

强磁场下过共晶铝硅合金凝固过程中初晶硅的迁移行为

晋芳伟, 任忠鸣, 任维丽, 邓 康, 钟云波, 余建波

(上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200072)

摘 要: 研究了在磁场梯度约为 25 T/m 条件下不同磁场强度以及磁场强度约为 5 T 时不同磁场梯度对半熔态 Al-18Si 合金凝固过程中初晶硅迁移行为的影响。结果表明: 当磁场强度大于 2.3 T 时, 初晶硅开始迁移, 但没有偏聚; 当磁场强度达到 6.6 T 时, 初晶硅发生迁移并聚集, 产生明显的聚集层; 且随着磁场强度的进一步增大(磁场强度分别增至 7.7 和 9.9 T), 聚集层的厚度基本保持不变; 当磁场强度不变, 随着磁场梯度的增大, 初晶硅的偏聚量增加, 晶粒尺寸变小。并对磁场强度影响初晶硅迁移的机制进行了探讨。

关键词: Al-Si 合金; 强磁场; 梯度磁场; 磁化力; 迁移; 凝固

中图分类号: TG 111; TB 311

文献标识码: A

Migratory behaviors of primary crystal silicon in hypereutectic Al-Si alloy under high magnetic field

JIN Fang-wei, REN Zhong-ming, REN Wei-li, DENG Kang, ZHONG Yun-bo, YU Jian-bo

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: The migration behaviors of the primary Si grains during solidification of Al-18Si alloy from mushy zone was investigated under various magnetic flux density and gradient. The effects of magnetic flux on the migration were investigated when the magnetic field gradient was set at 25 T/m, the effects of the field gradient was investigated when the flux density was set at 5 T. The results show that the migration behaviors of the primary Si grains do not take place until the magnetic flux density is over 2.3 T. The primary Si grains tend to migrate and form a remarkable Si-rich layer at magnetic flux of 6.6 T. The thickness of Si-rich layer is almost unchanged with further increase of magnetic flux density. The amount of segregated primary silicon grains increases with increasing magnetic gradient, whereas the grain size decreases. The mechanism of influence of the magnetic flux density on the migratory behavior was discussed.

Key words: Al-Si alloy; high magnetic field; gradient magnetic field; magnetization force; migration; solidification

物质在磁场中会受到磁化力的作用, 磁化力分为两类: 一类是磁场吸引铁磁和顺磁性物体, 排斥抗磁性物体; 另一类是使物体发生转动, 如指南针在地球磁场中将发生偏转。前者主要应用于磁分离^[1-2]、磁悬浮^[3-6]及材料磁化率的测量^[7]; 后者主要用于晶体取向和组织材料制备^[8-11]。

在强磁场(1~10 T)作用下, 顺磁和抗磁材料所受

到的磁化力与普通铁磁材料在常规磁场(0.01~1 T)中受到的磁化力相当。这使得磁分离技术也可以在合金的凝固过程中加以利用, 致使合金中的析出相在基体中发生迁移, 从而为制备原位复合材料提供新途径。Asai 等^[12] 研究报道, Al-18%Si 合金凝固组织中析出相 Si 在磁场梯度的反方向发生偏聚, 本研究的前期工作也发现, 过共晶铝硅合金在梯度磁场中凝固时初晶

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50234020; 50225416; 59871026), 上海市科委重点资助项目(04DL14002)

收稿日期: 2006-09-25; 修订日期: 2006-11-21

通讯作者: 任忠鸣, 博士, 教授; 电话/传真: 021-56331102; E-mail: zmrenb@163.com

硅发生类似现象^[13]。王强等^[14-15]的研究指出,强磁场中的磁化力和洛伦兹力会改变初晶硅的分布状态。这些研究初晶硅的运动或偏聚行为时,都是把磁场强度与磁场梯度的乘积 $[B_z(dB_z/dz)]$ 作为一个影响因素来分析讨论问题。本研究发现,由于导电熔体的特殊性,磁场强度将影响熔体的粘性,从而导致磁场强度和磁场梯度对初晶硅迁移行为的贡献是不同的。本文作者针对此问题进行两个方面的研究:其一,保持磁场梯度基本不变,研究磁场强度对过共晶 Al-Si 合金中初晶硅迁移行为的影响;其二,保持磁场强度基本不变,研究了磁场梯度对初晶硅迁移行为的影响并初步建立了一个解释模型。

1 实验

采用纯度为 99.99% 的铝及 99.99% 的结晶硅颗粒制备 Al-18%Si(质量分数)母合金。按质量分数(Si 18%)配备一定数量的硅和铝,将铝置于石墨坩埚内并在电阻炉中加热至 750 °C 保温,然后加入硅并用石墨棒进行搅拌,将炉温升到 850 °C 保温较长时间,让铝和硅充分合金化,保温过程中对合金液进行多次搅拌,最后浇注到直径为 9.5 mm、长为 120 mm 的多个石墨铸模中。将母合金棒截成约为 12 mm 长的小段,用孔径为 10 mm 的石墨管将小段封装后置于磁场中心上方不同位置进行重熔凝固实验。实验用超导磁体产生方向竖直向上的强静磁场,磁体中心的强度在 0~14 T 间连续可调。磁体中心的磁场强度最大,从中心向上和向下磁场强度均连续衰减,因此超导磁体提供强静磁场的同时,也提供方向向下或向上的强梯度磁场。实验装置图及磁场强度分布情况见文献[9]。试样在磁场中的升温速度为 7 °C/min,保温温度是 650 °C(此温度处于半熔态区,固相分数约为 32%),随炉冷却的降温速度约为 15 °C/min。通过调节外加磁场强度的大小和控制试样在磁场中的位置,保证每次实验都具备基本相同的磁场强度或磁场梯度,具体实验步骤为: 1) 保持磁场梯度约为 25 T/m,改变磁场强度,试样在磁场中加热到 650 °C 保温 2.5 h,以 15 °C/min 的降温速度冷却到室温; 2) 保持磁场强度为 5 T,改变磁场梯度,其它条件与步骤(1)相同; 3) 个别试样直接从半熔态淬火(650 °C)以观察硅颗粒迁移的中间状态。凝固实验完毕后,将试样从石墨管中取出,沿纵截面方

向将试样切开,经预磨、抛光和腐蚀后观察试样的宏观和微观组织。

2 结果与分析

保持磁场梯度约为 25 T/m,不同磁场强度下凝固试样的宏观组织如图 1 所示。无磁场时,初晶硅主要在试样的底部析出,两侧和顶部也析出部分初晶硅,但比底部的数量要少(见图 1(a))。这是由于无磁场时,初晶硅首先在模壁处形核生长,由于自然对流的作用,金属液内部的硅溶质或之后降温过程中形成的核心均被带到模壁处,于是在凝固试样心部没有初晶硅,而在表层形成粗大的初晶硅。液态铝和固体硅的密度(分别为 2 380 和 2 340 kg/m³)比较接近,初晶硅晶粒受到的浮力较小,不会过多地向试样顶部偏析。模子底端与铜制备的试样支架相接触,散热较快,因此,无磁场时试样底部析出的初晶硅相对较多。当试样处的磁场强度 $B_z=1.1$ T 时,其宏观组织与无磁场的基本相同(见图 1(b))。这是由于初晶硅晶粒所受磁化力较小,不足以克服阻力产生迁移所致。当 B_z 增至 2.3 T 时,试样底部析出的初晶硅明显减少,在试样中部出现初晶硅,整个试样中的初晶硅分布变得均匀(见图 1(c)),说明随着磁场强度 B_z 的增大,磁化力也随之同步增大,使初晶硅产生一个向上的加速度,导致硅晶粒向上运动,但由于磁化力还不够大,这种运动很有限,因此没有出现明显的初晶硅聚集现象;当 B_z 增大到 6.6 T 时,在试样的顶部明显出现初晶硅聚集层(见图 1(d));随着 B_z 继续增大,这种聚集现象基本保持稳定,如 $B_z=7.7$ T 和 $B_z=9.9$ T 这两种情况(见图 1(e)和(f))。这一现象表明:当磁场强度 B_z 增大到一定值时,其对初晶硅迁移的作用趋于饱和,此时,磁场梯度成为影响初晶硅迁移的主要控制因素。

图 2 所示为部分试样的淬火宏观组织。图 2(a)所示为无磁场时试样在 650 °C 保温 1 h 的淬火组织,从图中可看出,初晶硅晶粒没有偏聚到试样顶部,表明浮力对初晶硅的偏聚几乎没有贡献。图 2(b)所示为 $B_z=9.9$ T, $dB_z/dz=24$ T/m 时,试样在 650 °C 保温 1 h 的淬火组织,从其中可观察到,试样顶部的初晶硅聚集层形成于凝固之前。

图 3 所示为保持磁场强度基本不变不同磁场梯度下凝固试样的宏观组织。由图 3 可看出,随磁场梯度的增加,初晶硅的偏聚量随之增大;随磁场梯度的增大,聚集层的初晶硅尺寸逐渐变小。

为观察聚集层初晶硅的形貌,对无磁场凝固试样、

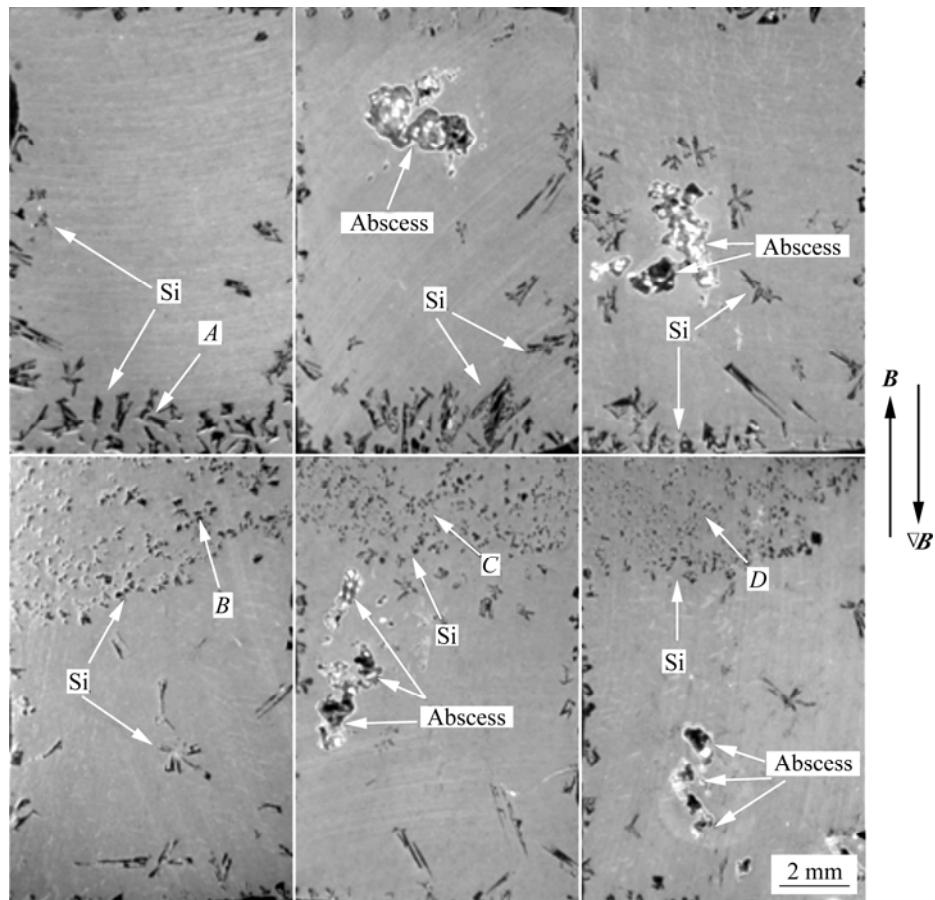


图 1 不同磁场强度下 Al-18Si 合金在 650 °C 凝固的宏观凝固组织

Fig.1 Macrostructures of Al-18Si alloy solidified at 650 °C under different magnetic flux densities: (a) 0 T, 0 T/m; (b) 1.1 T, 24.4 T/m; (c) 2.3 T, 25.2 T/m; (d) 6.6 T, 25.4 T/m; (e) 7.7 T, 24.4 T/m; (f) 9.9 T, 24.0 T/m

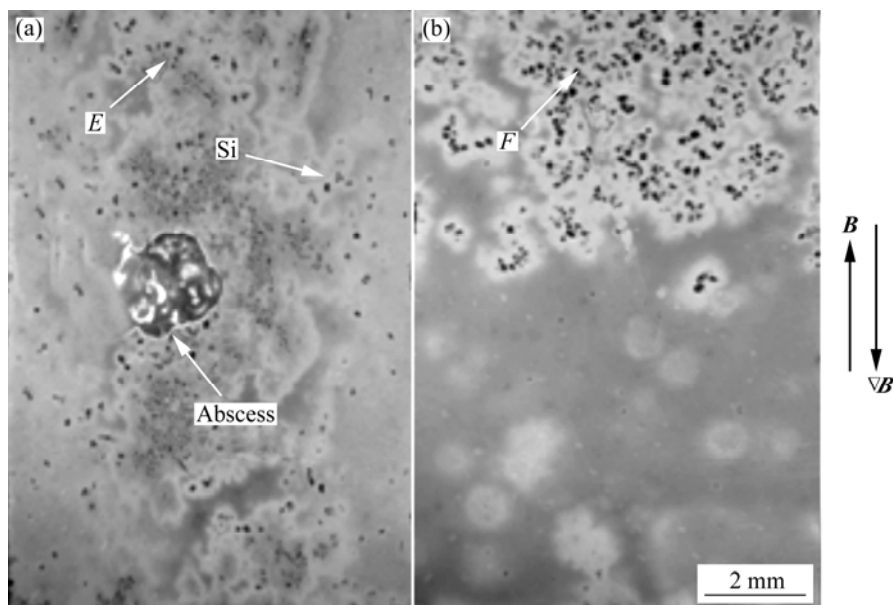


图 2 试样在不同实验条件下的淬火组织

Fig.2 Microstructures of samples quenched under different experimental conditions: (a) Quenched from 650 °C without magnetic field; (b) Quenched at 650 °C under magnetic field condition of 9.9 T and 24.0 T/m

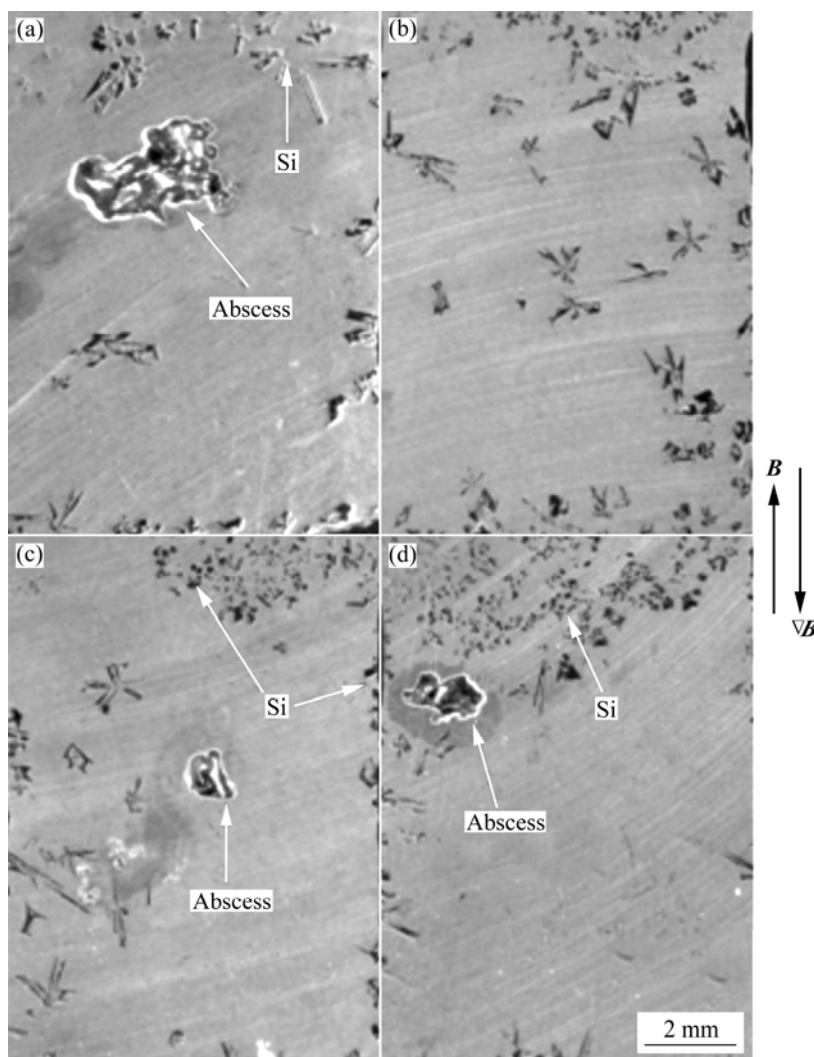


图 3 不同磁场梯度下 Al-18Si 合金从 650 °C 凝固的宏观凝固组织

Fig.3 Macrostructures of Al-18Si alloy solidified from 650 °C under various gradient of magnetic fields: (a) 5.0 T, 12.4 T/m; (b) 5.1 T, 27.5 T/m; (c) 5.2 T, 38.0 T/m; (d) 5.0 T, 44.7 T/m

偏聚较明显的炉冷试样和淬火态试样的聚集层以及无磁场淬火试样进行微观组织分析, 结果如图 4 所示。图 4(a)、(b)、(c)、(d)、(e)、(f)所示的组织分别对应于图 1(a)、(d)、(e)、(f) 及图 2 (a)、(b)中 A、B、C、D、E、F 所示位置。由图 4 (a)可看出, 无磁场时, 试样底部析出的初晶硅呈粗大的板条状。由 4(b)、(c)和(d)可以看出, 聚集层中的初晶硅呈多边形块状, 尺寸小, 分布较均匀, 且随着磁场强度的增大, 晶粒尺寸呈逐渐变小趋势。图 4(d)和(e)所示为磁场条件相同、冷却速度不同时合金的凝固组织, 前者合金随炉冷却, 后者半熔态淬火, 比较其凝固组织, 可见试样在磁场中凝固时初晶硅未见长大。图 4(f)所示为无磁场时试样的淬火组织。由图 4(f)中可以看出, 初晶硅大晶粒周围有许多“细小晶粒”, 在正常凝固条件下(炉冷), 这

些“细小晶粒”将被大晶粒吞没, 因而, 无磁场时试样凝固组织中的初晶硅晶粒粗大。而施加磁场时, 初晶硅“细小晶粒”弥散分布, 并不明显聚集于某一特定大晶粒的周围, 在正常凝固条件下, 只有部分“细小晶粒”被相邻大晶粒吞没, 另一部分可能形成晶核并最终长大为一定尺寸的晶粒。

3 讨论

当初晶硅在梯度磁场中发生迁移时观察到以下特征: 1) 初晶硅聚集层形成于共晶凝固之前; 2) 当磁场强度增大到某一数值后, 开始影响硅的上浮偏聚, 但超过某一值后, 它对初晶硅迁移的影响减弱; 3) 随

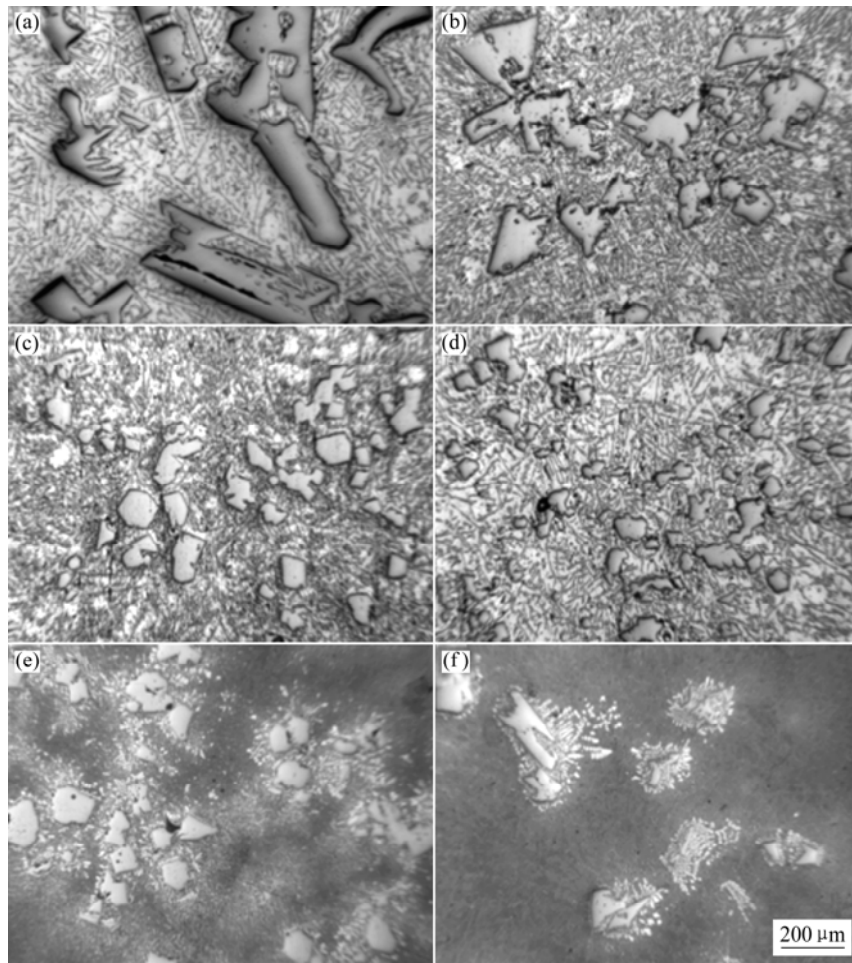


图 4 不同磁场条件下过共晶 Al-Si 合金中初晶硅偏聚层的微观组织

Fig.4 Microstructures of layer segregated of primary crystal silicon in hypereutectic Al-Si alloy under different magnetic field conditions: (a) 0 T; (b) 6.6 T, 25.4 T/m; (c) 7.7 T, 24.4 T/m; (d) 9.9 T, 24.0 T/m; (e) 9.9 T, 24.0 T/m, quenched from mushy state; (f) Quenching from mushy state without magnetic field ((a)–(f): Microstructures correspond to arrow place of A–E in Fig.1(a), (d), (e), (f) and Fig.2(a), (b))

着磁场梯度增加, 初晶硅偏聚量增大; 4) 形成初晶硅偏聚层时, 层内晶粒均匀分布, 尺寸明显减小。

3.1 磁场强度对初晶硅迁移的影响

初晶硅聚集到试样顶部是由于硅晶粒在磁化力作用下发生迁移运动所致(有效重力数值较小, 为负值, 实际上是浮力, 此处可以不记入驱动力)。磁化力是驱动力, 晶粒在运动中除受到有效重力外, 还受到熔体粘滞阻力的作用(见图 5), 同时, 由于晶粒向前运动时要向四周排开熔体, 熔体水平方向的运动垂直于磁场方向(见图 5(a)中的 v_{al} (图中只画出一个方向的运动)), 这将在熔体中产生感应电流 I' (熔体自身形成闭合回路), I' (即导电熔体)在磁场中将受到 Lorentz 力 f (f 定义为单位面积力)的作用, 此力通过熔体作用于晶粒上, 产生一个与晶粒运动方向相反的阻力 F'_B , 阻碍晶粒

的运动, 这里称之为磁致阻力(见图 5(b))。

同时, 由于晶粒向前运动后熔体对其刚才的位置将进行填充, 熔体填充运动的水平分量同样垂直于磁场方向, 和上述情况一样, 由于 Lorentz 力的作用, 这种填充运动将受到抑制, 从而在晶粒下方产生一负压区, 导致一拽力 F''_B 作用于晶粒之上, F''_B 可称为磁致拽力。于是晶粒在梯度磁场中受到的力为(见图 5(b)):

$$F = \Delta F_m + \Delta G + F_\eta + F'_B + F''_B + \iint_S f ds \quad (1)$$

式中 ΔF_m 为有效磁化力; ΔG 是有效重力; F_η 是粘滞阻力; f 为单位面积上的 Lorentz 力; S 为晶粒上部的表面积。据磁化原理有:

$$\Delta F_m = V(\chi_1 - \chi_2) \frac{1}{\mu_0} B_z \frac{dB_z}{dz} \quad (2)$$

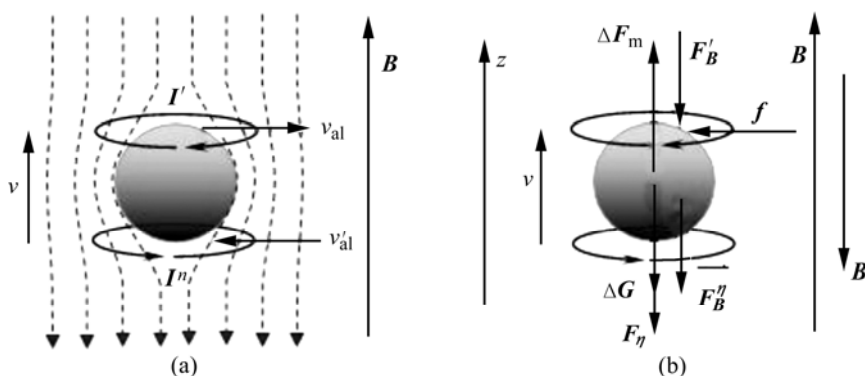


图5 磁场影响阻力的示意图

Fig.5 Schematic diagram of effect of magnetic field on resistance force: (a) Movement of grain in melt results in induced current under magnetic field; (b) Magnetic viscosity resistance force caused by Lorentz force

式中 V 是晶粒的体积; χ_1 和 χ_2 为硅和液态铝的磁化率; μ_0 真空磁导率。

$$\Delta G = V(\rho_1 - \rho_2)g \quad (3)$$

式中 ρ_1 和 ρ_2 分别为硅和液态铝的密度。

F_η 与晶粒的形状和运动速度有关, 如果假定晶粒是半径为 r 的球体, 则由 Stokes 定律有:

$$F_\eta = 6\pi\eta rv \quad (4)$$

式中 v 是晶粒运动的速度; η 为铝液的动力学粘度。

$\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S}$ 为晶粒上部受到的全部 Lorentz 力, 当晶粒向前运动时, 此力将对晶粒的上部产生挤压, 导致晶粒前进的阻力增大。Lorentz 力 $\mathbf{f}$ 与熔体的速度 v_{al} 和磁感应强度的平方成正比, $\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S}$ 的大小 $\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S}$ 可表示为:

$$\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S} = 6k'\pi rv_{al} B_z^2 \quad (5)$$

式中 k' 为与液相介质电导率及晶粒半径有关的系数, 具有长度的量纲, 可称为特征尺寸系数。当晶粒运动速度增加时, 其排开熔体的速度随之增大, 因此, v_{al} 与晶粒的速度 v 成正比, 于是可得:

$$\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S} = 6k'k''\pi rv B_z^2 \quad (6)$$

式中 k'' 为比例常数。

且随着 $\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S}$ 增大, 磁粘滞阻力 F'_B 随之增大, 它们之间存在一定的函数关系, 其中最简单的是线性关系, 类比摩擦定律, 可以假定 F'_B 与 $\iint_S \mathbf{f} \cdot d\mathbf{S}$ 成正比, 因此有:

$$F'_B = k'k''k''' \cdot 6\pi rv B_z^2 = 6k_0\pi rv B_z^2 \quad (7)$$

式中 k''' 为比例常数, $k_0 = k'k''k'''$, 亦为比例系数。

磁致拽力 F'_B 可作类似的处理, 晶粒为球体的假设下甚至有 $F'_B = F''_B$, 因此可定义: $F_B = F'_B + F''_B$, 称为磁粘滞阻力, 具有与式(4)相同的形式, 于是有:

$$F_B = 6k\pi rv B_z^2 \quad (8)$$

式中比例系数 k 和 k' 一样, 与液相介质电导率和晶粒半径有关, 亦称为特征尺寸系数。

将式(1)向 z 轴投影, 并将上述各参量及式(8)代入, 可得到晶粒在运动方向的力:

$$F = V(\chi_1 - \chi_2) \frac{1}{\mu_0} B_z \frac{dB_z}{dz} - V(\rho_1 - \rho_2)g - 6\pi(\eta + k B_z^2)rv \quad (9)$$

令

$$\eta' = \eta + k B_z^2 \quad (10)$$

式中 η' 称为熔体的有效粘度, 式(7)表示熔体的有效粘度与磁场强度的平方成递增关系。

用式(9)可对偏聚实验结果给出合理解释。由式(9)可知, 颗粒由静止开始运动, 必须要求磁化力达到一定数值, 以克服粘滞阻力时迁移才会发生。值得注意的是, 式(9)中的第四项表示晶粒运动时由 Lorentz 力引起的阻力, 它和磁化力都与磁感应强度的平方成正比, 因此当磁场强度增大时, 二者同时增大, 相互抵消, 导致晶粒迁移行为变化较小, 产生如图 1(d)、(e)和(f)的结果, 磁场强度增大而迁移层厚度基本不变。当保持磁场强度不变, 增加磁场梯度则可增加颗粒迁移驱动力, 因而偏聚程度增加(见如图 3)。

3.2 磁场对初晶硅晶粒尺寸的影响

比较有无磁场时试样的淬火组织可见, 施加磁场时淬火组织中出现较多弥散分布的“细小晶粒”(图 4(e)), 在凝固过程中, 这些“细小晶粒”可能形成晶核并最终长大为晶粒。由于“细小晶粒”形成的晶核较多, 而且强磁场强烈抑制对流, 甚至抑制扩散, 因此晶粒的长大受限, 于是凝固试样中初晶硅的晶粒数量增多, 尺寸变小。而不施加磁场时, “细小晶粒”几乎全聚集于各大晶粒周边(见图 4(f)), 在正常凝固过程中, 大晶粒将完全吞没这些“细小晶粒”而长大, 因此晶粒粗大(见图 1(a))。另外, 保持磁场强度不变, 增加磁场梯度, 初晶硅的分布变得更均匀, 同时晶粒尺寸也有减小趋势。这表明晶粒受到的磁化力可能发生了作用。硅是抗磁性的, 硅晶粒在强磁场中磁化后将受到排斥力的作用, 此作用和磁化力共同作用的结果可能导致初晶硅均匀分布。

4 结论

1) 在一定磁场梯度条件下, 只有当磁场强度达到某一特定值时, 初晶硅的迁移才会发生。磁场梯度约为 25 T/m, 当磁场强度 B_z 小于 1.1 T 时, 初晶硅无迁移; 当磁场强度 B_z 大于 2.3 T 时, 初晶硅有明显迁移, 但未形成偏聚层; 当磁场强度大于 6.6 T 时, 形成偏聚层。

2) 磁场梯度为 25 T/m, 磁场强度 B_z 分别为 6.6、7.7 及 9.9 T 时, 初晶硅的聚集程度基本相同, 表明在特定磁场梯度下, 磁场强度增至某数值后对初晶硅迁移的影响趋于饱和甚至抑制迁移。

3) 磁场强度保持不变, 随着磁场梯度增加, 偏聚层中初晶硅晶粒尺寸有减小趋势, 且晶粒分布更均匀。晶粒尺寸减小可能与强磁场影响形核、抑制对流甚至抑制扩散有关; 晶粒分布均匀则可能与磁化力以及晶粒间的磁相互作用力有关。

REFERENCES

- [1] Costa B F O, Le Caër G, Luyssaert B. Mössbauer studies of phase separation in nanocrystalline $\text{Fe}_{0.55-3}\text{Cr}_{0.45}\text{Sn}_x$ alloys prepared by mechanical alloying[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 350: 36–46.
- [2] Yokoyama K, Oka T, Okada H, Noto K. High gradient magnetic separation using superconducting bulk magnets[J]. *Physica C*, 2003, 392/396: 739–744.
- [3] Hamai M, Mogi I, Tagami M, Awaji S, Watanabe K, Motokawa M. Crystal growth of ammonium chloride in magnetic levitation conditions[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2000, 209: 1013–1017.
- [4] Takahashi K, Umeki C, Mogi I, Koyama k, Awaji S, Motokawa M, Watanabe K. Magnetic orientation of paraffin in a magnetic levitation furnace[J]. *Physica B*, 2004, 346/347: 277–281.
- [5] Motokawa M, Hamai M, Sato T, Mogi I, Awaji S, Watanabe K, Kitamura N, Makihara A M. Magnetic levitation experiments in Tohoku University [J]. *Physica B*, 2001, 294/295: 729–735.
- [6] Motokawa M, Hamai M, Sato T, Mogi I, Awaji S, Watanabe K, Kitamura N, Makihara A M. Crystal growth and materials processing in the magnetic levitation condition [J]. *J Mag Mater*, 2001, 226/230: 2090–2093.
- [7] Reddy S, Lee R. M, Sun L P, Maciej Z, Jeffrey J C. Determination of the magnetic susceptibility of labeled particles by video imaging[J]. *Chem Eng Sci*, 1996, 51(6): 947–956.
- [8] 王 晖, 任忠鸣, 邓 康, 徐匡迪. 磁场对Bi-Mn合金两相区中MnBi相凝固组织的影响[J]. *金属学报*, 2002, 38(1): 41–46.
WANG Hui, REN Zhong-ming, DENG Kang, XU Kuang-di. Effect of a static magnetic field on solidification structure of MnBi phase in semi-solidified Bi-Mn alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(1): 41–46.
- [9] Legrand B A, Chateigner D, Perrier de la B R, Tournier R. Orientation of samarium-cobalt compounds by solidification in a magnetic field [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, 275/277: 660–664.
- [10] Sugiyama T, Tahashi M, Sassa K, Asai S. The control of crystal orientation in non-magnetic metals by imposition of a high magnetic field [J]. *ISIJ International*, 2003, 43(6): 855–861.
- [11] Shuqin L, Cunyou W, Kensuke S, Shigeo A. The control of crystal orientation in ceramics by imposition of a high magnetic field [J]. *Mater Sci Eng A*, 2006, A422: 227–231.
- [12] Sassa K, Waki N, Asai S. Elimination of inclusions in a molten metal by using a high magnetic field[A]. *Second International Conference on Processing Materials for Properties[C]*. San Francisco: TMS, 2000: 565–568.
- [13] 冉新天, 任忠鸣, 邓 康, 李 喜, 李伟轩. Al-18%Si合金在梯度强磁场中凝固时初生硅的行为[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(1): 72–78.
RAN Xin-tian, REN Zhong-ming, DENG Kang, LI Xi, LI Wei-xuan. Behavior of primary Si of Al-18%Si alloy in high gradient magnetic field [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(1): 72–78.
- [14] 王 强, 王春江, 庞雪君, 赫冀成. 利用强磁场控制过共晶铝硅合金的凝固组织[J]. *材料研究学报*, 2004, 18(6): 568–575.
WANG Qiang, WANG Chun-jiang, PANG Xue-jun, HE Ji-cheng. Control of solidified structures of Al-Si alloy by using intense magnetic field [J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2004, 18(6): 568–575.
- [15] 王春江, 王 强, 王亚勤, 黄 剑, 赫冀成. 强磁场对Al-Si合金凝固组织中硅分布的影响[J]. *物理学报*, 2006, 55(2): 648–654.
WANG Chun-jiang, WANG Qiang, WANG Ya-qin, HUANG Jian, HE Ji-cheng. Effects of high magnetic fields on the distribution of Si in solidified structures of Al-Si alloy[J]. *Acta Phys Sin*, 2006, 55(2): 648–654.

(编辑 李艳红)