

蛇形通道复合 Sr 变质处理对 Al-28Si 合金微观组织的影响

刘亚博 毛卫民 闫鹏宇 王冰坤 范 菁 颜丙栋
(北京科技大学材料科学与工程学院)

摘 要 针对传统铸造过共晶 Al-Si 合金中存在粗大初生 Si 和针片状共晶 Si 的问题,采用蛇形通道复合 Sr 变质处理工艺制备了 Al-28Si 合金半固态浆料,对半固态浆料的显微组织以及初生 Si 的析出温度进行了研究。结果表明,该工艺可充分细化初生 Si、有效变质共晶 Si,初生 Si 尺寸由 165.26 μm 细化到 45.68 μm ,共晶 Si 由长针状转变为点状、蠕虫状。随着 Sr 加入量的增加,初生 Si 的析出温度先升高后降低,初生 Si 的晶粒尺寸呈增大趋势。具有大量纤维状分支的共晶 Si 在长大时受到了铝相抑制。

关键词 Al-28Si 合金;蛇形通道;Sr;初生 Si;共晶 Si
中图分类号 TG249.2⁺6;TG146.21 **文献标志码** A
DOI:10.15980/j.tzzz.2021.05.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Serpentine Channel Composite Sr Modification on Microstructure of Al-28Si Alloy

Liu Yabo, Mao Weimin, Yan Pengyu, Wang Bingkun, Fan Jing, Yan Bingdong
(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing)

Abstract: According to the problems in coarse primary silicon and acicular eutectic silicon in traditional hypereutectic Al-Si alloy, the semi-solid slurry of Al-28Si alloy was prepared by serpentine channel composite Sr modification process. The microstructure of the semi-solid slurry and the precipitation temperature of primary silicon were investigated. The results reveal that the composite process can fully refine the primary silicon and effectively modify the eutectic silicon. The primary silicon is refined from 165.26 μm to 45.68 μm , and the structure of eutectic silicon is transformed from acicular to punctate and worm-like. With the increase of the Sr addition, the precipitation temperature of primary silicon is increased at first and then decreased, and the grain size shows an increasing trend. The growth of eutectic silicon with a large number of fibrous branches is limited by aluminum phase.

Key Words: Al-28Si Alloy, Serpentine Channel, Sr, Primary Silicon, Eutectic Silicon

汽车发动机活塞要求其材料具有密度低、耐磨性高、线膨胀系数小、尺寸稳定等特点,随着汽车制造技术的发展,传统的亚共晶、共晶 Al-Si 合金难以满足发动机活塞材料的性能要求^[1,2]。随着 Al-Si 合金中 Si 含量增加,其耐磨性提高、线膨胀系数减小、热稳定性增加。过共晶 Al-Si 合金能够满足当前内燃发动机发展的需

求,正逐步替代亚共晶、共晶 Al-Si 合金成为新的活塞材料。然而,传统铸造工艺制备的过共晶 Al-Si 合金中通常存在粗大的板块状初生 Si 和针片状共晶 Si,这些粗大的 Si 相会严重割裂基体,在外力作用下还易引起应力集中,显著降低合金的铸造性能和力学性能^[3,4]。因此,改善合金中 Si 相的尺寸和形貌,对于提高过共晶

收稿日期:2020-10-19;**修改稿收到日期:**2020-12-27
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51771032)
第一作者简介:刘亚博,男,1996 年出生,硕士研究生,北京(100083),E-mail:liuyabonl@163.com
通信作者:毛卫民,男,1958 年出生,教授,北京(100083),E-mail:mao_wm@ustb.edu.cn
引用格式:刘亚博,毛卫民,闫鹏宇,等.蛇形通道复合 Sr 变质处理对 Al-28Si 合金微观组织的影响[J].特种铸造及有色合金,2021,41(5):619-624.
LIU Y B, MAO W M, YAN P Y, et al. Effects of serpentine channel composite Sr modification on microstructure of Al-28Si alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(5):619-624.

[10] 李庆春.铸件形成理论基础[M].北京:机械工业出版社,1982.

[11] 杨卯生,赵爱民,毛卫民,等.钢的半固态电磁搅拌力场与组织转变[J].钢铁研究学报,2003,15(4):18-24.

[12] 齐雅丽,贾光霖,张国志.电磁搅拌对液态金属运动及凝固组织的影响[J].铸造技术,2005,26(2):118-121.

[13] FLEMINGS M C. Solidification Processing [M]. New York: McGraw-Hill, 1974.

[14] 赵学瑞,廖其尊.粘性流体力学[M].北京:机械工业出版社,1983.

[15] MOLCAHY A, BEITELMAN L. 连铸小方坯和大方坯的旋转电磁搅拌[A].曹广畴译.电磁搅拌译文集[C].北京:中国金属学会连续铸钢学会,1988.

(编辑:刘晨辉)

Al-Si 合金的工业应用具有重要意义。

细化变质 Al-Si 合金常采用化学法, P 对 Al-Si 合金中的初生 Si 具有很好的细化效果, 只需微量就可以充分细化初生 Si; 而 Na、Sr 对共晶 Si 具有良好的变质效果^[5,6]。但这些常见的化学元素都只能有效作用于初生 Si 或共晶 Si, 当同时添加细化剂和变质剂时, 二者会相互作用(如 P 和 Sr 反应生成 Sr_3P_2), 削弱细化变质效果, 故研究者们又研究了复合细化变质剂。CHEN C 等^[7]向 Al-20Si 合金中复合添加了 P 和稀土元素, 将初生 Si 从 66.4 μm 细化到 23.3 μm , 共晶 Si 从 8.3 μm 细化到 5.2 μm ; 王恩东等^[8]采用 Ce-La 复合稀土对 Al-20Si 合金进行变质处理, 发现初生 Si 的尺寸由 100 μm 变为 20 μm , 共晶 Si 由针状转变为短棒状或颗粒状。但这些化学复合细化变质法都存在工艺复杂、成本高或变质效果不佳等问题。因此, 本课题拟采用蛇形通道工艺与添加 Sr 变质剂相结合的方法, 利用该复合工艺来同时实现充分细化初生 Si 和有效变质共晶 Si 的目的。

1 试验材料及方法

试验采用 Al-28Si 合金, 其化学成分见表 1, 变质剂为 Al-10.59Sr 中间合金。

表 1 Al-28Si 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of Al-28Si alloy %				
w_B				
Si	Cu	Fe	Mg	Al
27.88	0.016	<0.01	<0.01	余量

根据相图计算软件计算出 Al-28Si 合金的液相线温度为 800 $^{\circ}C$, 拟定浇注温度为 830 $^{\circ}C$ 。蛇形通道工艺制备装置示意图见图 1, 利用电阻炉将称量好的 Al-28Si 合金加热到 900 $^{\circ}C$ 完全熔化后, 保温一定时间, 分别加入 0.00%、0.01%、0.02%、0.03%、0.06% 的 Sr 变质剂(以 Al-10.59Sr 中间合金的形式加入)。在保温 10 min、20 min 时分别搅拌, 确保 Sr 分布均匀, 保温 30 min 后取出粘土石墨坩埚, 同时利用 K 型热电偶检测合金液温度, 待温度降至约 830 $^{\circ}C$ 时, 扒渣后浇注。浇注前需先将蛇形通道的冷却水开关打开, 再将合金液浇入蛇形通道, 同时利用热电偶测量流入收集坩埚内浆料的温度并记录, 随后立即将盛有半固态浆料的收集坩埚放入水槽中快速冷却, 待合金浆料冷却至室温后取出铸锭。传统工艺是将合金在 900 $^{\circ}C$ 下熔化后在粘土石墨坩埚中降温至 830 $^{\circ}C$ 时直接将合金液浇入收集坩埚, 冷却至 710 $^{\circ}C$ 后取出放入水中快冷至室温后取出铸锭。

将铸锭沿垂直于轴线方向, 在同一部位截取厚度约 10 mm 的圆片, 然后在每个圆片上分别截取约 45 $^{\circ}$ 的扇形试样及 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 10 mm 的块状试样, 随后

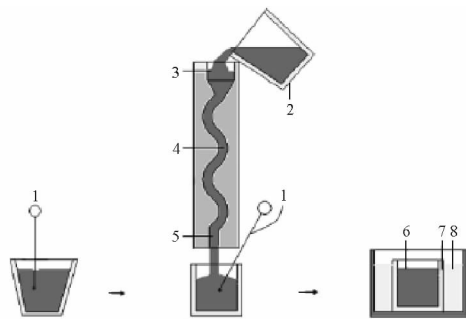


图 1 蛇形通道制备半固态铝硅合金浆料的示意图
Fig.1 Schematic diagram of semi-solid Al-Si alloy slurry prepared by serpentine channel

- 1.K 型热电偶 2.熔化坩埚 3.浇口杯 4.蛇形弯道
5.导流管 6.浆料 7.收集坩埚 8.冷却水

对截取的试样进行粗磨、精磨和抛光处理。采用凯勒试剂(HF、HCl、HNO₃、H₂O 体积比为 1 : 1.5 : 2.5 : 95)对扇形试样进行腐蚀, 腐蚀时间为 2~3 s。利用 4XC 型光学显微镜, 观察并拍摄扇形试样的边缘、中部、心部的金相照片, 随后使用 Image-Pro Plus 软件统计分析初生 Si 的平均等效圆直径 D 和平均形状因子 F :

$$D = \frac{\sum_{i=1}^N \sqrt{4 \frac{A_i}{\pi}}}{N} \quad (1)$$

$$F = \frac{\sum_{i=1}^N \frac{4\pi A_i}{P_i^2}}{N} \quad (2)$$

式中, A_i 、 P_i 和 N 分别为金相照片中每个初生 Si 的面积、周长和所拍摄区域内初生 Si 晶粒的总数。形状因子 F 越大, 表明初生 Si 的形状越圆整, 当 $F=1$ 时, 初生 Si 晶粒呈理想的球状。

采用质量分数为 10% 的 NaOH 溶液对块状试样进行深腐蚀, 腐蚀约 10 h。利用 FEI Quanta250 型环境扫描电镜拍摄深腐蚀试样中初生 Si 和共晶 Si 的三维形貌特征。

2 试验结果及分析

2.1 复合工艺对凝固组织的影响

图 2 是不同工艺条件下制备的 Al-28Si 合金的显微组织, 深色的多边形块状相为初生 Si, 深色的针状或点状相为共晶 Si, 浅白色区域为 Al 相。从图 2a 和图 2b 可以看出, 传统铸造工艺制备的合金中初生 Si 的晶粒尺寸非常大, 平均等效圆直径为 165.26 μm , 且初生 Si 边缘的棱角非常尖锐, 圆整度很差, 形状因子只有 0.30 $\pm$ 0.04, 而且由于初生 Si 尺寸过大, 数量较少, 导致初生 Si 的分布很不均匀, 此时合金中的共晶 Si 呈长针状。利用蛇形通道工艺制备的 Al-28Si 合金, 初生 Si 仍

呈不规则的多边形状,但棱角变钝,圆整度有所提高,形状因子达到了 0.50 以上,而且初生 Si 的尺寸明显减小,晶粒的平均等效圆直径为 43.81 μm ,分布也变得更加均匀,见图 2c。蛇形通道复合 0.03% 的 Sr 制备的

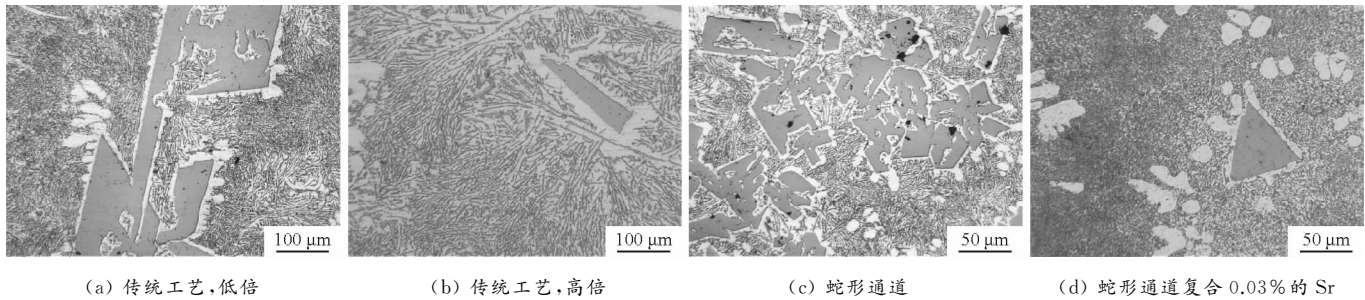


图 2 不同工艺条件下获得的 Al-28Si 合金显微组织

Fig.2 Microstructure of Al-28Si alloy prepared under different technological conditions

有效变质,由长针状转变为点状、蠕虫状。

2.2 Sr 对初生 Si 析出温度的影响

图 3 为半固态蛇形通道工艺复合 Sr 变质的 Al-28Si 合金的 DSC 曲线。可以看出,未添加 Sr 时初生 Si 的析出温度为 746.15 $^{\circ}\text{C}$,随着 Sr 加入量的增加,初生 Si 的析出温度升高,当 Sr 加入量为 0.03% 时,初生 Si 的析出温度达到最大值 767.17 $^{\circ}\text{C}$,比未添加 Sr 时提高了 20 $^{\circ}\text{C}$ 左右;当继续添加 Sr 至 0.06% 时,初生 Si 的析出温度反而下降到 745.39 $^{\circ}\text{C}$,与未添加 Sr 时初生 Si 的析出温度相近。

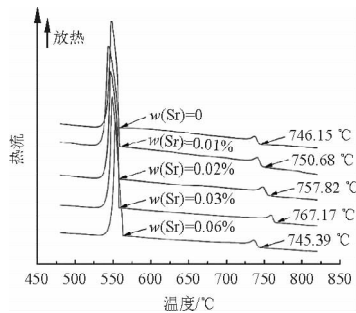


图 3 不同 Sr 加入量下 Al-28Si 合金的 DSC 曲线

Fig.3 DSC curves of Al-28Si alloy with different Sr addition

添加 Sr 后 Al-28Si 合金中初生 Si 的析出温度升高,这意味着初生 Si 形核所需的过冷度减小,即此时形核所需克服的临界形核功变小。合金由液态转变为固态时,体系自由能的降低是相变的驱动力,而形核时新的表面出现会导致界面能增加,这是相变的阻力。Sr 作为碱土金属通常是表面活性元素,加入 Al-Si 合金中可以降低初生 Si 形核时的界面能,即减小了形核阻力,使临界形核功降低^[9],导致初生 Si 的析出温度升高。此外,非均匀形核也是通过降低形核界面能来促进形核,P 通过形成 AlP 异质形核位点细化初生 Si^[10]。但当合金熔体中同时有 Sr 存在时,P 和 Sr 会发生反应生

成 Sr_3P_2 ,消除 AlP 的异质形核效应。然而在 Al-28Si 合金中添加 0.01% 的 Sr 时,共晶 Si 已经有较好的变质效果,可以推测合金熔体中即使有 P,含量也会非常低,0.01% 的 Sr 中和完 P 后还有剩余。当加入 0.01% ~ 0.03% 的 Sr 时,初生 Si 的析出温度升高,形核所需过冷度降低,表明此时 Sr 降低界面能促进形核的作用,要大于 Sr 消除 AlP 形核位点抑制形核的作用。

金属凝固时液相中存在大量的原子团簇和晶胚,是潜在的形核核心。然而当 Al-28Si 合金中 Sr 的加入量较高时,一方面,在液态时 Sr 原子就可能吸附在 Si 原子团簇上,阻碍其形成晶胚;另一方面,当合金的实际温度降低到液相线以下,Sr 原子会继续向硅晶胚上吸附,占据 Si 原子在晶胚表面的吸附位置。虽然 Sr 降低了晶胚长大时的界面能,但由于缺少 Si 原子的吸附,晶胚很难长大到临界形核尺寸,使初生 Si 形核困难,此时晶体凝固就需要更大的过冷度。更大的过冷度降低了临界形核半径,使晶胚更容易形成晶核,此外过冷度增大也增加了液相中的形核率,这就意味着有了更多的 Si 晶胚,Sr 原子无法阻碍所有晶胚长大,使 Al-28Si 合金中开始形成初生 Si 晶核。

总的来说,当 Al-28Si 合金中 Sr 的加入量在 0.01% ~ 0.03% 时,虽然 Sr 可以通过消除 AlP 异质形核位点抑制初生 Si 的形核,但由于 Al-28Si 合金的纯度较高,合金中 P 含量较低,Sr 对合金凝固时的主要影响还是通过降低界面能来减小形核所需过冷度,提高了初生 Si 的析出温度;当 Sr 加入量提高到 0.06% 时,虽然 Sr 降低了界面能,但此时 Sr 原子对初生 Si 晶胚长大的阻碍作用占主导地位,需要更大的过冷度来激发形核,降低了初生 Si 的析出温度。

2.3 Sr 加入量对初生 Si 尺寸形貌的影响

图 4 为不同 Sr 加入量下 Al-28Si 合金中初生 Si 平

均等效圆直径及平均形状因子。可以看出,当不加 Sr 时,初生 Si 的平均等效圆直径最小,随着 Sr 加入量增加,Al-28Si 合金中初生 Si 的平均等效圆直径整体呈增大趋势,当 Sr 加入量为 0.01%~0.03% 时,初生 Si 的平均等效圆直径增加的幅度不大,然而当 Sr 加入量为 0.06% 时,初生 Si 的平均等效圆直径明显增加,相比 0.01% 的 Sr 时增大了约 8 μm 。初生 Si 的平均形状因子随 Sr 加入量的增加先增大后减小,当 Sr 的加入量为 0.02% 时,初生 Si 的平均形状因子最大,圆整度最高,此后随着 Sr 加入量的继续增加,初生 Si 的平均形状因子减小。

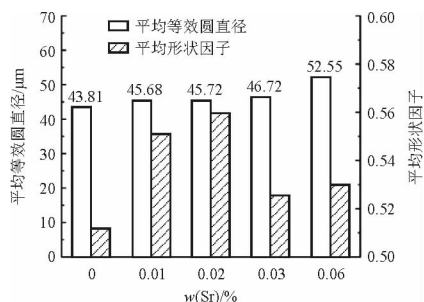


图 4 不同 Sr 加入量下 Al-28Si 合金中初生 Si 平均等效圆直径及平均形状因子

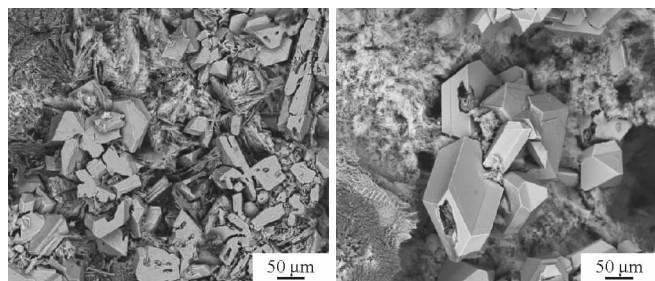
Fig.4 Effect of Sr addition on average equivalent circle diameter and average shape factor of primary silicon in Al-28Si alloy

柳秉毅^[11]向 Al-18Si 合金中加入 Sr 后,发现初生 Si 可以变成树枝晶,孪晶分枝为片状。李华基等^[12]在 Sr 变质的 Al-28Si 合金组织中,发现初生 Si 的形貌由未变质时的板块状变为鱼骨状,初生 Si 的边缘也从平整态变为锯齿状、树枝状等不规则形态。由此看来 Sr 确实对初生 Si 的形貌产生了影响。此外,还对初生 Si 进行线扫描,发现在初生 Si 内部没有发现 Sr,认为 Sr 并不能影响初生 Si 的生长过程,而是通过抑制形核,在 Sr 变质后的合金熔体中形成大量的八面体原子团簇,这些原子团簇以顶角联结的方式形成了初生 Si 的最终形貌。YAN P Y 等^[13]利用电子探针技术研究了 A390 过共晶 Al-Si 合金中的元素分布,为了提高 Sr 的计数率而将合金中的 Sr 加入量增加到 0.12%。结果表明, Sr 与 Si 元素的分布密切相关,在初生 Si 的内部均匀分布着 Sr,这说明 Sr 参与了初生 Si 的生长过程。

当添加 0.01%~0.03% 的 Sr 时,Al-28Si 合金中初生 Si 的析出温度升高,且尺寸略有增加。初生 Si 在较小的过冷度下形核后开始生长,由于此时的形核温度与共晶温度有一个更大的差值,相同冷速条件下初生 Si 晶粒的生长时间更长,因此初生 Si 尺寸比未添加 Sr 时略有增大;此外, Sr 原子吸附在初生 Si 晶核上会产生孪晶,初生 Si 可以借助孪晶凹谷机制(TPRE)快速长大,这也会导致初生 Si 尺寸增大。当添加 0.06% 的 Sr 时,

由于 Sr 原子的吸附阻碍形核作用,使得初生 Si 的析出温度下降到 745.39 $^{\circ}\text{C}$,此时一方面由于熔体中的实际过冷度较大,使得初生 Si 的生长速度较快;另一方面大量的 Sr 原子吸附在初生 Si 晶核上产生了更多的孪晶,初生 Si 借助孪晶凹谷机制生长速度更快,最终导致初生 Si 的尺寸比未添加 Sr 时的初生 Si 尺寸明显增大。

图 5 为不同 Sr 含量下蛇形通道制备的 Al-28Si 合金浆料试样经深腐蚀后的 SEM 图。从图 5a 可以看出,仅利用蛇形通道不添加 Sr 制备的 Al-28Si 合金中,初生 Si 呈不规则块状,部分初生 Si 具有八面体特征,此外在初生 Si 上没有观察到明显的孪晶凹谷。由图 5b 可以看出,初生 Si 上有明显的孪晶凹谷,这证明了上述 Sr 会增加初生 Si 上孪晶的推断。



(a) $w(\text{Sr})=0$ (b) $w(\text{Sr})=0.03\%$

图 5 蛇形通道制备不同 Sr 含量的 Al-28Si 合金浆料试样深腐蚀后的 SEM 图

Fig.5 SEM of Al-28Si alloy slurry samples with different Sr contents prepared by serpentine channel after deep corrosion

2.4 Sr 加入量对共晶 Si 形貌的影响

利用蛇形通道和 Sr 复合工艺制备 Al-28Si 合金时,不同加入量 Sr 对共晶 Si 形貌的影响见图 6,其中深色的不规则多边形块状为初生 Si,细小的长针状、点状、蠕虫状为共晶 Si,其余白色部分为 $\alpha\text{-Al}$ 相。可以看出,未添加 Sr 时获得的半固态浆料组织,共晶 Si 呈明显的长针状,这些共晶 Si 的方向杂乱无章,互相交错。Sr 加入量为 0.01% 时,合金中多数共晶 Si 的形貌都得到了改善,转变为点状、蠕虫状,仍有一部分共晶 Si 呈明显的长针状,但尺寸有所减小。Sr 加入量为 0.02% 时,绝大部分的共晶 Si 都转变成点状、蠕虫状,但仍有个别的长针状共晶 Si 存在。Sr 加入量为 0.03% 时,共晶 Si 几乎全部转变为点状、蠕虫状,很少能看到长针状共晶 Si。Sr 加入量为 0.06% 时,组织中虽没有长针状共晶 Si 存在,但共晶 Si 的细密程度降低,尺寸略有增大。

根据以上分析,可见半固态 Al-28Si 合金浆料中的共晶 Si 形貌对 Sr 加入量很敏感。当加入 0.01% 的 Sr 时,大部分共晶 Si 已经得到有效变质,且随着 Sr 加入量的继续增加,共晶 Si 会得到进一步有效变质。当加

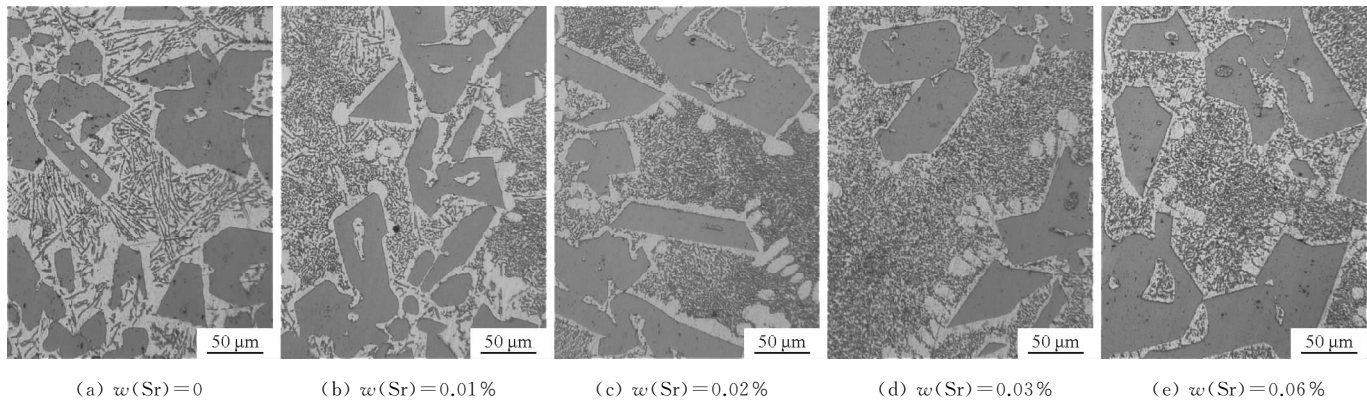


图6 蛇形通道复合不同加入量 Sr 制备的 Al-28Si 合金浆料组织

Fig.6 Microstructure of Al-28Si alloy slurry prepared by serpentine channel compounding with different Sr addition

入 0.03% 的 Sr 时, Al-28Si 合金中共晶 Si 的变质效果最佳, 此后再继续添加 Sr 变质剂, 共晶 Si 的形貌反而变差。所以, 最佳的 Sr 加入量为 0.02%~0.03%。

Al-Si 合金中的共晶组织是一种典型的非规则共晶, 发生共晶凝固时硅相作为领先相优先形核长大, Si 相是非小平面相, 其长大具有方向性, 优先生长方向为 $\{111\}$ 上的 $\langle 211 \rangle$ 和 $\langle 110 \rangle$, 传统铸造条件下共晶 Si 呈各向异性生长, 因此长大后的晶体为片状。完全变质后的共晶 Si 组织在金相照片平面上显示为点状, 但其三维形态实际为具有大量纤维状分枝的树枝晶^[14]。

图 7 为蛇形通道复合 0.03% 的 Sr 制备的浆料试样经深腐蚀后的 SEM 图。可以看出, Sr 变质后, 金相组织中的点状共晶 Si 实际上是连接在一起的, 其三维形态是具有大量纤维状或珊瑚状分支的共晶团。

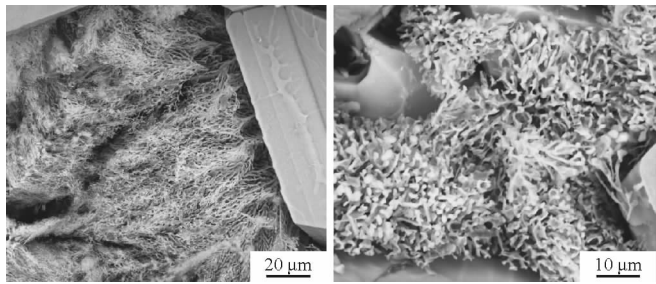


图7 蛇形通道复合 0.03% Sr 制备的 Al-28Si 试样的深腐蚀 SEM 图

Fig.7 SEM of deep corrosion Al-28Si sample prepared by serpentine channel compounding with 0.03% Sr

关于 Sr 变质共晶 Si 的机理, 比较经典的是毒化孪晶凹角机制和杂质诱导孪晶机制^[15], 这两种机制都聚焦在 Sr 原子对共晶 Si 生长的影响上, BARRIRERO J 等^[16]认为不应该只单纯地考虑变质剂 (Sr、Na) 原子的影响, 还应该考虑到铝可能会与变质剂结合形成的化合物的影响。他指出 Sr 变质时在固液生长前沿几 nm 的范围内会形成 SrAl_2Si_2 化合物团簇, 这种团簇也会改变硅相的生长从而影响共晶 Si 的形貌。此外, 初生 Si 和

共晶 Si 是晶体结构相同的 Si 相, Sr 却只对共晶 Si 的形貌产生显著影响, 分析初生 Si 和共晶 Si 的生长环境, 发现共晶 Si 作为共晶组织的其中一相, 其生长必定会受到与其协同生长的共晶 $\alpha\text{-Al}$ 相的影响, 而初生 Si 生长时却没有铝相来影响其生长过程, 故考虑 Sr 的变质机理时应同时考虑铝相的影响。

Sr 变质后的共晶 Si 会产生大量分枝有两方面的原因。首先, 传统铸造条件下共晶 Si 形核后开始生长时, 根据金属-非金属共晶生长时的合作长大模型^[17], Si 相作为小平面相, 本身就可以借助孪晶自发产生分枝。其次在添加 Sr 变质剂后, Sr 原子或者 Sr 的化合物团簇优先吸附在 Si 相的生长台阶上, 共晶 Si 生长方向发生改变, 借助 Sr 诱发的孪晶可以产生大量的共晶 Si 分枝。添加 Sr 变质剂后, 共晶 Si 在其分枝方向上借助孪晶凹谷机制 (TPRE) 快速生长, 此外在共晶 Si $\{111\}$ 的侧面 $\{110\}$ 上还会有 $\alpha\text{-Al}$ 相的形成^[11], 这会对共晶 Si 的侧面形成封锁效果, 阻碍共晶 Si 在其 $\{111\}$ 侧面方向上生长。随着 $\alpha\text{-Al}$ 相的生长, 逐渐将共晶 Si 分枝的侧面完全封锁, 导致共晶 Si 只能沿其分枝方向生长, 最终形成了纤维状的共晶 Si 分枝。在未变质的铝硅合金中, $\{110\}_{\text{Si}}$ 和 $\{100\}_{\text{Al}}$ 的共格关系不明显, $\{110\}_{\text{Si}}$ 不能作为 $\alpha\text{-Al}$ 的有效形核基底, 使得 $\alpha\text{-Al}$ 相不能封锁共晶 Si 分枝的侧面, 导致共晶 Si 长成片状。加入 Sr 变质剂后, 改善了 $\{110\}_{\text{Si}}$ 和 $\{100\}_{\text{Al}}$ 的共格关系, 使 $\alpha\text{-Al}$ 可以从 $\{110\}_{\text{Si}}$ 上析出, 最终由于 $\alpha\text{-Al}$ 相的限制形成了纤维状的共晶 Si 分枝。上述机制的综合作用使得变质后的共晶 Si 呈纤维状分枝的树枝晶形貌。

3 结 论

(1) 采用蛇形通道复合 Sr 变质处理工艺制备 Al-28Si 合金半固态浆料, 可充分细化初生 Si、有效变质共晶 Si; 当 Sr 加入量为 0.01% 时, 初生 Si 的平均等效圆直径由传统铸造试样的 165.26 μm 细化到 45.68 μm ;

当 Sr 加入量为 0.02%~0.03% 时,共晶 Si 已经得到有效变质,此时共晶 Si 全部转变为点状、蠕虫状。

(2)复合处理时 Sr 加入量对初生 Si 的析出温度有明显影响,Sr 加入量在 0.01%~0.03% 时主要通过降低形核界面能来提高初生 Si 析出温度,Sr 加入量在 0.06% 时通过吸附作用抑制形核,降低了初生 Si 析出温度。

(3)采用该复合处理工艺制备 Al-28Si 合金半固态浆料时,随着 Sr 加入量的增加(0.01%~0.06%),受 Sr 诱发的孪晶影响,初生 Si 尺寸增大。

(4)受自身固有孪晶和 Sr 原子吸附在 Si 相生长前沿诱发孪晶的双重作用,共晶 Si 生长时产生了大量分枝,再加上 α -Al 相的封锁作用,最终形成了具有大量纤维状分枝的共晶 Si。

参 考 文 献

- [1] 孙廷富,杨波,翟景,等.过共晶 Al-Si 合金缸体/缸套工作面加工技术及应用[J].兵器材料科学与工程,2013,36(5):120-124.
- [2] 赖华清,范宏训,徐祥.过共晶 Al-Si 合金的研究及应用[J].汽车工艺与材料,2001(10):21-24.
- [3] 任意.过共晶 Al-Si 合金复合变质工艺及机理研究[D].江苏镇江:江苏科技大学,2010.
- [4] 刘靓,李凯良,刘亚,等.Al-5Ti-B 对过共晶 Al-18Si 合金的变质效果[J].粉末冶金材料科学与工程,2016,21(1):59-64.
- [5] 王锋,迟长志,台立民,等.铝硅合金变质处理研究现状[J].热加工工艺,2016,45(11):9-10,13.
- [6] SHABESTARI S G, MIRESMAEILI S M, BOUTORABI S M A. Effects of Sr-modification and melt cleanliness on melt hydrogen absorption of 319 aluminium alloy[J]. Journal of Materials Science,

2003, 38(9): 1 901-1 907.

- [7] CHEN C, LIU Z X, REN B, et al. Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(2): 301-306.
- [8] 王恩东,王磊.稀土复合变质处理对 Al-Si 合金性能的影响[J].铸造技术,2016,37(8):1 690-1 692.
- [9] YAN P Y, MAO W M, FAN J, et al. Simultaneous refinement of primary Si and modification of eutectic Si in A390 alloy assisting by sr-modifier and serpentine pouring channel process[J]. Materials (Basel), 2019, 12(19): 3 109-3 121.
- [10] 姚书芳,毛卫民,赵爱民,等.铸造铝硅合金细化变质处理的研究进展[J].铸造,2000(9):512-515.
- [11] 柳秉毅.钠、铈变质铝硅合金机理的研究[J].铸造,1991(2):18-21.
- [12] 李华基,胡慧芳,陈俊桃.Sr 变质后 Al-28Si 合金中 Si 相的生长行为[J].热加工工艺,2010,39(11):67-69.
- [13] YAN P Y, MAO W M, FAN J, et al. Microstructural evolution, segregation and fracture behavior of A390 alloy prepared by combined Rheo-HPDC processing and Sr-modifier[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 835: 155 297.
- [14] EIKEN J, APEL M, LIANG S M, et al. Impact of P and Sr on solidification sequence and morphology of hypoeutectic Al-Si alloys: Combined thermodynamic computation and phase-field simulation[J]. Acta Mater., 2015, 98: 152-163.
- [15] 米国发,文涛,龚海军.Al-Si 合金 Sr 变质研究现状[J].航天制造技术,2006(4):49-52,58.
- [16] BARRIRERO J, LI J, ENGSTLER M, et al. Cluster formation at the Si/liquid interface in Sr and Na modified Al-Si alloys[J]. Scripta Materialia, 2016,117:16-19.
- [17] 胡汉起.金属凝固原理[M].北京:机械工业出版社,2000.

(编辑:刘晨辉)

多部门严格规范汽车零部件再制造

为规范汽车零部件再制造行为和市场秩序,保障再制造产品质量,推动汽车零部件再制造产业高质量发展。国家发展改革委、工业和信息化部等八部门,近日联合印发了《汽车零部件再制造规范管理暂行办法》(简称《暂行办法》)。

《暂行办法》共八章、三十六条,对再制造企业规范条件、旧件回收管理、再制造生产管理、再制造产品管理、再制造市场管理、监督管理等作出了明确规定。

《暂行办法》明确再制造企业是再制造产品的质量责任主体,对再制造企业的内部质量管理、产品设计、生产工艺、质量检验水平及技术装备、环保设备作出了规范性要求。

其中,《暂行办法》规定再制造企业应当符合下列条件:

- 一是要具备拆解、清洗、制造、装配、产品质量检测等方面的技术装备和能力;
- 二是要具备检测鉴定旧零部件性能指标的技术手段和能力;
- 三是要具有相应的污染防治设施和能力,并满足相关废物处理等环保要求,污染物实现达标排放;
- 四是要建立并执行产品再制造的相关技术质量标准 and 生产规范;
- 五是要向社会进行公开承诺,包括产品质量性能、售后质保、标识使用等;
- 六是开展再制造的产品类型应符合国家相关法规要求;
- 七是要遵循国家法律法规及有关主管部门规定的其他条件。

此外,国家鼓励现有再制造企业提质升级、集聚发展,提升产业化、规范化水平。鼓励再制造企业开展再制造质量管理体系认证。再制造企业应积极采用国际先进质量管理标准,提升管理水平。

(摘自压铸周刊)