

Al-7Si 合金定向凝固下共晶生长行为研究

吴吉文<sup>1</sup> 邓绍振<sup>2</sup> 谭峰亮<sup>1</sup> 李 才<sup>2</sup> 汪 力<sup>1</sup> 魏 祥<sup>1</sup>

(1.湖南人文科技学院能源与机电工程学院; 2.三一重工娄底中兴液压件有限公司)

**摘 要** 研究了未变质及 Sr 变质 Al-7Si 合金定向凝固下的共晶生长行为。未变质 Al-7Si 合金中的共晶 Si 组织随着定向凝固生长速度增加呈现不同的形貌,低生长速度( $R=2\text{ }\mu\text{m/s}$ )下,同一中心辐射的板片状共晶 Si 交织成“星状”形貌,中等生长速度( $R=20\text{ }\mu\text{m/s}$ )时,层片状共晶 Si 呈“小麦束”交织形貌,而高速淬火时,淬火纤维态共晶 Si 构成“珊瑚状”形貌,此 3 种不同生长速度下的不同形貌对应有不同的共晶 Si 生长和分枝机制;Sr 变质后,细化的共晶 Si 呈“珊瑚状”形貌,这可能是“杂质促发孪晶机制”和 $\{111\}_{\text{Si}}$ 面的光滑生长向粗糙生长转变共同作用的结果。

**关键词** Al-7Si 合金;定向凝固;共晶硅形貌;生长

**中图分类号** TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.02.016

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Eutectic Growth Behavior of Al-7Si Alloy during Directional Solidification

Wu Jiwen<sup>1</sup>, Deng Shaozhen<sup>2</sup>, Tan Fengliang<sup>1</sup>, Li Cai<sup>2</sup>, Wang Li<sup>1</sup>, Wei Xiang<sup>1</sup>

(1.School of Energy and Electrical Engineering, Hunan University of Humanities, Science and Technology;

2.Sany Heavy Industry, Zhongxing Hydraulic Parts Co., Ltd.)

**Abstract:** The eutectic growth behavior of unmodified and Sr modified Al-7Si alloy was investigated. The eutectic Si in unmodified Al-7Si alloy presents different morphologies with the increase of growth speed of directional solidification. At low growth speed of  $2\text{ }\mu\text{m/s}$ , the flat plate eutectic Si sharing a center is interweaved into “star” morphology, and the lamellar eutectic Si has a “Wheatsheaf” morphology when the growth speed increased to a medium speed of  $20\text{ }\mu\text{m/s}$ , while the quenched fibrous eutectic Si has a “Coral” morphology at high quenched speed. The different morphologies of eutectic Si at different growth speeds correspond to different growth and branching mechanisms. The Sr modified refined eutectic Si has a “Coral” morphology, which could be attributed to the synergy of the “Impurity-induced twinning mechanism” and the transition of  $\{111\}_{\text{Si}}$  plane from smooth growth to rough growth.

**Key Words:** Al-7Si Alloy, Directional Solidification, Eutectic Silicon Morphology, Growth

Al-Si 合金具有良好的耐蚀、耐热、耐磨等特点,是航天航空、汽车制造、建筑等领域中常用的合金材料<sup>[1,2]</sup>。Al-Si 合金未变质时,组织中出現针状或片状的共晶 Si 和粗大的多角形块状或板状初生 Si,严重地割裂铝基体而影响其力学性能。Sr 变质能够实现共晶 Si 的“片状-纤维状”的形态转变,可显著提高合金的力学性能<sup>[3,4]</sup>,研究 Al-Si 合金中的共晶生长规律和 Sr 变质的作用机理对铸件品质控制有重要作用。迄今为止,研究者对铸态 Al-Si 合金的共晶 Si 生长进行了大量的研究,但是对低速凝固和高速凝固下的未变质 Al-Si 合金的共晶 Si 生长机制研究报道较少,且对 Al-Si 合金 Sr 变质机制的认识尚不完善。本课题研究了不同定向凝

固生长速度和变质剂 Sr 对 Al-7Si 合金共晶 Si 形貌及生长机制的影响,旨在为更深了解 Al-7Si 合金的共晶生长机制提供参考。

1 试验方法

研究对象为未变质及采用 0.02% (质量分数,下同) 的 Sr 变质的 Al-7Si 合金,试验原材料为 99.99% 的 Al、99.99% 的 Si 和 Al-10Sr 中间合金。采用负压吸铸方法获得直径为 3 mm 的试棒。在定向凝固前,将合金试棒装入长度为 200 mm,内径为 3 mm,外径为 5 mm 的 99 刚玉管中以备后续试验,刚玉管及试棒都用酒精清洗干净。

收稿日期:2021-10-27;修改稿收到日期:2021-11-21

基金项目:湖南省双一流学科建设项目(湘教通 2018-469 号);湖南省教育厅科学研究项目(20C1012)

第一作者简介:吴吉文,男,1988 年出生,讲师,湖南娄底(417000),E-mail:wenhnust@163.com

引用格式:吴吉文,邓绍振,谭峰亮,等. Al-7Si 合金定向凝固下共晶生长行为研究[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(2):209-214.

WU J W, DENG S Z, TAN F L, et al. Eutectic growth behavior of Al-7Si alloy during directional solidification[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2022, 42(2):209-214.

Bridgman 定向凝固装置见图 1,电阻丝的位置插入热电偶,外接温控装置,由加热炉及控温系统、淬火冷却系统、伺服抽拉系统组成。

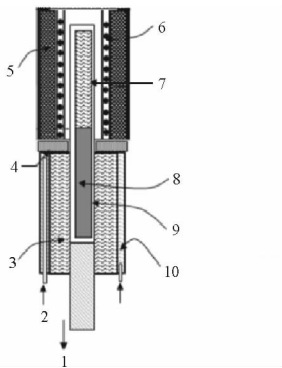
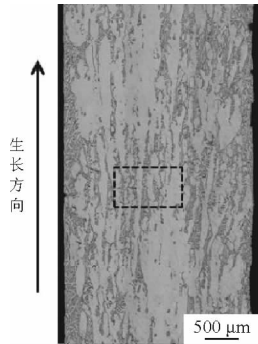


图 1 Bridgman 定向凝固装置示意图

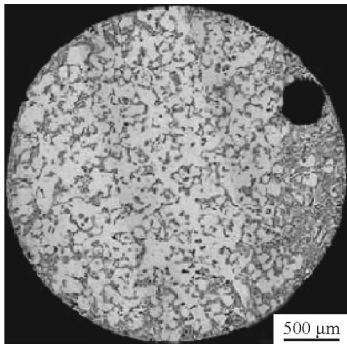
Fig.1 Schematic diagram of the Bridgman directional solidification apparatus

1.坩埚牵引装置 2.进水口 3.Ga-In-Sn 液态金属 4.隔热板 5.保温层 6.电阻丝 7.液态金属 8.固态金属 9.坩埚 10.出水口

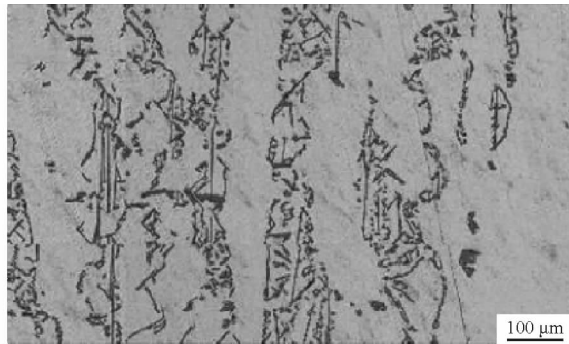
加热炉为自制电阻炉,炉内温度最高可达 1 200℃。控温精度为 $\pm 0.1^\circ\text{C}$ 。淬火池是由内外两腔的不锈钢圆柱腔体组成。内腔装满液态 Ga-In-Sn 合金,外腔中持续充入循环冷却水。定向凝固速度在 0.5~20 000  $\mu\text{m/s}$  间连续可调。



(a) 固相区纵截面



(b) 固相区横截面



(c) 纵截面局部放大

图 2 生长速度  $R=2\ \mu\text{m/s}$  下未变质 Al-7Si 合金定向凝固组织

Fig.2 The directionally solidified microstructure of unmodified Al-7Si alloy at growth speed of 2  $\mu\text{m/s}$

不同生长速度下未变质 Al-7Si 合金中共晶 Si 的形貌见图 3。从图 3a 可以看出,当生长速率为 2  $\mu\text{m/s}$  时,固相横截面上共晶 Si 呈粗大的针片状组织,共晶 Si 交织于同一中心,构成同一中心散射的“星状”形貌,此条件下的共晶 Si 扫描形貌见图 3b,可见共晶 Si 为板片状,且共晶 Si 有明显的分枝。同一共晶 Si 上的片状分枝间相互呈有规律的交织,形成“星状”组织;当生长速率为 5  $\mu\text{m/s}$  时,共晶 Si 的金相组织为针片状构成的“小麦束”形貌,共晶 Si 为不规则的块片状,部分共晶 Si 呈锯齿状,“星状”形貌消失,见图 3c 和图 3d;当生长速率增大到 20  $\mu\text{m/s}$  时,金相组织中共晶 Si 呈间隙更小的“小麦束”形貌,共晶 Si 为薄片状,且共晶 Si 由板片

试验时,炉中心温度加热到 900℃(温度梯度  $G_L$  约 60 K/cm),保温 30 min 后,以预定的生长速度进行定向凝固试验。未变质 Al-7Si 合金和变质的 Al-7Si 合金都以相同的条件进行定向凝固。定向凝固生长速度分别为 2、5、20  $\mu\text{m/s}$ ,生长长度为 6 cm,定向生长完成后,以 20 000  $\mu\text{m/s}$  的速度淬火以保留定向凝固固-液界面形貌。

在定向凝固试样的固-液界面附近截取分析用试样,在固-液界面下端 15 cm 的固相中截取试样。对其进行镶嵌,研磨抛光,经体积分数为 0.5% 的 HF 水溶液腐蚀后,用 Leica 显微镜观察其显微组织,并用 SU70 扫描电镜进行 Si 形貌分析。

## 2 试验结果及讨论

### 2.1 未变质 Al-7Si 合金定向凝固共晶 Si 的生长

图 2 为生长速度  $R=2\ \mu\text{m/s}$  下未变质 Al-7Si 合金的定向凝固组织。可以看出,凝固组织由初生  $\alpha$ -Al 枝晶和共晶体( $\alpha+\beta$ )组成,初生  $\alpha$ -Al 枝晶的主生长方向与定向凝固方向平行,未变质 Al-7Si 合金中的共晶 Si 为粗大的长条状或针片状,是一种典型的未变质亚共晶 Al-Si 合金的定向凝固组织。

状转变为间隙更小、厚度更薄的致密层状分布,不同的层片状 Si 面内分枝成“丛簇”形貌,见图 3e 和图 3f。

Al-Si 共晶是典型的非小平面-小平面非规则共晶,Al-Si 共晶生长过程中,Si 是领先相, $\alpha$ -Al 随着共晶 Si 的生长不断依附形成。Si 晶体具有钻石结构,其各晶面的杰克逊因子分别为: $\alpha\{111\}_{\text{Si}}=2.6772$ , $\alpha\{110\}_{\text{Si}}=0.89<2$ , $\alpha\{100\}_{\text{Si}}=1.78<2$ ,只有 $\{111\}$ 面属于光滑面,而其他两面是粗糙面。Si 晶体的生长属于小平面相,但是由于 $\alpha\{111\}_{\text{Si}}$ 只是略大于 2,且 $\alpha\{100\}_{\text{Si}}$ 略小于 2,因此 Si 晶体处于邻近小平面-非小平面生长转变的界线上<sup>[5~7]</sup>。由于定向凝固条件(温度梯度  $G$ ,生长速度  $v$ )的不同,共晶 Si 具有多种生长机制与结构,共晶 Si

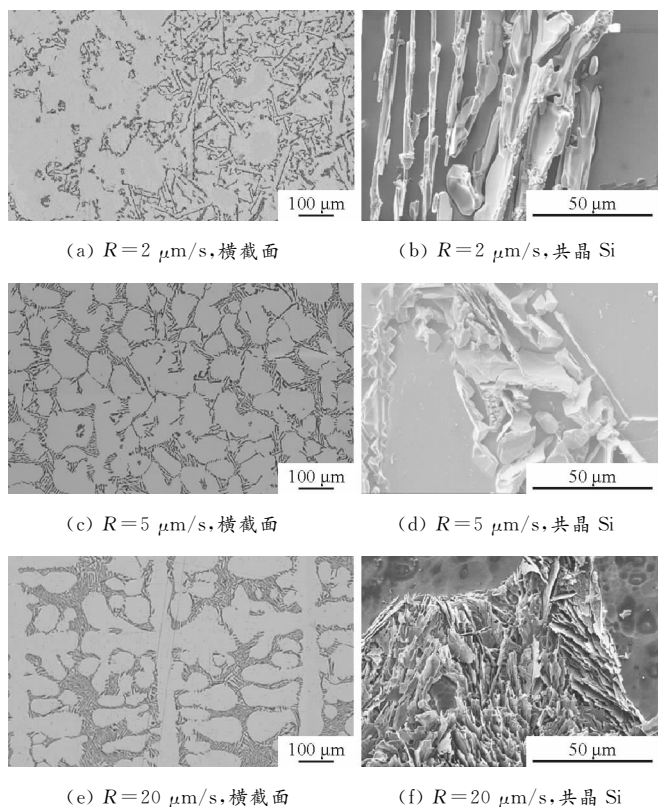


图3 不同生长速度下未变质 Al-7Si 合金固相区组织

Fig.3 The microstructure of unmodified Al-7Si alloy in solid zone at different growth speeds

的生长条件与微观组织主要可以分为 4 个区域,见图 4<sup>[8]</sup>,在 A 区域,共晶 Si 与共晶  $\alpha$ -Al 为独立生长,在 B 区域,共晶 Si 呈棒状或大角度板片状,在 C 区域,共晶 Si 为层片状,在 D 区域,共晶 Si 呈淬火变质纤维状形貌。

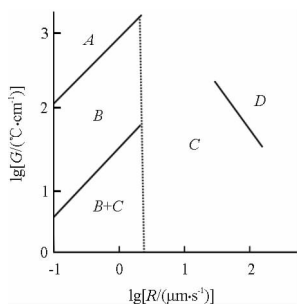
图4 定向凝固下未变质 Al-Si 共晶生长条件与微观组织关系<sup>[8]</sup>

Fig.4 The relationship between microstructure and eutectic growth conditions in directionally solidified unmodified Al-Si alloys

在定向凝固条件下,理论上粗糙界面将生长成树枝晶,光滑界面将生长成有棱角的晶体。但在实际情况下,物质是按粗糙界面长大还是光滑界面长大,还与物质的浓度与凝固时的过冷度有关。可以用“多原子层模型”来理解固-液界面。在多原子层固-液界面中,存在

着排列较为规则的原子簇,原子簇中的晶体位置被部分填满,并与一定的晶面对应,向固相一边越靠近,原子簇中的原子排列的有序化程度越大。除了原子排列较为规则的原子簇外,在多原子层固-液界面中还分布着排列非常紊乱的原子。固-液界面原子层的厚度随过冷度的降低而减小,在过冷度比较小的情况下,界面的原子层数较少,晶体长大可以按原子簇中每层台阶的侧面扩展方式进行生长,因此,在较小的界面过冷度及较稀的溶质浓度条件下,即使是杰克逊因子略小于 2 的粗糙界面,也可能按光滑界面生长,而在过冷度激增时,杰克逊因子略大于 2 的光滑界面,也可能按粗糙界面生长。

当未变质 Al-7Si 合金的定向凝固生长速率较低时( $R=2 \mu\text{m/s}$ ),板片状共晶 Si 与以一定角度交织于同一中心的“星状”的共晶 Si 同时存在(见图 3b),此情况下的共晶 Si 组织位于图 4 中的 B 区域,其共晶 Si 生长机理见图 5,共晶 Si 在此区“星状”组织的侧面分枝主要有两种形式:以 $\{100\}$ 面为外表面的平板状 Si 以及由 $\{111\}$ 面为外表面的褶皱状层片 Si 相分枝。在凝固方向下, Si 相以 $\langle 100 \rangle$ 方向为择优取向方向生长,而中心发散的片状 Si 以 $\langle 110 \rangle$ 晶向径向生长<sup>[9]</sup>。当生长速率很小时( $R=2 \mu\text{m/s}$ ),根据界面的“多原子层模型”,共晶凝固过冷度很小,凝固前沿 Si 浓度较小,可能使得杰克逊因子略小于 2 的 $\{110\}_{\text{Si}}$ 粗糙面转变为光滑生长。而 Si 晶体的 $\{111\}$ 面为光滑的密排面, $\{111\}$ 面也呈光滑生长。所以当生长速率很小( $R=2 \mu\text{m/s}$ )且达到共晶凝固条件时, Si 首先形核, Si 由 $\{100\}$ 面与 $\{111\}$ 面所共同包封,从而由 $\{100\}$ 面与 $\{111\}$ 面构成 Si 的外表面,形成共晶 Si 的“星状”组织。

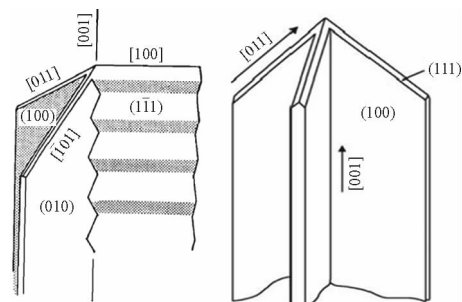
图5 凝固条件位于图 4 中 B 区域情况下共晶 Si 生长与分枝机制<sup>[9]</sup>

Fig.5 The growth and branching mechanism of eutectic Si in the B region of Fig.4

未变质合金以中等生长速率( $R=20 \mu\text{m/s}$ )定向凝固时,其在图 4 中位于 C 区域,共晶 Si 为层片状组织,且不同的层片状 Si 面内分枝而构成“丛簇”(见图 3e、图 3f)。合金定向凝固过程中,随着生长速率提升,其凝固驱动力过冷度增加, Si 的 $\{100\}$ 面和 $\{111\}$ 面两个低能

面的相对结晶速度发生改变,  $\{111\}$  面是密排的光滑面, 其在过冷度足够时优先于  $\{100\}$  面结晶。当生长速度为  $20\ \mu\text{m/s}$  时, 过冷度足够使  $\{111\}$  面优先结晶, 共晶 Si 由  $\{111\}$  面围成。此时 Si 的生长分枝机理见图 6, Si 晶体以  $\{111\}$  特定晶面构成其外表面, 以唯一的  $\langle 112 \rangle$  晶向生长。Si 晶体  $\{111\}$  面可出现凹角孪晶, 见图 6a, 孪晶面在生长界面前沿形成角度为  $141^\circ$  的沟槽, 沟槽处容易形成二维生长台阶为 Si 原子的吸附着落提供便利, 维持其生长及一定程度的分枝, 这种模式为“孪晶面凹角台阶机制”(The twin plane re-entrant edge mechanism—TPRE)<sup>[10~14]</sup>。Si 的生长虽然符合“TPRE”这种机制, 但是未变质的共晶 Si 的孪晶密度低, 其分枝相对有限, 并且, 未变质 Si 以  $\langle 112 \rangle$  晶向生长, 两者共同决定了共晶 Si 其平直的板片状形貌, 另外, 这种各向异性的生长特性决定了生长过程难以改变其特征方向, 分枝成为共晶阶段维持其层片距大致恒定的基本方式<sup>[15,16]</sup>。图 4 中 C 区域条件下的 Si 相分枝机理, 见图 6b, Si 以  $70.5^\circ$  与  $109.5^\circ$  大角度分枝的多重孪晶分枝, BC 方向的孪晶在 A 的表面形核, 并且形成一个新的  $\langle 112 \rangle$  方向的凹角孪晶台阶, BC 孪晶以此新的  $\langle 112 \rangle$  方向生长分枝, 此分枝生长的  $\langle 112 \rangle$  方向与原来的生长方向成  $70.5^\circ$  或  $109.5^\circ$ 。以上这种分枝方式为大角度分枝的面内生长, 保证了共晶 Si 平直的板片状形貌以及大致恒定的共晶层片距<sup>[15]</sup>。

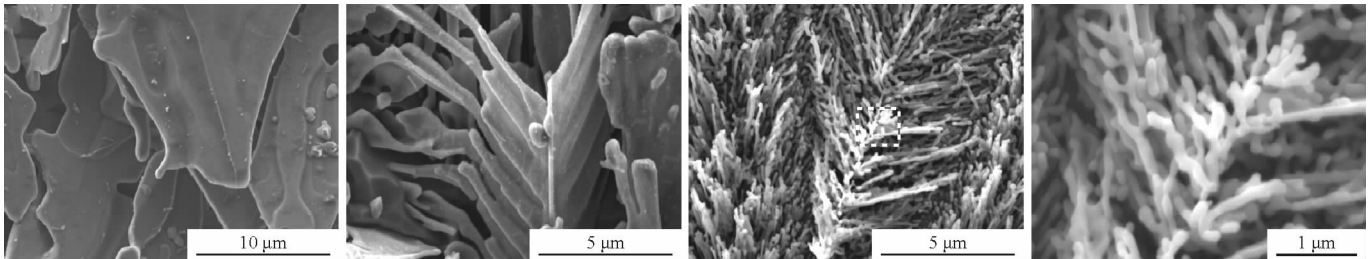


图 7 生长速度  $R=20\ \mu\text{m/s}$  时未变质 Al-7Si 合金定向凝固纵截面不同位置的共晶 Si 形貌  
Fig.7 Directionally solidified microstructures of eutectic Si in unmodified Al-7Si alloys at different longitudinal positions with growth rate of  $20\ \mu\text{m/s}$

未添加变质剂的淬火变质态纤维共晶 Si 的“珊瑚状”丛簇的形成机理可以用移位孪晶分枝机理来解释<sup>[15]</sup>, 见图 8, 一个新的 AB 方向的孪晶在 B 的  $\{111\}$  面形核, 并且继续按之前的  $\langle 112 \rangle$  方向生长, 相当于把 AB 孪晶在 B 的  $\{111\}$  面上进行一个  $\langle 112 \rangle$  方向上的移位, 这种分枝机制理论上可以使得 Si 以任意角度  $\theta$  进行分枝, 是一种“面外生长”方式。但是 Si 的移位孪晶分枝机制的发生主要取决于孪晶密度, 高的孪晶密度才能使未变质 Al-Si 合金的共晶 Si 纤维化, 但是观察发现淬火变质纤维状的共晶 Si 中的孪晶密度并不高<sup>[17]</sup>, 这说明高孪晶密度下的移位孪晶机理并不是高速凝固

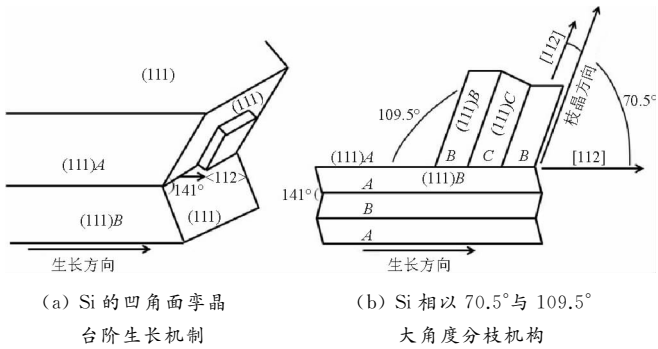


图 6 凝固条件位于图 3 中 C 区域情况下的共晶 Si 生长与分枝机理<sup>[15]</sup>

Fig.6 The growth and branching mechanism of eutectic Si in the C region of Fig.3

图 7 是生长速度为  $R=20\ \mu\text{m/s}$  时未变质 Al-7Si 合金定向凝固纵截面不同位置的共晶 Si 形貌。固相区内共晶 Si 的形貌为粗大平直的板片状, 其生长为面内生长, 见图 7a。从图 7b 可以看出, 在固-液界面位置, 共晶 Si 处于面内生长的板片状与面外生长多重分枝共存的状态, 且面内生长的板片状分枝面间的角度稳定, 近似为  $70.5^\circ$ , 这也验证了大角度分枝机理的正确性。在固液共存的糊状区内, 共晶 Si 明显细化, 无板片状组织、无尖锐棱角, 为“纤维状”, 共晶 Si 簇为多重任意角度分枝的“珊瑚状”形貌, 见图 7c、图 7d, 糊状区的形成相当于以极大的速度进行定向凝固, 故其在图 3 中位于 D 区域, 共晶 Si 为典型的淬火变质纤维状。

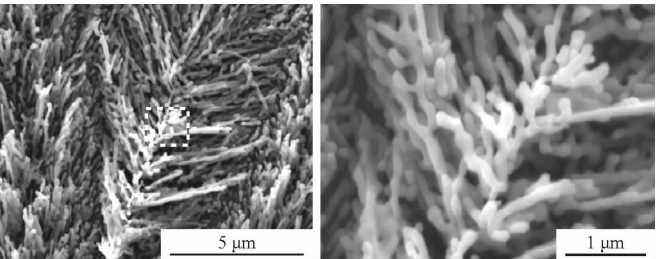


图 8 共晶 Si 以任意角度  $\theta$  分枝的移位孪晶分枝机构<sup>[15]</sup>  
Fig.8 Displacement twinning branching mechanism of eutectic Si with arbitrary angle  $\theta$

下共晶 Si 纤维化的唯一原因,还可能与高速凝固时共晶 Si 的  $\{111\}_{\text{Si}}$  面的光滑生长向粗糙生长的转变有关。共晶 Si 中  $\alpha\{111\}_{\text{Si}}=2.6772$ ,  $\{111\}$  面虽然为光滑面,但是其杰克逊因子也很接近 2,高速凝固条件下,界面过冷度激增,凝固前沿界面上的台阶密度激增,光滑的  $\{111\}_{\text{Si}}$  面可以转变为粗糙生长,而这种  $\{111\}_{\text{Si}}$  面的光滑生长向粗糙生长的转变可能是高速冷却下未变质共晶 Si 纤维化的重要因素。

## 2.2 Sr 对 Al-7Si 合金定向凝固的作用

变质剂 Sr 对 Al-7Si 合金定向凝固的糊状区有明显的影响。凝固过程中液体金属的温度差和浓度差将会引起自然对流,自然对流又反过来影响熔体的传质和传热。自然对流将中心初生  $\alpha$ -Al 枝晶周边液相的溶质 Si 带到试样边缘,造成试样边缘溶质 Si 的富集,并且加强中心热量向周边的传递,这两方面都会促进中心部位初生  $\alpha$ -Al 枝晶的快速生长,而试样边缘初生  $\alpha$ -Al 枝晶的生长则受到抑制,且越是边缘的初生  $\alpha$ -Al 枝晶受抑制的程度越大,故而造成定向凝固组织中心“凸起”的固-液共存的糊状区形貌,见图 9。

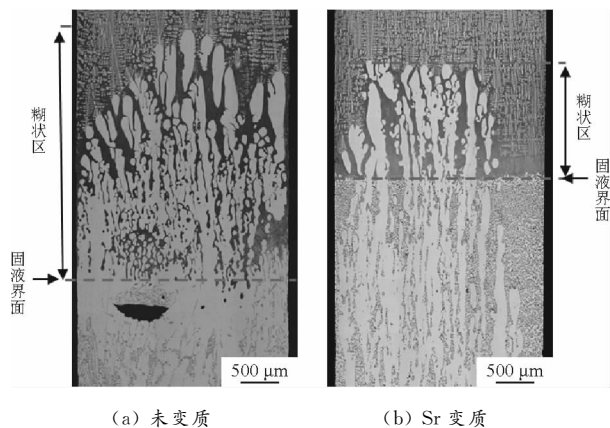


图 9 生长速度  $R=2\text{ }\mu\text{m/s}$  时 Al-7Si 合金定向凝固纵截面组织  
Fig.9 Longitudinal section microstructure of directionally solidified Al-7Si alloy at growth speed of  $2\text{ }\mu\text{m/s}$

对于 Al-Si 合金熔体,变质元素 Sr 为活性物质, Sr 变质处理后降低 Al-Si 合金熔体的表面张力,有利于合金熔体的流动<sup>[3,18]</sup>。添加 Sr 后,自然对流明显加强,将会在试样边缘造成溶质 Si 富集甚至达到 Al-Si 合金的共晶点,使得试样边缘产生共晶组织而减少初生  $\alpha$ -Al 枝晶,见图 9b。定向凝固过程中,  $\Delta T = G_L \times L_M$ , 其中  $\Delta T$  为结晶温度间隔,对 Al-7Si 合金来说,对应的是 Al-Si 相图中该成分点的初生  $\alpha$ -Al 凝固温度与共晶凝固温度的差值,  $G_L$  为熔体实际的温度梯度,  $L_M$  为糊状区高度。Sr 变质后,自然对流加强,初生  $\alpha$ -Al 枝晶周边液相的溶质 Si 被带走,使初生  $\alpha$ -Al 枝晶周边的熔体成分更加偏离共晶成分点,造成实际的结晶间隔温度  $\Delta T$  增

加,这有利于糊状区高度增加;另一方面,自然对流强度的增加,使得糊状区内的传热增强,实际温度梯度  $G_L$  增加,这有利于糊状区高度  $L_M$  的降低,而从图 9 可以看出, Sr 变质后糊状区高度明显降低,这说明 Sr 变质后,自然对流增强使实际温度梯度  $G_L$  的增加可能是糊状区高度降低的主要原因。

在 Al-7Si 合金中添加变质剂 Sr 后,其共晶 Si 的生长方式与形貌发生了显著变化。从图 10 可知,添加 Sr 后,在生长速率为  $2\text{ }\mu\text{m/s}$  情况下, Sr 促进共晶 Si 在不同方向上长出二次、三次及多次枝晶臂,片状共晶 Si 消失,有向纤维状共晶 Si 转变的趋势;当生长速率增加到  $20\text{ }\mu\text{m/s}$  时,共晶 Si 大量分枝成纤维状枝晶臂,形成“珊瑚状”组织。变质剂 Sr 的作用机理主要为“杂质诱发孪晶机制”(Impurity-induced twinning mechanism-IIT)<sup>[17,19~21]</sup>,变质元素 Sr 吸附并聚集在 Si 的生长界面前沿,共晶生长中不断封锁共晶 Si 原有孪晶台阶,而在此过程中又不断诱发新的凹角孪晶,促使共晶 Si 比未变质时的频繁分枝。基于此机制,未变质的分枝上有限的板片状共晶 Si 转变为大量频繁分枝的纤维状形貌,图 10b 中的“珊瑚状”共晶 Si 形貌印证了上述 IIT 机制。另外, NOGITA K 等<sup>[19]</sup>对 Sr 在亚共晶 Al-Si 合金凝固组织中的分布进行了研究,发现初生  $\alpha$ -Al 与共晶 Al 相中只有极少的 Sr 元素,几乎全部的变质元素 Sr 相对均匀地分布在共晶 Si 中,这一现象为 IIT 机制提供了重要的依据。另外, Sr 变质处理后,定向凝固生长过程中,固液界面处的温度梯度和共晶 Si 生长的界面过冷度增大<sup>[3]</sup>,有利于  $\{111\}_{\text{Si}}$  面发生光滑生长向粗糙生长的转变。变质剂 Sr 的加入诱发 Si 按 IIT 机制生长,并且可能促进共晶 Si 发生光滑生长向粗糙生长的转变,两者共同使共晶 Si 由未变质时板片状组织转变成 Sr 变质后的“珊瑚状”组织。

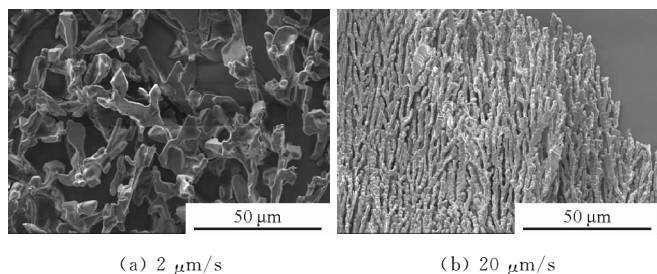


图 10 不同生长速度下 Sr 变质 Al-7Si 合金定向凝固共晶 Si 组织  
Fig.10 Directionally solidified microstructure of eutectic Si in Sr modified Al-7Si alloys at different growth speeds

## 3 结 论

(1)未变质 Al-7Si 合金定向凝固,当生长速度较低

时( $2\ \mu\text{m/s}$ ),板片状共晶 Si 呈交织于同一中心的“星状”形貌,中等生长速度时( $20\ \mu\text{m/s}$ ),层片状共晶 Si 组织呈“小麦束”形貌,而高速生长下,淬火纤维态共晶 Si 构成“珊瑚状”形貌,此 3 种不同生长速度下的不同形貌对应有不同的共晶 Si 生长和分枝机制。低生长速度下“星状”共晶 Si 的生长方向为 $[100]$ 方向,其分片组织由 $\{100\}$ 面与 $\{111\}$ 面围成, $\{100\}_{\text{Si}}$ 粗糙面可能发生粗糙生长向光滑生长的转变;中等生长速度下层片状的共晶 Si 组织以 TPFE 机制生长,具备大角度孪晶面内分枝机构,生长方向为 $[112]$ ,由 $\{111\}$ 面构成层片状共晶 Si 的外表面;而高速凝固时的纤维状共晶 Si 具备移位孪晶的面外分枝机构,可能发生 $\{111\}_{\text{Si}}$ 面的光滑生长向粗糙生长的转变。

(2)添加变质剂 Sr 后,自然对流增强使凝固前沿的温度梯度增加,可能是定向凝固糊状区高度降低的主要原因;Al-7Si 合金定向凝固组织中的共晶 Si 形貌发生了显著变化,由变质前粗大的板片或层片状转变为 Sr 变质后的“珊瑚状”纤维组织,共晶 Si 明显细化。此现象可能是“杂质促发孪晶机制”和 $\{111\}_{\text{Si}}$ 面发生光滑生长向粗糙生长转变共同作用的结果。

#### 参 考 文 献

- [1] 毛丰,欧黎明,乔永枫,等.Eu 和 P 复合变质对过共晶 Al-Si 合金微观组织和耐磨性能的影响[J].稀有金属, 2021, 45(4): 393-400.
- [2] 张学萍,水丽.不同变质剂对 Al-18Si 过共晶合金组织和耐磨性的影响[J].热加工工艺, 2018, 47(7): 86-88.
- [3] 祖方遒.变质元素对铸造 Al-Si 合金共晶结晶的作用及机制[J].铸造, 2011, 60(11): 1 073-1 079.
- [4] 李文树,宋东福,周海涛,等.细化变质处理对 A356.1 合金组织和力学性能的影响[J].中国有色金属学报, 2020, 30(7): 1 491-1 501.
- [5] 廖恒成,孙国雄.共晶硅变质机理研究进展[J].铸造, 2003, 52(12): 1 127-1 129.
- [6] 耿邦杰,左然.硅晶体生长固液界面形貌研究[J].人工晶体学报, 2020, 49(5): 804-810.
- [7] FLOOD S C, HUNT J D. Modification of Al-Si eutectic alloys with Na[J]. Metal Science Journal, 1981, 15(7): 287-294.
- [8] ATASOY O, YILMAZ F, ELLIOTT R. Growth structures in aluminium-silicon alloys I. The coupled zone[J]. Journal of Crystal Growth, 1984, 66(1): 137-146.
- [9] NAPOLITANO R, MECO H, JUNG C. Faceted solidification morphologies in low-growth-rate Al-Si eutectics[J]. JOM, 2004, 56(4): 16-21.
- [10] HELLAWELL A. The growth and structure of eutectics with silicon and germanium[J]. Progress in Materials Science, 1970, 15(1): 3-78.
- [11] LI J H, ZARIF M Z, ALBU M, et al. Nucleation kinetics of entrained eutectic Si in Al-5Si alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 72: 80-98.
- [12] LI J, HAGE F, WIESSNER M, et al. The roles of Eu during the growth of eutectic Si in Al-Si alloys[J]. Scientific Reports, 2015, 5(1): 1-10.
- [13] NOGITA K, MCDONALD S D, DAHLE A K. Eutectic modification of Al-Si alloys with rare earth metals[J]. Materials Transactions, 2004, 45(2): 323-326.
- [14] SHAMSUZZOHA M, HOGAN L M, BERRY J T, et al. Effects of modifying agents on crystallography and growth of silicon phase in Al-Si casting alloys[J]. AFS Transactions, 1993, 100: 999-1 005.
- [15] SHAMSUZZOHA M, HOGAN L M. The twinned growth of silicon in chill-modified AlSi eutectic[J]. Journal of Crystal Growth, 1987, 82(4): 598-610.
- [16] LIU X R, ZHANG Y D, BEAUSIR B, et al. Twin-controlled growth of eutectic Si in unmodified and Sr-modified Al-12.7Si alloys investigated by SEM/EBSD[J]. Acta Materialia, 2015, 97: 338-347.
- [17] LU S Z, HELLAWELL A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning[J]. Metallurgical Transactions, 1987, A18(10): 1 721-1 733.
- [18] HEGDE S, PRABHU K N. Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys[J]. Journal of Materials Science, 2008, 43(9): 3 009-3 027.
- [19] NOGITA K, YASUDA H, YOSHIDA K, et al. Determination of strontium segregation in modified hypoeutectic Al-Si alloy by micro X-ray fluorescence analysis[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(9): 787-790.
- [20] ZHANG W, MA S, WEI Z, et al. The relationship between residual amount of Sr and morphology of eutectic Si phase in A356 alloy[J]. Materials, 2019, 12(19): 3 222.
- [21] FRACCHIA E, GOBBER F S, ROSSO M. Effect of alloying elements on the Sr modification of Al-Si cast alloys[J]. Metals-Open Access Metallurgy Journal, 2021, 11(2): 342-342.

(编辑:栗万仲)

欢迎关注  
“特种铸造”  
微信公众号



- |        |         |        |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网  | ● 行业动态  | ● 联系我们 |
| ● 微商城  | ● 铸造前沿  | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例  | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂  | ● 产品库  |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库  |