

Al-Si 和 Al-Si-Sc 合金晶体-熔体界面能的各向异性

王 涛¹, 陈晓华², 王自东¹

(1. 北京科技大学, 北京 100083)

(2. 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 平衡液滴法 (equilibrium shape measurement) 是一种确定晶体-熔体界面能各向异性参数的有效方法。利用平衡液滴法测量单相固体中夹带的平衡液滴的形状, 得到了 Al-Si 和 Al-Si-Sc 合金的界面能各向异性参数计算值。通过定向凝固方法制备 Al-2%Si 和 Al-2%Si-0.2%Sc (质量分数, 下同) 合金杆状试样, 使用光学显微镜表征 Al-2%Si 和 Al-2%Si-0.2%Sc 合金内部液滴手工连续磨样抛光后多个二维截面形状, 计算了二维界面能各向异性参数的大小。利用聚焦离子束 (focused ion beam, FIB) 技术连续切割了 Al-2%Si 合金内部液滴, 并用 Image-J 软件重构液滴三维形状, 获得了三维界面能各向异性参数值 ($\epsilon_1=0.0795$, $\epsilon_2=-0.0056$), 并且绘制了三维界面能分布和界面刚度的分布图。在此基础上, 讨论了平衡温度和 Sc 元素对界面能各向异性参数的影响。结果表明, 对于 Al-Si 合金, 平衡温度为 595 °C 时液滴成分为 Al-10.12%Si, 金属液中的初生 α -Al 具有大小为 0.0202 的界面能各向异性值, 而对于 Al-Si-Sc 合金, 平衡温度为 595 °C 时液滴成分为 Al-10.08%Si-0.11%Sc (质量分数), 金属液中的初生 α -Al 具有大小为 0.0193 的界面能各向异性值。

关键词: Al-Si 合金; Al-Si-Sc 合金; 界面能各向异性; 聚焦离子束 (FIB) 切割技术

中图分类号: TG111

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1566-06

晶体和熔体之间的界面性质在涉及固相和液相共存的微观结构转变动力学中扮演着重要角色^[1-5]。比如, 界面能各向异性对于枝晶尖端的状态有重要影响^[6], 对枝晶的结构 (柱状或海藻状) 起着重要作用^[7,8]。此外, 界面能各向异性在晶核生长的初期阶段影响着晶核的固/液界面形态, 晶核的二维截面形态在临界晶核尺寸时呈现圆形, 生长过程中呈花瓣状不断长大, 随着界面能各向异性参数的增大, 这种花瓣状的生长呈现更加明显的分瓣趋势^[9]。所以, 在实际晶体中量化晶体-熔体界面能各向异性成为晶体生长和显微组织演变研究中的一个重要需求。目前, 界面能各向异性参数的获得有两种方法: 一, 利用模拟方法计算获得^[10,11]; 二, 通过实验测量界面能各向异性参数。其中平衡液滴法 (equilibrium shape measurement) 是一种实验测量界面能各向异性参数的有效方法, 这一方法需要测量夹带在固相中的平衡态的液滴形状。由于透明系统中的平衡液滴可以很好地进行原位观察, 因而上述平衡液滴法在一些透明系统中得到很好的应用。Jones 等^[12]在固体苧烯, 丁二腈和白磷中获得平衡液滴形状, 他们发现各向异性的数值非常小。Glicksman 和 Rubinstein 等测量了有机物丁二腈^[13]、特戊酸^[14]和苧烯^[15]的平衡液滴形状, 得到它们的界面

能各向异性参数分别为 0.005、0.05 和 0.03。在不透明的金属系统中大部分金属熔点较高, 液相下原位观察很难, 因此, 使用固体中夹带的弥散小液滴来测量平衡形态。Miller 等^[16]用这种技术来研究一些六方晶系金属及两种菱方金属, 将二元合金在两相区平衡保温后淬火处理, 得到了多种不同形态的液滴形状。由于没有获得固相的取向, 因此无法计算界面能各向异性值。Liu 和 Napolitano 等人使用定向凝固方法获得固相晶体学取向, 测得了 Al-Cu^[17]、Al-Si^[18]和 Al-Sn^[19]合金的界面能各向异性参数。

对于 Al-Si 合金来说, Liu 和 Napolitano 采用的保温温度是 580 °C, 平衡液滴可以在共晶点 577 °C 以上平衡保温获得。保温温度变化, 平衡液滴成分就会变化, 实际界面形态变化又是如何呢? 对应的界面能各向异性参数又是怎样变化? 同时, Sc 的加入对 Si 有变质作用, 使共晶 Si 从片层状向纤维状转变^[20,21]。Sc 的加入能对 α -Al 异质形核细化 α -Al^[22]。有人推测 Sc 的加入可以减小 Al-Si 合金的固/液界面能^[23], 那 Sc 对 Al-Si 合金固/液界面能各向异性参数的影响又是如何? 针对这些问题, 本工作采用 Napolitano 用于测量金属界面能各向异性参数的平衡液滴法^[18], 改变了 Napolitano 所采用的平衡保温温度, 研究了不同于文

收稿日期: 2016-09-28

作者简介: 王 涛, 男, 1987 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-82376643, E-mail: wangtao58246@163.com

献平衡保温温度下 Al-Si 合金二维界面能各向异性参数的变化, 以及微量合金元素 Sc 的加入对 Al-Si 合金二维各向异性参数大小的影响。相对于在二维平面内公式所描述的界面能分布, 界面能在三维空间的分布可以更完整地反映材料的特性。本研究利用聚焦离子束多层切割及三维重构获取 Al-2%Si 合金内部平衡液滴三维形貌, 求出界面能各向异性参数, 得到界面能在三维空间的分布信息。

1 实验

所制备的合金成分为 Al-2%Si 和 Al-2%Si-0.2%Sc。为了保证熔炼的 Al-2%Si 合金成分的均匀性, 第一步先熔炼 Al-20%Si 中间合金。采用 99.8% 的工业纯铝和 99.9% 的工业纯硅, 将金属原材料放入中频感应炉的石墨坩埚中, 将炉腔抽真空为 6.0×10^{-2} Pa, 充入高纯 Ar 气, 使得炉腔保持 0.04 MPa 的压力, 将坩埚中的金属快速加热到 1000 °C, 保温 1 h 后随炉冷却。第二步定向凝固制备 Al-2%Si 合金和 Al-2%Si-0.2%Sc 合金杆试样。将 99.8% 的纯 Al, Al-20%Si 中间合金放入坩埚中熔化(对于制备 Al-2%Si-0.2%Sc 合金试样则在以上基础上添加 2%Sc 元素), 在 718 °C 保温 30 min, 随后选取拉坯速度为 50 $\mu\text{m/s}$ 进行下引式定向凝固, 制得相应成分的圆柱形杆状试样。

将定向凝固得到的杆状试样在 520 °C 保温 216 h, 随后快速升温到 595 °C 后保温 600 h, 淬火处理。

对 Al-2%Si 合金和 Al-2%Si-0.2%Sc 合金沿垂直于轴向截取杆状试样的截面, 进行连续多层研磨和机械抛光, 连续研磨抛光过程中确保截面间距不大于 3 μm 。

采用光镜观察截面内液滴的形状变化。为了增加实验可靠性, 每种合金取 5 个液滴进行研究。为了观察平衡液滴的三维形貌, 对 Al-2%Si 合金杆状试样随机选取液滴进行聚焦离子束(FIB)切割, 切割过程如图 1 所示。切割的片层间距为 600 nm, 层数为 55 层,

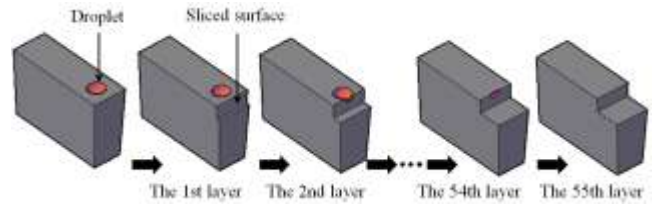


图 1 随机选取的液滴进行 FIB 切割过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of FIB-slice process

每张图片的分辨率为 200 nm/pixel。用 Image-J 软件对系列照片进行三维重构。

2 结果与讨论

2.1 二维界面能各向异性参数的测量

下引式定向凝固工艺制备的杆状 Al-2%Si 及 Al-2%Si-0.2%Sc 试样铸态下的光学显微照片如图 2 所示。可以看出, 连续定向凝固得到的杆状铸态试样, 内部组织由 α -Al 和共晶 Si 组成, 沿平行于抽拉方向分布。Si 呈点状或片状形态。图中难以分辨出柱状晶的 α -Al 晶界的具体位置, 虽然 Sc 对 Si 有变质效果^[20,21], 但是定向凝固工艺制备的杆状试样中, Al-2%Si 合金和 Al-2%Si-0.2%Sc 合金之间并未观察到 Si 形态的明显差异。

图 3 是淬火之后杆状试样的横截面组织光学显微照片。杆状试样由较大的几个柱状晶组成, 柱状晶的晶界位置清晰可见, 淬火之后镶嵌在柱状晶内部的球化液滴的形态得到了很好的保留。图 3a 和图 3b 虽然采用相同的热处理工艺, 但是内部液滴的尺寸明显不同, 这并不影响各向异性参数的测量结果。同时, 液滴内部由于凝固收缩形成的空洞并不会明显干扰原始固液界面的位置^[17], 对各向异性参数的测量结果并不会产生明显的影响。

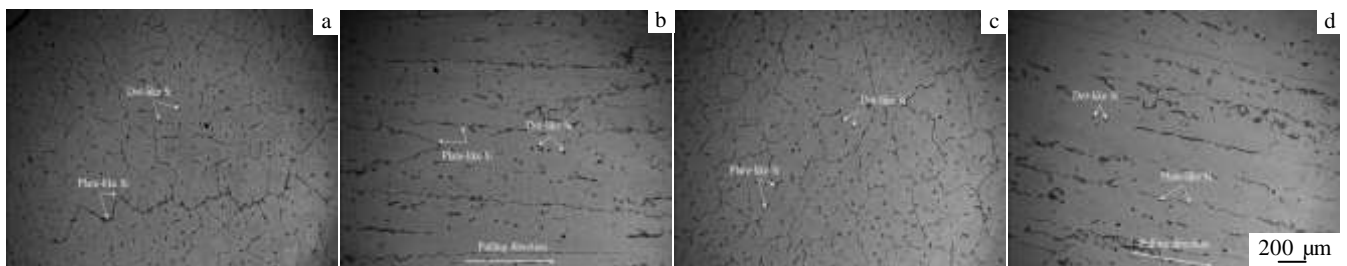


图 2 定向凝固工艺制备的杆状试样铸态下光学显微照片

Fig.2 Optical micrographs for cast rod-shaped specimens produced using the directional solidification process: (a) cross section of Al-2%Si alloy, (b) longitudinal section of Al-2%Si alloy, (c) cross section of Al-2%Si-0.2%Sc alloy, and (d) longitudinal section of Al-2%Si-0.2%Sc alloy

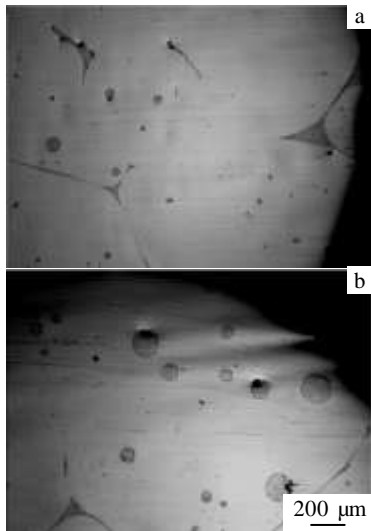


图 3 杆状试样淬火后横截面的光学显微照片

Fig.3 Optical micrographs of cross section of rod-shaped specimens after quenching: (a) Al-2%Si alloy and (b) Al-2%Si-0.2%Sc alloy

图 4 为 2 种合金分别随机选取的第 1 个平衡液滴的连续截面的形态。可以看出液滴截面大小的连续变化。图 4c 为 Al-2%Si 合金内部液滴最大截面，图 4h 为 Al-2%Si-0.2%Sc 合金内部液滴最大截面。立方金属通常呈现四重对称形式，{001}面上的任意晶向的界面能为^[18]：

$$\gamma(\theta) = \gamma_0[1 + \epsilon_4 \cos(4\theta)] \quad (1)$$

式中， γ_0 为界面能平均值， ϵ_4 为界面能各向异性参数，{001}面上任意一个晶向可由 θ 确定。此处，定义液滴最大截面的最大半径即液滴的<100>晶向所在的方向为 X 轴及 Y 轴，如图 4c 和图 4h 所示。

由于界面能与液滴最大截面上任意晶向上的半径

的关系为：

$$\frac{\gamma_1}{\gamma_2} = \frac{R_1}{R_2} \quad (2)$$

其中， γ_1 、 γ_2 分别为任意 2 个晶向上的界面能， R_1 、 R_2 分别为任意 2 个晶向上的半径。由于<100>晶向与<110>晶向夹角为 $\pi/4$ ，因此将<100>晶向和<110>晶向所对应的 θ 值代入式 (1) 和式 (2) 中，得到界面能各向异性参数^[18]：

$$\epsilon_4 = \frac{\Delta - 1}{\Delta + 1} \quad (3)$$

式中， $\Delta = R_{\langle 001 \rangle} / R_{\langle 011 \rangle} = R_{\max} / R_{\min}$ 。

应用这种方法，计算 Al-2%Si 和 Al-2%Si-0.2%Sc 合金中随机选取的 5 个液滴的 ϵ_4 数值，结果如表 1 所示。最后得到界面能各向异性参数的平均值，Al-Si 合金为 $\text{Mean}(\epsilon_4^{\text{Al-Si}}) = 0.0202$ ，Al-Si-Sc 合金为 $\text{Mean}(\epsilon_4^{\text{Al-Si-Sc}}) = 0.0193$ 。

利用 Jmatpro 7.0 材料性能模拟软件，可以计算出合金平衡状态各个温度下液相合金成分。对于 Al-2%Si 合金，平衡温度 595 °C 对应的液滴的相应成分为 Al-10.12%Si，即当液相成分为 Al-10.12%Si 时，金属液中的初生 α -Al 具有大小为 0.0202 的界面能各向异性。

Napolitano 测量的 Al-Si 合金平衡液滴在 580 °C 下的对应的成分为 Al-12.13%Si，即近共晶成分的液相下各向异性参数大小为 $\epsilon_4^{\text{Al-Si}} = 0.0169$ 。可以看出，随着平衡温度从 580 °C 升高到 595 °C，液相中 Si 含量减小， α -Al 的枝晶在生长过程中各向异性增加。对于 Al-2%Si-0.2%Sc 合金，平衡温度 595 °C 对应的液滴的成分为 Al-10.08%Si-0.11%Sc，即在此液相成分下初生 α -Al 界面能各向异性为 0.0193。由表 1 可以看出，Sc 的加入可以减小 α -Al 的各向异性。

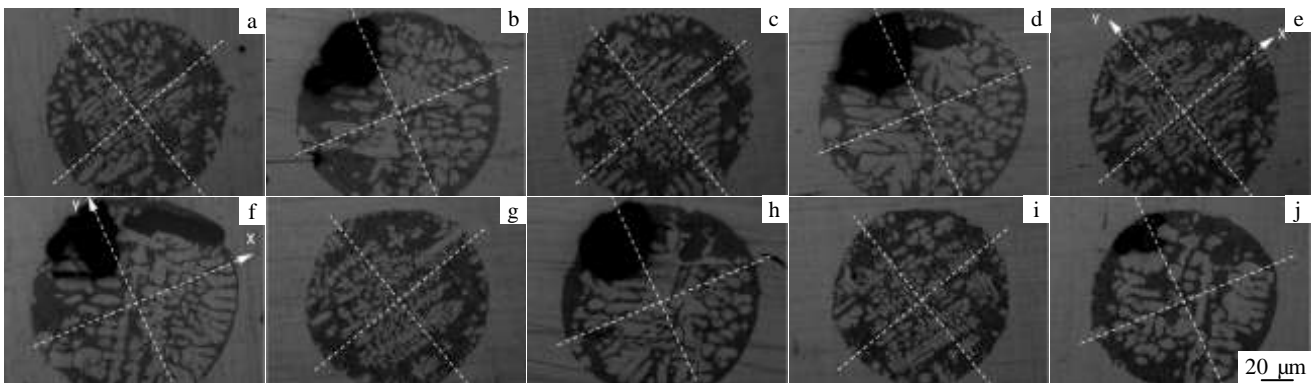


图 4 平衡液滴连续磨样后的多个截面图 (白色虚线表示相应平衡液滴的截面的<001>方向)

Fig.4 Multiple cross-sections of equilibrium droplets after sequential grinding: (a~e) Al-Si alloy; (f~j) Al-Si-Sc alloy (white dotted line corresponding to <001> direction in each cross section for equilibrium droplet)

表 1 实验测量得到 Al-2%Si 和 Al-2%Si-0.2%Sc 合金界面能各向异性参数统计结果

Table 1 Measured statistics of interfacial energy anisotropy for

Al-2%Si and Al-2%Si-0.2%Sc alloys			
	Al-2%Si	Al-2%Si-0.2%Sc	Remarks
$P_1(\varepsilon_4)$	0.0219	0.0207	Droplet P_1
$P_2(\varepsilon_4)$	0.0160	0.0203	Droplet P_2
$P_3(\varepsilon_4)$	0.0209	0.0152	Droplet P_3
$P_4(\varepsilon_4)$	0.0183	0.0183	Droplet P_4
$P_5(\varepsilon_4)$	0.0237	0.0223	Droplet P_5
Mean(ε_4)	0.0202	0.0193	Mean value of five droplets
Ref(ε_4)	0.0169 ^[13]	-	Ref [13]
ε_1	0.0795	-	
ε_2	-0.0056	-	

2.2 三维界面能各向异性参数的测量

采用 FIB 多层切割加工后一些典型的切割面照片如图 5 所示, 从图 5a 到图 5f 加工层数逐渐增加, 黑色虚线方框部位为液滴的截面形状, 从液滴截面出现至截面消失共 55 张图片, 使用 Image-J 软件进行三维重构, 重构结果如图 6。可以看出, 抛光面与杆状试样标准横截面有 12.31° 的倾斜, 如图 6a 所示, 这种抛光面的倾斜即为与真实的{001}面产生的倾转角度。在计算 2D 各向异性参数过程中会产生误差, 通过三维重构软件取截面可以显著排除这种误差, 相应的典型的 3 个截面如图 6b 所示。

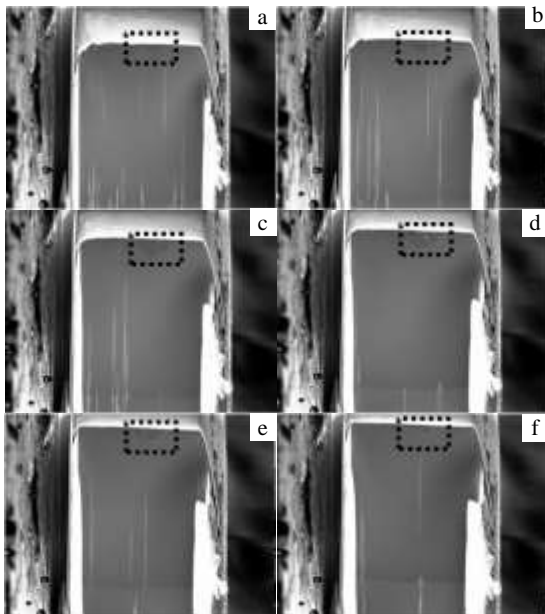


图 5 典型的 FIB 切割的 SEM 照片(液滴截面部位在黑色虚线方框处)

Fig.5 Typical SEM micrographs of FIB slices (the cross sections of droplet are highlighted in black dotted box)

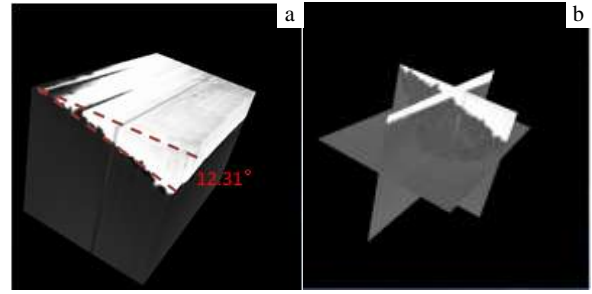


图 6 FIB 切割区域三维重构之后的形状

Fig.6 Reconstructed shape of FIB sliced region: (a) overall shape and (b) cross sections shape

图 7 为平衡液滴三维重构之后相应的{001}面和{011}面截面形貌图。显然, 就重构之后的结果而言, 随机选取的液滴保留了约 1/3 的体积。对于金属而言, 由于其为立方晶系结构, 颗粒的平衡形态是四重对称的, 只要包含<100>、<110>、<111> 3 个晶向所包围区域信息, 即球的 1/48 表面就可以计算界面能各向异性参数。因此, 从图 7 中可以测量得到<100>、<110>、<111> 3 个晶向方向上半径的比例为 1.057:1.025:1.000。

相对于在二维平面内公式所描述的界面能分布, 界面能在三维空间的分布可以更完整地反映材料的特性, 界面能在三维空间的分布可以用下式表示^[19]:

$$\gamma(n) = 1 + \varepsilon_1(Q - \frac{3}{5}) + \varepsilon_2(3Q + 66S - \frac{17}{7}) \quad (4)$$

其中, ε_1 和 ε_2 分别为两个界面能各向异性参数, $Q = u^2 + (1-u)^2 \cdot (v+3)/4$, $S = u \cdot (1-u)^2 \cdot (1-v)/8$, $u = \cos^2(\theta)$ 及 $v = \cos(4\varphi)$, θ 和 φ 是与选取的液滴特定晶向 n 有关的球坐标参数。此处, 定义液滴在三维空间中的 3 个<100>晶向所在的方向为 X 轴及 Y 轴和 Z 轴。将<100>、<110>和<111>晶向所对应的球坐标参数代

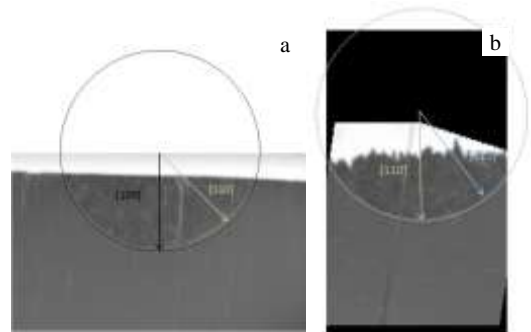


图 7 重构区域的特殊截面

Fig.7 Special sections of reconstructed region: (a) {001} plane and (b) {011} plane

入式 (4) 中, 将 <100>、<110> 和 <111> 晶向方向上半径比例代入式 (2) 中, 算出 $\varepsilon_1=0.0795$, $\varepsilon_2=-0.0056$ 。将 ε_1 和 ε_2 代入式 (4) 中即可得到界面能分布为:

$$\gamma(n) = 1 + 0.0795(Q - \frac{3}{5}) - 0.0056(3Q + 66S - \frac{17}{7}) \quad (5)$$

对式 (5) 采用 Matlab 软件画图, 得到界面能 γ 在三维空间的分布, 如图 8a 所示。截取 (100) 及 (110) 截面分别分析界面能在特殊截面内的大小分布。为了体现差异, 将所得 ε_1 与 ε_2 增大 10 倍来考察不同截面图中不同取向之间的差异, 如图 8b 和图 8c 所示。可以看出, 界面能在 [111] 方向有最小值, 在 [100] 方向有最大值。

界面刚度 $\Phi_r(n)$ 的三维图形可以预测枝晶尖端的优先生长方向, 表示为 [19]:

$$\Phi_r(n) = \frac{1}{\gamma_0} [\gamma(n) + \frac{1}{2} (\frac{\partial^2 \gamma(n)}{\partial n_1^2}) + \varepsilon_2 (\frac{\partial^2 \gamma(n)}{\partial n_2^2})] \quad (6)$$

其中微分向量 dn_2 是在 φ 方向上的单位球切线 ($\partial/\partial n_2 = \partial/\partial \varphi$), dn_1 是垂直于 dn_2 的单位球切线。把式 (5) 代入式 (6) 可以求出 $\Phi_r(n)$ 的表达式。

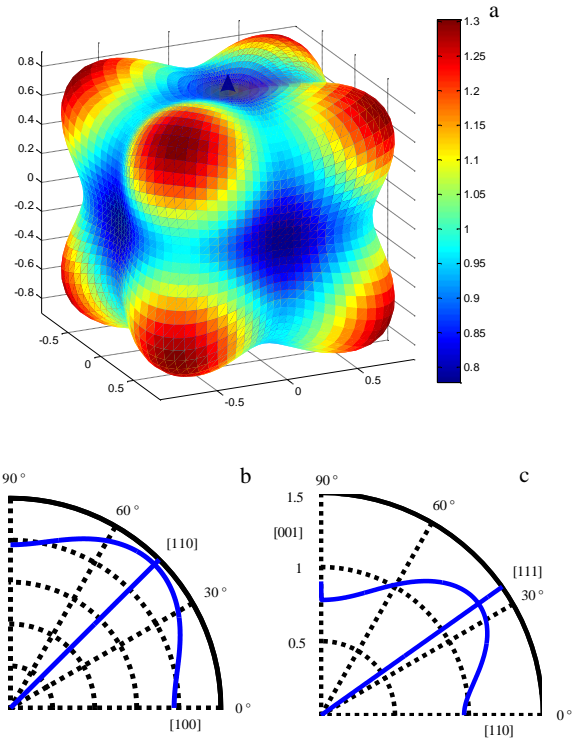


图 9 界面刚度在三维空间、(001)面和(110)面分布
Fig.9 Interfacial stiffness plots: (a) plot in three-dimensional space, (b) plot on (001) plane and (c) plot on (110) plane

根据计算的结果, 采用 Matlab 软件绘制得到界面刚度 $\Phi_r(n)$ 的三维空间分布, 如图 9a 所示。截取 (100) 及 (110) 面分析界面刚度大小分布, 如图 9b 和图 9c 所示。根据理论, 当界面处在均匀过冷度情况下, 界面不同方向上的曲率 κ 取决于界面刚度 $\Phi_r(n)$ 。 $\Phi_r(n)$ 越大, 曲率越小, 界面越不容易突出, 即越不容易优先生长。因此得出 Al-Si 合金的最优枝晶生长方向为 <100> 方向, 其次为 <110> 方向, <111> 方向最不容易生长。

3 结论

1) 对于 Al-Si 合金, 平衡温度为 595 °C 时, 液滴成分为 Al-10.12%Si, 金属液中的初生 α -Al 具有大小为 0.0202 的界面能各向异性值。随着平衡温度从 580 °C 升高到 595 °C, 液相中 Si 含量减小, α -Al 枝晶生长过程中各向异性值增大。

2) 对于 Al-Si-Sc 合金, 平衡温度为 595 °C 时, 液滴成分为 Al-10.08%Si-0.11%Sc, 金属液中的初生 α -Al 具有大小为 0.0193 的界面能各向异性值。Sc 的加入可以减小 α -Al 的界面能各向异性。

3) 三维界面能各向异性参数的结果为: $\varepsilon_1=0.0795$, $\varepsilon_2=-0.0056$ 。当液相成分为 Al-10.12%Si 时, 金属液中

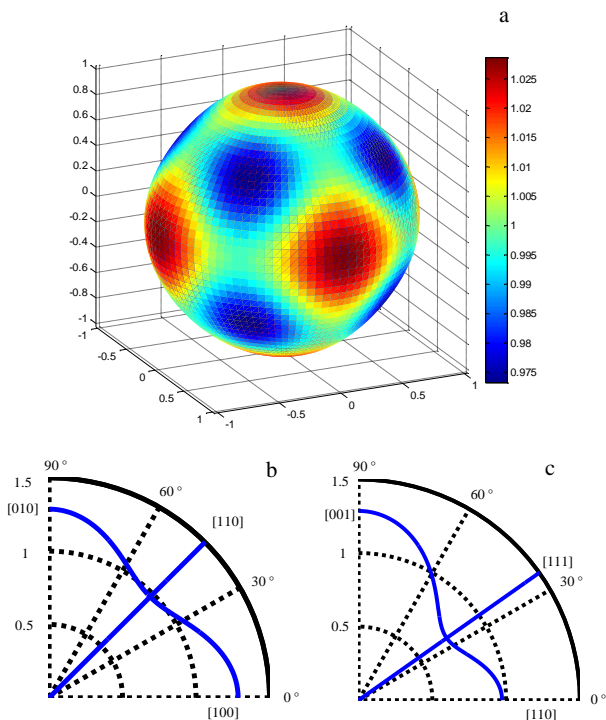


图 8 界面能在三维空间、(001)面和(110)面的分布(截面图的 ε_1 与 ε_2 增大了 10 倍)

Fig.8 Interfacial energy plots: (a) plot in three-dimensional space, (b) plot on (001) plane and (c) plot on (110) plane (ε_1 and ε_2 are multiplied by ten times in the special cross section plots)

的初生 α -Al 晶粒的最优枝晶生长方向为 $\langle 100 \rangle$ 方向,其次为 $\langle 110 \rangle$ 方向, $\langle 111 \rangle$ 方向最不容易生长。

参考文献 References

- [1] Tang Wu(唐武), Deng Longjiang(邓龙江), Xu Kewei(徐可为). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2007, 36(7): 1185
- [2] Zhao Yuhong(赵宇宏), Liu Weijin(刘卫津), Hou Hua(侯华). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 841
- [3] Shi Yufeng(石玉峰), Xu Qinyan(许庆彦), Liu Baichen(柳百成). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 700
- [4] Zhou Huaguang(周化光), Wang Meng(王猛), Lin Xin(林鑫) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(6): 1205
- [5] Chen Zhi(陈志), Chen Changle(陈长乐), Hao Limei(郝丽梅). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2009, 38(7): 1209
- [6] Kessler D A, Koplik J, Levine H. *Adv Phys*[J], 1988, 37(3):255
- [7] Akamatsu S, Faivre G, Ihle T. *Phys Rev E*[J], 1995, 51(5): 4751
- [8] Utter B, Bodenschatz E. *Phys Rev E*[J], 2002, 66: 361
- [9] Chen M W, Wang Z D, Xu J J. *J Cryst Growth*[J], 2014, 385(4): 115
- [10] Pottter A A, Hoyt J J. *J Cryst Growth*[J], 2011, 327(1):227
- [11] Apte P A, Zeng X C. *Appl Phys Lett*[J], 2008, 92(22): 221 903
- [12] Jones D R H, Chadwick G A. *Philos Mag A*[J], 1970, 22(176): 291
- [13] Glicksman M E, Singh N B. *J Cryst Growth*[J], 1989, 98(3): 277
- [14] Rubmstein E R, Glicksman M E. *J Cryst Growth*[J], 1991, 112(1): 84
- [15] Rubmstein E R, Glicksman M E. *J Cryst Growth*[J], 1991, 112(1): 97
- [16] Miller W A, Chadwick G A. *Proc R Soc Lond A*[J], 1969, 312(1509): 257
- [17] Liu S, Napolitano R E, Trivedi R. *Acta Mater*[J], 2001, 49(20): 4271
- [18] Napolitano R E, Liu S, Trivedi R. *Interface Sci*[J], 2002, 10: 217
- [19] Napolitano R E, Liu S. *Phys Rev B*[J], 2004, 70(21): 155
- [20] Prukkanon W, Srisukhumbowornchai N, Limmaneevichitr C. *J Alloy Compd*[J], 2009, 477(1-2): 454
- [21] Patakham U, Kajornchaiyakul J, Limmaneevichitr C. *J Alloy Compd*[J], 2013, 575(15): 273
- [22] Patakham U, Kajornchaiyakul J, Limmaneevichitr C. *J Alloy Compd*[J], 2012, 542(1): 177
- [23] Zhang W D, Liu Y, Yang J et al. *Mater Charact*[J], 2012, 66: 104

Anisotropy of Crystal-Melt Interfacial Energy for Al-Si and Al-Si-Sc Alloys

Wang Tao¹, Chen Xiaohua², Wang Zidong¹

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, Beijing 100083, China)

Abstract: The equilibrium shape measurement (ES) is proved to be an effective method to determine the anisotropy of crystal-melt interfacial energy. ES method was used to measure the shape of liquid droplets entrained in single-phase solid, and to calculate anisotropy parameters for Al-Si and Al-Si-Sc alloys. Rod-shaped Al-2wt%Si and Al-2wt%Si-0.2wt%Sc alloy specimens were prepared using the directional solidification process, followed by heat treatment and quenching. Specimens were sectioned normal to the $\langle 100 \rangle$ direction. Optical microscopy was used to characterize 2-D droplet shapes obtained by sequential grinding for Al-2wt%Si and Al-2wt%Si-0.2wt%Sc alloys, and then anisotropy parameters of interfacial energy were calculated. 3-D morphologies of droplets sliced by focused ion beam (FIB) for Al-2wt%Si alloy were reconstructed with Image-J software. Anisotropy parameters of interfacial energy were calculated ($\varepsilon_1=0.0795$, $\varepsilon_2=-0.0056$), and the 3-D interfacial energy and interfacial stiffness were plotted by Matlab software. Based on the experiment results, effects of equilibrium temperature and Sc element on anisotropy parameters of interfacial energy were discussed for Al-Si alloys. The results show that for Al-Si alloy the chemical composition of equilibrium droplet is Al-10.12wt%Si when the equilibrium temperature is 595 °C, and the magnitude of interfacial energy anisotropy is 0.0202 for the primary α -Al in liquid metal. For Al-Si-Sc alloy, the chemical composition of equilibrium droplet is Al-10.08wt%Si-0.11wt%Sc when the equilibrium temperature is 595 °C, and the magnitude of interfacial energy anisotropy is 0.0193 for the primary α -Al in liquid metal.

Key words: Al-Si alloy; Al-Si-Sc alloy; interfacial energy anisotropy; focused ion beam (FIB) technology

Corresponding author: Chen Xiaohua, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-82376643, E-mail: chenxh@skl.ustb.edu.cn