

# 磁场强度对半连铸铝合金液穴形状及凝固组织的影响\*

张 勤 崔建忠 路贵民 张北江  
(东北大学材料电磁过程教育部重点实验室, 沈阳 110006)

**摘 要** 对不同强度低频交变电磁场作用下, CREM 法半连铸 7075 铝合金过程中液穴形状、表面质量及微观组织的变化规律进行了实验研究, 并对电磁场作用下, 合金铸锭裂纹的消除机制进行了理论分析. 结果表明: 随着磁场强度增大, 弯液面曲率半径及熔体与结晶器接触高度减小, 初凝壳形成位置点降低, 液穴深度变浅, 铸锭表面质量提高, 铸锭中近球形组织增加, 蔷薇形组织减少, 整体组织变得更加细小和均匀, 开裂现象得到消除.

**关键词** CREM 法, 7075 铝合金, 液穴形状, 微观组织, 热裂

**中图分类号** TG249.7, TG111.4 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2002)09-0956-05

## EFFECTS OF ELECTROMAGNETIC INTENSITY ON THE SUMP SHAPES AND STRUCTURES OF ALUMINUM ALLOY PRODUCED BY CREM PROCESS

ZHANG Qin, CUI Jianzhong, LU Guimin, ZHANG Beijiang

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

Correspondent: ZHANG Qin, Tel: (024)13002459246, Fax: (024)23906316,

E-mail: zhangqin0909@sina.com.cn

Supported by National Key Basic Research and Development Programme of China (No.G199906490501)  
Manuscript received 2001-09-25, in revised form 2002-04-12

**ABSTRACT** Under the effect of electromagnetic field with low frequency, the evolutions of sump shape, surface quality and microstructures of as-cast 7075 alloy ingot produced by CREM process with electromagnetic intensity have been experimentally investigated. Meanwhile, the mechanism of eliminating hot tear is discussed. The results show that with the enhancement of electromagnetic intensity, the curvature of surface meniscus and the height of contact line between melt and mold decrease, the forming position of primary solidified shell becomes lower and sump height becomes more shallow, which improve the quality of surface, make microstructure finer and more uniform and eliminate the phenomenon of hot tear.

**KEY WORDS** CREM process, 7075 Alloy, sump shape, microstructure, hot tear

CREM(casting-refining-electromagnetic) 法<sup>[1]</sup> 由于能有效地改善铸锭微观组织及表面质量, 因而一经出现, 便受到广泛的重视, 是目前材料界一个方兴未艾的热点, 但由于此法目前尚处于起步阶段, 且过程中发生的磁流体力学现象相当复杂, 现有手段难以对其进行系统全面的研究, 因而在诸多问题上难以达到共识. 其垂直熔体侧表面指向液芯的电磁径向分力, 对熔体表现为一提升作用的压力, 使得熔体自由表面形成凸起的弯月形. 这种液穴形状的改变, 直接导致冷却强度的降低. 由于一次冷却强

度及电磁力轴向分力对熔体的搅拌作用与铸锭表面质量、微观组织结构以及应力分布密切相关<sup>[2]</sup>, 因此本文试图研究低频交变电磁场作用下, 磁场强度对液穴形状及电磁力轴向分力的影响规律, 来对凝固组织的细化机制, 铸锭表面质量提高以及铸造裂纹消除等问题进行尝试性的解释和说明.

### 1 实验方法

CREM 法工作原理如图 1 所示. 实验所用材料为 7075 铝合金, 化学成分(质量分数, %)为: Al 89.31, Cu 1.67, Mg 2.22, Zn 5.95, Mn 0.30, Fe 0.35, Si 0.20. 感应线圈由直径为 6mm, 内通冷却水, 彼此绝缘的 160 匝铜管, 在结晶器外顺序缠绕而成.

CREM 法半连铸过程中, 插入与铸锭直径相等的铝

\* 国家重点基础研究发展规划资助项目 G199906490501

收到初稿日期: 2001-09-25, 收到修改稿日期: 2002-04-12

作者简介: 张 勤, 男, 1970 年生, 博士生

箔, 其中铝箔进入熔融金属中的部分受热熔化, 而在空气中的部分得以保留. 通过描摹两者之间的界面来获得熔体弯液面形状的轮廓线.

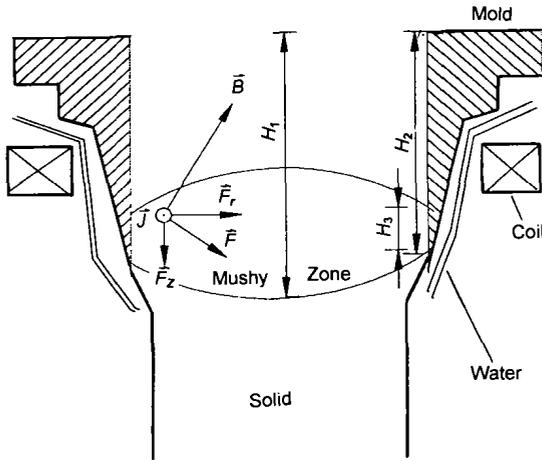


图 1 CREM 法电磁半连续铸造示意图

Fig.1 Schematic of the CREM process

$\vec{B}$ —magnetic flux density,  $\vec{J}$ —induced current density,  $\vec{F}$ —Lorentz force,  $\vec{F}_r$ —radial component force of  $\vec{F}$ ,  $\vec{F}_z$ —axial component force of  $\vec{F}$ ,  $H_1(H_2)$ —distance from the top of mold to the central(peripheral) of solidified front,  $H_3$ —the contact line between melt and mold

采用“插丝法”, 即分别插入金属丝, 测  $H_1, H_2, H_3$  值 (如图 1 所示位置). 其中,  $H_1$  为沿铸锭中心线方向测得的结晶器顶部到凝固前沿中心的距离,  $H_2$  为沿结晶器内壁测得的结晶器顶部到凝固前沿周边区域的距离 (即初凝壳形成位置点),  $H_3$  为熔体与结晶器壁的接触高度, 定义  $H = H_1 - H_2$  为液穴深度.

固定感应线圈电流频率: 15Hz; 浇注温度: 720℃; 铸造速度: 40 mm/min; 在相同冷却速度的前提下, 改变电流强度 50, 100, 150 和 200 A, 分别测得  $H_1, H_2$  和  $H_3$  值, 进而求得  $H$  值. 得出不同磁场强度条件下液穴形状, 亦即熔体弯液面形状、熔体与结晶器壁接触高度、初凝壳形成位置点、以及液穴深度的变化规律.

2 实验结果与讨论

熔体弯液面及液穴形状随感应线圈电流强度变化规律的实验结果如图 2, 3 所示, 图 4, 5 分别为相应条件下铸锭表面状况及微观组织示意图. 从中可看出随着磁场强度增大, 熔体弯液面曲率半径减小, 熔体与结晶器接触高度以及初凝壳形成位置点降低, 液穴深度变浅. 铸锭表面的偏析现象减弱, 表面质量明显提高. 相应地, 微观组织中, 近球形组织增多, 酷似蔷薇花的蔷薇型组织减少, 整体组织变得更加细小和均匀.

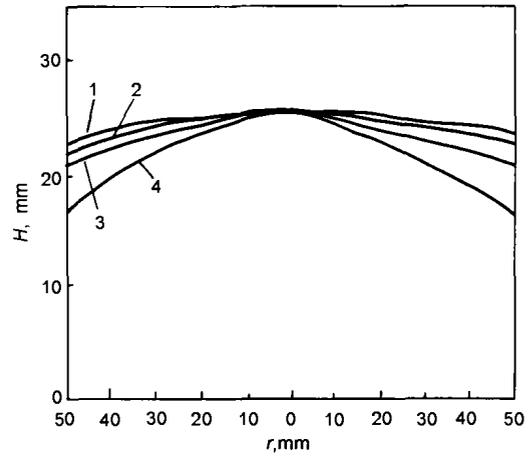


图 2 15Hz 条件下, 熔体弯液面形状随感应线圈电流强度的变化规律

Fig.2 Evolutions of surface meniscus shape with the electromagnetic field intensity under 15 Hz (r being the distance from ingot center)  
1—50 A 2—100 A 3—150 A 4—200 A

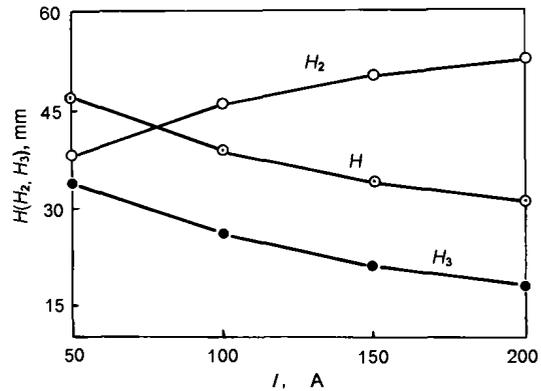


图 3 液穴形状随感应线圈电流强度的变化规律

Fig.3 Evolution of the sump shape with the current of coil

外加交变磁场与其在熔体中诱发行成的感应电流之间交互作用, 在熔体中产生一电磁力  $\vec{F}$ <sup>[3,4]</sup>, 若磁导率为  $\mu$ , 则根据 Maxwell 方程组得:

$$\vec{F} = \vec{J} \times \vec{B} = -\nabla(1/2)\mu\vec{B}^2 + 1/\mu(\vec{B} \cdot \nabla)\vec{B}$$

方程的第一项即为促使熔体自由表面形成弯月形, 垂直熔体侧表面指向液芯, 与熔体静压力梯度平衡的电磁力径向分力. 方程的第二项为由磁感应强度矢量向对称轴倾斜而形成的有旋力场, 起到搅拌熔体, 进而均匀温度场和合金元素成分的作用. 弯液面内熔体静压力、电磁力以及表面

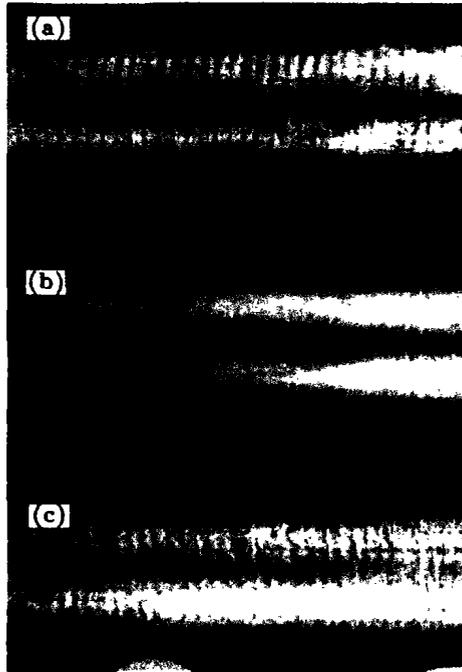


图 4 不同感应线圈电流强度条件下, 7075 合金 100 mm 铸锭的表现质量

Fig.4 Surface aspects of 7075 alloy ingot produced with various currents of coil  
(a) 150 A (b) 200 A (c) 100 A

张力之间存在以下关系式:  $\rho gh - |\vec{J}_\theta \times \vec{B}_z| K \gamma^{[5-8]}$  ( $\rho$  为液态金属密度,  $g$  为重力加速度,  $h$  为弯液面高度,  $\vec{J}_\theta$  为感应电流强度,  $\vec{B}_z$  为作用在不同弯液面高度上的磁流密度  $\vec{B}$  的轴向分量,  $K$  为弯液面的曲率半径,  $\gamma$  为表面张力). 其中表面张力压力  $K\gamma$  有增加弯液面高度以及促使弯液面顶部区域熔体向内流动的趋势. 但对弯液面形状的影响极为有限, 因而可以忽略<sup>[8]</sup>. 弯液面通过改变形状来影响其内部的磁场结构, 同时磁场又通过电磁力来约束弯液面的形状, 两者之间维持一种动态的平衡.

由于在感应线圈电流频率不变的条件下, 随着电流强度增加, 它所产生的交变磁场  $\vec{B}$  及其轴向分量  $\vec{B}_z$  增强, 相应地熔体中感应电流密度  $\vec{J}_\theta$  及电磁力径向分力  $|\vec{J}_\theta \times \vec{B}_z|$  也随之增大, 对熔体的提升作用增强, 更多的熔体受压离开结晶器壁, 形成更为凸起的弯月形, 因而熔体弯液面高度增加, 曲率半径减小. 若冷却水量不变, 给料速度和铸造速度相同, 则熔体与结晶器接触高度降低. 此外, 增大的电磁力径向分力减小了熔体与结晶器的接触压力, 降低了两者间的传热系数以及结晶器和熔体中感应电流的 Joule 热效应随磁场强度增大而增大等因素, 都使得一次冷却强度减小. 与此同时, 电磁力轴向分力相应增大, 搅拌作用增强.

一次冷却强度降低, 熔体在结晶器壁上的形核数减

少. 以及由电磁力搅拌作用引起的紊流在晶粒根部产生的剪切力  $|\vec{F}_r| = 6\eta v(L/R)^3$  (其中  $L$  和  $R$  为晶体的长度和根部半径,  $\eta$  和  $v$  分别为熔体的粘度及流动速度) 增大, 促使晶粒从器壁游离数量增多, 器壁上相邻晶粒间难以在短时间内彼此相连形成稳定的初凝壳, 因此初凝壳的形成时间延迟, 形成位置点降低 (即  $H_2$  变大, 相同的二次冷却条件下,  $H_1$  基本不变, 因此液穴深度  $H = H_1 - H_2$  变小, 液穴变浅. 合金铸锭表面缺陷 (偏析瘤, 发汗等) 大部分产生在结晶器内部的初凝壳部分<sup>[9]</sup>. 由图 2, 3 可知, 随着磁场强度增加, 熔体弯液面高度增加, 与结晶器接触高度减小, 初凝壳形成位置点降低, 较小的冷却强度和初凝壳高度, 减少了铸锭表面再熔化逆偏析现象的发生, 使表面质量明显提高, 当电流强度达到 200 A 时, 偏析瘤基本得到消除. 如图 4 所示.

熔体与结晶器接触高度降低, 接触压力减小, 以及两者中 Joule 热效应的增强, 使得一次冷却强度降低; 此外, 磁场强度增加, 电磁力搅拌作用加强, 促使晶粒从器壁游离数量增多, 导致熔体中游离晶粒增多, 异质形核核心增加<sup>[10]</sup>. 作者认为<sup>[11]</sup>, 游离晶粒之所以长成近球形或蔷薇形  $\alpha$  非枝晶相的原因, 主要有以下几点: (1) 强制对流, 降低了熔体温度梯度和晶核界面处的成分过冷现象, 晶粒处于一个相对均匀的生长环境中, 削弱了枝晶的生长条件. (2) 晶粒在游离过程中, 受到温度和成分扰动的作用, 其表面处于反复局部熔化和生长的状态中, 晶粒的突出部位由于具有较高的能量, 更易熔化, 使得枝晶臂重熔. (3) 晶粒自旋运动使得晶粒的生长表现出各向同性 (4) 游离晶粒间相互碰撞粘合或碰撞磨圆.

从结晶器壁上游离的晶粒大致有三种形态: 球冠状, 条状, 和有着短粗枝晶臂的变形枝晶. 其中, 球冠状和条状游离晶在运动过程中以近球形方式生长<sup>[12]</sup>, 具有短粗枝晶臂变形枝晶的生长比较复杂<sup>[10]</sup>, 其在运动生长过程中, 或发生枝晶臂重熔; 或因短枝晶臂的生长没有明显方向性, 使得二次分枝间距缩小, 直至完全融合, 而导致枝晶臂合并生长; 或发生枝晶臂根部熔断脱落, 形成新的结晶核心而单独生长; 或游离晶粒间发生碰撞粘和以及彼此磨圆等, 使得变形枝晶向着近球形的形态演化. 磁场强度小, 变形枝晶向近球形形态转变得不完全, 因而出现蔷薇形和近球形及条形初生相组织共存的情形. 随着磁场强度的增大, 球冠形晶粒在游离晶粒中所占比例增加; 变形枝晶和条状晶向近球形形态转化趋势增强, 蔷薇形初生相所占比例减少, 铸坯基本由均匀细小的近球形非枝晶相组成 (如图 5 所示).

图 6a, b 分别为 CREM 法铸造 (感应线圈电流  $I=200$  A) 和常规铸造时, 7075 合金直径为 200 mm 铸锭的横截面图, 由图可见 CREM 法消除了常规铸造时所经常出现的开裂现象.

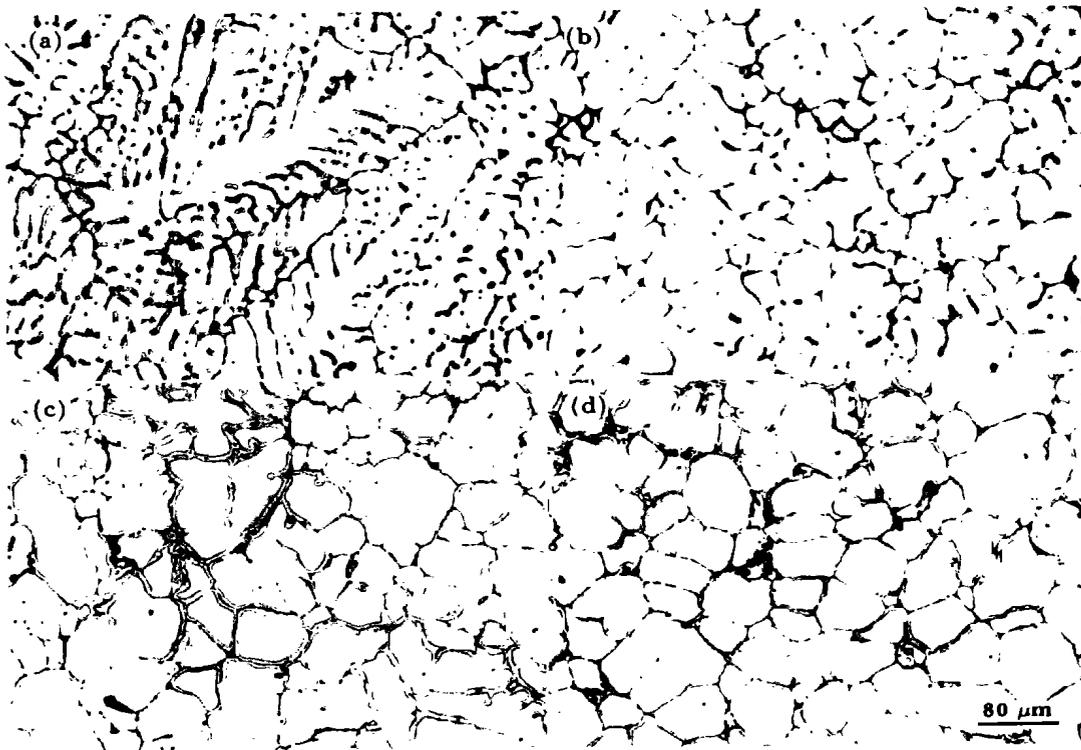


图 5 不同感应线圈电流强度条件下, 7075 合金铸锭的微观组织结构

Fig.5 Microstructures of 7075 alloy ingot produced with various coil currents  
(a) 50 A (b) 100 A (c) 150 A (d) 200 A

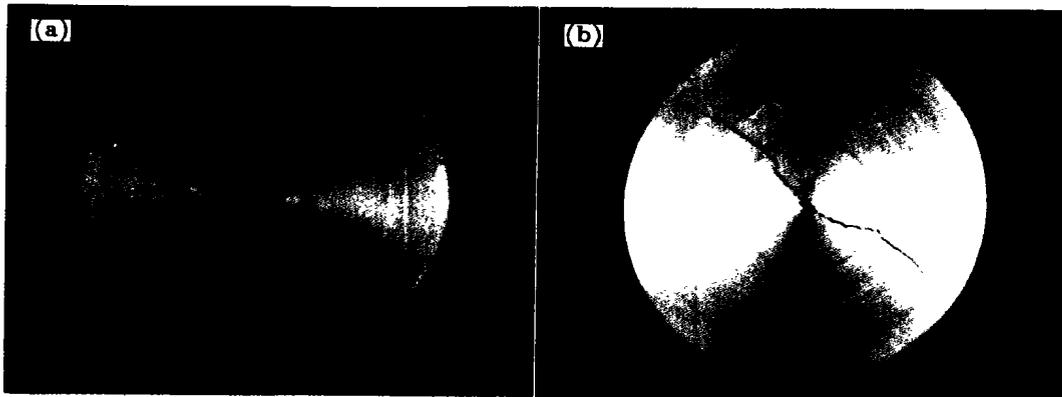


图 6 直径 200 mm 的半连续铸造 7075 铝合金铸锭截面图 (放大倍数 1)

Fig.6 Photos of horizontal cross-section of 7075 alloy produced by semi-continuous casting  $I=200$  A  
(a) CREM process (b) common casting

7075 合金圆锭由于其弹性模量大, 塑性低, 导热性差等特点, 在半连续铸造过程中产生的热应力大, 极易发生热裂, 进而引发冷裂纹. 根据液膜理论, 热裂是由于不平衡结晶和偏析使得有少量低熔点残留液和杂质分布在晶间形成液膜, 减弱了晶界强度, 结晶时, 收缩受阻或线收缩伸

长量超过液膜的最大伸长率, 而引起的沿晶断裂. 在常规铸造以及磁场强度较小时, 采用 CREM 法铸造 7075 合金圆锭, 都发现了这种热裂. 但是当磁场强度足够高后, CREM 法消除了这种开裂现象.

CREM 法消除开裂的原因主要有以下几点: (1) 电

磁力的搅拌作用,均匀了温度场,推迟了初凝壳的形成时间和形成位置点,减小了液穴深度,浅平的凝固前沿减小了由于温度梯度而引发的铸锭各部分收缩不均匀及因铸锭整体性的相互制约而产生的内应力。(2)电磁场的搅拌作用均匀了元素分布,减小了成分偏析,强化了杂质固溶,使得晶界的低熔点化合物减少,强度提高,铸锭的抗热裂能力增强。(3)电磁搅拌作用使得合金凝固开始与終了温差减小,有效结晶区间缩小,从而减小了有效结晶区间的线收缩。(4)电磁场作用下,合金细小均匀的近球形组织,使得晶粒表面积增大,单位表面积上的残留液数量减少,液膜变薄且分布连续,使得铸锭的抗热裂能力增强。(5)细小均匀的近球形晶粒组织,不仅能降低线收缩开始温度,减少有效结晶区间的线收缩率,而且便于晶界的塑性变形,提高脆性区的伸长率,使得合金热脆性降低。

#### 4 结论

(1) 随着磁场强度增大,熔体弯液面曲率半径和熔体与结晶器接触高度减小,初凝壳形成位置点降低,液穴深度变浅。

(2) 场强度增大,初凝壳高度降低,减少了由再熔化逆偏析而引发的偏析瘤和发汗等现象,铸锭质量明显提高。

(3) 游离晶粒随对流熔体一同运动以及自身旋转运动所带来的枝晶生长抑制作用,是最终凝固组织为近球形和蔷薇形的根本所在。磁场强度增大,游离晶粒数量以及球冠形游离晶粒所占比例增加,变形枝晶和条状晶向近球形形态转化趋势增强,减少了蔷薇形初生相在组织中的比例,铸坯基本由均匀细小的近球形非枝晶相组成。

(4) 磁场强度增大,熔体内温度场均匀性增加,液穴深度变浅,减小了由温度梯度而引发的应力。此外,由于磁场搅拌作用的增强,使得合金热脆性降低,抗热裂能力增强。消除了铸锭的开裂现象。

#### 参考文献

- [1] Vives C. *Metal Trans*, 1989; 20B: 623-629
- [2] Zhou Y H, Hu Z Q, Jie W Q. *Solidification Technique*. Beijing: Machinery Industry Press, 1998: 461  
(周尧和,胡壮麒,介万奇.凝固技术.北京:机械工业出版社,1998:461)
- [3] Xu Y. *Electromagnetism*. Nanjing: Jiangsu Science and Technology Press, 1987: 281  
(徐游.电磁学.南京:江苏科学技术出版社,1987:281)
- [4] Zi B, Ba Q X, Cui J Z, Bai Y G. *Acta Phys Sin*, 2000; 49: 1010  
(曾炳涛,巴启先,崔建忠,白玉先.物理学报,2000;49:1010)
- [5] Shen J, Li J S, Li J G, Fu H Z. *Trans Nonferr Met Soc Chin*, 1995; 5: 64  
(沈杰,李杰生,李建光,付恒志.有色金属学报,1995;5:64)
- [6] Zhang X G, Jin J Z, Cao Z Q. *Trans Nonferr Met Soc Chin*, 1995; 5(3): 74  
(张晓光,金建中,曹志清.有色金属学报,1995;5:74)
- [7] Zhang X G, Jin J Z, Cao Z Q. *Trans of Nonferr Met Soc Chin*, 1996; 6: 117  
(张晓生,金建中,曹志清.有色金属学报,1996;6:117)
- [8] Zhu X R, Harding R A. *J Cappbell Met Trans*, 1997; 21: 207
- [9] Wang J X, Huang J R, Lin J S. *Metallic Solidification and Its Controlling*. Beijing: Machinery Industry Press, 1983: 225  
(王家,黄积荣,林建生.金属的凝固及其控制.北京:机械工业出版社,1983:225)
- [10] Zhang Q, Lu G M, Cui J Z, Zhang B J. *Chin J Nonferr Met*, 2002; 12: 48  
(张勤,路贵民,崔建忠,张北江.中国有色金属学报,2002;12:48)
- [11] Zhang Q, Lu G M, Cui J Z, Zhang B J. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 873  
(张勤,路贵民,崔建忠,张北江.金属学报,2001;37:873)
- [12] Xing S M, Ma J, Chen W S, Zheng D B. *Chin J Nonferr Met*, 1999; 9: 270  
(邢书明,马静,陈维视,曾大本.有色金属学报,1999;9:270)