

① 2000, 36(3) 225-229

Al-Si 合金宏观晶粒的尺寸突变与结构演化*

齐广慧 刘相法 边秀房

(山东工业大学材料科学与工程学院液态金属及遗传工程研究所, 济南 250061)

摘 要 本文研究了 Al-Si 合金宏观晶粒尺寸与含 Si 量的关系及结构演化规律. 结果表明: 宏观晶粒尺寸随含 Si 量增加呈峰谷变化, 即在 3%Si(质量分数, 下同)左右达到谷底, 在共晶点(12%Si)附近达到峰值; 未变质共晶 Al-Si 合金的宏观晶粒尺寸与纯 Al 相近. Al-Si 合金宏观晶粒的结构随含 Si 量增加发生演化, 其演化过程为: 单一 α -Al \rightarrow 以 α -Al 为中心外围被共晶团环绕 \rightarrow 单一共晶团组织 \rightarrow 初生 Si 为核心, 周围环 α -Al 及共晶团的三层组织结构. 变质后 Al-Si 合金的延伸率也呈现出峰谷变化规律, 并且在共晶点附近其力学性能达到了峰值.

关键词 Al-Si 合金、结构演化、宏观晶粒尺寸、力学性能

中图分类号 TG113.12, TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2000)03-0225-05

铝硅合金

尺寸突变

TG146.2/

THE SUDDEN SIZE CHANGE AND STRUCTURE EVOLUTION RULE OF THE MACRO-GRAINS OF Al-Si ALLOYS

QI Guanghui, LIU Xiangfa, BIAN Xiufang

Institute of Liquid Metals and Heredity Engineering, College of Materials Science and Engineering, Shandong University of Technology, Jinan 250061

Correspondent: LIU Xiangfa, professor, Tel: (0531)2955081-2319, E-mail: xfliu@dms.sdut.edu.cn

Manuscript received 1999-07-23, in revised form 1999-11-17

ABSTRACT The sudden size change and structure evolution rule of the macro-grains of Al-Si alloys with increasing Si content were studied. It was found that the macro-grain sizes change suddenly in the form of peak-valley, that is, the macro-grain sizes are in the valley when Si content is near 3%(mass fraction) and at the peak value near the eutectic point (near 12%), the macro-grain sizes of unmodified eutectic Al-Si alloy are coarse almost as that of pure aluminum. It was also found that with increasing Si content the structures of the macro-grains are gradually evolving and the process of evolution can be described as single α -Al \rightarrow α -Al surrounded by eutectic \rightarrow single eutectic cell \rightarrow primary Si crystals surrounded orderly by α -Al and eutectic. With Si increasing, the ductility variation rule of modified Al-Si alloys also has the form of peak-valley, and the mechanical properties reach peak values near the eutectic point.

KEY WORDS Al-Si alloy, macro-grain size, structure evolution, mechanical property

已对 Al-Si 合金的微观组织进行了大量研究^[1-3], 目的是通过控制微观组织获得所需的力学性能等; 但关于 Al-Si 合金宏观组织方面的研究少见报道^[4]. 然而, 宏观组织对于铸件的力学性能、耐蚀性能、使用性能和表面质量将会产生重要的影响, 这就要求在控制铸件微观组织的同时也要控制其宏观组织以提高铸件质量. 本文着重对 Al-Si 合金宏观晶粒的尺寸突变及结构演化规律进行了研究, 并研究了 Al-Si 合金的力学性能及宏观晶粒的尺寸对力学性能的影响.

1 实验方法

用 5 kW 井式坩埚电阻炉熔炼, 将 99.85% 的工业纯 Al, 99% 的结晶 Si 在 800 $^{\circ}$ C 下重熔后配制. Si 含量(质量分数, %) 为 1, 2, 3, 5, 7, 9, 9.5, 11, 12, 13, 14, 16, 17, 20 的一系列 Al-Si 合金, 分别在过热度 100 $^{\circ}$ C 时浇注 KBI 环模试样^[5]; 并对含 Si 量为 3, 5, 7, 9, 11, 12, 13, 14, 16 的合金分别在过热 120 $^{\circ}$ C 时加入 0.5% 的 Al8Sr 变质 30 min, 对 Al-12Si 在过热 120 $^{\circ}$ C 时加入 0.5% 的 Al8Sr 进行变质、细化(加入 2% 的 Al5Ti1B)复合处理 30 min, 然后在此温度下浇注 KBI 环模试样及拉伸试棒(金属型), 所有 KBI 环模试样均用王水腐蚀下表面, 然后用线切割法^[6]测量其宏观晶粒尺寸, 用 INSPRON8502 变液伺服疲劳试验

* 收到初稿日期: 1999-07-23, 收到修改稿日期: 1999-11-17

作者简介: 齐广慧, 男, 1976 年生, 硕士生

机上测量延伸率和抗拉强度。

2 实验结果及分析

2.1 Al-Si 合金宏观晶粒的尺寸变化与结构演化

由图 1 及图 2 可知: 纯 Al 晶粒尺寸最大, 随含 Si 量增加, 宏观晶粒尺寸迅速减小。在含 Si 量为 3% 时达到谷底; 其后, 随含 Si 量增加, 宏观晶粒尺寸逐渐增大, 至共晶点附近 (12%Si 左右) 达到峰值, 共晶 Al-Si 合金的宏观晶粒尺寸与纯 Al 相近; 然后过共晶 Al-Si 合金再次出现随含

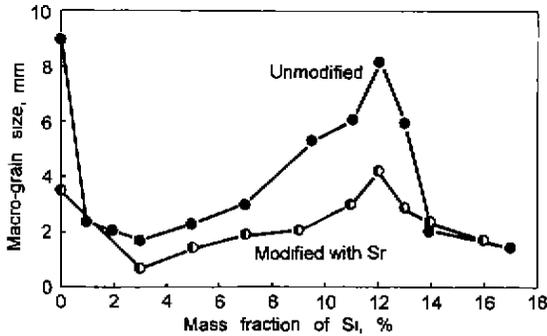


图 1 Al-Si 合金含 Si 量与宏观晶粒尺寸的关系

Fig.1 Relation between the macro-grain size and Si content of Al-Si alloys

Si 量增加晶粒尺寸逐渐减小的趋势。Sr 变质 Al-Si 合金的宏观晶粒尺寸也呈现类似的变化规律。

纯金属 Al 的均匀形核所需过冷度达到 130 °C [7], 虽然实际铸造中, 液态金属的凝固总是以非均匀形核方式进行, 形核率较之均匀形核大大提高, 但由于冷却速度慢及纯 Al 结晶潜热大, 过冷度小, 晶核生成数目少, 凝固过程中晶粒能够充分长大, 形成粗大的晶粒。

由 Al-Si 二元相图可知, 平衡条件下结晶时, Si 在 Al 中的固溶度为 1.65%, 由于实际凝固为非平衡凝固, 结晶时会形成过饱和固溶体, 固溶度会有所增大, 可达 3% 左右。由于固溶体属单相合金, 因此可以用成分过冷来解释。成分过冷公式为 [8]

$$\Delta T_c = \frac{-mC_0(1-k_0)}{k_0}(1 - e^{-\frac{R}{D_L}x}) - G_Lx$$

$$= (T_1 - T_2)(1 - e^{-\frac{R}{D_L}x}) - G_Lx$$

式中: ΔT_c 为成分过冷值; k_0 为溶质平衡分配系数; C_0 为原始浓度; m 为液相线斜率; R 为界面的生长速度; D 为溶质在液相中的扩散系数; x 为合金液距固液界面的距离; T_1, T_2 为液相、固相平衡温度; G_L 为结晶界面液相一侧的温度梯度。

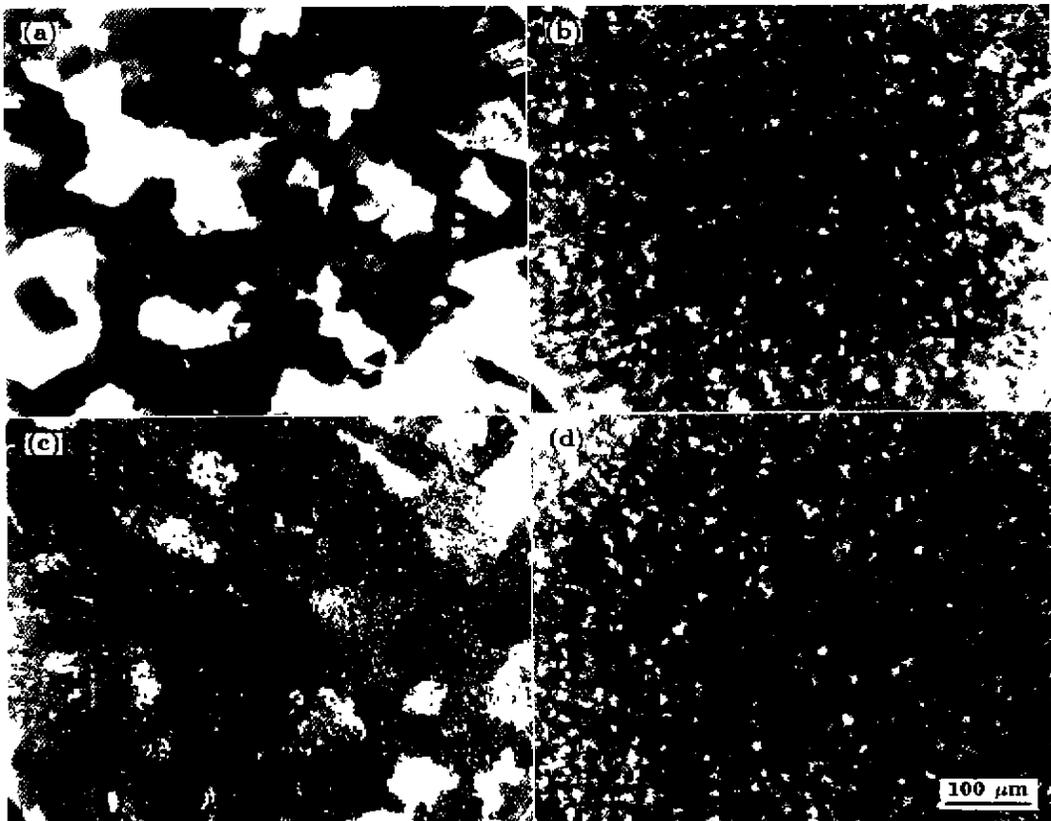


图 2 Al-Si 合金的宏观照片

Fig.2 Macrographs of Al-Si alloys

(a) pure Al (b) Al-3%Si (c) Al-12%Si (d) Al-17%Si

在相同条件下,成分过冷取决于合金的结晶温度范围(T_1-T_2),在固溶点以前合金的结晶温度范围随含 Si 量增加迅速增大,因此成分过冷度也呈线性增加,而强成分过冷能强化熔体内部的非均质形核,最终使合金的形核率随含 Si 量增加迅速增大,晶粒尺寸急剧减小,此时合金的宏观晶粒是以 α -Al 为轮廓的。

亚共晶成分 Al-Si 合金凝固时, α -Al 为初晶相,随 α -Al 的不断析出,剩余合金液达到共晶成分,共晶组织将依附在初晶相上长大。由于共晶转变时 Si 为先导相, Si 晶核容易得到 Si 原子而长大成连续的片状 Si,共晶组织内两固相合作长大,最终形成以初晶 α -Al 为核心的共晶胞团(图 3),即宏观上的晶粒。含 Si 量低时,初晶相 α -Al 生成的晶核较多,合金液达到共晶成分时,有很多以初晶 α -Al 为核心的共晶胞团同时长大,致使共晶胞团长大不充分,晶粒细小。含 Si 量较高时,共晶成分较多,初晶 α -Al 生成的晶核较少,共晶胞团长大充分,所以随含 Si 量增加,以初晶 α -Al 为核心的共晶胞团形成的宏观晶粒会变得越来越粗大。

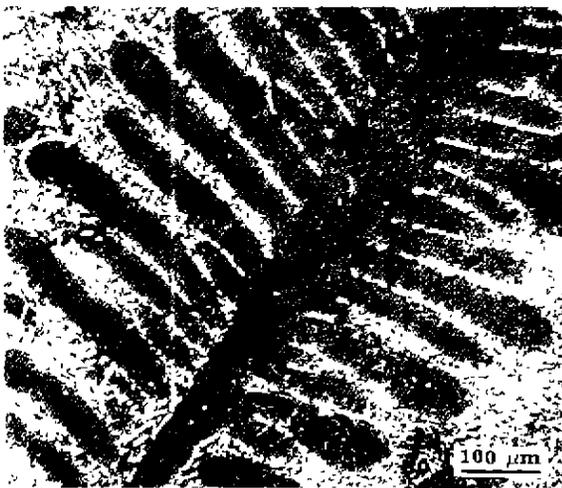


图 3 变质后 Al-9%Si 合金的显微组织
Fig.3 Microstructure of modified Al-9%Si alloy

共晶成分的 Al-Si 合金大致在恒温下结晶^[7],非平衡凝固时其凝固速度仍较为缓慢,过冷度较小,形核率小,晶体能充分长大,形成的粗大晶粒与纯 Al 相近。但由于多量异质元素及凝固组织结晶潜热的差异,其晶粒尺寸仍小于纯 Al 的晶粒尺寸。在共晶温度下领先相 Si 独立地在液相中长大,之后第二相依附于领先相形核。当两固相同时存在时,共晶的两相即按共同“合作”的方式同时进行长大,形成共晶胞团^[8,9]。在共晶团内部,两相互连接在一起,排列非常紊乱,这是由于非金属 Si 只能在某些方向上长大,当一个板状 Si 晶体由于缺乏 Si 原子供应而停止长大时,它可以通过孪生将长大方向改变到 Si 原子富集区从而产生板状 Si 晶体的分枝,最终形成的共晶组织中的板状 Si 在一个晶粒

中是连在一起的,其宏观晶粒正是以连续板状 Si 为骨架,且其中分布着 α -Al 的共晶团胞。但金相试样中看不到连续板状 Si(图 4)。

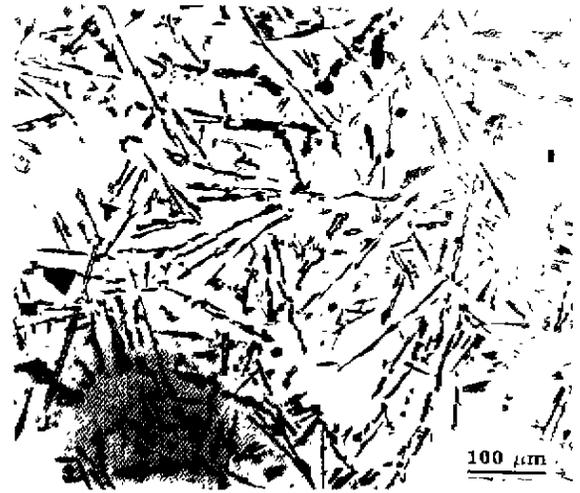


图 4 Al-12%Si 显微组织
Fig.4 Microstructure of Al-12%Si alloy

过共晶成分的 Al-Si 合金结晶时,在过冷度达到形核条件时将先形成初生 Si 晶核,随温度降低, Si 晶核不断长大,使其周围局部区域贫 Si 而析出少量环绕初生 Si 的 α -Al,随后周围合金液达到共晶成分并开始共晶转变,此时共晶组织是依附在 α -Al 上长大的,即过共晶成分 Al-Si 合金的宏观晶粒是以初生 Si 为核心、周围环 α -Al 及共晶团胞的三层结构(图 5)。随 Si 含量增加,初生 Si 数量迅速增加,适宜过冷度下同时生成很多晶核,因此形成的宏观晶粒逐渐减小。Al-Si 合金宏观晶粒结构演化过程可用图 6 表示。

2.2 Al-Si 合金力学性能及分析

α -Al 是软韧相, Si 是硬脆相,在 Al-Si 二元合金中,硬脆相是镶嵌在 α -Al 相中的,随含 Si 量的增加,其抗拉强度逐渐提高,延伸率逐渐下降。然而, Al-Si 合金的延伸率并没有随含 Si 量的增加一直下降,而是在含 Si 量超过 9% 时,随含 Si 量的增加逐渐提高,并在共晶点附近(12%Si 左右)达到峰值(图 7)。对此,作者认为影响 Al-Si 二元合金力学性能的因素主要有两个:一是相组成及相形态;二是组织均匀程度。单晶体是组织均匀度最高的晶体,而对于多晶体,组织均匀度是指组织组成物的均匀分布程度。当成分一定时,组织均匀度越高,其力学性能及加工性能越好。通常所进行的晶粒细化、变质处理、快速凝固、时效处理等都在某种程度上提高了 Al-Si 合金的组织均匀度,使粗大、硬脆的组织更细小,分布更加均匀、弥散,从而获得良好的力学性能。Al-Si 合金的延伸率之所以出现这种变化,正是受到组织均匀度的影响。亚共晶成分的 Al-Si 合金,相结构为共

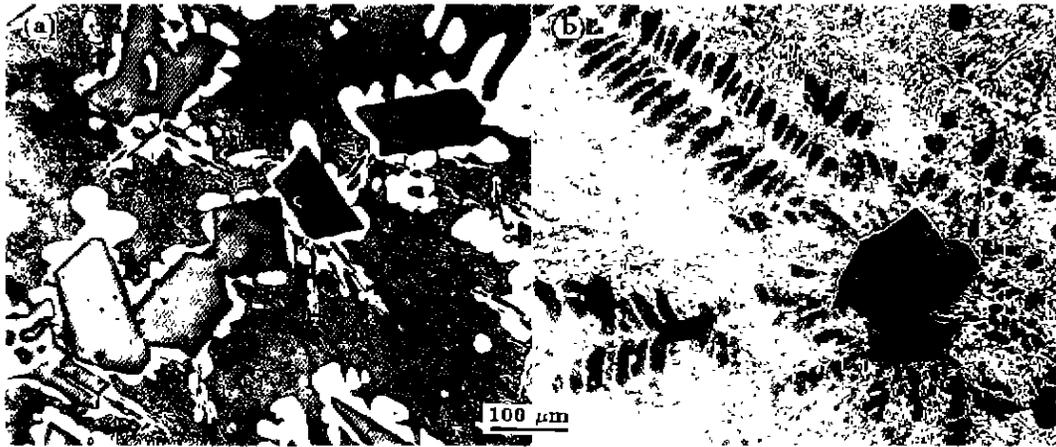


图 5 过共晶 Al-Si 合金的显微组织
 Fig.5 Microstructures of hyper-eutectic Al-Si alloys
 (a) unmodified Al-20%Si (b) modified Al-16%Si

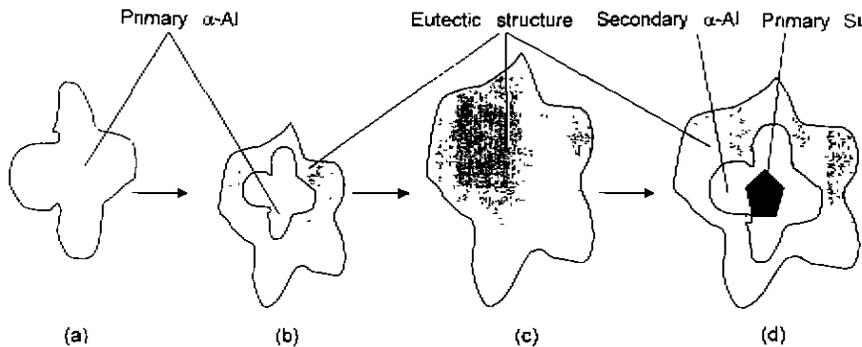


图 6 Al-Si 合金宏观晶粒结构演化过程示意图
 Fig.6 The structure evolving process of the macro-grains for Al-Si alloys
 (a) solid solution (b) hypoeutectic Al-Si alloys (c) eutectic Al-Si alloys (d) hypereutectic Al-Si alloys

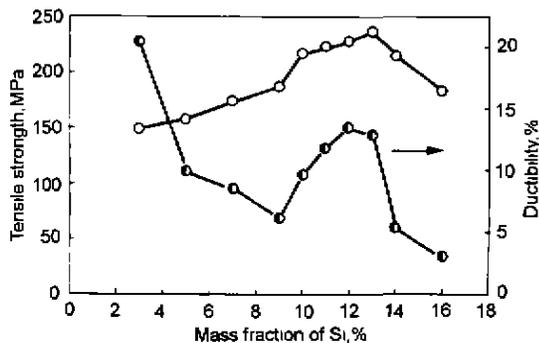


图 7 Al-Si 合金力学性能曲线
 Fig.7 Curves of the mechanical properties of Al-Si alloys

晶组织环 α -Al 的双层结构, 随着含 Si 量的增加, 其组织均匀度发生由高到低, 然后又逐渐增高的变化. 含 Si 量高于 9% 的 Al-Si 合金组织均匀度逐渐提高, 在共晶点附近其组织为单一的共晶团, 组织均匀度达到峰值, 所以在共晶点

附近表现出了良好的力学性能, 其延伸率和抗拉强度均达到峰值. 此后, Al-Si 二元合金达到过共晶成分, 其组织是以初生 Si 为核心、周围环 α -Al 及共晶团的三层结构. 初晶 Si 的出现, 由于在其尖角处造成应力集中, 使过共晶 Al-Si 合金的力学性能呈现随含 Si 量增加而逐渐下降的趋势.

实验中还发现共晶 Al-12Si 合金在变质的同时加入 2% 的 Al5Ti1B 可以减小其宏观晶粒尺寸, 使延伸率和抗拉强度分别由 13.5%、227.29 MPa 提高到 14.9%、232.50 MPa. 可见, 宏观晶粒尺寸对其力学性能有一定影响.

由上可知, 经变质后的 Al-Si 合金在共晶点附近力学性能达到峰值, 而且 Al-Si 合金在共晶点附近具有良好的铸造性能和切削加工性能^[10], 综合性能达到了最佳点, 这正是共晶 Al-Si 合金得到广泛应用的原因.

3 结论

(1) Al-Si 合金宏观晶粒尺寸随含 Si 量增加而发生峰

谷变化。随含 Si 量增加, 宏观晶粒尺寸迅速减小, 在含 Si 量为 3% 时达到谷底; 其后, 随含 Si 量增加, 宏观晶粒尺寸又逐渐增大, 至共晶成分 (12% Si 左右) 晶粒尺寸达到峰值; 过共晶 Al-Si 合金再次出现随含 Si 量增加晶粒尺寸逐渐减小的趋势。

(2) Al-Si 合金随含 Si 量增加, 宏观晶粒依次呈现: 单一 α -Al \rightarrow 共晶团环绕 α -Al \rightarrow 单一共晶团组织 \rightarrow 初生 Si 被 α -Al 及共晶组织环绕的结构演变。

(3) 变质后的 Al-Si 合金, 延伸率随 Si 含量变化呈现峰谷变化规律, 在共晶点附近力学性能达到峰值, 宏观晶粒尺寸对其力学性能有一定影响, 共晶 Al-Si 合金的综合性能指标达到了最佳点。

参考文献

- [1] Shamsuzzoha M, Hogan L M, Brishane, Berry J T. *AFS Trans*. 1992; 93(154): 999
- [2] Wang W M. *PhD Dissertaton*, Shandong University of Technology, 1998
(王伟民. 山东工业大学博士学位论文, 1998)
- [3] Crepeau P N. *AFS Trans*, 1995; 103: 361
- [4] Tronche A, Gliria A, Gruzkeski J E. *Int J Cast Met Res*, 1998, 11: 211
- [5] Farrior G M, Brallhart D C, Burltart A R. *Light Met Age*, 1978; 6: 11
- [6] Zhou Y H, Hu Z Q, Jie W Q. *The Technique of Solidification*. Beijing: Mechanical Industry Press, 1998: 33
(周尧和, 胡壮麒, 介万奇. 凝固技术. 北京: 机械工业出版社, 1998: 33)
- [7] Cui Z X. *The Metallographs and Heat-Treatment*. Beijing: Mechanical Industry Press, 1988: 41
(崔忠忻. 金属学及热处理. 北京: 机械工业出版社, 1988: 41)
- [8] An G Y. *The Theory of Cast Forming*. Beijing: Mechanical Industry Press, 1989: 97
(安阁英. 铸件形成理论. 北京: 机械工业出版社, 1989: 97)
- [9] Hu H Q. *The Theory of Metal Solidification*. Beijing: The Metallurgical Industry Press, 1991: 102
(胡汉起. 金属凝固原理, 北京: 冶金工业出版社, 1991: 102)
- [10] United Compiling Team of Casting Non-ferrous and its Melting. *Casting Non-ferrous and its Melting*. Beijing: National Defence Industry Press, 1980: 10
(《铸造有色金属及其熔炼》联合编写组, 铸造有色金属及其熔炼. 北京: 国防工业出版社, 1980: 10)