

# 复合添加 Mn、B 对铝硅合金富铁相特征的影响

宋东福, 周楠, 徐静, 王顺成, 郑开宏

(广东省材料与加工研究所, 广东 广州 510650)

**摘要:** 在含 1.0%Fe 的铝硅合金中复合加入一定量的 Mn 和不同量的 B, 采用 OM、SEM、EDS 及 DSC 等手段研究了 B 含量对铸态组织、富铁相比例及形貌的影响, 并探讨了复合添加 Mn/B 的影响机制。结果表明: 适量的 B 对 Al-Si 合金晶粒度、富铁相都具有明显的细化作用; 添加 3%Al-3B 时, 富铁相体积分数和平均颗粒尺寸分别从 6.73% 和 11.2  $\mu\text{m}$  降至 4.13% 和 7.5  $\mu\text{m}$ ; 在 3% 之内添加 Al-3B 可抑制粗大初生铁相的形成, 促进富铁相由粗大星状初生铁相、大尺寸树枝状、网状共生富铁相向小尺寸致密度高的树枝状、汉字状和粒状富铁相状变; 过量的 Al-3B 易导致多边形初生铁相的出现, 但合金组织和共生铁相得到进一步的细化。

**关键词:** Mn/B; 复合添加; 铝硅合金; 富铁相

中图分类号: TG146.2<sup>+</sup>1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)08-2133-06

Fe 元素是铝合金中最为常见的杂质元素, 但铁在铝中的固溶度很低, 常温下仅为 0.05wt%, 在铝合金中常以第二相的形式存在, 简称富铁相。按照富铁化合物形态大致可以分为  $\alpha$ -Fe 相和  $\beta$ -Fe 相。其中  $\beta$ -Fe 相主要以狭长针状形态分布在晶界中, 对基体产生严重的割裂作用, 影响合金力学性能, 尤其是合金塑性<sup>[1,2]</sup>。而  $\alpha$ -Fe 相呈汉字状, 割裂效应显著减缓, 可作为基体的强化相、高温相等<sup>[3]</sup>。因此, 改善富铁相形态是减缓或消除 Fe 元素不利影响的重要方法之一。目前, 改变富铁相形态的方法主要分为两种, 即改变合金成分或熔铸工艺, 前者在合金加入一些其它化学元素, 通过形成新的化合物或者充当变质剂, 改善富铁相形态, 如加 Mn、Cr、Be、Sr、B、Sc、稀土元素等等<sup>[4-10]</sup>; 后者通过改善铝熔体的受热经历和铸造条件, 从而调整富铁相的形态, 如过热保温处理、提高冷却速度和改变熔铸方法等等<sup>[11-14]</sup>。其中加 Mn 是一种最为简单、能有效改变富铁相形态的方法, 但 Mn/Fe 比值对富铁相形态影响较为敏感, 不易控制, 至今还没有得到公认的 Mn 含量加入范围<sup>[15-17]</sup>。因此, 通过复合添加合金元素, 研究 Mn 与其它元素共同影响富铁相形态成为本领域研究热点之一, 如重庆大学范超<sup>[18,19]</sup>等人研究了复合加 Mn、Ce 及 Mn、KBF<sub>4</sub> 对富铁相形态的影响, 认为 Ce 和 KBF<sub>4</sub> 的加入可促进初生  $\alpha$ -Fe 的形成和长大, 并沉降于炉底。本实验将通过复合添加

1.2%Mn 及 Al-3B, 对比研究 Mn、B 复合添加及 B 添加量对含铁铝硅合金组织、富铁相形态、化学成分以及富铁相体积分数的影响规律, 探讨 Mn、B 复合添加对含铁铝硅合金凝固过程的影响及影响机制。

## 1 实验

铸造铝合金采用纯铝、速溶硅、Al-20Fe 及 Al-10Mn 中间合金按 Al17.0%Si1.0%Fe1.2%Mn 比例配制。为了避免增铁现象, 熔炼均采用钛合金工具, 使用先在 250  $^{\circ}\text{C}$  炉子中烘烤 30 min。先将石墨坩埚升温至 400  $^{\circ}\text{C}$ , 然后将 250  $^{\circ}\text{C}$  烘烤过的铸铝放入坩埚, 升温至 730  $^{\circ}\text{C}$ 。待铝合金完全熔化后, 加入 0%~5% 的 Al-3B 中间合金, 并用钛制棒搅拌熔体。设定精炼温度为 720  $^{\circ}\text{C}$ , 保温 30 min, 经扒渣后浇入经 150  $^{\circ}\text{C}$  预热的铁质楔形模具中, 空冷。

在中间偏下的相同位置截取试样制备金相, 经粗磨、细磨、抛光后, 用 0.5%HF 水溶液腐蚀 30~60 s, 在 Leica DM IRM 光学显微镜(OM)下观察与分析其显微组织; 利用 SPECTRO-MAX 直读光谱仪测试合金的成分, 实测成分见表 1; 采用 JEOL JXA-8100 型扫描电子显微镜(SEM) 及配备的能谱仪、光谱仪观察合金第二相形态特征、成分及 B 元素的分布; 采用示差扫描量热法(DSC)测试合金的凝固特征; 采用 ImagePro Plus 图像分析软件分析第二相的形态特征。

收稿日期: 2015-08-17

基金项目: 广东省金属强韧化技术与应用重点实验室建设项目(2014B030301012); 广东省金属材料与加工专业镇联合创新公共平台建设项目(2013B091602002); 广州市先进金属结构材料重点实验室建设项目(201509010003), 广东省科技厅科技计划项目(2015B090926013)

作者简介: 宋东福, 男, 1984 年生, 硕士, 广东省材料与加工研究所, 广东 广州 510650, 电话: 020-37238039, E-mail: 375462908@qq.com

## 2 实验结果

表 1 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of alloys (wt%)						
Alloy No.	Si	Fe	Mn	Mg	B	Al
0#	6.65	0.904	1.10	0.120	0.0046	Bal.
1#	6.41	0.935	0.991	0.143	0.0252	Bal.
2#	6.54	0.919	1.03	0.162	0.0523	Bal.
3#	6.46	0.883	0.943	0.215	0.0810	Bal.
4#	6.42	0.981	1.06	0.0839	0.109	Bal.
5#	6.45	0.940	1.18	0.0986	0.1335	Bal.

### 2.1 合金组织

图 1 是不同 B 含量下合金的低倍组织形貌。由图看出,未加 B 的合金组织主要以发达的树枝状晶出现,多数树枝状晶的长度都在 500 μm 以上,晶枝间距约为 25 μm,树枝状晶之间平行或交叉的形式存在,同时也存在有少量的等轴晶粒,富铁相基本位于等轴晶内,树枝状基体组织中很少,见图 1a。

加入 1% 的 Al-3B 后,基体组织中还是以发达的树枝状晶为主,但面积稍有减少,晶枝间距有所增大,达到 34 μm。等轴晶粒尺寸增大,数量增多,见图 1b。

Al-3B 添加含量增至 2%,树枝状晶粒尺寸大幅减小,发达程度较 1% 时小,等轴晶数量增多。此时可以清晰看到富铁相主要分布在等轴晶内,尤其是粗大的等轴晶内,富铁相集聚度较高,见图 1c。

当 Al-3B 加入量增至 3% 时,树枝状晶粒的数量和

尺寸进一步减少,等轴晶增多,但无论是等轴晶还是树枝晶,其晶粒尺寸都显著减小,组织细化明显,见图 1d。

当 Al-3B 加入量为 4% 时,合金中的树枝状组织基本消失,几乎都是等轴晶粒的形态存在,等轴晶粒尺寸较为均匀,呈球状或者花瓣状,富铁相的分布也较为均匀,见图 1e。

Al-3B 加入量增加至 5% 时,基体组织以等轴晶为主,且等轴晶粒较 4% 时更为均匀,更为细小,但也存在少量的超长的晶体存在,晶内发现有狭长的富铁相分布,长度可达 500 μm 以上。

因此, B 的加入能有效细化基体组织形态,促使基体组织由树枝状晶向等轴晶转变,大幅细化基体组织,并随着 Al-3B 含量的增加,基体组织细化效果更为显著。

### 2.2 富铁相形态

图 2 是不同 B 含量时富铁相的形态特征图。由图看出,富铁相的形态随着 B 的添加量的增加而呈现出不同的特征。

单独加 Mn 时,合金组织中出现粗大的初生铁相,但数量较少,形态呈星状,晶枝长度达到 1 mm 以上,外围出现一定区域范围的贫铁区。其余富铁相以局部连续网状、粒状及汉字状组成,见图 2a。

加入 1% 的 Al-3B 后,初生富铁相基本消失,富铁相形态以发达树枝状、细网状为主,并发现有少量的致密度较高的粒状和汉字状富铁相。尺寸较小的树枝状富铁相由大量短棒状铁相以一定规则连接组成,长

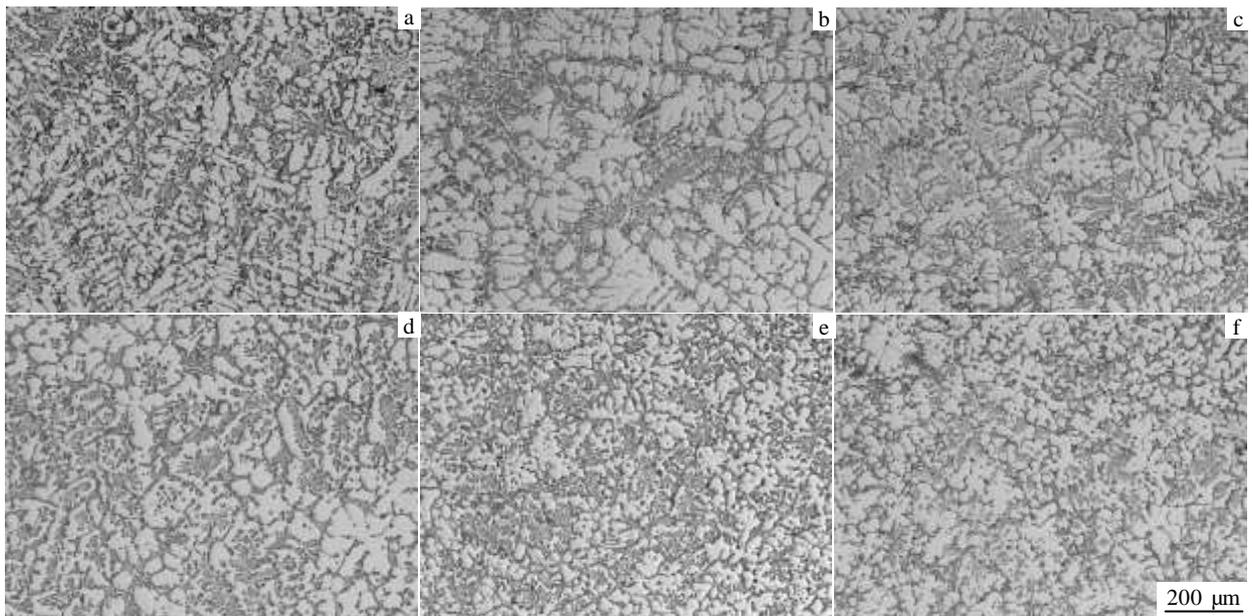


图 1 合金组织形貌

Fig.1 Alloy morphology with different B contents: (a) 0%Al-3B, (b) 1%Al-3B, (c) 2%Al-3B, (d) 3%Al-3B, (e) 4%Al-3B, and (f) 5%Al-3B

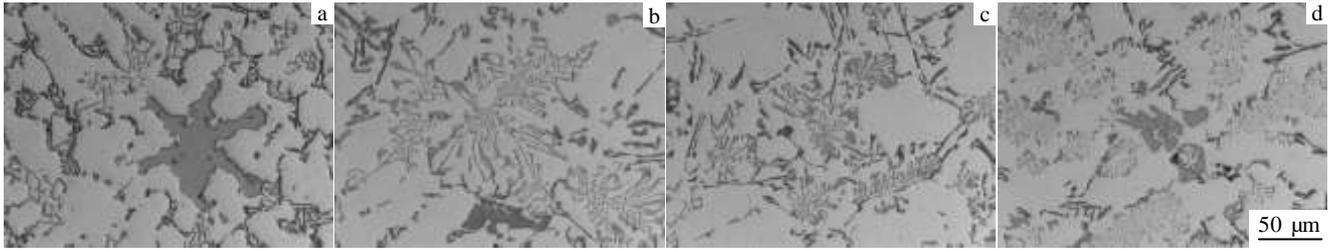


图 2 富铁相形态

Fig.2 SEM micrographs of iron rich phase: (a) 0%Al-3B, (b) 1%Al-3B, (c) 3%Al-3B, and (d) 5%Al-3B

度和轴向尺寸较为均匀; 尺寸较大的树枝状铁相的树干部分由大量的尺寸均匀的粒状富铁相组成, 晶枝从附近向外围伸展, 见图 2b。

当 Al-3B 量为 3% 时, 富铁相形态主要以树枝状、汉字状为主。与 1% Al-3B 时富铁相形态特征相比, 树枝状富铁相的尺寸显著减小, 直径宽/长比增大, 枝晶间距减小, 紧密度和致密度增加, 致密度高的汉字状和粒状富铁相比例增大, 见图 2c。

当 Al-3B 的添加量增加超过 4% 时, 富铁相中又出现了大尺寸、规则、完整的初生铁相, 主要呈多边形, 但数量较少。富铁相还是以树枝状和汉字状形态为主, 在树枝状的枝干部分均为弥散分布、细密的颗粒状富铁相, 尺寸为 1~2 μm, 见图 2d。

综上所述, B 的加入对富铁相形态的改善作用非常显著, 随着 B 含量的增加, 主要富铁相形态的演变过程为: 星形+网状+粒状→树枝状(细长)+网状→树枝状(小、致密)+汉字状→多边形+树枝状(弥散)+汉字状。因此, B 的加入不仅对富铁相形态类型, 即初生铁相与共生铁相之间的转变, 同时对汉字状、网状及树枝状等形态之间的转变也有重要影响。

### 2.3 富铁相化学成分

表 2 是图 2 中典型富铁相形态的化学成分及 (Fe,Mn)/Si、Mn/Fe 原子比。由表中数据分析, 尽管 0# 和 5# 中初生铁相的形态不同, 但其化学成分较为接近, 其 (Mn,Fe)/Si 原子比值均较其余形态高, 达到 1.85~2.0; 而汉字状及粒状富铁相的 (Mn,Fe)/Si 原子比约为 1.60, 而树枝状或者网状的富铁相 (Mn,Fe)/Si 原子比值约为 1.40。同时通过分析发现初生铁相的 Mn/Fe 原子比也较其余形态富铁相高, 达到 1.29~1.36, 而其余形态的比值均在 1.23 以下。此外, 采用波普仪发现在多边形富铁相的 B 含量达到 0.05%~0.10%, 而其它形态的富铁相中未发现。因此, 富铁相的形态与成分之间具有较强的相关性, B 元素的加入能够改变富铁相形态, 从而影响富铁相的化学组成。

表 2 富铁相的化学成分

Table 2 Chemical composition of different iron-rich morphologies

No.	Morphology	Al	Si	Mn	Fe	B	(Fe,Mn)/Si	Mn/Fe
0	Starlike	55.89	9.06	20.24	14.81	/	1.87	1.36
	Netlike	67.27	8.52	13.15	11.07	/	1.42	1.19
1	Dendritic	67.79	8.71	11.96	11.54	/	1.35	1.04
	Chinese script	57.39	9.79	17.91	14.91	/	1.68	1.20
3	Dendritic	63.04	9.67	14.36	12.94	/	1.41	1.11
	Chinese script	59.47	9.74	16.97	13.82	/	1.58	1.23
	Chinese script	57.55	9.96	17.14	15.36	/	1.63	1.16
5	Dendritic	67.10	8.74	12.70	11.46	/	1.38	1.11
	Polygonal	55.56	8.90	20.02	15.43	0.083	1.99	1.29

### 2.4 富铁相体积分数及尺寸

图 3 是添加不同含量 Al-3B 后合金中富铁相的体积分数和平均颗粒尺寸。由图得出, Al-3B 的加入有利于富铁相体积分数的减少, 并随 Al-3B 添加量的增加呈现先降低后缓慢增加的趋势。单独加 Mn, 合金中的富铁相体积分数、富铁相平均等效颗粒直径分别为 6.73%、11.2 μm, 当 Al-3B 添加量达到 1%~4% 时, 富铁相体积分数较为接近, 降至 4.20±0.1%, 约为单独加 Mn 时的 61.5%。Al-3B 为 5% 时, 其体积分数增至为 5.18%, 约为未添加的 77.0%。在富铁相平均等效颗粒尺寸方面, Al-3B 的添加量为 3% 最小, 为 7.5 μm, 约为单独加 Mn 时的 67.0%。因此, B 的加入有利于富铁相体积分数的降低及对富铁相具有显著的细化作用。

### 2.5 差热分析

图 4 是单独加 Mn 和复合加 Mn/B 的合金的凝固过程的 DSC 图谱。由图分析, 加 Mn 后合金的放热峰值分别为 565.8、606.4、610.4 和 646.7 °C, 其中 646.7 °C 的峰值点比较微弱。对比合金的金相组织, 4 个放

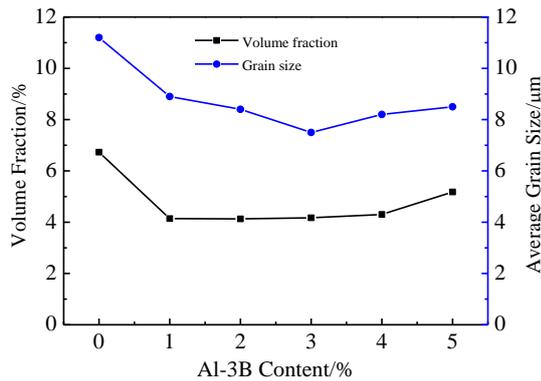


图 3 不同 Al-3B 添加量时富铁相体积分数和平均颗粒尺寸  
Fig.3 Volume fraction and average grain size of iron rich phase with different Al-3B contents

热峰对应的组织分别为：Al-Si 共晶、 $\alpha$ -Al、共生  $\alpha$ -Fe 相和初生  $\alpha$ -Fe 相。复合加 Mn/B 后，合金的主要放热峰改变为 3 个，分别为 567.6、613.3、627.3  $^{\circ}\text{C}$ ，其中 627.3  $^{\circ}\text{C}$  的放热峰较弱，推测为小尺寸多边形富铁相，而其余共生  $\alpha$ -Fe 相与  $\alpha$ -Al 重合。与单独加 Mn 相比，添加 3% Al-3B 元素后，初生富铁相已基本消除，取而代之的是较低温度形成的致密度高的汉字状；在共生  $\alpha$ -Fe 相与  $\alpha$ -Al 的放热峰值方面，加 B 后，两相的放热重叠程度提高，峰值温度高于单独加 Mn，但放热强度较低。此外，加 B 后的吸热曲线下降较为平缓，共晶吸热温度约高 2  $^{\circ}\text{C}$ ，放热强度明显高于单独加 Mn。因此，加 B 后能小幅提高合金的凝固温度，降低共生  $\alpha$ -Fe 相与  $\alpha$ -Al 凝固的温度差，有利于减少粗大初生铁相、大尺寸树枝状或网状富铁相的形成。

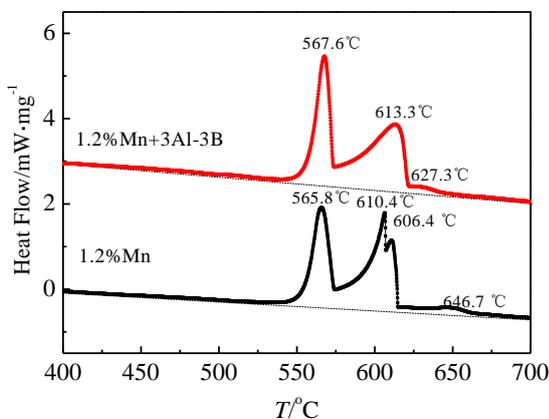


图 4 合金熔化过程 DSC 图谱  
Fig.4 DSC curves of alloy melting process

### 3 分析与讨论

通过对比观察单独加 Mn 和复合添加 Mn 和 B 的合金组织、富铁相形态特征及凝固过程 DSC，结果表明，加入适量的 B 后，无论对 Al-Si 合金组织，还是富铁相颗粒都具有明显的细化作用，同时能够抑制粗大初生铁相的形成，促进富铁相由危害较大的初生铁相、大尺寸树枝状、网状富铁相向小尺寸致密度高的树枝状、汉字状和粒状富铁相转变。但加入过量的 B 后，初生富铁相重新以多边形的形态出现，共生铁相得到进一步的细化。

关于通过加 B 来除铁最早出现于美国的专利，美国陶氏化学公司的 Hillis 等<sup>[20]</sup>发现含硼化合物的熔剂能有效降低镁熔体中铁的含量。基于该专利的启发，国内外研究者将 B 用于铝熔体中，对铝熔体中 Fe 与 B 的作用机制已有相关的研究，并取得了一定的成果。上海交通大学的 Gao 等<sup>[21]</sup>人通过热力学计算及实验相结合的办法，认为 B 与 Fe 在一定条件下可形成高熔点、高密度质点  $\text{Fe}_2\text{B}$ ，并沉降于炉底底部从而达到降铁的目的；重庆大学的杨怀德等<sup>[18]</sup>人通过复合添加  $\text{KBF}_4$  和 Mn 的方法去铁，认为 B 的加入有利于降低 Mn 在铝熔体中的溶解度，促进了初生铁相的形成，最后通过自然沉降达到降铁的目的。本课题组的谭喜平等<sup>[8]</sup>在含铁铝硅合金中单独添加 Al-3B 中间合金，可一定程度上降低铁的含量，并改善富铁相的形态，认为 B 的主要作用在于 B 为表面活性元素，吸附在富铁相表面阻碍富铁相的生长，从而达到细化富铁相的目的。

本实验中单独加 Mn 时，其造渣因子  $\text{SF}=1\%\text{Fe}+2\%\text{Mn}+3\%\text{Cr}=3.6$ ，远高于形成初生铁相（又称为渣相）的下限值<sup>[22]</sup>（2.18），在满足热力学温度条件下形成了粗大初生铁相，见图 2a。加 Al-3B 后，B 作为表面活性元素，将吸附在先前形成的高温质点表面，这些质点包括： $\text{Al}_3\text{Fe}$ 、 $\text{Al-Fe-Mn-Si}$ 、 $\text{Mg}_2\text{Si}$ ，阻断了高温质点与熔体中元素的交换通道。高温质点的生长和生长速度受到抑制，同时高温质点的长大优势方向也趋于平衡，抑制了粗大初生铁相的出现。当熔体温度进一步降低，包括  $\text{Al-Fe-Mn-Si}$  的高温质点的结晶过冷度进一步增大，富铁相高温质点长大驱动力增大，B 的阻碍作用相对减弱，富铁相以缓慢的速度较为均匀地向四周长大，最终获得尺寸较小的多边形富铁相。根据 5#富铁相中发现有较高含量的 B，推测认为当 B 的添加量超过一定值后，B 与富铁相形成化合物，大幅降低了 B 的活性，在过冷度的驱使作用下，形成尺寸较大的多边形富铁相。由于高温质点长大受到抑制，

当熔体温度降至  $\alpha$ -Al 相的凝固温度范围, 共生  $\alpha$ -Fe 相的结晶温度也趋于  $\alpha$ -Al 相, 两相凝固温度区间趋于一致, 由于熔体中 Mn 含量及其原子迁移速度受到限制, 新形成或长大的富铁相无法满足多边形富铁相的合金成分要求, 进而形成高致密度的汉字状富铁相, 随着温度的降低及 Mn 元素逐渐消耗, 富铁相将逐渐由致密性高的树枝状向致密性较低的树枝状、细网状富铁相转变。此时,  $\alpha$ -Al 相与共生  $\alpha$ -Fe 相竞相生长, 但生长速度和方向还是受到表面活性元素 B 的影响,  $\alpha$ -Al 相与共生  $\alpha$ -Fe 相的尺寸显著减小, 细化晶粒, 放热效应减弱, 见图 4。剩余熔体中 Al 的含量较单独加 Mn 时多, 共晶反应时单位熔体质量的放热效应增强。

因此, 影响富铁相形态的因素主要有合金成分、熔体温度, B 的加入改变了合金的化学成分, 抑制了粗大粗生铁相的形成, 并将更多的 Fe、Mn 元素留至共生温度区间, 小幅提高了共生温度, 同时 B 也抑制了共生富铁相及  $\alpha$ -Al 相长大速度及改变了其长大方向, 受熔体中 Mn 元素的限制, 主要形成致密性较高的汉字状, 并随着熔体温度的降低, 富铁相形态逐渐向致密性较低的富铁相转变, 富铁相尺寸和  $\alpha$ -Al 的尺寸大幅减小, 组织得到细化, 并随 B 含量的增加, 细化效果更为显著。当 B 含量超过一定量后, B 与富铁相可能形成化合物, 减弱了 B 的活性, 致使出现较大尺寸的多边形富铁相。

## 4 结 论

1) B 对 Al-Si 合金晶粒细化效果明显, 并随着 B 含量的增加而细化效果更佳。

2) B 的加入不仅对富铁相形态类型, 即初生铁相与共生铁相之间的转变, 同时对汉字状、网状及树枝状等形态之间的转变也有重要影响。随着 B 含量的增加, 主要富铁相形态转变过程为: 星形+网状+粒状 $\rightarrow$ 树枝状(细长)+网状 $\rightarrow$ 树枝状(小、致密)+汉字状 $\rightarrow$ 多边形状+树枝状(弥散)+汉字状。

3) 适量的 B 对富铁相的细化作用非常显著, 其体积分数和平均颗粒尺寸分别降至 4.13% 和 7.5  $\mu\text{m}$ , 降低幅度分别达到 38%、33%; 但过量的 B 将导致初生富铁相重新以多边形的形态出现, 而共生铁相得到进一步的细化。

4) 加 B 后可小幅提高合金的凝固温度, 降低共生  $\alpha$ -Fe 相与  $\alpha$ -Al 凝固的温度差, 有利于减少粗大初生铁相、大尺寸树枝状或网状富铁相的形成。

## 参考文献 References

[1] Dinnis Cameron M, Taylor Jone A, Dahle Arne K. *Scripta*

*Materialia*[J], 2005, 53(8): 955

- [2] Taylor Jone A. *Procedia Materials Science*[J], 2012: 1(16): 19
- [3] Yin Fei(印 飞), Yang Jiangbo(杨江波), Sun Baode(孙宝德). *Journal of Shanghai Jiaotong University*(上海交通大学学报)[J], 2002, 01: 43
- [4] Shabestari S G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 383: 289
- [5] Gustafsson G, Thorvaldsson T. *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17A(1): 45
- [6] Murali S, Raman K S, Murthy K S S. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 190: 165
- [7] Samuel A M, Samuel F H, Dotty H W. *J Materials Science* [J], 1996, 31: 5529
- [8] Tan Xiping(谭喜平), Zheng Kaihong(郑开宏), Song Dongfu(宋东福) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014(06): 1401
- [9] Fan Chao(范 超), Long Siyuan(龙思远), Wu Mingfang(吴明放) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3073
- [10] Tzeng Yuchih, Wu Chihing, Bor Huiyun et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 593: 103
- [11] Liu Xiangfa(刘相法), Bian Xiufang(边秀芳), Liu Yuxian(刘玉先) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1997, 10: 1062
- [12] Zhang Lei(张 磊), Jiao Wanli(焦万丽), Yu Haijun(尉海军) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 03: 368
- [13] Salem Seifeddine, Sten Johansson, Ingvar L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 490: 385
- [14] Tan Xiping(谭喜平), Song Dongfu(宋东福), Zheng Kaihong(郑开宏) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2014(02): 185
- [15] Ji Shouxun, Yang Wenchao, Gao Feng et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 564: 130
- [16] Ceschini L, Boromei I, Morria A et al. *Materials and Design*[J], 2012, 36: 522
- [17] Song Dongfu(宋东福), Wang Shuncheng(王顺成), Zheng Kaihong(郑开宏). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(7): 1832
- [18] Yang Huaide(杨怀德), Long Siyuan, Wu Mingfang et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2015, 44(3): 621
- [19] Fan Chao(范 超), Long Siyuan(龙思远), Yang Huaide(杨怀德) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料

料与工程)[J], 2014, 43(3): 660

57: 197

[20] Hillis J E, Green W G. *Method for Removing Iron Contamination from Magnesium*[P]. USA. 4773930, 1988

[22] Cao X, Campbell J. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2004, 35(5): 1425

[21] Gao J W, Shu D, Wang J *et al. Scripta Materialia*[J], 2007,

## Effect of B Addition on the Morphology of Iron-Rich Phases in Al-Si Alloy

Song Dongfu, Zhou Nan, Xu Jing, Wang Shuncheng, Zheng Kaihong

(Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangzhou 510650, China)

**Abstract:** The effect of B addition on the morphology of iron-rich phase in Al-Si alloy with ~1.0% Fe and ~1.0% Mn was investigated with optical microscopy, SEM, EDS and DSC. The results show that an appropriate amount of B addition results in an obvious refinement not only on Al-Si alloy grain, but also on the morphology, size and volume fraction of the iron-rich phases. With 3% Al-3B addition, the volume fraction and mean size of the iron-rich phases are reduced to 4.13% and 7.5  $\mu\text{m}$ , respectively. With the increase of Al-3B addition within 3%, the formation of coarse primary iron-rich phase is suppressed, and the primary coarse iron phase, large size dendritic iron-rich phase and netlike iron-rich phase are transformed into small-sized and high-density dendritic, Chinese script shaped and granular iron-rich phase. However, excessive Al-3B addition forms polygon primary iron rich phase, but refines grain size and iron-rich phase.

**Key words:** Mn/B; composite addition; Al-Si alloy; iron-rich phase

---

Corresponding author: Song Dongfu, Master, Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangzhou 510650, P. R. China, Tel: 0086-20-37238039, E-mail: 375462908@qq.com