

磁场下半连续铸造锭坯微观组织和晶体学特征研究

Microstructure and Crystallographic Feature
of Semi-continuous Cast Slab Under Magnetic Field

李 磊,朱庆丰,左玉波,赵志浩,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)

LI Lei,ZHU Qing-feng,ZUO Yu-bo,ZHAO Zhi-hao,CUI Jian-zhong

(Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials(Ministry of Education),
Northeastern University,Shenyang 110004,China)

摘要: 在半连续铸造亚共晶 Al-Fe 合金过程中施加直流磁场,利用背散射电子衍射 EBSD 研究磁场对合金微观组织和晶体学特征的影响。结果表明:直流磁场下合金中的柱状晶转变成层片状孪晶,并且合金的组织转变伴随着晶体择优生长方向从 $\langle 100 \rangle$ 到 $\langle 110 \rangle$ 的改变。

关键词: 直流磁场;半连续铸造;铝合金;微观组织;晶体学特征

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.12.003

中图分类号: TG249;TG146 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2013)12-0013-06

Abstract: Static magnetic fields were imposed during the semi-continuous casting of hypoeutectic Al-Fe alloys, and the effects of the magnetic fields on the microstructures and crystallographic features were investigated with EBSD technology. The results show that the static magnetic fields transfer the columnar grains to twinned lamellas, accompanying by a change of preferred growth directions of crystals from $\langle 100 \rangle$ to $\langle 110 \rangle$.

Key words: static magnetic field; semi-continuous casting; aluminium alloy; microstructure; crystallographic feature

目前,材料电磁处理 EPM (electromagnetic processing of materials)工艺已经成为调控金属凝固组织与性能的重要手段。早在 20 世纪 60 年代,C. Vives^[1,2]就提出了通过工频交流电磁场细化铝合金连续铸锭的工艺。近年来,东北大学相关研究人员^[3-6]则利用了低频交流电磁场渗透熔体能力强的特点,开发了铝合金低频($<50\text{Hz}$)电磁连铸工艺,从而实现了铸锭微观组织的进一步细化。对于直流磁场,在 EPM 工艺研究中更多集中在定向凝固过程中。W. Youdelis 等^[7]考察了 3.4T 直流横向磁场对共晶体 Al-Cu 合金在定向凝固过程中的偏析程度的影响。结果表明,如果磁场强度足够大,扩散系数会减小,进而导致纤维间距减小。S. N. Tewari 等^[8]在定向凝固 Pb-38.7% Sn 和 Pb-17.7% Sn 合金过程中施加了 0.45T 横向直流磁场。发现尽管磁场没有改变它们的微观组织,但引起了胞状晶的扭曲变形,并在“糊状区”形成了一些富 Sn 的“管

道”状组织花样。这是由磁场引起的热对流的各向异性造成的。

在铝合金连续铸造过程中很少单独施加直流磁场,这主要是由于其一般促进合金组织中柱状晶的发展^[9]。然而,通过以上在定向凝固实验中的研究可以发现,直流磁场对合金组织产生了重要的影响。若在铸造过程中施加直流磁场,其将改变结晶器内熔体的传热和传质,从而对晶体的生长产生重大的影响。李磊等^[10]曾在半连续铸造 Al-0.24% (质量分数,下同) Fe 合金的过程中施加了不同强度的水平直流磁场,发现其把无磁场时合金组织中的柱状晶转变成层片状孪晶。然而,此工作并未对其转变机理进行相应探讨。此外,实验结果部分给出的组织晶体学信息也不够全面。因此,本工作对实验样品做进一步 EBSD (electron backscattered diffraction) 分析,给出更丰富的合金组织晶体学特征,并对磁场诱发合金组织的转变机理进行深入的探讨。

1 实验材料及方法

实验材料为半连续铸造 $50\text{mm} \times 100\text{mm} \times 1000\text{mm}$ 的 Al-0.24%Fe 合金方锭,实验过程:首先将工业纯铝放入中频炉中,加热至 750°C ,然后加入所需配比的 Fe 剂进行电磁搅拌;经除气、扒渣并静置 30min 后倒入中间包;当合金熔体温度保持在 715°C 时,熔体通过连接中间包与结晶器短侧面(50mm)的流槽浇入通入冷却水的结晶器;启动引锭杆,把凝固成型的铸坯以 3mm/s 的速度竖直向下拉出。铸造过程中,在铸坯前 330mm 的铸造过程中不施加磁场,中间 330mm 通入 0.1T 直流磁场,后 340mm 通入 0.2T 直流磁场(线圈布置方式:两个截面为 $100\text{mm} \times 100\text{mm}$ 的磁极分别置于结晶器的两个长侧面(100mm),从而产生能够穿过结晶器的水平直流磁场)。其实验装置参看文献[10]。

沿铸锭的横截面,分别在无磁场,施加 0.1T 和 0.2T 磁场的部分截取厚度约为 20mm 的长方形片,再从长方形片上截取 $5\text{mm} \times 5\text{mm} \times 5\text{mm}$ 的小样品。对样品 3 个表面进行机械抛光、研磨和化学腐蚀,然后利用 OLYMPUS BX61 进行微观组织观察。显微镜观察分析之后,对其 3 个表面进行电解抛光;利用与扫描电镜(JOEL JSM 6500 FE-SEM)配合的 EBSD 技术对 3 个表面进行晶体取向数据采集,然后用安装在存储取向数据电脑系统上的 Channel 5 软件对其进行晶

体学分析。EBSD 自动扫描所设定的步长为 $0.7\mu\text{m}$ 。此外,对实验样品表面显微组织利用 Photoshop 软件制作出三维图。

2 实验结果

图 1 为 Al-0.24%Fe 合金铸锭中无磁场、施加 0.1T 和 0.2T 磁场时样品的三维微观组织。可以看出,无磁场时晶粒明显呈柱状形貌,而施加 0.1T 磁场后组织转变成层片状结构,如图 1(b)左上角给出的表面 3 上的放大显微组织。当磁场强度进一步提高至 0.2T 时,组织转变成与无磁场时相类似的形貌。但进一步观察表明,其组织仍然为层片状结构,如图 1(c)右上角给出的表面 3 上的放大显微组织。此外,发现在两个相邻的弯曲晶界之间存在一条直晶界。这表明此层片状结构具有“羽毛状晶”的生长特征,但与其不同的是没有“羽毛”出现。但在施加 0.2T 磁场的组织图中可以发现,二次枝晶臂开始萌出。通过与“羽毛状晶”的组织结构对比^[11],发现此二次枝晶臂实际上就是“羽毛”,这表明磁场强度增加后“羽毛”开始出现。然而,在表面 1 并未发现与真正“羽毛状晶”相类似的羽毛结构,说明“羽毛”只是刚开始诱发,尚未得到显著的发展。同样,在表面 2 上也未发现与“羽毛状晶”孪晶面(111)上相类似的二次枝晶臂。

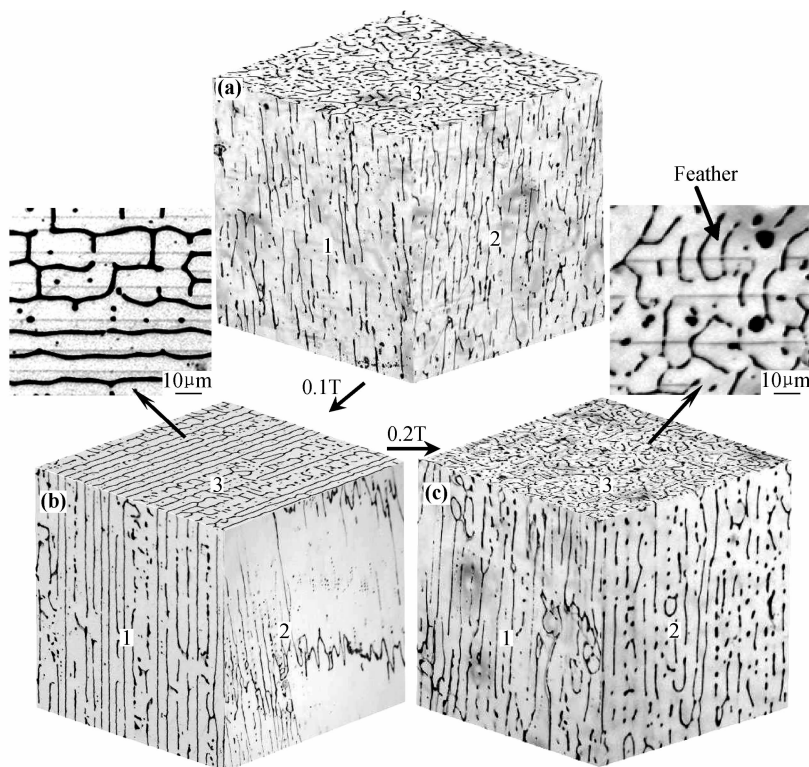


图 1 不同磁场作用下 Al-0.24%Fe 合金三维微观组织 (a)0T;(b)0.1T;(c)0.2T

Fig. 1 Three-dimensional microstructures of Al-0.24%Fe alloy induced by different magnetic fields (a)0T;(b)0.1T;(c)0.2T

为了进一步明确以上合金组织的生长特点,对样品各表面进行 EBSD 取向测定。图 2(a-1)和(b-1)分别给出了无磁场时对应图 1(a)中表面 3 和 1 的 EBSD 取向图。从两个截面图中可以明显判断出其组织中形成了柱状晶。图 2(a-2)和(b-2)分别给出对应图 2(a-1),(b-1)的 $\langle 100 \rangle$ 方向极图。从图 2(a-2)中可以看到所有晶粒共享一个靠近大圆中心极点 1,而其他极点则环绕此极点在靠近大圆周边的地方分布,而在图 2(b-2)中,所有的晶粒共享一个极点 2 所处的位置,而其他的极点成线状分布,这些都表明所有的晶粒拥有一个共同的晶体学方向 $\langle 100 \rangle$,而其他 $\langle 100 \rangle$ 晶向只是相当于沿此晶向轴发生了旋转(图 2(b-2)中用晶胞给出的示意图),从而形成了“丝织构”组织。根据图 2(b-2)中极点 2 的位置和柱状晶粒的延伸方向可知,所有的柱状晶都沿 $\langle 100 \rangle$ 方向生长。

图 3(a)~(c)分别给出了 0.1T 磁场下对应图 1(b)中表面 3,2 和 1 的 EBSD 取向图,图 3 中交替分布的颜色表明施加磁场后形成的层片状结构明显具有“羽毛状晶”的晶体取向特点。黑线显示出重位点阵 CSL $\Sigma 3$ 晶界;直线代表共格的孪晶界,曲线代表非共格的孪晶界。图 3(d)给出了对应图 3(c)的 $\langle 110 \rangle$ 方向极图,相对于共享极点 1,2 和 3 对称分布的红色和蓝色极点再次表明了相邻两晶体的孪晶对称关系。

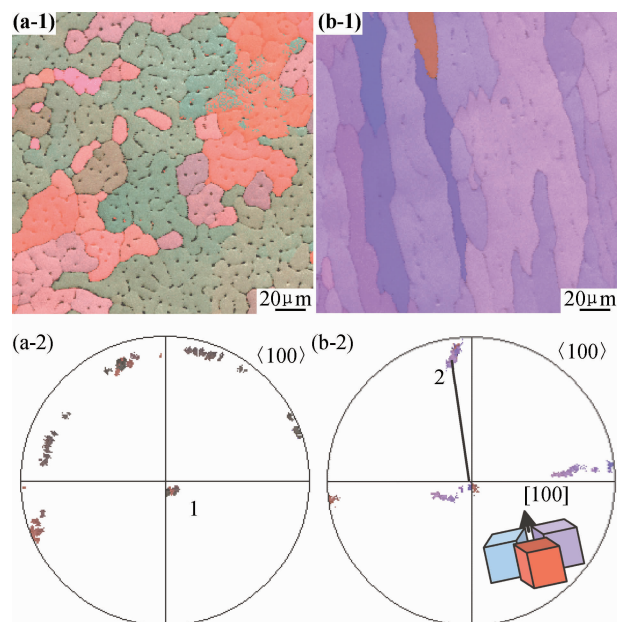


图 2 无磁场下对应图 1(a)中样品表面的 EBSD 取向图(1)及相对应的 $\langle 100 \rangle$ 方向极图(2)

(a)表面 3;(b)表面 1

Fig. 2 EBSD orientation micrographs(1) corresponding to specimen surfaces in fig. 1(a) and their corresponding $\langle 100 \rangle$ direction pole figures(2) without the magnetic field (a)surface 3;(b)surface 1

图 3(e)和(f)分别给出了对应图 3(b)的 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 110 \rangle$ 方向极图。靠近 $\langle 111 \rangle$ 方向极图中心的共享极点 6 表

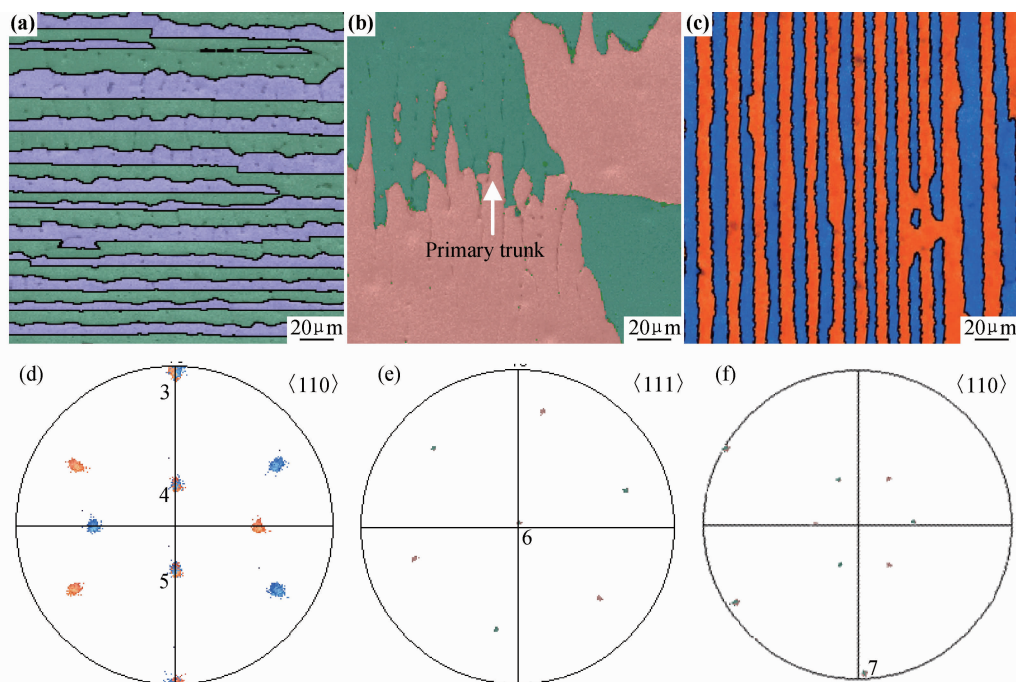


图 3 0.1T 磁场下对应图 1(b)中样品表面的 EBSD 取向图及相对应的方向极图

(a)表面 3;(b)表面 2;(c)表面 1;(d)对应图 3(c)的 $\langle 110 \rangle$ 极图;(e)对应图 3(b)的 $\langle 111 \rangle$ 极图;(f)对应图 3(b)的 $\langle 110 \rangle$ 极图

Fig. 3 EBSD orientation micrographs corresponding to specimen surfaces in fig. 1(b) and corresponding direction pole figures with the 0.1T magnetic field (a)surface 3;(b)surface 2;(c)surface 1;(d) $\langle 110 \rangle$ pole figure corresponding to fig. 3(c);(e) $\langle 111 \rangle$ pole figure corresponding to fig. 3(b);(f) $\langle 110 \rangle$ pole figure corresponding to fig. 3(b)

明,表面 2 平行于相临两层片晶体所共享的(111)孪晶面,而 $\langle 110 \rangle$ 方向极图中极点 7 的位置则表明,图 3(b)中构成孪生层片的柱状晶主干沿 $\langle 110 \rangle$ 择优方向生长。这表明施加磁场后,除了合金的组织转变外,还伴随着晶体择优生长方向从 $\langle 100 \rangle$ 到 $\langle 110 \rangle$ 的改变。此外,分析表明此组织中的平均层片间距,即柱状晶主干在垂直于共格直晶界的方向上的间距(图 3(a)或 3(c)中两相邻黑色直线的距离)和在(111)孪晶面内柱状晶主干的平均间距(图 3(b))均为 $14\mu\text{m}$ 。

图 4(a)~(c)分别给出了 0.2T 磁场下对应图 1(c)中表面 3,2 和 1 的 EBSD 取向图,图 4(d)给出了对应图 4(c)的 $\langle 110 \rangle$ 方向极图,而图 4(e)和(f)则分别给出了对应图 4(b)的 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 110 \rangle$ 方向极图。与图 3(a)~(f)相比,可以看到层片状孪晶的晶体学取向特点没有变化,构成孪生层片的柱状晶主干仍沿 $\langle 110 \rangle$ 方向生长。但是,此组织中的平均层片间距为 $22\mu\text{m}$,比 0.1T 磁场时有所增加,而在(111)孪晶面内柱状晶主干的平均间距(图 4(b))约为 $14\mu\text{m}$ 。

3 分析讨论

3.1 晶体学生长方向的转变

对于半连续铸造小锭坯,由于其接近一维的传热

过程,除了在结晶器周边因为激冷形成的细小等轴晶外一般在内部形成柱状枝晶。但是,当在铸造过程中施加磁场后,结晶器内熔体对流会受到抑制,从而改变熔体的传热传质,最终影响晶体生长过程。

当以速度 v 运动的导电熔体穿过静磁场 B 时,磁通量的变化会导致产生局部电动势^[12]

$$E_m = v \times B \quad (1)$$

从而诱发电流

$$j = \sigma_e \times E_m = \sigma_e (v \times B) \quad (2)$$

式中: σ_e 为熔体电导率。电流 j 与磁场 B 的交互作用会诱发 Lorentz 力

$$F = j \times B = \sigma_e (v \times B) \times B \quad (3)$$

从式(1)可以看出, Lorentz 力是施加的磁场 B 和 v 的矢量乘积,所以它具有各向异性:当 B 和 v 垂直时,产生抑制对流流动的力 $-\sigma_e B^2 v$;当 B 和 v 平行时, Lorentz 力变为 0。此外,对于 Lorentz 力,由于其大小正比于流体速度 v ,它还有一个特殊性:流体速度越大, Lorentz 力对流体流动的抑制越有效,也就是说熔体对流不可能被 Lorentz 力完全制动。 Lorentz 力对对流抑制的有效性通常用 Hartmann 数 ($Ha = \mu BL \sqrt{\sigma_e / \eta}$) 来衡量^[13],其中 $\mu = 1$ 为相对磁导率, L 为系统特征长度, η 为动力学黏度。另外,熔体的有效动力学黏度 $\eta_e = Ha[1 + O(Ha)]\eta/3$ 也随

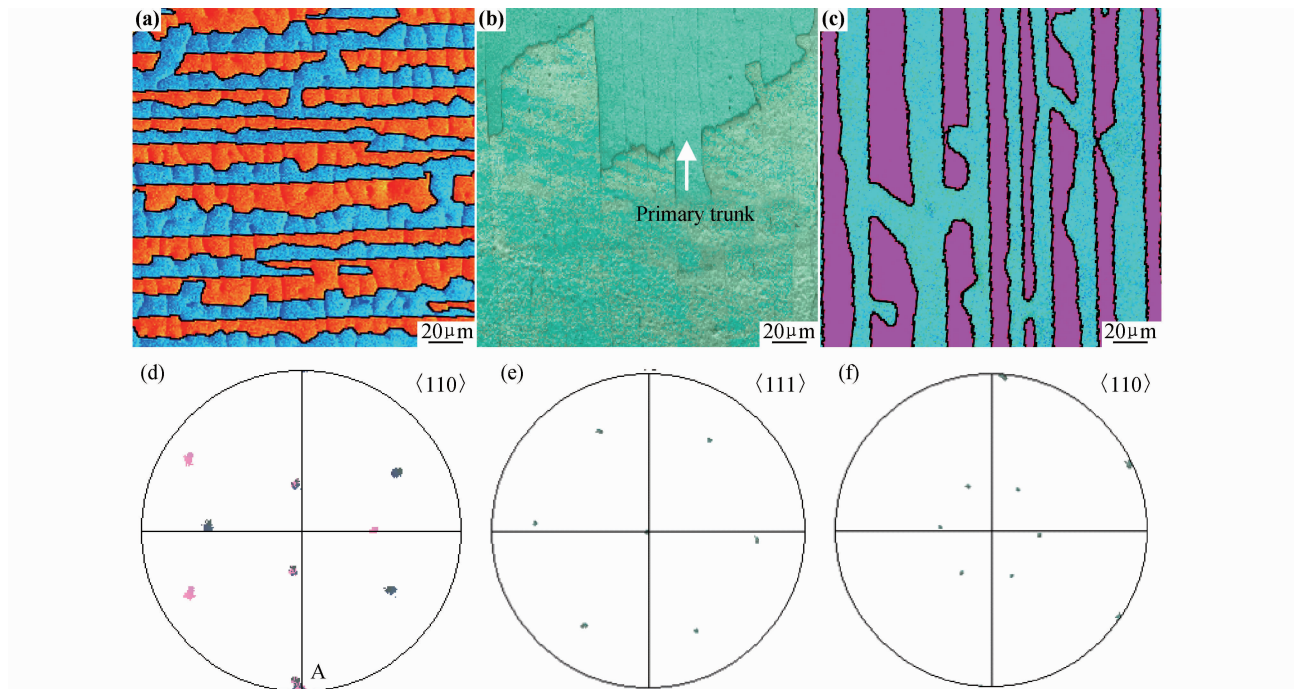


图 4 0.2T 磁场下对应图 1(c)中样品表面的 EBSD 取向图及相对应的方向极图

(a)表面 3;(b)表面 2;(c)表面 1;(d)对应图 4(c)的 $\langle 110 \rangle$ 极图;(e)对应图 4(b)的 $\langle 111 \rangle$ 极图;(f)对应图 4(b)的 $\langle 110 \rangle$ 极图

Fig. 4 EBSD orientation micrographs corresponding to specimen surfaces in fig. 1(c) and corresponding direction pole figures with the 0.2T magnetic field (a)surface 3;(b)surface 2;(c)surface 1;(d) $\langle 110 \rangle$ pole figure corresponding to fig. 4(c);(e) $\langle 111 \rangle$ pole figure corresponding to fig. 4(b);(f) $\langle 110 \rangle$ pole figure corresponding to fig. 4(b)

之改变。本实验计算了 Al-0.24%Fe 熔体中磁场所诱发的 Ha 和 η_e 。为了计算方便,考虑到合金溶质含量较低,直接选择纯铝在铸造温度(715℃)时熔体的相关

数据进行计算。此外,在本实验中,结合文献[14]将系统的特征长度 L 取结晶器短侧面宽度的一半(0.025m)。根据以上确定的参数计算 Ha 和 η_e (表 1)。

表 1 直流磁场在合金熔体中所诱发的 Ha 和有效动力学黏度 η_e
Table 1 Hartmann number Ha and effective dynamic viscosity η_e in the alloy melt induced by the direct current magnetic field

Alloy	$\sigma_e / (10^6 \Omega^{-1} \text{m}^{-1})$	$\eta / (10^{-3} \text{Pa} \cdot \text{s})$	L/m	B/T	Ha	$\eta_e / (10^{-3} \text{Pa} \cdot \text{s})$
Al-0.24%Fe	4.17 ^[15]	1.2 ^[16]	0.025	0.1	147.4	58.96
				0.2	294.8	117.92

已有实验证明在施加竖直直流磁场的镓的 Czo-chralski 生长过程中,当 Hartmann 数为 54 时,对流几乎被完全抑制^[17]。从以上结果可以看出,施加 0.1T 或 0.2T 磁场后所得到 Hartmann 数均明显大于 54,表明熔体内对流在垂直于磁场的方向上会减弱。同时,熔体黏度也比无磁场时增加了数十倍以上,本实验中结晶器内熔体流动主要来源于浇注过程中流槽内熔体对结晶器内熔体的冲击。施加磁场后,对流在垂直于磁场方向上的减弱和熔体黏度的增加,改变了固液界面前沿的凝固条件,减少了熔体内过热向结晶器和已凝固铸锭的传导,降低了溶质在熔体内的传输能力,结果在界面处造成结晶潜热的堆积和溶质元素的偏析,从而降低了凝固前沿的过冷度。此外,类似于定向凝固的原理,无磁场凝固时界面前沿的潜热和溶质也可能会随铸造的进行被推进到施加磁场后的合金熔体中,从而提供类似的潜热堆积和溶质元素偏析,进一步降低了凝固前沿的过冷度。晶体生长过程中,过冷度的降低可能要求降低固液界面能,从而有可能激发拥有较低界面能的凝固路径。在立方晶体结构的金属中,枝晶尖端通常沿<100>方向生长。无磁场样品中的柱状晶显然遵循这一生长规律。但在施加直流磁场后,从<100>到<110>生长方向的转变可能正好满足了降低凝固前沿界面能的要求。此外,已有研究表明,在 fcc 铝中添加合金元素(例如 Zn)能够改变固液界面各向异性的参数,从而使择优生长方向从<100>向<110>过渡^[18]。对于立方对称结构的晶体,固液界面能 $\gamma(\hat{n})$ 可以扩展为^[19-23]

$$\gamma(\theta, \varphi) = \gamma_0 [1 + \epsilon_1 K_1(\theta, \varphi) + \epsilon_2 K_2(\theta, \varphi) + \dots] \quad (4)$$

式中: γ_0 为 γ 的平均值; θ 和 φ 为界面法线的球面角坐标; K_1 和 K_2 是把标准球谐函数 $Y_{lm}(\theta, \varphi)$ 与立方对称性结合起来的立方谐函数; ϵ_1 和 ϵ_2 是标志界面能各向异性的前两项立方谐函数的系数。已有 MD(分子动力)模拟表明,对于大部分 fcc 结构的金属 ϵ_2 是负的,而 ϵ_1 是正的^[20]。第一个正的加权立方谐函数支持

<100>方向,而第二个负的加权立方谐函数支持<110>方向,所以在两个立方谐函数的综合影响下,晶体沿<100>,<110>或其他晶体学方向都有可能。合金元素的添加可能造成 ϵ_1 和 ϵ_2 发生变化,从而会导致晶体生长方向的改变。根据这一理论,结合本实验结果,可以看到,无磁场时合金中的 Fe 元素还不足以改变 ϵ_2 。但施加磁场后 Fe 溶质元素在凝固前沿的偏析得到加强,从而可能提高了 ϵ_2 ,进而导致晶体沿<110>择优方向生长。

3.2 孪晶的形成

孪晶是指两个晶体(或一个晶体的两部分)沿一个公共晶面构成镜面对称的取向关系,其形成与原子堆垛层错密切相关^[24]。本实验中,晶体在生长时富集于凝固前沿的 Fe 原子在堆积过程中有可能占据原来 Al 原子在晶胞中的位置。由于 Fe 的原子半径(124.1pm)比 Al 原子的(143.2pm)小,从而在(111)上有可能造成堆垛层错。施加磁场后,溶质在熔体内的传输能力降低使得溶质元素在凝固前沿的偏析加强,保证了充足的溶质原子,从而提高了造成层错的几率。此外,(111)面为低层错能面,这更加促进了层错在(111)面上的形成。此层错的形成,在晶体学上意味着孪晶的形成。

3.3 磁场强度层片状孪晶生长的影响

尽管施加 0.1T 磁场后在 Al-0.24%Fe 中形成的层片状孪晶具有“羽毛状晶”的晶体学特点,但与真正的“羽毛状晶”相比,既没有“羽毛”从枝晶主干上长出,在(111)孪晶面上也没有二次枝晶形成,这应该归咎于较低的初始 Fe 元素含量。在合金凝固过程中,随着晶体的形成,一部分溶质原子被排出,在固液界面处形成溶质富集的边界层,从而形成成分过冷区。此时,主要受温度梯度控制的平滑界面上偶然突出的部分可深入过冷区长大。由于突出部分不仅沿原方向(纵向)生长,在与其垂直的方向(横向)也要生长,于是不仅要在纵向排出溶质,在横向上也要排出。当横向溶质元素积累到一定程度,形成足够大的成分过冷区时,就会造

成横向界面的不稳定,从而诱发二次枝晶臂的形成。对于 Al-0.24%Fe 合金,尽管施加 0.1T 磁场有助于溶质元素在界面前沿的偏析,但由于初始合金成分过低,仍然不能形成足够强的成分过冷而诱发二次枝晶的形成,只是在非共格晶界和层片内的枝晶主干间部保留下来。

当磁场强度从 0.1T 增加到 0.2T 时,由磁场诱发的 Lorentz 力对熔体的制动效果增强,进一步降低了溶质元素向熔体其他部分传输的能力,从而在凝固前沿会富集更多的溶质原子。此外,从无磁场和施加 0.1T 磁场铸锭凝固时排出的溶质元素也可能有一部分被保留在凝固前沿,从而进一步加强了溶质元素的偏析。这样,溶质元素在凝固前沿有可能形成足够强的成分过冷,进而导致“羽毛”的诱发(图 1(c)中的表面 3)。然而,其富集的溶质元素仍然较少,所以尚不能生成完全发展的“羽毛”,只是初始生长,同时,在(111)孪晶面上也未能诱发二次枝晶。因此,在图 1(c)所示的表面 1 和 2 上未能看到明显的二次枝晶和“羽毛”踪迹。

对于施加磁场后层片间距的变化,应该与一次枝晶臂间距 λ 的改变有关。 λ 见式(5)^[25]

$$\lambda = AG_L^m V_S^n \quad (5)$$

式中: m 和 n 是常数($m=0.5, n=0.25$); A 是正比于合金成分四次方根的常数(针对低合金); G_L 为凝固前沿的温度梯度; V_S 为晶体生长速率。当磁场从 0.1T 增加到 0.2T 时, Lorentz 力对对流的抑制进一步加强,从而降低了凝固前沿的温度梯度 G_L 和晶体生长速率 V_S 。同时,前面提到的溶质元素在凝固前沿的进一步富集变相提高了合金的成分含量,从而使 A 增加。根据式(5)可知,一次枝晶臂间距 λ 会随 G_L, V_S 的降低和 A 的提高而变大。事实上,层片间距就是由垂直于孪晶面方向的一次枝晶臂间距决定的,所以一次枝晶臂间距的增大意味着层片间距的增加。此外,层片间距的增加是伴随着“羽毛”的初始化而增加的,因此,孪晶面上的平均一次枝晶臂间距保持不变归咎于此面上未发展的二次枝晶臂。

4 结论

(1)无磁场时合金组织主要由沿<100>方向生长的柱状晶构成。

(2)施加磁场后组织转变成孪生层片状结构,并且择优生长方向也转变成<110>。晶体生长方向的转变归咎于磁场对对流的抑制改变了固液界面前沿的凝固条件及 Fe 溶质元素在凝固前沿偏析的加强提高了支

持<110>方向生长的加权立方谐函数 ϵ_2 ;孪晶的形成归咎于由溶质原子与铝原子的半径差异造成的层错。

参考文献

- [1] VIVES C. Electromagnetic refining of aluminum alloys by the CERM process: Part I. working principle and metallurgical results[J]. Metallurgical Transactions B, 1989, 20(5): 623—629.
- [2] VIVES C. Electromagnetic refining of aluminum alloys by the CREM process: Part II. specific practical problems and their solutions[J]. Metallurgical Transactions B, 1989, 20(5): 631—643.
- [3] 张北江, 崔建忠, 路贵民, 等. 电磁场频率对电磁铸造 7075 铝合金微观组织的影响[J]. 金属学报, 2002, 38(2): 215—218.
ZHANG B J, CUI J Z, LU G M, et al. Effect of frequency on microstructure of electromagnetic casting 7075 aluminum alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(2): 215—218.
- [4] ZHANG B J, CUI J Z, LU G M. Effect of electromagnetic frequency on microstructures of continuous casting aluminum alloys [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2002, 18(5): 1—3.
- [5] 董杰, 刘晓涛, 赵志浩, 等. 结晶器材料对低频电磁铸造超高强铝合金铸态组织的影响[J]. 金属学报, 2004, 40(2): 215—219.
DONG J, LIU X T, ZHAO Z H, et al. Effect of mould materials on the as-cast microstructures of a super-high strength Al alloy cast by low frequency electromagnetic casting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2004, 40(2): 215—219.
- [6] 董杰, 崔建忠, 赵志浩. 低频电磁铸造超高强高韧铝合金元素晶内固溶度和力学性能研究[J]. 航空材料学报, 2003, 23(1): 16—20.
DONG J, CUI J Z, ZHAO Z H. Intracrystalline element solubility and mechanical property of a new super-high strength and toughness Al alloy cast under low frequency electromagnetic field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(1): 16—20.
- [7] YOUDELIS W V, DORWARD R C. Directional solidification of aluminium-copper alloys in a magnetic field[J]. Canadian Journal of Physics, 1966, 44: 139—150.
- [8] TEWARI S N, SHAH R, HUI S. Effect of magnetic field on the microstructure and macrosegregation in directionally solidified Pb-Sn alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25(7): 1535—1544.
- [9] UHLMANN D R, SEWARD T P, CHALMERS B. The effect of magnetic fields on the structure of metal alloy castings[J]. Metallurgical Society of AIME, 1966, 236(4): 527—535.
- [10] LI L, ZHANG Y D, CLAUDE E, et al. Formation of twinned lamellas with the application of static magnetic fields during semi-continuous casting of Al-0.24wt%Fe alloy[J]. Journal of Crystal Growth, 2009, 311: 3211—3215.
- [11] HENRY S, JARRY P, RAPPAZ M. <110> dendrite growth in aluminum feathery grains [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29: 2807—2817.
- [12] GILLON P. Uses of intense d. c. magnetic fields in materials processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 287(2): 146—152.
- [13] CARRUTHERS J R. Preparation and Properties of Solid State Materials[M]. New York: Marcel Dekker, Inc, 1977. 1—113.

Materials Science and Engineering, 1997, 13(3): 210—216.

- [10] 沈健. AA7050 铝合金的热加工变形特征[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(4): 593—597.
- SHEN Jian. Deformation feature of AA7050 aluminum alloy under hot working[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(4): 593—597.
- [11] SELLARS C M, TEGART W J M. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136—1139.
- [12] MCQUEEN H J, YUE S, RYAN N D, et al. Hot working characteristics of steels in austenitic state[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53(1—2): 293—310.
- [13] MCQUEEN H J, FRY E, BELLING J. Comparative constitutive constants for hot working of Al-4.4Mg-0.7Mn (AA5083) [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2001, 10(2): 164—172.
- [14] POIRIER J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德林, 译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989. 52—54.
- [15] JONAS J J, SELLARS C M, MCG W J. Strength and structure under hot working conditions[J]. Tegart Int Metall Reviews, 1969, 130(14): 1—24.
- [16] SHEPPARD T, PARSON N C, ZAIDI M A. Dynamic recrystallization in Al-7Mg alloy[J]. Met Sci, 1983, 17(10): 481—490.
- [17] 林启权, 张辉, 彭大暑, 等. 2519 铝合金热压缩变形流变应力行为[J]. 热加工工艺, 2002, (3): 3—5.
- LIN Qi-quan, ZHANG Hui, PENG Da-shu, et al. Flow stress behavior of 2519 aluminum alloy under hot compression deformation[J]. Hot Working Technology, 2002, (3): 3—5.
- [18] 蒋树农, 刘楚明, 李慧中, 等. 99.992% 高纯多晶铝热压缩流变应

力特征[J]. 热加工工艺, 2004, (9): 17—19.

- JIANG Shu-nong, LIU Chu-ming, LI Hui-zhong, et al. Flow stress features of 99.992% aluminum under hot compression deformation [J]. Hot Working Technology, 2004, (9): 17—19.
- [19] LEYENS C, PETERS M. 钛与钛合金[M]. 陈振华, 译. 北京: 化学工业出版社, 2005. 4—5.
- [20] 沈桂琴, 张虹, 王世洪, 等. Ti-10V-2Fe-3Al 合金的应力诱发马氏体转变[J]. 航空材料学报, 1997, 17(2): 26—31.
- SHEN Gui-qin, ZHANG Hong, WANG Shi-hong, et al. Stress induced formation of martensite in Ti-10V-2Fe-3Al alloy [J]. Journal of Aeronautical Materials, 1997, 17(2): 26—31.
- [21] DUERIG T W, ALBRECHT J, RICHTER D, et al. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti-10V-2Fe-3Al [J]. Acta Metallurgica, 1980, 30: 2161—2172.
- [22] 陈威, 孙巧艳, 肖林, 等. 应变速率对 β 固溶 Ti-10V-2Fe-3Al 合金应力诱发马氏体相变的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2124—2129.
- CHEN Wei, SUN Qiao-yan, XIAO Lin, et al. Influence of strain rate on stress induced martensitic transformation in β solution treated Ti-10V-2Fe-3Al alloy [J]. The Chinese Journal of Non-ferrous Metals, 2010, 20(11): 2124—2129.

基金项目: 国家国际科技合作专项项目资助(2012DFG51540)

收稿日期: 2013-02-26; **修订日期:** 2013-09-07

作者简介: 崔雪飞(1977—), 男, 博士研究生, 主要从事高强韧钛合金的研究工作, 联系地址: 北京市新外大街 2 号北京有色金属研究总院粉末所(100088), E-mail: cxf200503@sohu.com

(上接第 18 页)

- [14] HUNT J C R. Magnetohydrodynamic flow in rectangular ducts [J]. Journal of Fluid Mechanics, 1965, 21: 577—590.
- [15] 王祝堂, 张振录, 郑旋. 铝合金: 组织与性能[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 50—345.
- [16] MARC J A, KONSTANTINOS K, MICHAEL B R, et al. Reference data for the density and viscosity of liquid aluminum and liquid iron[J]. Journal of Physical and Chemical Reference Data, 2006, 35(1): 285—300.
- [17] SZABO G, JUHASZ Z, PAITZ J, et al. Experimental model of magnetic Czoehrski growth [J]. Journal of Cryst Growth, 1986, 78(3): 558—560.
- [18] RHEME M, GONZALES F, RAPPAZ M. Growth directions in directionally solidified Al-Zn and Zn-Al alloys near eutectic composition[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(4): 440—443.
- [19] HAXHIMALI T, KARMA A, GONZALES F, et al. Orientation selection in dendritic evolution[J]. Nature Materials, 2006, 5(8): 660—664.
- [20] HOYT J J, ASTA M, KARMA A. Atomistic and continuum modeling of dendritic solidification[J]. Materials Science and Engineering R: Reports, 2003, 41(6): 121—163.
- [21] CHAN S K, REIMER H H, KAHLWEIT M. On the stationa-

ry growth shapes of NH_4Cl dendrites [J]. Journal of Crystal Growth, 1976, 32(3): 303—315.

- [22] VON DER LAGE F C, BETHE H A. A method for obtaining electronic eigenfunctions and eigenvalues in solids with an application to sodium[J]. Physical Review, 1947, 71(9): 612—622.
- [23] FEHLNER W R, VOSKO S H. A product representation for cubic harmonics and special directions for the determination of the Fermi surface and related properties[J]. Canadian Journal of Physics, 1976, 54(21): 2159—2169.
- [24] 胡庚祥, 蔡珣. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2000. 115—116.
- [25] ROBERT W C, PETER H. Physical Metallurgy[M]. North-Holland; Elsevier Science B V, 1996. 744—746.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51201029); 中国博士后科学基金资助项目(2012M520637); 教育部新教师基金(20090042120001)资助项目

收稿日期: 2012-08-02; **修订日期:** 2013-05-17

作者简介: 李磊(1979—), 男, 博士后, 主要从事磁场作用下铝合金凝固行为研究, 联系地址: 沈阳市东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室(110004), E-mail: lilei@epm.neu.edu.cn