

# 强磁场对铝合金中溶质组元分布状态的影响效果\*

庞雪君<sup>1)</sup> 王 强<sup>1)†</sup> 王春江<sup>1)</sup> 王亚勤<sup>2)</sup> 李亚彬<sup>1)</sup> 赫冀成<sup>1)</sup>

1) 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110004)

2) 沈阳铸造研究所, 沈阳 110021)

(2005 年 9 月 12 日收到, 2005 年 11 月 15 日收到修改稿)

合金中溶质组元的组织形态和分布对于改善合金的组织和性能具有重要意义. 本文研究了铝合金在强磁场作用下的凝固行为, 考察了 Al-Cu, Al-Mg 合金中溶质组元的相形态、分布状况随高强度均恒磁场和梯度磁场的强度和方向变化的规律. 研究发现, 由于 Cu 元素和 Mg 元素的物性不同导致其在基体中受到的电磁力不同. 在均恒磁场作用下, 铝合金中 Cu 元素和 Mg 元素在  $\alpha$ -Al 基体晶粒内和晶界上的分布变化规律相反. 在梯度磁场作用下, Cu 元素和 Mg 元素在铝基体中含量和分布状态也有显著的差异. 本研究为利用强磁场有效控制不同物性的溶质元素在合金基体中组织状态和分布提供了实验依据.

关键词: 强磁场, 铝合金, 溶质元素分布, 凝固组织, 凝固过程

PACC: 0755, 1340, 6155H, 8130

## 1. 引 言

纯金属的硬度和强度极限的增加, 总是依赖于塑性的急剧降低, 即延伸率的急剧降低, 所以纯金属很难满足工业生产对材料的物理和化学性能的要求. 因此在实际应用时总是人为地在纯金属中添加一些其他的元素, 使其形成具有更好性能的合金. 在合金中添加的溶质元素与基体元素相互作用形成固溶体后, 高硬度和高强度极限就会与足够高的延伸率相伴而生. 而溶质元素对基体金属性能的影响不仅取决于添加元素的种类和数量, 而且与合金元素在基体金属中的分布及形态等有极为密切的联系. 所以, 科技工作者试图找到一种方法来控制合金中溶质元素的组织形态, 使容易引起合金变脆而过早断裂的粗大化合物相充分固溶, 即通过一些控制手段来减少或消除这些粗大化合物相, 使其固溶于基体之中, 从而达到提高合金性能的目的<sup>[1,2]</sup>. 现阶段的研究表明, 采用微重力凝固<sup>[3,4]</sup>、添加其他元素、快速凝固<sup>[5-7]</sup>、热处理<sup>[8]</sup>和机械合金化<sup>[9]</sup>等方法均可改变合金元素的分布形态. 但是这些方法也存在一些不足, 例如, 微重力环境在地球环境中难以得到;

添加其他元素虽然可以在一定程度上改变元素的分布状况, 但是同时会形成对合金性能产生危害的其他化合物, 而一些工艺需要有特殊的装置, 且操作复杂等.

近年来, 由于材料电磁过程和强磁场材料科学技术的兴起, 人们尝试着利用电磁场技术来控制合金的制备过程, 并且对其机理进行了初步的研究. 王强等<sup>[10]</sup>从静磁场作用下生成的洛仑兹力和磁化力两个角度系统地归纳总结了静磁场技术在材料生产领域中的应用原理和实践, 并对强磁场材料科学的研究趋势和发展前景作了展望. 王强等<sup>[11]</sup>还研究了均恒磁场和梯度磁场的强度和方向对 Al-15.7% Si (重量百分比)合金宏观和微观凝固组织的影响, 发现强磁场的磁化力和洛仑兹力通过控制初晶硅颗粒的迁移行为来改变其在合金基体中的分布状态, 通过影响凝固过程中的对流现象改变合金的凝固组织. 另外, 还有研究表明在金属凝固过程中, 施加磁场会改善凝固过程中出现的偏析现象<sup>[12]</sup>, 可以使晶粒得到显著细化<sup>[13]</sup>, 使凝固组织均匀化<sup>[14]</sup>. 另一方面, 强磁场还可以改变合金凝固时的热力学状态<sup>[15-18]</sup>, 从而为制备新型材料提供理论依据. 本研究是在二元合金的凝固过程中施加强磁场, 通过不

\* 国家自然科学基金(批准号: 50204004), 国家自然科学基金和上海宝钢集团公司联合资助项目(批准号: 50374027)以及教育部优秀青年教师资助计划项目(批准号: 2003023)资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: wangq@mail.neu.edu.cn

同强度和方向的磁场条件改变二元合金的晶内溶质组元的分布状况,为新型优质合金的制备提供新的方法和途径.

## 2. 实 验

### 2.1. 合金系的选择

本文以应用广泛的铝合金为研究对象,并选取了物性(特别是电磁学物性)显著不同的铜和镁分别作为溶质元素,相应的合金组元的物理性能如表 1 所示.对 Al-Cu 合金而言,含铜量过低会使固溶强化不足,从而使合金的室温性能下降,而含铜量过高,合金固溶处理后的组织中将含有未溶的金属化合物  $\text{CuAl}_2$ ,致使合金的塑性降低,而且在高温下晶界上的化合物  $\text{CuAl}_2$  也会首先软化,降低其高温性能.研究表明,当铜含量在 4.5—5.5% 时,Al-Cu 合金具有最佳的综合性能<sup>[8]</sup>.对 Al-Mg 合金而言,在平衡状态下,固态铝对镁的溶解度在 15% 以上,室温时的平衡组织应该是  $\alpha$  固溶体和从  $\alpha$  固溶体中析出的  $\beta$  相.但是,含镁高于 8% 以上的 Al-Mg 合金,在铸造状态下,沿晶界分布着大量的  $\beta$  相.晶界上的  $\beta$  相不仅降低合金的抗蚀性,而且沿晶界容易形成裂纹,导致其塑性降低<sup>[19]</sup>.所以控制合金中 Mg 元素的分布,使 Mg 元素尽可能地分布在晶粒内部,从而减少晶界处分布的  $\beta$  相,成为了一个很有发展潜力的研究方向.本文将强磁场应用于 Al-5%Cu 和 Al-10%Mg 合金的凝固过程中,改变晶界上的金属及其化合物的含量,以期改善 Al-Cu 和 Al-Mg 合金的性能.

表 1 合金元素的某些物理性质

| 合金元素 | 熔点/ $^{\circ}\text{C}$ | 密度/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ (20 $^{\circ}\text{C}$ ) | 电导率/ $10^7\text{S}\cdot\text{m}^{-1}$ | 磁化率/ $10^{-6}$ |
|------|------------------------|--|---------------------------------------|----------------|
| Al   | 660.3                  | 2.70   | 2.09                                  | 20.7           |
| Cu   | 1084.5                 | 8.93   | 3.41                                  | -7.6           |
| Mg   | 649                    | 1.74   | 1.39                                  | 1.74           |

### 2.2. 实验过程

实验装置简图如图 1 所示.将直径 10mm、高 30mm 的合金试样放在刚玉坩埚内,由石英棒支撑固定在电阻炉内.电阻炉内温度由 R 型热电偶控制,炉内采用氩气保护气氛.电阻炉固定在强磁场装置的空腔内.强磁场由超导线圈产生,最高磁感应强度可达 12T.实验时可以选用磁感应强度最大的位

置和磁场与磁场梯度乘积为正或为负的位置.本实验对两种合金采用不同的温度控制曲线,对于 Al-Cu 合金,加热温度为 700 $^{\circ}\text{C}$ ,保温 60min 后,再在 60min 内控制冷却到 350 $^{\circ}\text{C}$ ,然后自然冷却到室温;对于 Al-Mg 合金,加热温度为 750 $^{\circ}\text{C}$ ,保温 60min 后,再在 60min 内控制冷却到 350 $^{\circ}\text{C}$ ,然后自然冷却到室温.在实验过程中,通过改变磁场强度的设置以及试样位置,可以使试样在不同的磁场强度以及梯度磁场条件下进行凝固.在实验过程中所用的磁场强度和磁场梯度的条件如表 2 所示.

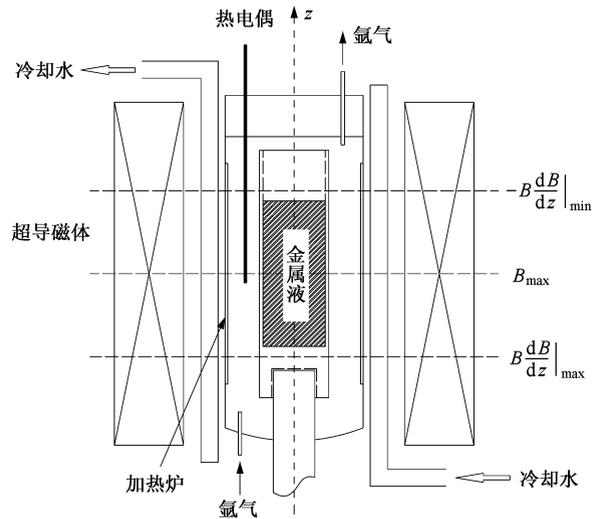


图 1 强磁场实验装置简图

表 2 实验过程中强磁场条件

| 磁感应强度/T | $B\text{d}B/\text{d}z/\text{T}^2\cdot\text{m}^{-1}$ |
|---------|---|
| 0       | 0   |
|         | -565  |
| 8.8     | 0   |
|         | 565   |
|         | -282  |
| 11.5    | 0   |
|         | 282   |

## 3. 实验结果与讨论

将凝固冷却后的圆柱形试样用线切割机沿圆柱母线纵向切开,剖面经过打磨、抛光后,进行分析.

图 2 为两种合金在  $B\text{d}B/\text{d}z = 0\text{T}^2/\text{m}$ ,  $B = 8.8\text{T}$  时的凝固组织光学显微照片 (a) Al-Cu 合金 (b) Al-Mg 合金.分析表明,Al-Cu 合金的组织特征为晶界处分布着  $\text{Al}_2\text{Cu}$  和  $\alpha$ -Al 固溶体的共晶组织,晶内则是  $\alpha$ -

Al 固溶体, Al-Mg 合金的组织特征为晶界处分布着

$Al_3Mg_2$  金属化合物, 晶内则是  $\alpha$ -Al 固溶体.

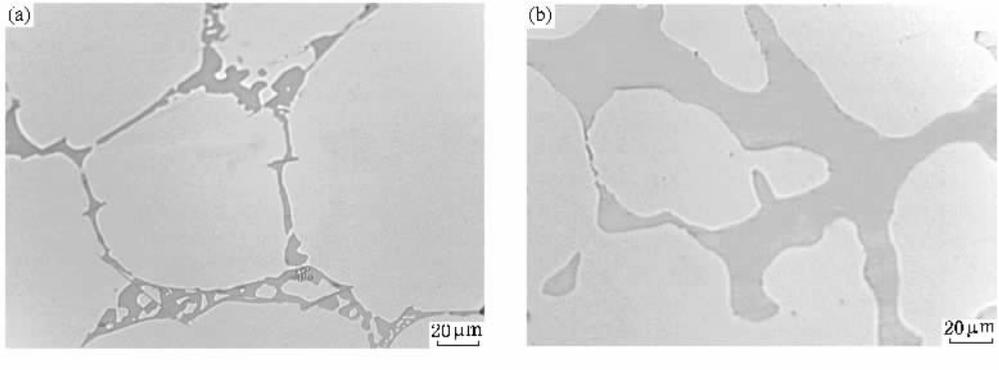


图 2 合金在  $BdB/dz = 0T^2/m$ ,  $B = 8.8T$  时凝固显微组织 (a) Al-Cu 合金 (b) Al-Mg 合金

由以上对 Al-Cu 合金和 Al-Mg 合金的凝固组织光学显微照片的分析可知在晶内都是  $\alpha$ -Al 固溶体, 用 EPM-810Q 型电子探针针对 Al-Cu 和 Al-Mg 合金晶内  $\alpha$ -Al 固溶体中溶质元素平均含量进行定量分析, 可以得出不同的磁场条件对合金元素在晶内部分布的影响. 用电子探针从试样的顶部到底部随机的选取了 20—50 个测试点, 其中每一个点都是在晶粒的晶界到晶粒中心的  $1/2$  距离处, 所测得的合金元素含量数值进行算数平均, 并用此数值来代表元素的晶内含量.

当  $BdB/dz = 0$ , 磁感应强度不同时, 实验分析结果如图 3 所示 (a) Al-Cu 合金 (b) Al-Mg 合金. 随着磁感应强度由 0 增大到 11.5T, Al-Cu 合金中晶粒内溶质元素的含量不断增加, 而 Al-Mg 合金中 Mg 元素的含量随磁感应强度的增加而不断减少, 两者的

变化规律相反. 这主要是由于 Cu 元素和 Mg 元素与基体 Al 元素的电导率的差异造成的. 在合金凝固过程中, 当熔体的热对流的速度方向与外加磁场方向正交时, 作用在溶质元素上洛伦兹力的合力  $F$  可以表示为<sup>[20-21]</sup>

$$F = \frac{3}{2} \times \left( \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2\sigma_1 + \sigma_2} \right) \times \frac{\pi d^3}{6} \times v \sigma_1 B^2, \quad (1)$$

式中  $\sigma_1$  是基体元素的电导率,  $\sigma_2$  是溶质元素的电导率,  $d$  是析出相的直径,  $v$  是熔体热对流速度,  $B$  是磁感应强度. 结合表 2 中金属元素的电导率, 由(1)式可知, Cu 元素受到的作用力与其速度方向相反, 抑制 Cu 元素在铝液中的运动, Mg 元素的受力则促进其在铝液中的运动. 溶质元素受力的不同影响其凝固时的组织分布, 继而使得 Al-Cu 合金和 Al-Mg 合金晶内溶质元素含量随磁场强度的变化规律正好相反.

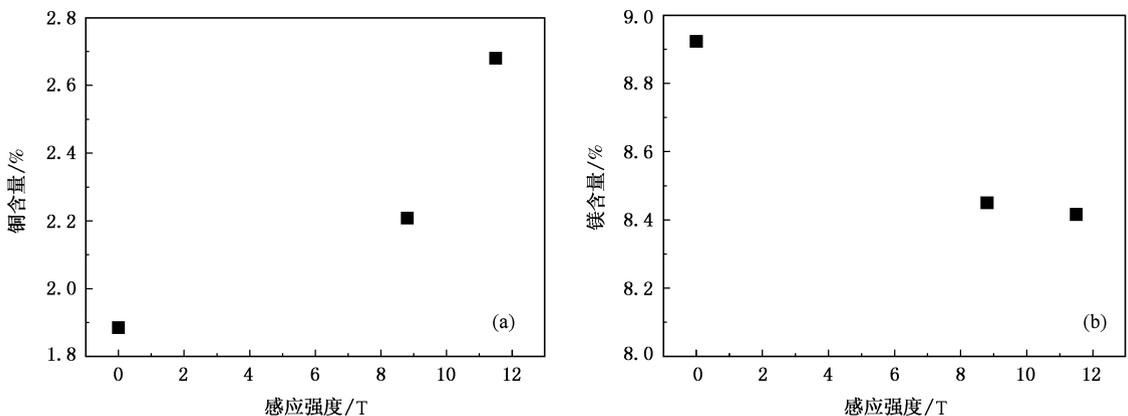


图 3 不同稳恒磁场强度下溶质元素含量的变化规律 (a) Al-Cu 合金, (b) Al-Mg 合金

当磁感应强度相同而磁场梯度不同时, 晶粒内溶质元素分布规律如图 4 所示, 从图中可以看出, 在

相同磁感应强度下, Cu 元素在基体铝中的固溶度随着  $BdB/dz$  的增大而显著减少; Mg 元素在基体铝中

的固溶度随着  $BdB/dz$  数值的增大而显著增加. 合金在梯度磁场的作用下凝固时, 由于溶质元素和基体元素的物性差异, 溶质元素除了受重力的作用外, 还会受到磁化力的作用. 溶质元素在梯度磁场中所受磁化力可以表示为

$$F = (\chi/\mu_0)B(dB/dz), \quad (2)$$

其中  $\mu_0$  为真空磁导率,  $\chi$  元素的磁化率. 由(2)式可知溶质元素在梯度磁场下所受的磁化力的方向与溶质元素的磁化率  $\chi$  以及磁场和磁场梯度的乘积  $BdB/dz$  有关. 由于 Cu 元素是逆磁性物质, 当磁场和

磁场梯度的乘积为负时, Cu 元素所受的磁化力是向上的, 当磁场和磁场梯度的乘积为正时, Cu 元素所受的磁化力向下的. 而 Mg 元素是顺磁性物质, 所以其在梯度磁场中所受磁化力的方向与 Cu 元素恰好相反. 结合图 4 中 (a) 和 (b) 所示可知, 当溶质元素在梯度磁场中所受的磁化力向上时, 其在晶粒内部的含量大于其受到向下磁化力时在晶内的含量. 从图 4 (a) 还可以看出, 在相同磁场梯度条件下,  $B = 8.8T$  时溶质元素含量的变化比  $B = 11.5T$  时的效果更明显, 这还可以从图 3 (a) 的实验结果上得到合理的解释.

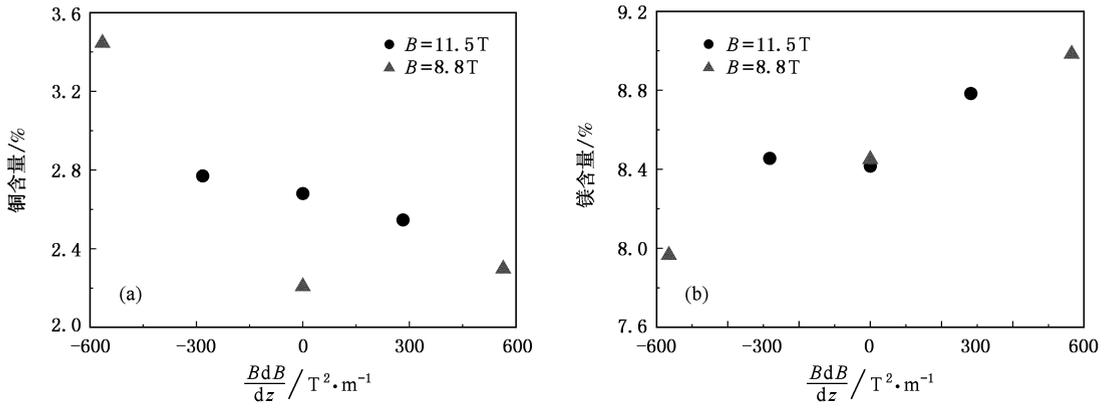


图 4 梯度磁场作用下溶质元素含量的变化规律 (a) Al-Cu 合金 (b) Al-Mg 合金

为了解释上述现象, 需要分析一下溶质元素在凝固过程中的综合受力情况. 溶质元素所受的重力与磁化力的合力可以表示为<sup>[22]</sup>

$$F_{\text{合力}} = (1/\mu_0)(\chi_1 - \chi_2)B(dB/dz) - (\rho_1 - \rho_2)g, \quad (3)$$

其中  $\chi_1$  和  $\chi_2$  分别为基体元素和溶质元素的磁化率,  $\rho_1$  和  $\rho_2$  分别为基体元素和溶质元素的密度,  $g$  为重力加速度. 在不同的合力作用下, 溶质含量

分布规律如图 5 所示, 从图 5 可以看出 Cu 元素所受的合力是向下的, 元素的含量随着其所受合力的增大而减少, 而 Mg 元素所受的合力是向上的, 元素含量也是随着其所受合力的增大而减少. 由此可以看出, 溶质元素受到的合力越小, 晶内的溶质含量就越大. 所以可以推断当溶质元素所受合力为零时, 溶质元素在晶内含量趋于最大. 这主要是由于当合金元素受到的磁化力和重力的合力为零时, 熔体中的热对流被大大减弱, 温度梯度和成分过冷也显著降低,

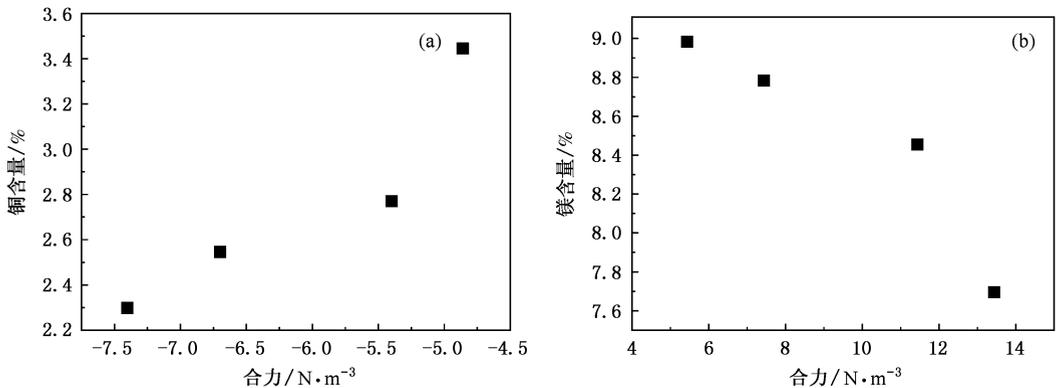


图 5 不同合力作用下溶质元素的变化规律 (a) Al-Cu 合金, (b) Al-Mg 合金

合金元素在凝固过程中趋于均匀分布,以致使合金元素在晶内和晶界上的分布不均匀程度减弱,从而出现了当溶质元素所受合力为零时,溶质元素在晶内的含量趋于最大的结果。

另一方面,在溶质元素含量一定的情况下,晶内溶质元素含量的变化必然导致晶界上的溶质元素含量向相反方向变化。为此,用 EPM-810Q 型电子探针对不同磁场条件下 Al-Mg 合金晶内溶质元素的含量进行线扫描分析,其分析是从一个晶粒的中心到相邻晶粒的中心,测量结果如图 6 所示。从图 6 中可以

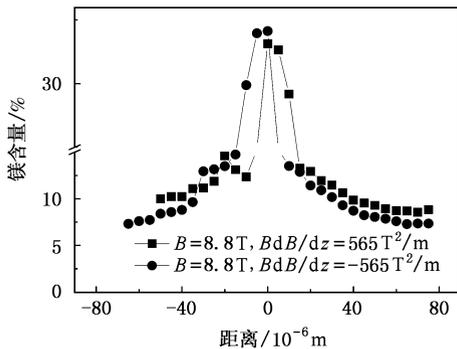


图 6 Al-Mg 合金电子探针线分析结果

看出 Al-Mg 合金在  $BdB/dz = 565\text{T}^2/\text{m}$ ,  $B = 8.8\text{T}$  条件下凝固后, Mg 元素的晶内含量大于其在  $BdB/dz = -565\text{T}^2/\text{m}$ ,  $B = 8.8\text{T}$  条件下凝固时的晶内含量。同时可以看出,当晶内溶质元素含量较大时,晶界上溶质元素的含量相应减少。

## 4. 结 论

1) 由于电导率的差异,在稳恒磁场条件下, Al-Cu 合金中 Cu 元素的晶内含量,随着磁感应强度的增加而增加,而 Al-Mg 合金中, Mg 元素的含量随着磁感应强度的增加而减少。

2) 由于磁化率和密度的差异,在磁感应强度相同,梯度磁场不同的条件下,磁场的负梯度越大,则 Al-Cu 合金中溶质元素的晶内含量越大,并近似成线性关系,而 Al-Mg 合金中溶质元素晶内含量则是随着  $BdB/dz$  数值的增大而显著的增加。

3) Cu 元素和 Mg 元素所受磁化力与重力的合力越小,其在合金中晶内含量越大。当合力为零时,固溶度近似最大,其晶界溶质元素含量相应减少。

[1] Xu Z H 2001 *Corros. Prot.* **22** 549 (in Chinese) [徐增华 2001 腐蚀与防护 **22** 549]

[2] Liu H W, Chen K H, Liu Y Z, Wang L S 2000 *Hunan Nonferr. Met.* **16** 28 (in Chinese) [刘红卫、陈康华、刘允中、王林山 2000 湖南有色金属 **16** 28]

[3] Yasuda H, Ohnaka I, Kswsksmi O, Ueno K, Kishio K 2003 *ISIJ Int.* **43** 942

[4] Liu R P, Zhang X Y, Zhao J H, He D W, Sun L L, Qin Z C, Xu Y F, Wang W K 1997 *Acta Phys. Sin.* **46** 819 (in Chinese) [刘日平、张湘义、赵建华、贺端威、孙力玲、秦志成、许应凡、王文魁 1997 物理学报 **46** 819]

[5] Hu H Q 2000 *Principle of Metal Solidification*, the Second Edition (Beijing: China Machine Press) p285 (in Chinese) [胡汉起 2000 金属凝固原理, 第二版(北京:机械工业出版社) p285]

[6] Yao W J, Wei B B 2003 *Chin. Phys.* **12** 86

[7] Xu J F, W B B 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1909 (in Chinese) [徐锦锋、魏炳波 2004 物理学报 **53** 1909]

[8] Wu Y S 1983 *Modern Engineering Alloys*, (Beijing: National Defence Industry Press) p254 (in Chinese) [吴云书 1983 现代工程合金(北京:国防工业出版社) p254]

[9] Lu L, Zhang Y F 1999 *J. Alloy Comp.* **290** 279

[10] Wang Q, Wang E G, He J C 2003 *J. Mater. Sci. Eng.* **21** 590 (in Chinese) [王强、王恩刚、赫冀成 2003 材料科学与工程学报 **21** 590]

[11] Wang Q, Wang C J, Pang X J, He J C 2004 *Chin. J. Mater. Res.* **18** 568 (in Chinese) [王强、王春江、庞雪君、赫冀成 2004 材料研究学报 **18** 568]

[12] Li T J, Wen B, Zhang Z F, Jin J Z 2000 *J. Dalian Uni. Tec.* **40** 61 (in Chinese) [李廷举、温斌、张志峰、金俊泽 2000 大连理工大学学报 **40** 61]

[13] Zi B T, Ba Q X, Cui J Z *et al* 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 1010 (in Chinese) [曾炳涛、巴启先、崔建忠等 2000 物理学报 **49** 1010]

[14] Zhang P, Du Y H, Zeng D B 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 696 (in Chinese) [张鹏、杜云慧、曾大本 2002 物理学报 **51** 696]

[15] Alboussiere T, Neubrand A C, Garandet J P, Moreau R 1997 *J. Cryst. Growth* **181** 133

[16] Ma N, Walker J. S 2000 *J. Cryst. Growth* **208** 757

[17] Sheibani H, Liu Y C, Sakai S, Lent B, Dost S 2003 *Int. J. Eng. Sci.* **41** 401

[18] Wang Q, Wang C J, Wang E G *et al* 2005 *Acta Metall. Sin.* **41** 128 (in Chinese) [王强、王春江、王恩刚等 2005 金属学报 **41** 128]

- [ 19 ] Nanjing university of Aeronautics and Astronautics 1979 *Metallography Atlas of Metallic Materials* ( Nanjing :Jiangsu Science and Technology Publishing House ) p12 ( in Chinese )[ 南京航空学 院 1979 金属材料金相图谱( 南京 :江苏科学技术出版社 ) p12 ]
- [ 20 ] Leenov D , Kolin A 1954 *J. Chem. Phys.* **22** 683
- [ 21 ] Han Z C 2001 *Electromagnetic Metallurgy*( Beijing :Metallurgical Industry Press )p78 ( in Chinese )[ 韩至成 2001 电磁冶金学( 北 京 :冶金工业出版社 )p78 ]
- [ 22 ] Ikezoe Y , Kaihatsu T , Uetake H , Hirota N , Nakagawa J , Kitazana K 2000 *Trans. Mater. Res. Soc. Soc. Japan* **25** 77

## Effects of high magnetic fields on the distribution of solute elements in Al-alloys \*

Pang Xue-Jun<sup>1)</sup> Wang Qiang<sup>1)†</sup> Wang Chun-Jiang<sup>1)</sup> Wang Ya-Qin<sup>2)</sup> Li Ya-Bin<sup>1)</sup> He Ji-Cheng<sup>1)</sup>

1) *Key Laboratory of National Education Ministry for Electromagnetic Processing of Materials , Northeastern University , Shenyang 110004 ,China )*

2) *Shenyang Research Institute of Foundry ,Shenyang 110021 ,China )*

( Received 12 September 2005 ; revised manuscript received 15 November 2005 )

### Abstract

The solidified structure of solute elements is important for the quality and the properties of alloys. In the present study , the solidification behavior of aluminum alloys is studied under various high magnetic field conditions , and the influences of uniform and gradient magnetic fields with different intensities and directions on the distribution and the morphology of solute elements of Al-Cu and Al-Mg alloys are investigated. It is found that because of the difference in the electromagnetic forces acting on Cu element and Mg element which have different physical properties in the matrix , the distributions of Cu element and Mg element are the opposite both in the matrix crystallites and in grain boundaries under high static magnetic field , and not only the content but also the distributions of Cu and Mg elements are obviously different under gradient magnetic field. This paper offers a reference to control the solidification structure of solute elements whose physical properties are different in alloys under high magnetic fields.

**Keywords** : high magnetic fields , Al alloy , solute element distribution , solidified structures , solidification process

**PACC** : 0755 , 1340 , 6155H , 8130

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China ( Grant No.50204004 ) , National Natural Science Foundation of China and Baoshan Steel & Iron Corporation ( Grant No. 50374027 ) , and the Excellent Young Teachers Program of MOE , P. R. C. ( Grant No. 2003023 ).

† Corresponding author. E-mail :wangq@mail.neu.edu.cn