

文章编号: 1004- 0609(2000) 01- 0089- 03

Al-Si 过共晶合金中初生硅的溶解动力学^①

张 蓉, 曹秋芳, 庞述先, 刘 林

(西北工业大学 物理系, 西安 710072)

摘 要: 以扩散为模型, 并考虑界面反应对初生相溶解过程的影响, 建立了初生相在过热熔体中的溶解动力学模型。同时以 Al-18% Si(质量分数)合金为对象, 在 1100 ℃过热情况下, 对该模型进行了验证, 结果表明: 该模型基本上能反应条件下初生硅的溶解特性。

关键词: 过共晶 Al-Si 合金; 初生相; 溶解动力学

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

Al-Si 过共晶合金中的粗大初生硅相严重影响材料的性能, 使得该合金的推广和应用受到一定的限制。大量的研究^[1~4]发现将该合金加热到液相线以上温度时, 初生硅并不立即溶解, 而是有可能相当稳定地存在于液态金属中, 并对 Al-Si 合金的结晶组织有重要影响。然而, 目前对这种初生硅的溶解过程、微观机制及存在方式等方面的研究还很有限。本文通过研究扩散及界面反应等因素, 建立了过共晶 Al-Si 合金中初生硅相的溶解动力学模型, 并利用 Al-18% Si(质量分数)合金的等温液淬结果对其进行了验证。

1 初生相溶解动力学

1.1 扩散控制的溶解动力学

图 1 为一维情况下溶解的溶质分布示意图, 设 X 为片状初生硅的半厚度, c_P 和 c_M 分别为初生相和熔体浓度, c_I 表示相界面熔体一侧的溶质浓度。如果忽略熔体的对流, 其扩散方程符合 Fick 定律^[5,6]:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (1)$$

代入初始条件及边界条件:

$$\left. \begin{aligned} c(x, t=0) &= c_M \\ c(X, t) &= c_I \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

解式(1)得:

$$c(x, t) = A + B \operatorname{erfc}\left(\frac{x-X}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (x > X) \quad (3)$$

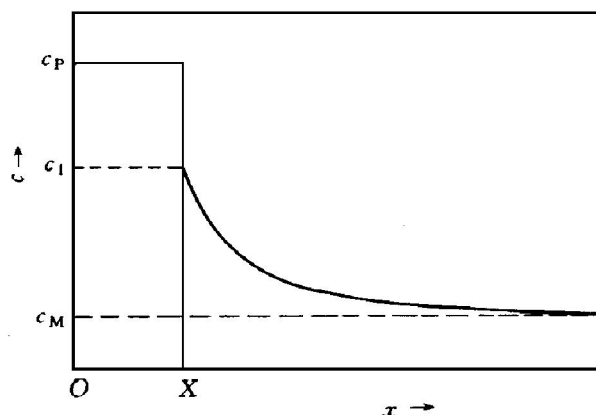


图 1 扩散时溶质分布示意图

Fig. 1 Solute concentration profile around a primary phase particle during dissolution controlled by diffusion

式中 erfc 为反误差函数。

界面满足流体平衡方程:

$$(c_P - c_I) \frac{dX}{dt} = -D \left(\frac{dc}{dx} \right)_{x=X} \quad (4)$$

将式(3)微分, 并代入式(4)简化后得

$$\frac{dX}{dt} = -\frac{K}{2} \sqrt{\frac{D}{\pi t}} \quad (5)$$

其中

$$K = 2 \left(\frac{c_I - c_M}{c_P - c_I} \right)$$

1.2 界面反应对溶解动力学的影响

研究发现^[7], 有时初生相的溶解过程还受到界面反应的影响。界面反应使得原子进入基体的速度减慢, 因此, 在溶解期间, 实际界面浓度 c_I' 将低于局域平衡浓度 c_I , 如图 2, 用 Δc_I 表示浓度之差:

① 收稿日期: 1999- 01- 15; 修订日期: 1999- 0519

作者简介: 张 蓉(1963-), 女, 副教授

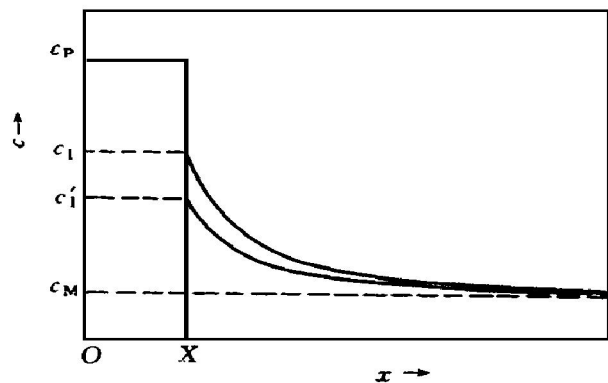


图2 界面反应对溶质分布的影响

Fig. 2 Effect of interface reaction on solute concentration profile

$$\Delta c_I = c_I - c'_I \quad (6)$$

$$c'_I = c_I - \Delta c_I \quad (7)$$

假设原子服从均一脱离界面机制, 并根据 Brice 简化方法得:

$$\frac{dX}{dt} = -K_0 \Delta c_I \quad (8)$$

$$\text{式中 } K_0 = \frac{8D \gamma_{qp} V_P c_I}{9RT}$$

$$\Delta c_I = -\frac{1}{K_0} \frac{dX}{dt} \quad (9)$$

将式(7), (9)代入式(5)得

$$\frac{dX}{dt} + \alpha \left[\frac{dX}{dt} \right] + \beta = 0 \quad (10)$$

其中

$$\alpha = K_0 c_I - K_0 c_P - \sqrt{\frac{D}{\pi t}}$$

$$\beta = (K_0 c_M - K_0 c_I) \sqrt{\frac{D}{\pi t}}$$

此方程可利用龙格-库塔法求得其数值解。

2 实验对比

以 Al-18% Si 为对象, 将其置于特制的液淬装置中进行过热, 等温, 液淬处理。据测定, 其冷速可达 10^3 K/s, 从而可以基本抑制液态结晶, 使其组织能基本保留液态结构特征(如图 3)。利用 Leitz-TAS-PLUS 定量金相测定仪测定液淬样品中初生硅半厚度。

将参数^[8,9] $D_0 = 2.08 \times 10^{-7}$ m/s, $Q = 25740$ J/mol, $\gamma_{qp} = 352.41 \times 10^{-7}$ J/cm² 代入式(10)进行计算, 可得初生硅溶解的动力学曲线, 将其与实验值进行对比(如图 4), 可以看出: 计算值与实验值大体上符合, 基本上反应了溶解规律。

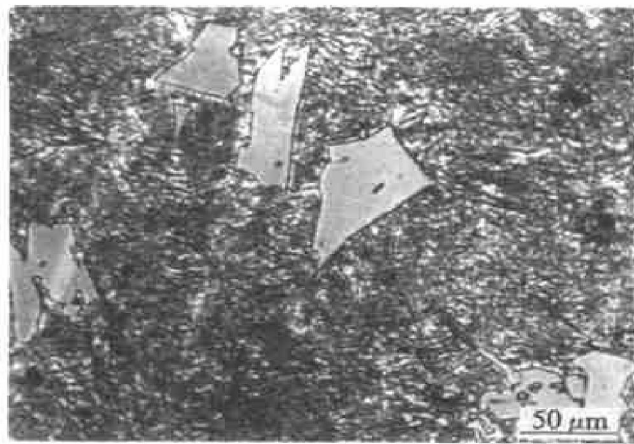


图3 液淬组织(1100 °C过热, 保温 7 min)

Fig. 3 Quench interrupting microstructure after holding 7 min at 1100 °C

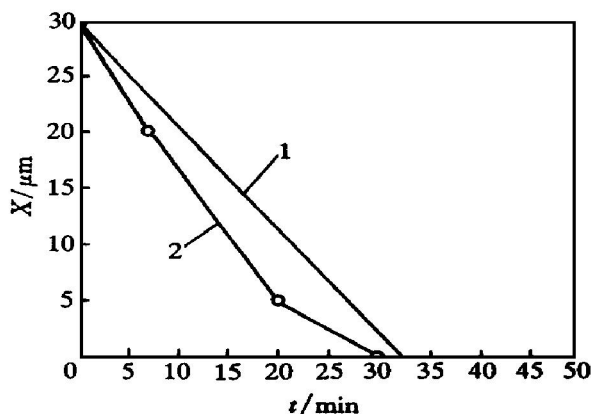


图4 计算动力学曲线(1)与实测曲线(2)

Fig. 4 Comparison of computed (1) and experimental (2) curves

3 分析讨论

本文所建立的动力学模型是将扩散与界面反应综合考虑得出的。根据资料^[10], 当热力学参量 σ [$\sigma = (K_0 R / D + 1)^{-1}$] 值为零时, 则扩散控制溶解速率; 当 σ 接近 1 时, 界面反应控制溶解速率。本合金 σ 值介于二者之间, 应属于混合控制。故不可忽略界面反应的影响。

动力学曲线与实际溶解曲线存在一定差异, 我们认为, 主要是建模过程中的一系列简化与近似造成的。如母合金组织中, 除了片状的初生硅外, 还存在五星状初生硅, 由于这种初生硅结构十分复杂, 目前还无法找到一种模型来对其进行计算, 而用片状来描述整个溶解过程, 显然是十分粗略的。此外, 即使是片状初生硅, 其尺寸也是大小不一的, 用平均尺寸去计算, 难免会带来一定的误差。

4 结论

在考虑初生相溶解时, 将扩散与界面反应综合加以考虑建立了溶解动力学模型。该模型可以较好地描述 Al-18% Si 合金中初生硅在过热熔体中的溶解规律。

REFERENCES

- [1] ZHAO Yurao(赵玉涛). 过共晶 Al-23% Si 合金中硅相生长的研究[J]. Foundry Technology(铸造技术), 1995, (6): 43~46.
- [2] ZHANG Lin(张 林), BIAN Xiufang(边秀房) and MA Jiaji(马家骥). 铝硅合金的液相结构转变[J]. Foundry(铸造), 1995, (10): 7~12.
- [3] LI Peijie(李培杰), GUI Manchang(桂满昌) and JIA Jun(贾 均). Al-16% Si 合金熔体的电阻率及其结构遗传[J]. Foundry(铸造), 1995, (9): 15~20.
- [4] WEI Beng-yi(魏朋义) and FU Heng-zhi(傅恒志). 熔体搅拌对铝硅共晶合金的变质作用[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1996, 6(1): 98~102.
- [5] XU Zuyao(徐祖耀). The Theory of Transformation(相变原理)[M]. Beijing: Science Press, 1991: 298~300.
- [6] HUANG Jihua(黄继华). Diffusion in the Metals and Alloys(金属及合金中的扩散)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996: 40~41.
- [7] Aaron H B and Kotler G R. Second phase dissolution[J]. Met Trans, 1971, 2(2): 393~408.
- [8] Gündüz M and Hunt J D. The measurement of solid-liquid surface energies in the Al-Cu, Al-Si and Pb-Sn systems[J]. Acta Metall. 1985, 33(9): 1651~1672.
- [9] Liang D, Bayraktar Y and Jones H. Formation and segregation of primary silicon in bridgman solidified Al-18.3% Si alloy[J]. Acta Metall Mater. 1995, 43(2): 579~585.
- [10] Nolfi F V, Shewmon P G and Foster J S. The dissolution and growth kinetics of spherical precipitates[J]. TMS AIME, 1969, 245(7): 1427~1433.

Dissolution kinetics of primary silicon for hypereutectic Al-Si alloy

ZHANG Rong, CAO Qiu-fang, PANG Shu-xian, LIU Lin

*Department of Applied Physics, Northwestern Polytechnical University,
Xi'an 710072, P. R. China*

Abstract: As well known, coarse primary silicon phase in Al-Si hypereutectic alloy dents its mechanical properties, thus limits the application of this alloy. In addition, it has been found that primary silicon in Al-Si hypereutectic alloys was of higher chemical stability in the melt, and its dissolution behavior had directly influence on the freezing microstructure and on the mechanical properties of the alloy. From above, investigating on dissolution character for primary silicon is very emergent. Therefore, the dissolution process of primary silicon particles in Al-18% Si (mass fraction) alloy was studied both by melt overheating experiment and by theoretical analysis, and a dissolution model of primary silicon in the melt was established based on the atomic diffusion and taken account of interface reaction; the results show that the theoretic curve agrees with the experiment one at overheating temperature of 1100 °C.

Key words: hypereutectic Al-Si alloy; primary phases; dissolution kinetics

(编辑 朱忠国)