

交流磁场对过共晶 Al-2.89%Fe 合金中 含铁相分布的影响 *

韩 逸 班春燕 郭世杰 巴启先 游学昌 崔建忠

(东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110004)

摘 要 在交流磁场作用下, 过共晶 Al-2.89%Fe(质量分数, %) 合金中含铁相向样品的中心处富集. 这是由于 Al_3Fe 相的磁化率大于熔融铝的磁化率, 使得 Al_3Fe 相与铝基体相比受到指向试样轴线处更大的电磁力, 从而聚集在试样中心. X 射线衍射结果表明, 在无磁场和交流磁场条件下, 含铁相中只含有 Al_3Fe 相. 交流磁场改变了析出相的分布, 但没有改变析出相的类型.

关键词 磁场, 过共晶 Al-2.89%Fe 合金, 含铁相, 分布

中图法分类号 TG113.12

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2006)06-0624-05

EFFECT OF ALTERNATING MAGNETIC FIELD ON THE DISTRIBUTION OF Fe CONTAINING PHASE IN HYPEREUTECTIC Al-2.89%Fe ALLOY

HAN Yi, BAN Chunyan, GUO Shijie, BA Qixian, YOU Xuechang, CUI Jianzhong

Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, The Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110004

Correspondent: HAN Yi, Tel: (024)83681742, Fax: (024)83681758, E-mail: hanyi7742@163.com

Supported by National Key Basic Research Programme of China (No.G2005CB623707)

Manuscript received 2005-10-18, in revised form 2006-01-20

ABSTRACT The Fe containing phase in hypereutectic Al-2.89%Fe alloy was accumulated towards the sample center under the alternating magnetic field, which is due to a large compression force orientated the sample axis acted on Al_3Fe phases with a large magnetic susceptibility than melt aluminium. X-ray diffraction results showed that there was only Al_3Fe phase existing in the Fe containing phases, whether solidified with or without the AC magnetic field. The alternating magnetic field can affect the distribution of the Fe containing phase instead of their type.

KEY WORDS magnetic field, hypereutectic Al-2.89%Fe alloy, Fe containing phase, distribution

近十几年来, 在材料凝固过程中施加电磁场这一技术得到了快速发展^[1,2]. 它已由最初的改进传统工艺过程逐渐发展成为制备新材料、开发新工艺的重要手段. 采用电磁技术制备材料不仅操作方便、效果显著, 而且由于磁场与金属材料的非接触性, 还可以避免设备对材料本身的污染. 因此, 随着人们对材料品质要求的提高, 磁场处理技术正受到广泛的关注^[2-4].

Fe 是工业纯铝和铝基合金中最常见的杂质元素之一, 它在 Al 中的固溶度很低 (质量分数小于 0.052%), 一旦超过固溶度极限便与铝合金中的其它元素化合形成

质脆的粗大针片状含铁相, 严重降低材料的力学性能并增加铸造缺陷^[5-7]. 迄今为止, 改变铝合金中含铁相形态的方法主要有: 熔体处理^[8]、提高冷却速率^[6]、添加合金元素^[9]和热处理^[10]等, 但有关磁场对铝合金中含铁相形态和分布影响的研究未见报道. 本文的目的是研究交流电磁场对过共晶 Al-2.89%Fe 合金中含铁相形态和分布的影响, 分析其规律和作用机制, 为探索磁场作用下铝合金中铁原子运动规律提供新的线索与思路.

1 实验方法

实验所用 Al-2.89%Fe(质量分数, 下同) 合金由工业纯铝和纯铁配制而成. 将工业纯铝放入中频炉中加热熔化, 保温一段时间后, 向铝液中加入一定量的纯铁屑, 经过除气 (化学剂为六氟乙烷) 和扒渣处理后, 倒入水冷模中, 铸成尺寸为 4.0 cm×15.0 cm×60.0 cm 的锭坯, 切

* 国家重点基础研究发展规划资助项目 G2005CB623707

收到初稿日期: 2005-10-18, 收到修改稿日期: 2006-01-20

作者简介: 韩 逸, 女, 1980 年生, 博士生

除其顶部缩孔部分,并将获得的锭坯剥皮到 20 mm 厚,以除去最初冷却的不规则表面.锭坯在 500 °C 下均匀化热处理 4 h 后进行热轧,获得 5 mm 厚的板材.最后剪成 5 cm×1 cm 的试样备用.经过取样化验,确定 Fe 含量为 2.89%.

实验装置如图 1 所示.将 34 g Al-2.89%Fe 合金试样装入内径为 15 mm 的刚玉管中,放入电阻炉内加热至 750 °C,完全熔化后用钨丝将熔体搅拌均匀,静置、保温 20 min 后,以 3 °C/min 的冷却速率降温,同时施加强度为 0.3 T、频率为 20 Hz 的交流磁场.熔体完全凝固后,将试样从炉内取出空冷.在实验过程中,温度由控温电源(包括 30 段程序控温表、双向硅和触发器等)控制,其误差范围为 ±1 °C.作为对比,另一组 Al-2.89%Fe 合金试样在不施加磁场的条件下制备并保持其它实验参数不变.

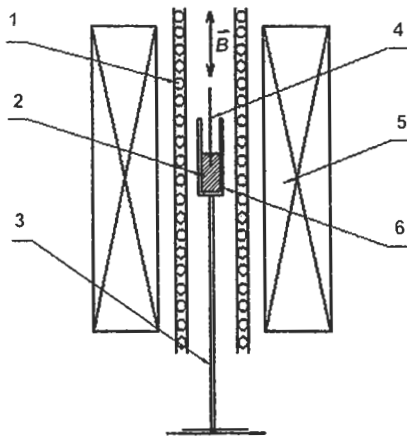


图 1 实验装置简图

Fig.1 Schematic of the experiment arrangement (1—Resistance furnace, 2—Sample, 3—Sample bracket, 4—Thermocouple, 5—Coil, 6—Corundum crucible)

将制备好的试样从底部截取 3 cm 长,沿纵截面剖开,用标准方法制取金相试样.利用 Leica DMR 光学显微镜对所制得的试样进行宏观和微观组织观察;利用日本理学 D/MAX 2400 型 X 射线衍射仪 ($\text{CuK}\alpha$) 对含铁相进行了物相分析.

2 实验结果与分析讨论

图 2a, b 分别给出无磁场和交流磁场条件下过共晶 Al-2.89%Fe 合金的宏观组织(图中黑色粗大的针片状组织为初生 Al_3Fe 相,白色部分为铝基体).从图可见,未加磁场时,大部分初生 Al_3Fe 相沉积在试样的底部,小部分分布在试样上部边缘;施加交流磁场后,初生 Al_3Fe 相主要分布在试样的下部且变得较细碎,并从试样底部逐渐往试样中心聚集,呈金字塔状.这是因为过共晶 Al-2.89%Fe 合金在凝固过程中首先析出 Al_3Fe 相,其密度 (3896 kg/m^3 ^[11]) 比 Al 的密度大.本实验采用的冷却速率较低(为 3 °C/min),初生 Al_3Fe 相有足够时间在熔体中沉淀,因此大部分初生 Al_3Fe 相沉积在试样的底部.然

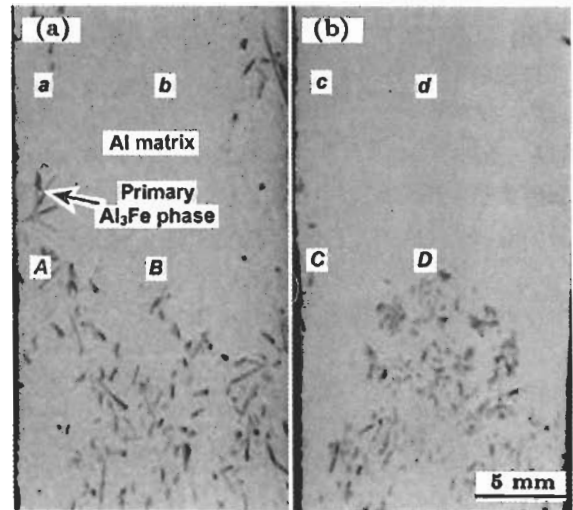


图 2 过共晶 Al-2.89%Fe 合金试样的宏观组织

Fig.2 Cross sectional macrostructures of the hypereutectic Al-2.89%Fe samples solidified without (a) and with (b) AC magnetic field of 0.3 T and 20 Hz (letters in figures are position marks used in microstructure observation)

而由于靠近模壁处熔体的冷却速率较高,无磁场条件下一部分初生 Al_3Fe 相来不及沉淀就凝固下来,因此在图 2a 中有部分初生 Al_3Fe 相分布在试样的边部;施加交流磁场后,初生 Al_3Fe 相由于受到一指向试样中心的作用力而逐渐向试样中心处聚集.此外,在重力偏析的作用下,初生 Al_3Fe 相在凝固过程中不断地向试样底部沉积,因此初生 Al_3Fe 相在试样中的分布呈金字塔形状(见图 2b).

图 3a—d 示出无磁场和交流磁场条件下过共晶 Al-2.89%Fe 合金的显微组织(分别对应于图 2 中 A, B, C 和 D 所示的位置).比较这些位置的显微组织可见:无磁场时初生 Al_3Fe 相分布在试样边部,而中心处只有共晶组织,其中含铁相呈细针状(图 3a, b);施加交流磁场后,初生 Al_3Fe 相完全聚集在试样的中心,而且变得比较细碎(图 3c, d).

图 4a—d 分别对应图 2 中的 a, b, c 和 d 位置处的显微组织.从图可见,无磁场时初生 Al_3Fe 相仍分布在试样边部(图 4a, b);施加交流磁场后,试样的边部和中心处均没有初生 Al_3Fe 相,但试样中心处细针状共晶含铁相的密度要比试样边部大(图 4c, d).

从以上实验结果可以看出,在交流磁场作用下,无论是粗大的初生 Al_3Fe 相还是细针状共晶含铁相均向试样的中心处富集.本文作者认为,产生这一现象的原因是 Al-2.89%Fe 合金中的含铁相在垂直磁场的平面上受到一个指向试样中心的作用力而逐渐聚集在试样中心.这种作用力的来源可能是 Lorentz 磁力.

一种观点认为,由交流磁场引起的 Lorentz 磁力在熔体内部产生强制对流,而使熔体内部的颗粒聚集在试样中

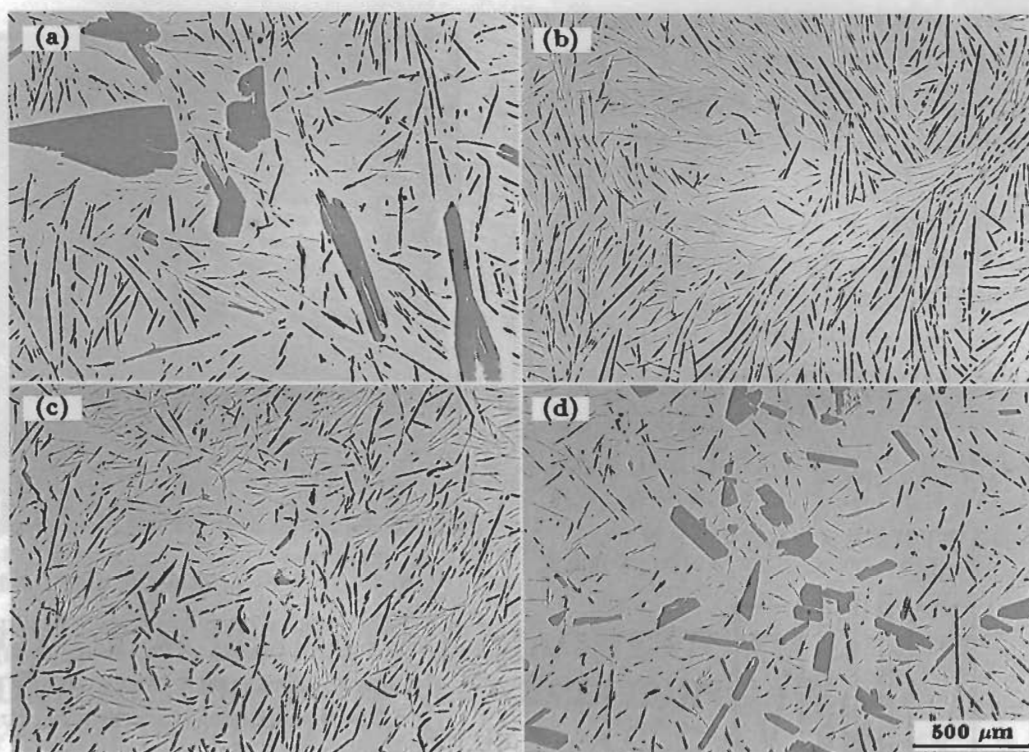


图3 过共晶 Al-2.89%Fe 合金试样中部的显微组织

Fig.3 Microstructures of the hypereutectic Al-2.89%Fe samples solidified without (a, b) and with the magnetic field (c, d)

(a) position A in Fig.2, large block-like Al_3Fe phases and eutectic consisted of fine needle-like Al_3Fe and Al

(b) position B, only eutectic

(c) position C, fine eutectic

(d) position D, small block-like Al_3Fe and fine eutectic

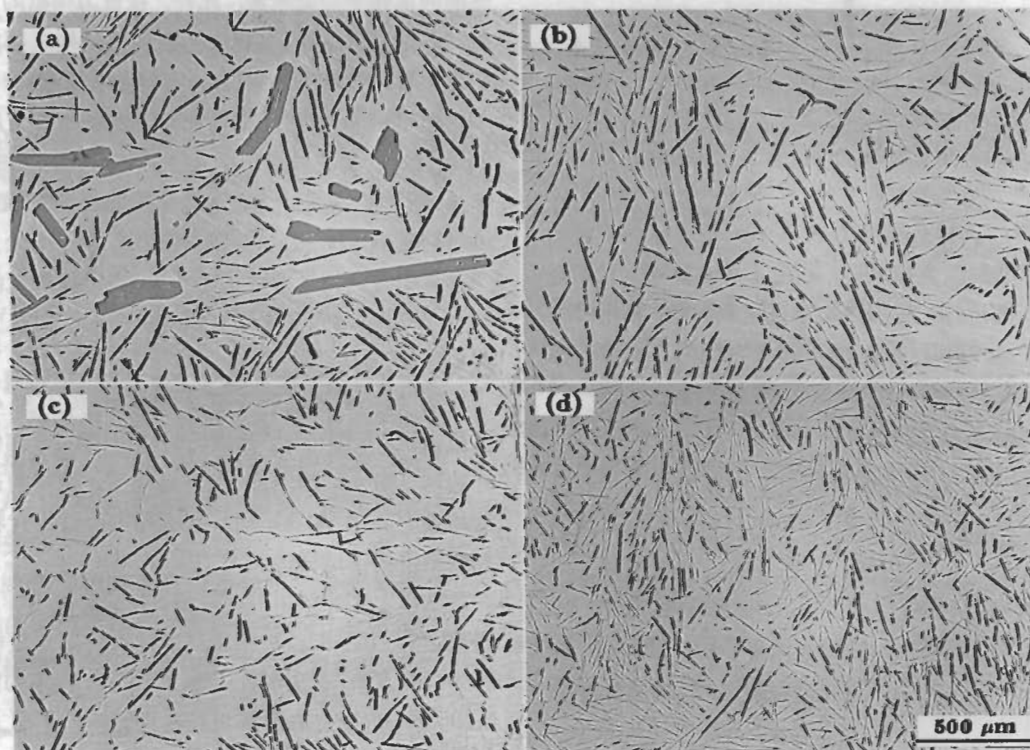


图4 过共晶 Al-2.89%Fe 合金试样上部的显微组织

Fig.4 Microstructures near the top zone of the hypereutectic Al-2.89%Fe samples solidified without (a, b) and with the magnetic field (c, d)

(a) position a in Fig.2

(b) position b

(c) position c

(d) position d, eutectic refined obviously

心. 根据电磁学理论, 交变磁场 B (单位为 T) 会在金属样品中激发感生电流 j (单位为 A/m^2), j 和磁场 B 相互作用产生 Lorentz 磁力 f (单位为 N), 则

$$f = j \times B = -\frac{1}{2\mu} \nabla B^2 + \frac{1}{\mu} (B \cdot \nabla) B \quad (1)$$

式中, μ 为磁导率, H/m. 式 (1) 右边第 1 项为无旋分量, 是一个有势力; 第 2 项为有旋分量, 引起金属熔体形成强制对流, 起到均匀熔体内部温度场的作用. 而在本实验中, 样品所处位置磁场沿轴线分布是均匀的, 即

$$(B \cdot \nabla) B \approx 0 \quad (2)$$

也就是说, Lorentz 磁力的搅拌分量很小, 不足以使 Al_3Fe 相聚集在试样中心. 为证明此观点, 又考察了交流磁场对过共晶 Al-50.5%Cu 合金中初生 Al_2Cu 相分布的影响.

图 5 是过共晶 Al-50.5%Cu (质量分数) 合金在无磁场和交流磁场作用下凝固的宏观组织照片. 从图可以看出, 施加交流磁场后, 初生 Al_2Cu 相没有出现像过共晶 Al-2.89%Fe 合金中初生 Al_3Fe 相向试样中心富集的现象, 只是其形貌由无磁场时的片层状转变为网络状. 这进一步证实了初生 Al_3Fe 相不是由于交流磁场的强制对流作用而聚集在试样中心的.

另一种观点认为, 在交流磁场作用下, 不同电导率的物质所受的 Lorentz 力不同, 正是这种差异使得 Al_3Fe 相聚集在试样中心. 由式 (1) 可知, 在相同磁场条件下, Lorentz 力的大小取决于感应电流, 而感应电流与物质的电导率有关, 电导率越大则感应电流越大, 从而物质受到的 Lorentz 力越大. 此外, Lorentz 力的时间平均效应

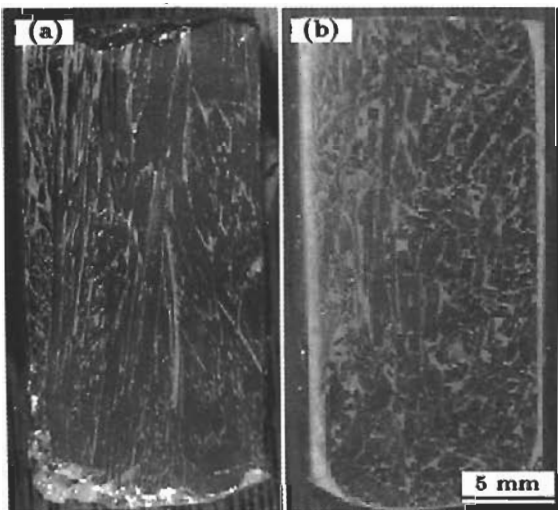


图 5 过共晶 Al-50.5%Cu 合金试样的宏观组织

Fig. 5 Cross sectional macrostructures of Al-50.5%Cu samples solidified without (a) and with (b) AC magnetic field, no Al_2Cu phase accumulated towards the sample center

是一种压力, 因此电导率大的物质所受到的压力也大, 使 Al_3Fe 相在凝固过程中向试样中心处移动; 相反, 电导率小的物质所受到的压力小, Al_3Fe 相则向试样的边部移动. 比较 Al 熔体和 Al_3Fe 相两者的电导率可知, Al_3Fe 相的电导率远小于 Al 熔体的电导率. 按这种观点, Al_3Fe 相应向试样边部聚集, 正好与本实验所得到的结果相悖. 因此, 一定是其它因素导致了本实验中 Al_3Fe 相向试样中心聚集.

考虑到式 (2), 则式 (1) 的 Lorentz 磁力可写为

$$f = -\frac{1}{2\mu} \nabla B^2 \quad (3)$$

由于磁感应强度与介质性质有关, 若介质的磁化率为 χ , 施加的外磁场强度为 H (单位为 A/m), 则有

$$f = -\frac{\mu_0}{2} (1 + \chi) \nabla H^2 \quad (4)$$

式中, μ_0 为真空磁导率, H/m; f 的方向指向与 ∇H^2 相反的方向. 本实验条件下, 试样所在位置处的磁场沿轴向呈均匀分布, 即沿轴向 $\nabla H^2 = 0$. 在空心螺线管线圈中部, 磁场在径向分布是不均匀的: 靠近线圈处磁场较强, 而在轴线处磁场较弱. 实验测量表明, 在施加 0.3 T 磁场时, 沿径向的磁场梯度为 0.3125 T/m, 方向沿径向指向线圈外侧. 此外, 当金属样品放在交流磁场中心时, 由于趋肤效应, 金属内部的磁场强度将按指数衰减. 因此, 金属样品内部实际的磁场梯度比上述空载螺线管情况要大得多. 由以上分析可知, 在交流磁场作用下, 金属样品内部存在着沿径向的磁场梯度, 即 $\nabla H^2 \neq 0$. 根据式 (4), 在熔体内部存在从试样表面指向试样中心的径向 Lorentz 磁力. 设基体磁化率为 χ_b , 析出相磁化率为 χ_p . 则析出相相对于基体所受的力

$$\Delta f = f_b - f_p = \frac{\mu_0}{2} (\chi_p - \chi_b) \nabla H^2 \quad (5)$$

由于物质磁化率远小于 1, 则上式可简化为

$$\Delta f \approx \mu_0 (\chi_b - \chi_p) \nabla H^2 \quad (6)$$

当 $\chi_p > \chi_b$ 时, 析出相受力大, 将被压向试样中心处; 当 $\chi_p = \chi_b$ 时, 析出相受力与基体相差不多, 则析出相基本不动; 当 $\chi_p < \chi_b$ 时, 析出相受力小, 将向试样外表面处移动. 结合本实验可知, Al_3Fe 相的磁化率应大于 Al 基体的磁化率.

图 6 是过共晶 Al-2.89%Fe 合金的 X 射线衍射谱. 可以看出, 无磁场和交流磁场条件下析出相中除了 $\alpha-Al$ 外, 还有 Al_3Fe 相. 这表明本实验所采用的冷速较低, 析出相中只含有稳定相 Al_3Fe , 没有其它亚稳相生成; 也表明在 Al-2.89%Fe 合金的凝固过程中施加交流磁场只改变了析出相的形态和分布, 没有改变析出相的类型.

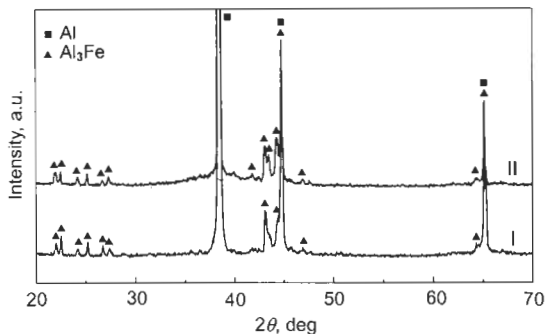


图6 过共晶 Al-2.89%Fe 合金试样的 X 射线衍射谱

Fig.6 X-ray diffraction patterns of the hypereutectic Al-2.89%Fe alloy samples solidified with AC magnetic field (pattern I) and without magnetic field (pattern II)

3 结论

(1) 在交流磁场作用下, 过共晶 Al-2.89%Fe 合金中含铁相向试样的中心处富集. 这是由于 Al_3Fe 相的磁化率大于熔融铝基体的磁化率, 使得 Al_3Fe 相与铝基体相比受到指向样品轴线的力更大, 从而聚集在试样中心.

(2) X 射线衍射结果表明, 在无磁场和交流磁场条件下, 含铁相中均只含有 Al_3Fe 相. 交流磁场改变了析出相

的分布, 但没有改变析出相的类型.

参考文献

- [1] Gillon P. *Mater Sci Eng*, 2000; A287: 146
- [2] Asai S. *Sci Technol Adv Mater*, 2000; 1: 191
- [3] Radjai A, Miwa K. *Metall Mater Trans*, 2002; 33A: 3025
- [4] Zhang J, Tan Y Y, Li S M. *Sci Technol Adv Mater*, 2001; 2: 205
- [5] Liu X F, Bian X F, Liu Y X, Zhang G H, Ma J J. *Acta Metall Sin*, 1997; 33: 1062
(刘相法, 边秀房, 刘玉先, 张国华, 马家骥. 金属学报, 1997; 33: 1062)
- [6] Parkhutik P A, Kalinichenko A S, Kupriyanova I Yu, Chebotko L S, Antonevich M A, Savitskaya Ye V. *Phys Met Metallogr*, 1990; 70: 151
- [7] Lu L, Dahle A K. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 819
- [8] Zhou Z P, Ma J C, Bai Y H, Yu H P, Li R D. *Foundry*, 2002; 51: 343
(周振平, 马建超, 白彦华, 于海朋, 李荣德. 铸造, 2002; 51: 343)
- [9] Li R D, Ma J C, Zhou Z P. *Hot Work Technol*, 2004; (4): 14
(李荣德, 马建超, 周振平. 热加工工艺, 2004; (4): 14)
- [10] Liu P, Thorvaldsson T, Dunlop G L. *Mater Sci Technol*, 1986; 2: 1009
- [11] Mondolfo L F. *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. London: The Whitefriars Press Ltd, 1976: 284, 88