

[文章编号] 1004- 0609(2001)S2- 0226- 04

A356 铝合金显微疏松与二次枝晶臂距的计算机模拟^①

杜 强, 王利明, 韩维新, 李殿中, 李依依

(中国科学院 金属研究所, 沈阳 110015)

[摘 要] 以商品化软件 PROCAST 为基础进行二次开发, 对 A356 铝合金托盘件凝固过程显微疏松缺陷和二次臂距(SDAS)进行了数值分析, 建立了有氢气析出量影响在内的显微疏松判据模型, 预测了显微疏松出现的位置与体积分数。预测结果得到了 X 射线无损探伤实验的验证。开发了温度场测试系统, 测试了铸件凝固过程的冷却曲线, 模拟结果与实际结果符合良好。

[关键词] 显微疏松; 二次臂距; 凝固模拟

[中图分类号] TG 113. 12; TP 391. 9

[文献标识码] A

影响铝铸件应用的障碍是它的“不可靠性”^[1]。造成铝铸件不可靠性的主要原因是大多数铸件易于产生显微疏松^[2]。显微疏松均匀地分布在铸件之中, 它降低铸件的力学性能、气密性和物理化学性能, 同时对冲击韧性和延伸率影响很大, 因而探讨工艺条件与显微疏松之间的定量关系是非常重要的。显微疏松产生的位置通常在晶间和分枝之间, 并与气孔相伴。它的形成机制是十分复杂的, 涉及到液相和气相之间的热化学平衡、枝晶间液态金属的流动等。Zhou 等人^[3]的研究结果表明显微疏松与冷却速度成反比, 而与初始的氢含量成正比。Fang 等人^[4]指出, 对应一定的冷却速度存在一个临界的氢含量, 在此浓度时形成一定残余体积分数的气孔, 且临界氢含量随冷却速度的提高而增大。关于显微疏松的形成机制的研究为采用计算机模拟微观组织、预测性能奠定了基础。

应用计算机模拟来预测显微疏松和二次枝晶臂距, 对生产工艺的改进具有重要的现实意义。有的研究者^[5]开展了补缩距离及毛细补缩模拟方面的研究。Atwood 和 Lee^[6]采用元胞自动机与扩散模型结合的方法预测了显微疏松的位置和大小。他们考虑了晶粒的气泡的形核和长大, 但基于凝固过程宏观传输模型(包括固相、液相及两相区的能量、动量和溶质)的判据函数是预测显微疏松的一种有效的简单的方法, 最常用的判据函数的参数有局部凝固时间、冷却速度和温度梯度。由于判据本身是经验性的, 它可解决实际问题。研究者们已经使用判

据函数对铸造缺陷进行了预测^[7~ 11]。

1 实验

A356 铝合金是典型的过共晶的铝硅合金, 有广泛的应用, 其化学成分如表 1 所示。

表 1 A356 合金的成分组成

Table 1 Compositional specification of A356 alloy(%)

Alloy	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti
A236	6.5~ 7.5	0.2	0.25~ 0.15	0.1	0.2	0.1	0.2

解剖 A356 合金铸件, 发现有 60%(体积分数)的 α 铝固溶体, 25%(体积分数)的 α 铝硅共晶体。 α 铝固溶体和 α 铝硅共晶体决定了铸件的组织 and 性能。 α 铝固溶体的二次枝晶臂距和枝晶间显微疏松直接影响 A356 的力学性能。A356 合金托盘件, 是使用树脂砂铸造工艺来生产的。初始浇注温度为 700 $^{\circ}\text{C}$, 环境温度为 25 $^{\circ}\text{C}$, 充型速度为 0.1 m/s。采用测温系统, 可以连续记录多点温度数据。在本研究中选取了有代表性的 3 点进行测温, 第 1 点为浇注入口与空气界面处温度值, 第 2 点为铸件盘的圆柱外表面的温度值, 第 3 点为与第二点相邻的砂型处温度值, 测量结果如图 1 所示。

为了确定疏松的位置和尺度, 作者对浇注的铸件进行解剖, 通过无损探伤、密度测试来验证模拟结果。为了验证显微疏松, 在托盘件上选定 9 个

① [基金项目] 国家“973”超级钢项目资助(G1998061512)

[收稿日期] 2001- 02- 05; [修订日期] 2001- 04- 23

[作者简介] 杜 强(1974-), 男, 博士。

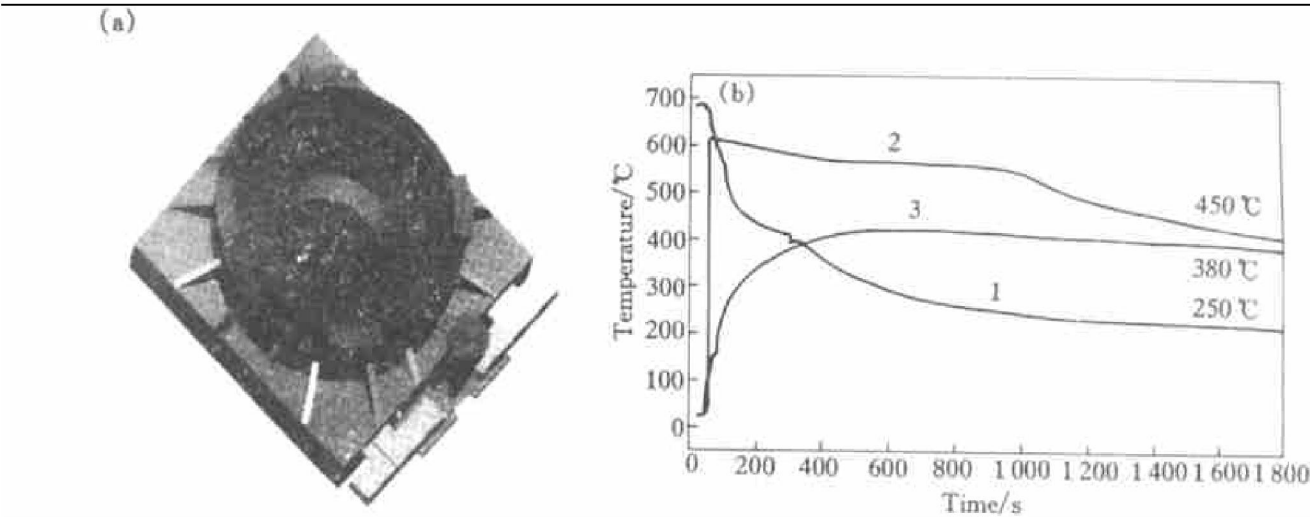


图 1 托盘件的结构(a)与三个典型位置的温度实际测量结果(b)

Fig. 1 Geometry of plate casting (a) and its typical temperature measured positions (b)

点,测定密度。测密度点的位置如图 2 所示。
测定的疏松体积分数的结果如表 2 所示。

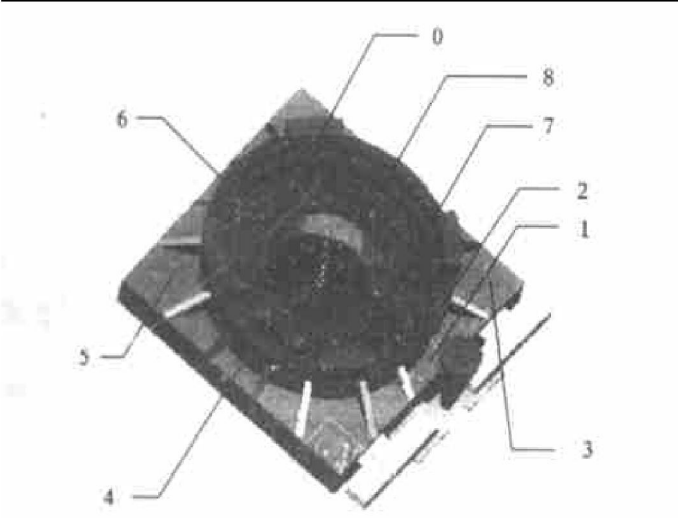


图 2 密度测定点的位置示意图

Fig. 2 Locations of density measuring points

表 2 通过密度测试得到的孔隙率体积分数

Table 2 Percentage of microporosity by density measurement (volume fraction, %)

Point	0	1	2	3	4
Porosity	0.37	0.15	0.33	0.07	0.15
Point	5	6	7	8	
Porosity	0.00	0.45	0.26	0.00	

相线运动速度与糊状区的长度直接相关,糊状区的长度直接影响补缩,结合氢气含量,选择如下疏松判据函数^[12]:

$$p = K (d_{rpt}) \cdot t_{sl}^m v_s^n \tag{1}$$

式中 p 是疏松的体积分数; K 是合金成分和密度 d_{rpt} 的函数,对于确定的合金成分, $K (d_{rpt}) = cd_{rpt}$, c 为常数; t_{sl} 是局部凝固时间,即对铸件的某一空间点,从开始凝固到凝固结束所需时间; v_s 是固相前沿推进速度。式(1)给出了显微疏松体积分数的与凝固时间、固相前沿推进速度的关系。对于给定的氢气含量, m 与 n 和铸件的形状相关,通常要通过实验确定,这里,分别选为1.1和1.0。我们通过测定密度的方法来求出显微疏松的体积分数。计算公式如下:

$$\varphi_p = [(\rho_{max} - \rho) / \rho_{max}] \times 100 \tag{2}$$

式中 ρ_{max} 为 A356 铸件的真密度, ρ 为测定样品的密度, φ_p 为显微疏松的体积分数。

2.2 二次枝晶臂距的数学模型

我们尝试使用如下模型预测二次枝晶臂距^[3]:

$$SDAS = [M (t_{end} - t_{start})]^{exp} \tag{3}$$

式中 t_{end} 为温度降到液相线所用时间, t_{start} 为温度降到固相线所用时间, M 为常数, exp 为经验指数,通常取为0.333, $t_{start} - t_{end}$ 为局部凝固时间。

2 显微疏松和二次臂距数学模型

2.1 显微疏松的数学模型

显微疏松的体积分数与局部凝固时间密切相关,局部凝固时间越长,体积分数越大。此外,固

3 结果分析与讨论

使用商品化 FDEAS 软件对托盘件造型,构造的铸件三维视图如图 1(a) 所示。图 1(b) 是 3 个典型位置的温度测量结果。模型有 4 种材质组成,分

别为铸件、铸型和两块冷铁,铸件与冷铁为 A356 合金,砂型为树脂砂。4 种材质和砂型的热物性数据来源于商品化软件 ProCAST 所带的热物性数据库。

使用软件 PROCAST 对托盘件流场、温度场进行了模拟,计算结果如图 3 所示,充型时间为 6 s。将模拟结果图 3(a) 与测试的结果图 1(b) 进行了比较,两者吻合较好。初始凝固过程的冷却曲线拐点对应的是结晶潜热释放的位置。但在第一点计算得到的冷却速度要比实际测量的冷却速度慢,这是由于计算中没有考虑辐射散热,而使散热变慢,在凝固时间为 1500 s 时,计算得到的 3 个点的温度分别为 240, 330, 450 °C,而测量值分别为 250, 380, 450 °C。

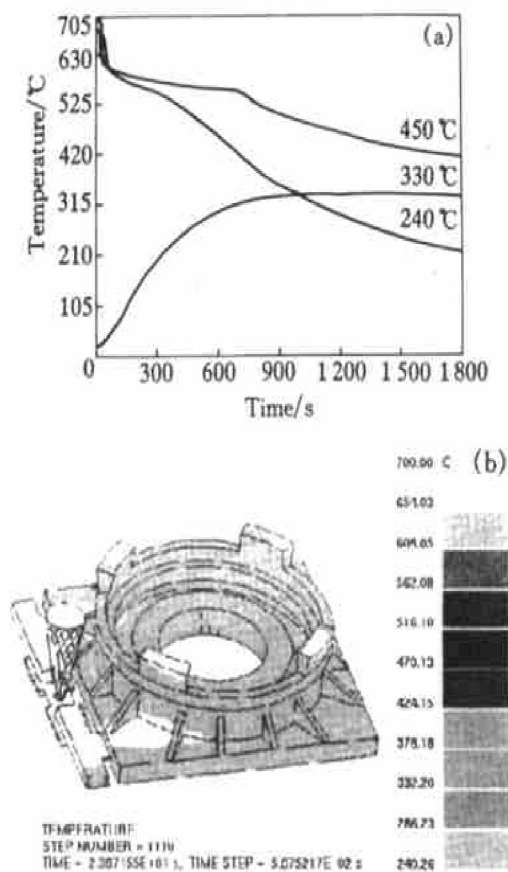


图 3 3 个典型位置的冷却曲线计算结果(a)和铸件在 23.9 s 时的温度场(b)

Fig. 3 Calculated cooling curves in three typical positions (a) and correspondent temperature field result at $t = 23.9$ s (b)

利用宏观温度场和流场计算得到的局部凝固时间和固相线运动速度数据,计算了显微疏松的值。模拟结果表明:显微疏松出现在托盘件的内表面,也就是图 3(b)中封闭环位置。在这个位置没有冷铁的激冷作用,冒口也难以补缩,凝固过程析出的氢不易上浮,因此容易产生疏松缺陷。为了验证模拟

结果,对铸件进行了无损探伤,测试的显微疏松位置与模拟结果是一致的。说明所建立的显微疏松判据模型是可靠的。根据计算的每个单元的局部凝固时间,对二次臂距进行了预测。由模拟结果来看,在铸件的底板(下面有冷铁补缩)和其它较薄的区域,由于冷却速度较快,二次臂距较小,约为 12 μm 。而在冒口底部和铸件的厚大部位,由于局部冷却时间长,枝晶有足够的时间生长,所以二次臂距相对较大,约为 20 μm 。由于铸件总体上来看,二次臂距分布是均匀的,因此各个部位的性能分布是均匀的,满足了铸件的质量要求。

4 结论

1) 在考虑了氢含量影响的基础上,建立了显微疏松预测模型。以托盘件为模拟对象进行了疏松位置的预测,预测的疏松位置与探伤结果符合很好。

2) 根据局部凝固时间,对托盘铸件不同位置的二次枝晶臂距进行了预测,二次臂距的分布从 12 μm 到 20 μm ,基本上比较均匀,缩短二次枝晶臂距的长度的方法是增强散热能力。

3) 对典型位置的冷却过程进行了模拟与实测,两者符合较好,说明本文针对 A356 合金件所采用的边界条件和物性值是可靠的。

4) 更进一步工作应在宏观传输模型的基础上,分别描述晶粒和气孔的形核及生长过程,考虑晶粒细化、夹杂等对显微疏松形成的影响。

[REFERENCES]

- [1] Lessiter M J. Modeling workshop unveils deeper concerns [J]. Modern Casting, 1992(7): 47.
- [2] Sutton T L. Aluminum casting — A step forward into the next century [J]. Foundryman, 1997(6): 217– 229.
- [3] Zhou J, Shivkumar S, Apelian D. Modeling of microstructure evolution and micro-porosity formation in cast aluminum alloys [J]. AFS Trans, 1990, 98: 897– 904.
- [4] Fang Q T, Granger D A. Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy casting [J]. AFS Trans, 1989, 97: 989– 1000.
- [5] Atkin M R. Computerised method calculation of feeder heat sizes by computer [J]. Foundry Trade Journal, 1981, 151: 184– 190.
- [6] Atwood R C, Lee P D. A combined cellular automaton

- and diffusion model for the prediction of porosity formation during solidification [A]. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX [C]. Aachen, Germany, 2000. 2– 10.
- [7] Niyama E, Uchida T, Saito S. Predicting shrinkage in large steel casting from temperature gradient calculations [J]. Cast Metal J, 1981, 6: 16– 22.
- [8] Kao S T, Chang E. Feeding efficiency criteria for porosity formation in A356 alloy sand castings [J]. AFS Transactions, 1996, 10(4): 545– 549.
- [9] Lee Y W, Chang E, Chieu C F. Modeling of feeder behaviour of solidifying Al7Si0.3Mg alloy plate castings [J]. Met Trans, 1990, 21B: 715– 722.
- [10] Pequet C H, Rappaz M. Modeling of porosity formation during the solidification of aluminium alloys using a mushy zone refinement method [A]. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX [C]. Aachen, Germany, 2000. 71– 79.
- [11] Wendt J, Arola R, Verho M. A criterion for porosity formation in steel castings [A]. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX [C]. Aachen, Germany, 2000. 110– 117.
- [12] Chiesa F, Mammen J, Smiley L F. Use of solidification modeling to predict porosity distribution in Al A356 industrial castings [J]. AFS Transactions, 1998, 98– 68: 149.

Quantitative prediction of microporosity and secondary dendritic arm spacing in A356 alloys

DU Qiang, WANG Liming, HAN Weixin, LI Dianzhong, LI Yiyi

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015, P. R. China)

[Abstract] Based on commercial software of PROCAST, the microporosity and SDAS of A356 plate casting were analyzed numerically during solidification process. The module for predicting the location and the percentage of microporosity was developed. In the module, a critical function which considers the effect of the hydrogen content is adopted. The simulated result of microporosity agrees well with the X-ray non-destruction test. The temperature measuring system is developed, and the measured cooling curves in different positions of the plate casting also match well with the simulated.

[Key words] microporosity; SDAS; solidification simulation

(编辑 何学锋)