第 29 卷第 8 期 Volume 29 Number 8 2019 年 8 月 August 2019

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2019.08.04

Al-3B 变质共晶铝硅合金的 显微组织与力学性能



李宏宝^{1,2},涂浩^{1,2},彭浩平^{1,2},吴长军^{1,2},王建华^{1,2},苏旭平^{1,2}

(1. 常州大学 材料科学与工程学院,江苏省表面科学与技术重点实验室,常州 213164;2. 常州大学 江苏省光伏科学与工程协同创新中心,常州 213164)

摘 要:采用 Al-3B 中间合金对不同温度 Al-12.6Si 合金熔体进行变质处理。结果表明:当变质温度相同时,随着 Al-3B 加入量的增加,Al-12.6Si 合金中 a(Al)相的面积分数呈现先增大后减小的变化趋势,当 Al-3B 加入量为 0.4%(质量分数)时,a(Al)相面积分数达到最大值 35.6%。当 Al-3B 加入量为 0.4%时,随着变质温度的升高,Al-12.6Si 合金中 a(Al)相的面积分数也呈现先增大后减小的变化趋势,当变质温度为 700 ℃时,合金组织中 a(Al)相的面积 分数最大。与未变质 Al-12.6Si 合金相比,在 700 ℃时经 0.4%Al-3B 变质处理后,Al-12.6Si 合金的抗拉伸强度和 伸长率分别提高 12%和 64%,变质处理后合金的综合力学性能得到明显提高。

关键词: Al-12.6Si 合金; 变质处理; 显微组织; 力学性能 文章编号: 1004-0609(2019)-08-1599-07 中图分类号: TG292

随着现代科学技术的推进,铝合金进入了新一轮 快速发展阶段。由于铝合金具有易于铸造和焊接、质 量轻、抗腐蚀能力强等优点在全世界范围内得到广泛 应用,特别是在汽车领域、减小车身质量可以有效地 减少燃料消耗和尾气排放,铝合金恰好满足了这种需 求^[1-2]。就铸造铝合金而言,铝硅合金占据了很大一部 分。在铝合金中添加 Si 元素, 虽然可以使其基体强度 得到增加,但塑性会降低。随着 Si 含量的增加,铝硅 合金中的共晶组织数量随之增加。共晶硅以粗大的板条 状或针片状的形式存在,对铝基体造成严重的破坏,降 低合金的塑性和韧性^[3-5]。因此,细化铝硅合金的晶粒 组织、改变合金中共晶硅的形态和尺寸及各种组织的相 对数量以提高其力学性能成为科学研究的热点。改善 合金显微组织的方法除了快速凝固^[6]、挤压铸造^[7]、超 声波振动^[8]外,最有效的方法是对铝硅合金进行变质 处理。在生产中通常将 Na 盐^[9]、磷^[10-11]、稀土元素^[12-13] 等变质剂加入到铝硅合金中,从而达到改善铝硅合金 显微组织的目的。LI 等^[14]发现, 在砂铸条件下, 在铝 硅合金中加入 0.05%Eu(质量分数)可使共晶 Si 由薄片 状变成了纤维状。MURTY 等^[15]认为, Al-B 体系对 Al-Si 合金是一种高效的晶粒细化剂。关于 B 元素对 共晶组织的细化上有两种不同的解释, NOGITA 等^[16]

对完全固化的样品和在共晶捕获期间的不同阶段淬火 的样品进行了系统分析,认为 B 的添加不会引起共晶 组织的改性,即硅的尺寸和形态保持不变或经历微不 足道的变化;而 TENGFEI 等^[17]在实验中发现,B元 素的添加导致 Al-11Si 和 Al-14Si 合金中共晶 Si 薄片 的长度和厚度减小,认为 B 元素对共晶组织的细化机 制可归因于 B 和 Si 元素在共晶硅形核之前的相互作 用。WANG 等^[18]的研究表明, Al-5Ti 对 Al-12.6Si 合 金凝固组织具有良好的变质作用,加入0.2%的Al-5(质 量分数)Ti可以使 Al-12.6Si 合金中的初生 α(Al)相数量 达到最大值,并且使合金的力学性能得到明显提高。 迄今为止,还没有发现采用 Al-3B 对 Al-12.6Si 合金进 行变质处理的研究报道。本文研究了 Al-3B 变质处理 对共晶铝硅合金显微组织和力学性能的影响,为进一 步改善共晶铝硅合金的力学性能具有重要的指导作 用,为扩大共晶铝硅合金的应用领域提供参考。

文献标志码: A

1 实验

本实验采用工业纯铝(A00, 纯度为 99.85%)和 Al-50Si、Al-3B 中间合金为原料。首先将总质量为

收稿日期: 2018-07-12; 修订日期: 2019-03-11

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51571039)

通信作者: 王建华, 教授, 博士; 电话: 15961165336; E-mail: wangjh@cczu.edu.cn

1000 g 的铝锭和 Al-50Si 中间合金一起放入石墨坩埚 炉中在 850 ℃熔炼成 Al-12.6Si 合金熔体, 保温 20 min 后浇铸成小锭备用。

取 150 g 共晶铝硅合金在 700 ℃下进行重熔,用 m(NaCl):m(KCl):m(Na₃AlF₆)=6:9:5 覆盖剂对熔体进行 保护,采用 0.1%的 C₂Cl₆(质量分数)对熔体进行除气除 渣,然后分别加入0、0.1%、0.2%、0.4%、0.6%和0.8%(质 量分数)的 Al-3B 中间合金对合金熔体进行变质处理 10 min,最后将 Al-12.6Si 合金熔体浇注到内部尺寸为 *d* 12 mm×100 mm 的 100 ℃低碳钢模具中。为分析变 质温度对变质效果的影响,在 650、700 和 750 ℃下采 用最佳 Al-3B 加入量分别对共晶铝硅合金进行上述变 质处理,然后浇注合金试样。

在距铸造样品底部 15 mm 的位置截取金相分析 样品,用 Al₂O₃将样品抛光成镜面并用 Keller's 试剂进 行腐蚀。采用 Leica DIM 3000 光学显微镜对合金样品 进行显微组织观察,用软件 Image-Pro Plus 6.0 分析和 计算变质前后共晶铝硅合金组织中 *a*(Al)相的面积分 数,每个样品分析 3 个视场,取其平均值作为最终分 析结果。采用 DSC404F3A00 差示扫描量热仪对变质 前后 Al-12.6Si 合金进行 DSC 分析。按照 ASTM E8 标准,用 WDW-300 万能拉伸试验机测量变质前后共 晶铝硅合金试样的力学性能,试样的规格为直径 6 mm、长度 30 mm。测试过程中,应变速率控制为 1×10⁻³ s⁻¹,每种合金测量 3 根试样,取测量平均值作 为最终结果。最后,采用 JSM-6360LV 扫描电子显微 镜(SEM)对变质前后 Al-12.6Si 合金的拉伸断口形貌进 行表征。

2 结果及分析

2.1 AI-3B 加入量对共晶铝硅合金显微组织的影响

图 1 所示为温度为 700 ℃、不同 Al-3B 加入量变 质处理 Al-12.6Si 合金的显微组织。如图 1(a)所示,未 经变质处理的 Al-12.6Si 合金组织中存在少量的 α(Al) 相及初晶硅,正如 WANG 等^[18]解释的,这主要是因 为合金熔炼过程因为成分不均匀,导致局部区域中的 硅含量低于或高于共晶点的含量,从而合金凝固后出 现少量的初生 a(Al)相和初晶硅。此外, 共晶硅以粗大 的针片状形式存在。随着 Al-3B 变质剂加入量从 0.1% 到 0.4%, 如图 1(b)~(d), 变质后合金中的 α(Al)相数量 不断增多,其形态由块状变为细小枝晶状。此外,随 着 Al-3B 变质剂加入量的增加, 初晶硅数量减少乃至 消失,而针片状共晶硅的长度和厚度明显减小,针片 状特征逐渐减弱,当 Al-3B 变质剂加入量为 0.4%时, 共晶组织形态已很难分辨。由图 2 可以更加清晰地观 察到共晶组织的变化,可见采用 0.4%Al-3B 变质处理 Al-12.6Si 合金能抑制合金凝固过程中共晶组织的生 长,明显细化共晶组织。Al-3B 变质处理后合金显微 组织的变化,主要是由于 Al-3B 促进了 α(Al)的形核和 生长,从而抑制初生硅和共晶组织的生长。随着 Al-3B 加入量进一步增加,如图 1(e)~(f)所示,共晶铝硅合金 中 $\alpha(AI)$ 相数量明显减少,且 $\alpha(AI)$ 枝晶发生粗化,但 其尺寸仍明显小于未变质合金中 α(Al)相的尺寸。此 外,共晶硅的针片状特征再次出现并得到加强。



图1 不同 Al-3B 加入量变质共晶铝硅合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of Al-12.6Si alloy modified with different amounts of Al-3B: (a) 0; (b) 0.1%; (c) 0.2%; (d) 0.4%; (e) 0.6%; (f) 0.8%



图 2 不同 Al-3B 加入量变质共晶铝硅合金中共晶硅形貌

Fig. 2 Morphologies of eutectic silicon in modified eutectic Al-Si alloy with different Al-3B addition amount: (a) 0.1%; (b) 0.2%; (c) 0.4%

图 3 所示为 Al-3B 中间合金的 XRD 谱。由图 3 可见,该合金中只存在 Al 基体和 AlB₂相。经 Al-3B 变质处理后共晶铝硅合金中 *a*(Al)相明显变细,主要得 益于 AlB₂相的作用,但并不是 Al-3B 加入量越多、*a*(Al) 相细化越好,这与 LIU 等^[19]的研究结果一致。LIU 等^[19]认为, Al-3B 的细化能力并不是由于未溶解的 AlB₂颗粒直接成核作用于*a*(Al)相,而是在溶解的 AlB₂颗粒上先形成固体铝层,然后在冷却过程中 *a*(Al)相直 接在预先形成的固体 Al 上成核而导致 *a*(Al)相的细化。



图 3 Al-3B 中间合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD pattern of Al-3B intermediate alloy

表 1 所列为 700 ℃、不同 Al-3B 加入量变质处理 Al-12.6Si 合金中 α(Al)相面积分数的定量分析结果, 由表中数据可知, Al-3B 变质处理后 Al-12.6Si 合金中 α(Al)相面积分数增加, 当 Al-3B 加入量为 0.4%时, 变 质合金中的 α(Al)相面积分数最大。

为了解释 Al-3B 变质处理 Al-12.6Si 合金中 α(Al) 相面积分数的变化规律,需要了解 Al-3B 变质处理对 Al-Si 合金非平衡共晶点的影响。

图4所示为Al-3B变质前后Al-12.6Si液态合金凝

固 DSC 分析曲线, 如图 4 所示, 每条曲线仅有一个峰, 它对应 Al-12.6Si 合金共晶转变。由图 4 可见, 未变质 Al-12.6Si 合金的共晶转变开始温度为 570.7 ℃, 随着 Al-3B 加入量的增加, 变质 Al-12.6Si 合金的共晶转变 开始温度升高。Al-3B 变质处理后, Al-12.6Si 合金共 晶转变温度升高的原因有两个: 1) 随着 Al-3B 加入量 增加, AlB₂异质形核核心增加造成合金液凝固过冷度 减小, 从而导致合金共晶转变开始温度升高; 2) Al-3B 加入量增加造成熔体温度有所降低, 使合金液与金属 型的温差减小和合金液冷却速度的降低, 导致合金凝

表 1 不同加入量的 Al-3B 变质处理 Al-12.6Si 合金中 α(Al) 相的面积分数

Table 1 Area fraction of primary $\alpha(AI)$ phase in Al-12.6Sialloy modified with different amount of Al-3B

Modification temperature/°C	Area fraction of primary α (Al) phase/%					
	0	0.1%	0.2%	0.4%	0.6%	0.8%
700	14.4	24.7	28.3	35.6	28.0	21.5



图 4 Al-3B 变质处理前后 Al-12.6Si 合金的 DSC 曲线 Fig. 4 DSC curves of Al-12.6Si alloy before and after Al-3B modification

1602

固过冷度降低,从而使合金共晶转变开始温度升高。

依据图 4 中 Al-3B 变质后 Al-12.6Si 液态合金凝固 温度的变化结果,绘制了图 5 和 6 所示 Al-3B 变质处 理对 Al-Si 合金非平衡共晶点位置影响的示意图。图 5 所示为 700 ℃时、加入少量 Al-3B 变质 Al-Si 合金后 非平衡共晶点变化的示意图。C₀表示 Al-Si 二元相图 中的平衡共晶点,C_{0.1}、C_{0.2}和 C_{0.4}分别表示 0.1%、0.2% 和 0.4% Al-3B 变质铝硅合金后的非平衡共晶点。由于 Al-3B 的加入量较小,因此对熔体温度的影响很小, 可以忽略。Al-3B 中间合金主要是对 *a*(Al)相起变质作 用,对过共晶铝硅合金中的初生硅的变质作用很小, 因此,Al-3B 变质处理后将导致亚共晶 Al-Si 合金的过 冷度降低,但对过晶 Al-Si 合金的过冷度基本没有影 响。Al-3B 变质处理后将导致非平衡共晶点向右和向 上移动。根据杠杆定律,随着 Al-3B 从 0.1%增加到 0.4%, Al-Si 合金组织中 *a*(Al)相的面积分数增加。



图 5 少量 Al-3B 变质 Al-Si 合金共晶点的变化示意图 Fig. 5 Schematic diagram of eutectic point variation of Al-Si alloy modified with a smaller amount Al-3B

图 6 所示为 700 ℃时、加入较多 Al-3B 变质 Al-Si 合金后非平衡共晶点变化的示意图。*C*_{0.4}、*C*_{0.6} 和 *C*_{0.8} 分别表示 0.4%、0.6%和 0.8% Al-3B 变质铝硅合金后 的非平衡共晶点。由于 Al-3B 的加入量较大,因此, 在考虑 Al-3B 对亚共晶铝硅合金中 *a*(Al)相的变质作 用外,还需要考虑变质剂添加对合金熔体温度的影响。 随着 Al-3B 加入量的增加,Al-Si 合金熔体温度的降低。 dl-3B 变质处理尽管对过共晶铝硅合金中的初生硅没 有变质作用,但当其加入量较大时也会导致过共晶铝 硅合金液过冷度的减小。当采用较多的 Al-3B 对铝硅 合金进行变质处理后,将导致非平衡共晶点向左和向 上移动。根据杠杆定律,随着 Al-3B 从 0.4%增加到 0.8%, Al-Si 合金组织中 *a*(Al)相的面积分数减少。



图 6 较多 Al-3B 变质 Al-Si 合金共晶点的变化示意图 Fig. 6 Schematic diagram of eutectic point variation of Al-Si alloy modified with a higher amount Al-3B.

2.2 变质温度对共晶铝硅合金显微组织的影响

图 7 所示为 Al-3B 加入量为 0.4%、不同变质温度 时 Al-12.6Si 合金的显微组织。从图 7 中可以看出, 与 未变质的合金(见图 1(a))相比,不管变质温度如何变 化,变质处理 Al-12.6Si 合金中 α(Al)相和共晶组织都 得到了明显细化, α(AI)相的形态由块状转变为树枝晶 状,此外,变质处理后合金中的初生硅消失。由图 7 可见,随着变质温度的提高, α(Al)相的细化效果不断 增强;但是,变质温度对共晶组织的影响有所不同, 当变质温度为700℃时,变质共晶铝硅合金中的共晶 组织最为细小。表 2 所列为不同变质温度时 Al-12.6Si 合金中 α(Al)相面积分数的定量分析结果,由表中数据 可知,与未变质的合金中α(Al)相面积分数14.4%相比, 不管变质温度如何变化,变质处理 Al-12.6Si 合金中 α (Al)相都有明显的增加。随着变质温度的增加, α (Al) 相的面积分数呈现先增加再减少的变化趋势,当变质 温度为 700 ℃时变质共晶铝硅合金中 α(Al)相的面积 分数最大。变质处理合金中共晶组织的细化与 a(Al) 相面积分数的变化密切相关, α(Al)相面积分数的增加 将抑制共晶反应的发生和共晶组织的生长。当变质温 度为 700 ℃, 最大的 α(Al)相面积分数对应最为细小的 共晶组织。

图 8 所示是 Al-3B 加入量为 0.4%时、变质温度对 Al-Si 合金非平衡共晶点影响的示意图。在图 8 中, C₀是 Al-Si 合金的平衡共晶点, C₆₅₀、C₇₀₀和 C₇₅₀分别 表示采用 0.4%Al-3B 在 650、700 和 750 ℃分别对铝 硅合金进行变质处理后铝硅合金的非平衡共晶点。当 Al-3B 加入量一定时, 合金液凝固时的过冷度取决于 熔体体温度和金属型温度。实验中金属型的温度控制



图 7 不同变质温度时共晶铝硅合金的显微组织

Fig. 7 Microstructures of Al-12.6Si alloy modified at different temperatures: (a) 650 °C; (b) 700 °C; (c) 750 °C

表 2 不同变质温度时 Al-12.6Si 合金中 α(Al)相的面积分数 **Table 2** Area fraction of α(Al) phase in Al-12.6Si alloy at different temperatures





在 100 ℃,温度较低的金属型对熔体的冷却能力较强。 以熔体温度为 650℃时熔体的过冷度作为参照点,当 熔体温度增加到 700 ℃时,由于熔体与金属型的温差 增大,熔体的冷却速度增加,导致熔体凝固时的过冷 度明显增大。当熔体温度继续增加到 750 ℃时,由于 高温熔体对金属型的预热作用使金属型的温度增加, 导致熔体的冷却速度的增加幅度减小,最终使熔体凝 固时的过冷度增加量减小。由图 8 可见,采用 0.4%Al-3B 对铝硅合金进行变质处理以后,当变质温 度为 650 ℃、750 ℃和 700 ℃时,铝硅合金非平衡共 晶点 *C*₆₅₀、*C*₇₅₀和 *C*₇₀₀自左向右排列,Al-12.6%Si 合 金向左偏离非平衡共晶点的距离最远。根据杠杆定律, 当采用 0.4%Al-3B 对 Al-12.6%Si 合金在 700 ℃进行变 质处理后, Al-12.6%Si 合金组织中 α(Al)相的面积分数 达到最大值,理论分析结果与实际结果一致。

2.3 变质处理前后 Al-12.6Si 合金的力学性能

表 3 所列为在不同变质温度下采用 Al-3B 进行变 质处理前后 Al-12.6Si 合金的力学性能。由表 3 中数据 可以看出,在变质温度为 700℃时,随着 Al-3B 加入 量的增加,Al-12.6 合金的抗拉强度与伸长率都是呈现 先增加后减小的变化趋势,当Al-3B 加入量为0.4%时, 合金的抗拉强度与伸长率均达到最大值。此外,当 Al-3B 加入量为 0.4%时,随着变质温度从 650 ℃增加 到 750 ℃,合金的抗拉强度与伸长率也呈现先增大后 减小的变化趋势,当变质温度为 700 ℃时,合金的抗 拉强度与伸长率最高。与未变质的 Al-12.6Si 合金相 比,在 700 ℃加入 0.4%Al-3B 变质处理后合金的抗拉 强度和伸长率分别提高了 12%和 64%,因此变质处理 可使共晶铝硅合金的综合力学性能得到显著提高。

变质处理 Al-12.6Si 合金力学性能的变化与变质 处理后合金显微组织的变化密切相关,由上述的变质 处理前后合金显微组织的变化可知,在 700 ℃加入 0.4%Al-3B 变质处理后 Al-12.6Si 合金中的 *a*(Al)相面 积分数最大,由于 *a*(Al)相的塑性比共晶组织更好,从 而使合金的伸长率得到大幅度的提高;此外,细小的 共晶组织使合金的抗拉强度得到一定程度的增加。

图9所示为变质处理前后 Al-12.6Si 合金的拉伸断 口形貌,图 9(a)所示为 700 ℃熔炼且未变质 Al-12.6Si 合金的拉伸断口形貌,由图 9(a)可见,未经变质处理 的 Al-12.6Si 合金断口中包含数量较多且尺寸较大的 韧窝,且撕裂棱较多。图 9(b)所示为 700 ℃时采用 0.4%Al-3B 变质处理 Al-12.6Si 合金的拉伸断口形貌, 由图 9(b)可见,合金断口上发现大量的细小的韧窝, 此外可见大量复杂流向的撕裂棱。变质处理前后合金 的拉伸断口形貌表明,变质处理后 Al-12.6Si 合金应该 具有较高的抗拉强度与伸长率。

表3 变质处理前后 Al-12.6Si 合金的力学性能

 Table 3
 Mechanical properties of Al-12.6Si alloy before and after modification

Modification temperature/°C	Adding amount of Al-3B/%	Tensile strength/ $(N \cdot mm^{-2})$	Elongation/ %
650	0.4	216	8.2
700	0	200	6.4
700	0.1	206	7.2
700	0.2	212	8.3
700	0.4	224	10.5
700	0.6	221	8.8
700	0.8	220	8.5
750	0.4	212	7.3

Note: Standard deviation is $\pm 3.0\%$.



图 9 Al-12.6Si 合金拉伸断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of tensile samples of Al-12.6Si: (a) Melted at 700 $^{\circ}$ C and unmodified; (b) Modified at 700 $^{\circ}$ C with 0.4%Al-3B

3 结论

1) 变质温度为 700 ℃时, Al-3B 加入量较大时造成 Al-12.6Si 合金液温度降低,导致合金中 α(Al)相面积分数随 Al-3B 的增加呈现先增加后减少的变化趋势。当 Al-3B 变质剂加入量为 0.4%时, Al-12.6Si 合金中α(Al)相的面积分数达到最大值。

2) Al-3B 加入量为 0.4%时, 随着变质温度的升高,

熔体温度与模具温之间差值的变化造成合金凝固过冷 度发生变化,导致 Al-12.6Si 合金中 α(Al)相的面积分 数呈现先增大后减小的趋势。当变质温度为 700 ℃时, Al-12.6Si 合金中 α(Al)相的面积分数达到最大值。

3) 与未变质的 Al-12.6Si 合金相比,在 700 ℃加入 0.4%Al-3B 变质处理后合金的抗拉强度和伸长率分别提高了 12%和 64%,变质共晶铝硅合金的综合力学性能得到显著提高。

REFERENCES

- CHI Yi-ming, GU Guo-chao, YU Hui-jun, CHEN Chuan-zhong. Laser surface alloying on aluminum and its alloys: A review[J]. Optics & Lasers in Engineering, 2018, 100: 23–37.
- [2] SU Jun-feng, NIE Xue-yuan, STOILOV V. Characterization of fracture and debonding of Si particles in AlSi alloys[J]. Materials Science & Engineering A, 2010, 527(27): 7168–7175.
- [3] RAO Jin-song, ZHANG Jin, LIU Ru-xue, ZHENG Jiang, YIN Dong-di. Modification of eutectic Si and the microstructure in an Al-7Si alloy with barium addition[J]. Materials Science & Engineering A, 2018,728: 72–79.
- [4] MAHATO A, XIA Shu-man, TOM P, ANIL S, BISWAS S K. Role of silicon in resisting subsurface plastic deformation in tribology of aluminium-silicon alloys[J]. Tribology International, 2010, 43(1): 381–387.
- [5] LIU Xiao-rui, BEAUSIR B, ZHANG Yu-dong, GAN Wei-min, YUAN Hui, YU Fu-xiao, ESLING C, ZHAO Xiang, ZUO Liang. Heat-treatment induced defect formation in α(Al) matrix in Sr-modified eutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2017, 730: 208–218.
- [6] KIM T S, LEE B T, LEE C R, CHUN B S. Microstructure of rapidly solidified Al-20Si alloy powders[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 304(1): 617–620.
- [7] 丁永根,王薄笑天,李 萍,薛克敏. 高压扭转变形的 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金显微组织及织构[J]. 中国有色金属 学报,2017,27(6):1125-1131.
 DING Yong-gen, WANG Bo Xiao-tian, LI Ping, XUE Ke-min. Microstructures and textures of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy after high pressure torsion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(6): 1125-1131.
- [8] 罗 执,张 杨,赵愈亮,张卫文.复合场作用下 Al-5.0Cu-1.0Fe 合金的显微组织和力学性能[J].中国有色 金属学报,2016,26(4):707-714.
 LUO Zhi, ZHANG Yang, ZHAO Yu-liang, ZHANG Wei-wen. Microstructure and mechanical property of Al-5.0Cu-1.0Fe alloy treated by compound field[J]. The

Al-5.0Cu-1.0re andy treated by compound herd[5]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals,2016, 26(4): 707–714.

- [9] WU Shu-sen, TU Xiao-lin, FUKUDA Y, KANNO T, NAKAE H. Modification mechanism of hypereutectic Al-Si alloy with P-Na addition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(6): 1285–1289.
- [10] QIN Q D, HUANG B W, WU Y J, SU X D. Microstructure and mechanical properties of friction stir welds on unmodified and P-modified Al-Mg₂Si-Si alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 250: 320–329.
- [11] LIU Qing, LIU Mao-wen, XU Cong, XIAO Wen-long, YAMAGATA H, XIE Sheng-hui, MA Chao-li. Effects of Sr, Ce and P on the microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-7Si alloys[J]. Materials Characterization, 2018, 140: 290–298.
- [12] LI Qing-lin, XIA Tian-dong, LAN Ye-feng, LI Peng-fei, FAN Lu. Effects of rare earth Er addition on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20% Si alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 588(1/2): 97–102.
- [13] LI Qing-lin, XIA Tian-dong, LAN Ye-feng, ZHAO Wen-jun, FAN Lu, LI Peng-fei. Effect of rare earth cerium addition on the microstructure and tensile properties of hypereutectic Al-20%Si alloy[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2013, 562(1): 25–32.
- [14] LI J H, Wang X D, LUDWIG T H, TSUNEKAWA Y,

ARNBERG L, JIANG J Z, SCHUMACHER P. Modification of eutectic Si in Al-Si alloys with Eu addition[J]. Acta Materialia, 2015, 84(85): 153–163.

- [15] KORI S A, MURTY B S, CHAKRABORTY M. Development of an efficient grain refiner for Al-7Si alloy and its modification with strontium[J]. Materials Science & Engineering A, 2000, 280(1): 58–61.
- [16] NOGITA K, DAHLE A K. Effects of boron on eutectic modification of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(3): 307–313.
- [17] GU Teng-fei, PAN Ye, LU Tao, LI Chen-lin, PI Jing-hong. Effects of boron addition on the morphology of silicon phases in Al-Si casting alloys[J]. Materials Characterization, 2018,141: 115–119.
- [18] WANG Shuo, LIU Ya, PENG Hao-ping, LU Xiao-wang, WANG Jian-hua, SU Xu-ping. Microstructure and mechanical properties of Al-12.6Si eutectic alloy modified with Al-5Ti master alloy[J]. Adv Eng Mater, 2017, 255: 105–109.
- [19] LIU Yuan, DING Chao, LI Yan-xiang. Grain refining mechanism of Al-3B master alloy on hypoeutectic Al-Si alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(7): 1435–1440.

Microstructure and mechanical properties of eutectic Al-Si alloy modified with Al-3B

LI Hong-bao^{1, 2}, TU Hao^{1, 2}, PENG Hao-ping^{1, 2}, WU Chang-jun^{1, 2}, WANG Jian-hua^{1, 2}, SU Xu-ping^{1, 2}

 Jiangsu Key Laboratory of Materials Surface Science and Technology, Changzhou University, Changzhou 213164, China;

 Jiangsu Collaborative Innovation Center of Photovoltaic Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

Abstract: The Al-3B master alloy was used to modify the melt of Al-12.6Si alloy at different temperatures. The results show that when the modification temperature is the same, the area fraction of α (Al) phase in Al-12.6Si alloy increases first and then decreases with the increase of the addition amount of Al-3B, and it reaches the maximum value of 35.6% when the added amount of Al-3B is 0.4% (mass fraction). When the addition amount of Al-3B is 0.4%, the area fraction of α (Al) phase in Al-12.6Si alloy increases first and then decreases with the increase of modification temperature. When the modification temperature is 700 °C, the area fraction of the α (Al) phase in the alloy reaches the maximum. Compared with the unmodified Al-12.6Si alloy, the tensile strength and elongation of the Al-12.6Si alloy modified by 0.4% Al-3B at 700 °C increases by 12% and 64%, respectively. The comprehensive mechanical properties of alloy are obviously improved after modification.

Key words: Al-12.6Si alloy; modification; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(51571039) supported by the National Natural Science Foundation of China Received date: 2018-07-12; Accepted date: 2019-03-11

Corresponding author: WANG Jian-hua; Tel: +86-15961165336; E-mail: wangjh@cczu.edu.cn