合金熔体在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温处理过程中进行不同强度搅拌时所得 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒的平均尺寸

Alloy melt No.	Average diameter/ μm	
	Slow manual stirring (about 50 r/min)	Rapid manual stirring (about 200 r/min)
1	—	7.1
2	7.93	6.95
3	6.89	6.59

团聚中有部分 AlB_2 颗粒互相接触较紧密, 尺寸较大的 AlB_{12} 颗粒很可能是这些互相接触紧密的 AlB_2 颗粒在转变过程中发生凝并而形成的。而 AlB_2 团聚中结合较松散的 AlB_2 颗粒将转变为小尺寸的 AlB_{12} 颗粒。由于原 AlB_2 团聚尺寸较小, 转变后多个 AlB_{12} 颗粒相互接触的几率较小, 不足以形成明显的 AlB_{12} 团聚, 故所制备的 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 相主要以弥散颗粒形式存在(见图 1(b))。由图 4 还可以看出, 刚转变形成的 AlB_{12} 颗粒一般圆整度较低, 而制备出的 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒普遍圆整度较高(见图 1(b)), 这说明刚转变的 AlB_{12} 颗粒在后续高温处理过程中必然经历球化过程。

根据以上分析可以推知, 另外两种 AlB_{12} 型中间合金组织的形成过程。对于合金熔体 1, 转变前硼化物团聚严重, 含有大量较大尺寸硼化物团聚, 团聚中

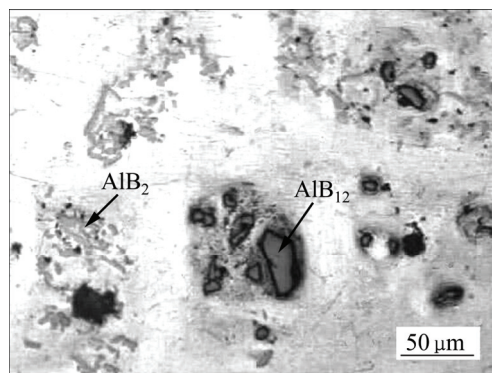


图 4 合金熔体 2 在 1100 °C 进行高温处理并进行缓慢手工搅拌(搅拌速度约 50 r/min)过程中所取样品的显微组织

Fig. 4 Microstructure of sample taken high temperature treatment of alloy melt 2 at 1100 °C and slow manual stirring (stirring speed about 50 r/min)

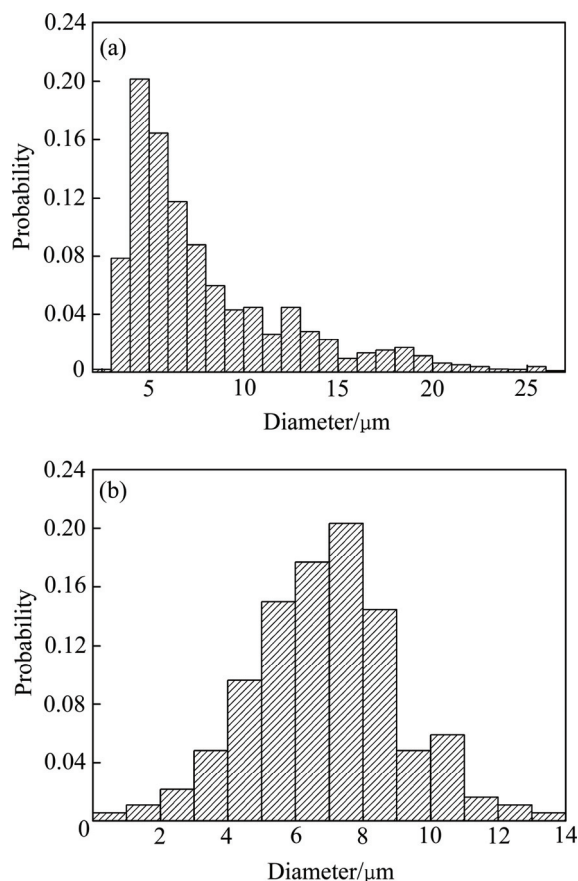


图 3 不同 AlB_2 型中间合金熔体在 1100 °C 进行高温处理过程中进行缓慢手工搅拌(搅拌速度约 50 r/min)所得 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒的粒径尺寸分布

Fig. 3 Grain size distributions of AlB_{12} particles in AlB_{12} -type master alloys produced by high temperature treatment of different AlB_2 -type master alloy melts at 1100 °C during manual stirring (stirring speed about 50 r/min): (a) Alloy melt 2; (b) Alloy melt 3

接触较紧密的 AlB_{12} 颗粒在转变过程中发生凝并, 导致一些异常粗大 AlB_{12} 颗粒的形成, 较大尺寸硼化物团聚转变后, 其中的 AlB_{12} 颗粒与周边多个 AlB_{12} 颗粒发生接触的几率较大, 易形成 AlB_{12} 团聚组织, 由于高温处理过程中进行缓慢搅拌对 AlB_{12} 团聚破坏作用有限, 故所得 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 团聚严重(见图 1(a)); 而对于合金熔体 3, 转变前 AlB_2 主要以弥散颗粒形式存在, 高温转变过程中 AlB_2 颗粒不易发生凝并, 致使所形成的 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒尺寸细小且尺寸分布均匀, 另外, 转变后形成的 AlB_{12} 颗粒不易与其他颗粒发生接触, 故所得合金中 AlB_{12} 相以弥散的近球形颗粒形式存在(见图 1(c))。

2.2 高温处理过程中进行快速搅拌对合金组织的影响

图 5 所示为在高温处理过程中进行快速搅拌(约 200 r/min)时不同 AlB_2 型中间合金熔体转变所得 AlB_{12} 型中间合金显微组织。由图 5(a)可以看出, 由合金熔体 1 转变所得合金中 AlB_{12} 团聚不明显, 且氟盐夹杂含量较低, 与在高温处理过程中进行缓慢搅拌时所得合金组织存在明显差异, 这说明在高温处理过程中进行快速搅拌可有效阻止合金中 AlB_{12} 团聚的形成, 并使原来被硼化物团聚包裹的氟盐得以排出。由图 5(b)和(c)可以看出, 对于合金熔体 2 和 3, 在高温处理过程中, 进行快速搅拌时所得合金中 AlB_{12} 相仍主要以近球形颗粒形式弥散分布于铝基体中。

对此 3 种 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒尺寸进行定量分析, 其结果如表 1 和图 6 所示。由表 1 和图 6 可以看出, 在高温处理过程中进行快速搅拌时, AlB_2 型合金熔体中硼化物存在形态对转变后所得 AlB_{12} 型

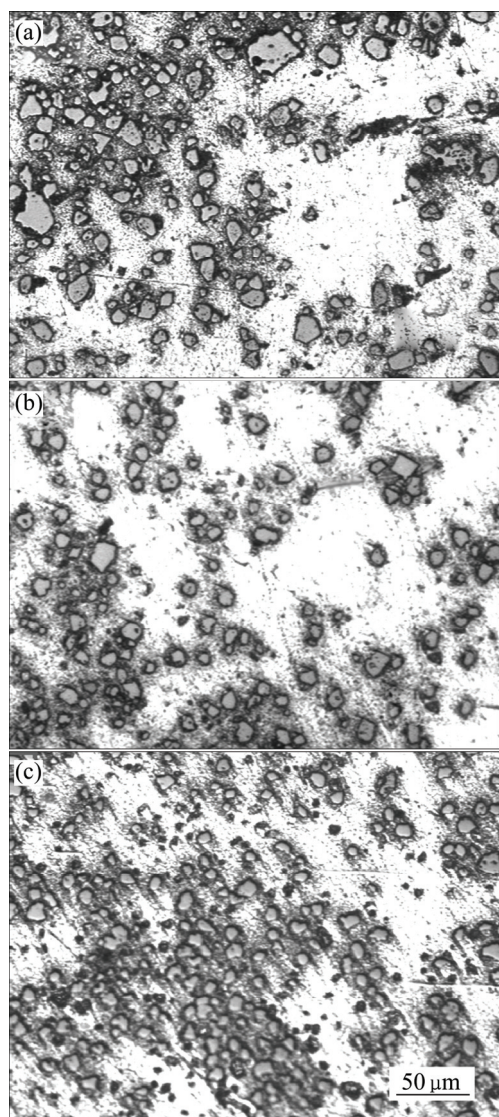


图 5 不同 AlB_{12} 型中间合金熔体在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温处理过程中进行快速手工搅拌(约 200 r/min)时所得 AlB_{12} 型中间合金的显微组织

Fig. 5 Microstructures of AlB_{12} -type master alloys produced by high temperature treatment of different AlB_{12} -type master alloy melts at $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ during rapid manual stirring (about 200 r/min): (a) Alloy melt 1; (b) Alloy melt 2; (c) Alloy melt 3

中间合金中 AlB_{12} 颗粒尺寸有明显影响。由合金熔体 1 转变所得合金中 AlB_{12} 颗粒的平均尺寸最大, 尺寸分布范围最宽。由合金熔体 3 转变所得合金中 AlB_{12} 颗粒平均尺寸最小, 尺寸分布范围最窄。与在高温处理过程中进行缓慢搅拌时相比, 合金熔体 2 高温处理过程中进行快速搅拌可明显减小所得 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒的平均尺寸, 而合金熔体 3 在高温处理过程中进行快速搅拌时所得合金中 AlB_{12} 颗粒平均尺寸只略有下降, 变化不明显(见表 1)。对于合金熔体 2,

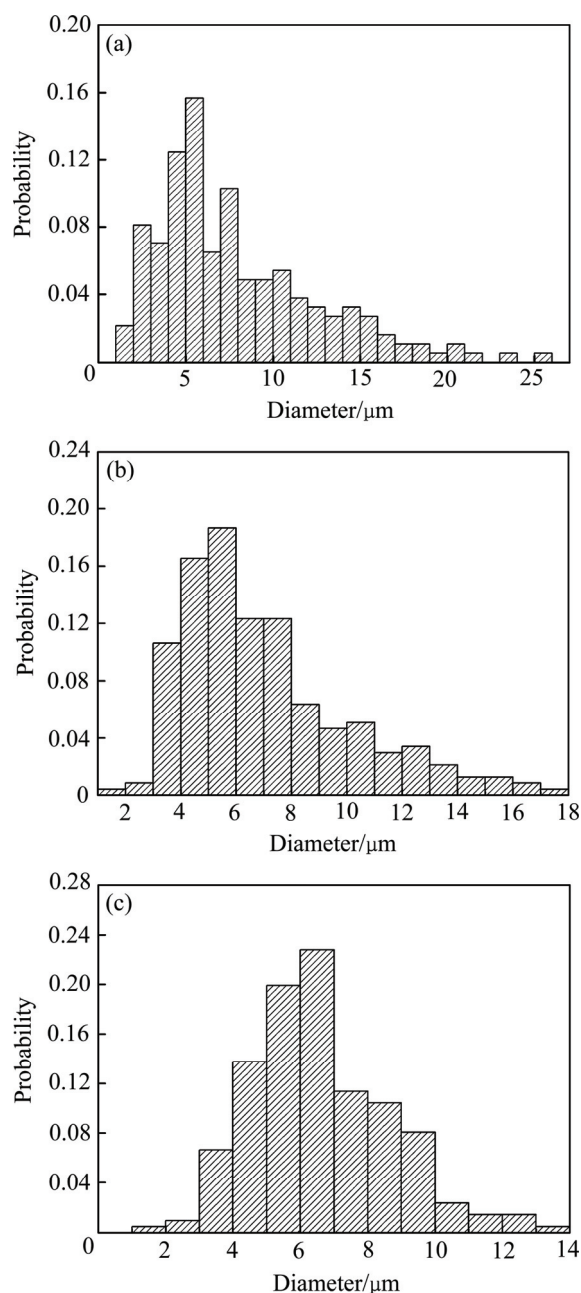


图 6 不同 AlB_{12} 型中间合金熔体在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行高温处理过程中进行快速手工搅拌(约 200 r/min)时所得 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒的粒径尺寸分布

Fig. 6 Grain size distributions of AlB_{12} particles in AlB_{12} -type master alloys produced by high temperature treatment of different AlB_{12} -type master alloy melts at $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ during rapid manual stirring (about 200 r/min): (a) Alloy melt 1; (b) Alloy melt 2; (c) Alloy melt 3

在高温处理过程中进行快速搅拌还可显著减小所得合金中 AlB_{12} 颗粒的尺寸分布范围(见图 3(a)和 6(b)); 对于合金熔体 3, 在高温处理过程中进行快速搅拌对所得合金中 AlB_{12} 颗粒的尺寸分布范围则无明显影响(见

图3(b)和6(c))。可知:对合金熔体3进行高温处理最易得到高质量的 AlB_{12} 型中间合金,且高温处理过程中施加不同搅拌强度对所得合金组织影响不大,工艺更稳定。

由以上分析可知,所制备合金中尺寸较大的 AlB_{12} 颗粒很可能是由原硼化物团聚中互相接触紧密的 AlB_2 颗粒在转变过程中发生凝并而形成的。对于合金熔体2,在高温处理过程中进行快速搅拌可对所得 AlB_{12} 型中间合金中的 AlB_{12} 颗粒起到明显细化作用,并可显著减小所得合金中 AlB_{12} 颗粒的尺寸分布范围,这说明在高温处理过程中进行快速搅拌对硼化物团聚中 AlB_2 颗粒凝并会产生一定的破坏作用,这也间接证明分布于 AlB_2 型中间合金熔体内的硼化物团聚中接触紧密的 AlB_2 颗粒在高温处理过程中确实会发生凝并;对于合金熔体3,转变前 AlB_2 相主要以弥散颗粒形式存在,熔体中互相接触紧密的 AlB_2 颗粒较少,高温处理过程中, AlB_2 颗粒之间不易发生凝并,故高温处理过程中进行快速搅拌对所得合金中 AlB_{12} 颗粒平均尺寸及尺寸分布范围无明显影响。

3 结论

1) AlB_2 型中间合金熔体中的硼化物分布形态对其经高温处理后所制备的 AlB_{12} 型中间合金组织分布情况有很大影响。对于硼化物团聚严重,含大量尺寸较大硼化物团簇的 AlB_2 型中间合金熔体,若在高温处理过程中进行缓慢搅拌,所制备的 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 团聚严重;对于硼化物主要以小尺寸团聚或弥散颗粒形式分布于铝基体中的 AlB_2 型中间合金熔体,经高温处理后所得合金中的 AlB_{12} 相均主要以弥散的近球形颗粒形式存在,高温处理过程中的搅拌强度对所得合金中 AlB_{12} 颗粒分布情况无明显影响。

2) 对 AlB_2 型中间合金熔体进行高温处理时,分布于其中的硼化物团聚中接触紧密的 AlB_2 颗粒可发生凝并,形成尺寸较大的 AlB_{12} 颗粒。刚转变形成的 AlB_{12} 颗粒一般圆整度较低,在后续高温处理过程中会经历球化过程。

3) 在高温处理过程中进行快速搅拌可对硼化物团聚中 AlB_2 颗粒的凝并起到一定的破坏作用,从而减小所得 AlB_{12} 型中间合金中 AlB_{12} 颗粒的尺寸及尺寸分布范围;在高温处理过程中进行快速搅拌,还可有效阻止 AlB_{12} 团聚的形成,同时起到除渣作用。

4) 对于 AlB_2 相主要以弥散颗粒形式存在的 AlB_2 型中间合金熔体,高温处理过程中施加不同强度搅拌

对所得合金组织影响不大,容易得到高质量的 AlB_{12} 型中间合金。

REFERENCES

- [1] 张强,郭峰,李志强,鲍永强. 硼化处理对导电铝 Ti、V 含量以及性能影响的研究[J]. 铸造技术, 2007, 28(10): 1338-1340.
ZHANG Qiang, GUO Feng, LI Zhi-qiang, BAO Yong-qiang. Influence of boronization treatment on the contents of Ti and V and properties of electrical aluminum[J]. Foundry Technology, 2007, 28(10): 1338-1340.
- [2] KARABAY S, UZMAN I. A study on the possible usage of continuously cast aluminum 99.6% containing high Ti, V and Cr impurities as feedstock for the manufacturing of electrical conductors[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2005, 20: 231-243.
- [3] 谭喜平,郑开宏,宋东福,张新明. Al-3B 中间合金添加量对再生铸造铝合金中杂质铁含量的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(6): 1401-1407.
TAN Xi-ping, ZHENG Kai-hong, SONG Dong-fu, ZHANG Xin-ming. Effects of Al-3B master alloy addition on impurity iron content of recycled casting aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(6): 1401-1407.
- [4] MIRKOVIC D, GROBNER J, SCHMID-FETZER R, FABRICHNAYA O, LUKAS H L. Experimental study and thermodynamic re-assessment of the Al-B system[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 384: 168-174.
- [5] COOPER P S, KEARNS M A. Removal of transition metal impurities in aluminum melts by boron additives [J]. Materials Science Forum, 1996, 217/222: 141-146.
- [6] SETZER W C, BOONE G W. The use of aluminum/boron master alloys to improve electrical conductivity[J]. Light Metals, 1992: 337-343.
- [7] KHALIQ A, RHAMDHANI M A, BROOKS G A, GRANDFIELD J. Analysis of boron treatment for V removal using AlB_2 and AlB_{12} based master alloys[C]// Light Metal 2014. TMS, 2014: 963-968.
- [8] AURADI V, KORI S A. Influence of reaction temperature for the manufacturing of Al-3Ti and Al-3B master alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 453: 147-156.
- [9] 包亦林,戴卫国,高玉峰. 铝硼中间合金的研制及应用[J]. 江苏冶金, 1998(3): 11-13.
BAO Yi-lin, DAI Wei-guo, GAO Yu-feng. Production and application of Al-B master alloys[J]. Jiangsu Metallurgy, 1998(3): 11-13.
- [10] 王东山,薛向欣. 合成工艺对粉末冶金法制备 AlB_{12} 粉末的影响[J]. 粉末冶金技术, 2008, 26(4): 299-303.
WANG Dong-shan, XUE Xiang-xin. Preparation of AlB_{12} powder by powder metallurgy method[J]. Powder Metallurgy

- Technology, 2008, 26(4): 299–303.
- [11] 赵九洲, 王云利, 赵洪生, 王青亮, 兴成尧, 沈利, 栗争光. 一种高硼含量 Al-B 中间合金熔体的获得方法. 中国: ZL200910012841.3[P]. 2011-03-23.
- ZHAO Jiu-zhou, WANG Yun-li, ZHAO Hong-sheng, WANG Qing-liang, XING Cheng-yao, SHEN Li, LI Zheng-guang. One method for obtaining high-boron content Al-B master alloy melts. China: ZL200910012841.3[P]. 2011-03-23.
- [12] 王芳, 王明星, 李云良, 刘志勇, 刘忠侠, 宋天福. Al-B 中间合金对铝合金晶粒的细化机理[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 974–979.
- WANG Fang, WANG Ming-xing, LI Yun-liang, LIU Zhi-yong, LIU Zhong-xia, SONG Tian-fu. Grain refining mechanism of Al-B master alloy on Al alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 974–979.
- [13] EI-MAHALLAWY N, TAHA M A, JARFORS A E W, FREDRIKSSON H. On the reaction between aluminum, K_2TiF_6 and KBF_4 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1999, 292: 221–229.
- [14] FJELLSTEDT J, JARFORS A E W. On the precipitation of TiB_2 in aluminum melts from the reaction with KBF_4 and K_2TiF_6 [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 413/414: 527–532.
- [15] JACKSON M J, GRAHAM I D. Mechanical stirring of Al-B alloys[J]. Journal of Materials Science Letters, 1994, 13: 754–756.
- [16] ALY I H, OMRAN A M, SHAHEEN M A, BASTAWEESY A. Production of Al-B master alloys from boron-bearing salts using different techniques[C]// Proceedings of the Technical Sessions, 133rd Technical TMS Annual Meeting 2004. Light Metals, 2004: 837–841.
- [17] WANG Xiao-ming. The formation of AlB_2 in an Al-B master alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 403: 283–287.
- [18] WANG Qing-liang, ZHAO Hong-sheng, LI Zheng-guang, SHEN Li, ZHAO Jiu-zhou. Production of Al-B master alloys by mixing KBF_4 salt into molten aluminum[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(1): 294–300.

Preparation of AlB_{12} -type Al-B master alloys by high temperature treatment of melts

WANG Qing-liang¹, SHEN Li², ZHAO Jiu-zhou³, ZHANG Xing-zhong¹

(1. National Engineering Research Center for Equipment and Technology of Cold Strip Rolling,

Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China;

2. Baotou Aluminum Co., Ltd., Baotou 014046, China;

3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Science, Shenyang 110016, China)

Abstract: AlB_{12} -type Al-B master alloys (AlB_{12} -type master alloys) were prepared by high temperature treatment of AlB_2 -type Al-B master alloy melts (AlB_2 -type master alloy melts) with different boride distributions. The results show that, when the AlB_2 -type master alloy melt, in which the boride particles are severely segregated and some sizable boride agglomerations exist, is slowly agitated during the high temperature treatment. AlB_{12} particles are severely segregated in the produced AlB_{12} -type master alloy. During the high temperature treatment, the coalescence phenomenon happens for the AlB_2 particles in close contact with each other in boride agglomerations, resulting in the formation of large AlB_{12} particles. The high-speed stirring adopted during the high temperature treatment can effectively prohibit the formation of AlB_{12} agglomerations, and also has an effect of preventing the coalescence of AlB_2 particles in boride agglomerations, thereby effectively reduce the size and size distribution range of AlB_{12} particles in the produced AlB_{12} -type master alloys.

Key words: Al-B master alloy; high temperature treatment; AlB_{12} -type; microstructure

Foundation item: Project(51275446) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2015-10-12; **Accepted date:** 2016-05-30

Corresponding author: WANG Qing-liang; Tel: +86-335-8387652; E-mail: wql_456@163.com

(编辑 李艳红)