

定向凝固速率对 Al-Al₂Cu 过共晶合金中组织形态及取向变化的影响

高 卡, 李双明, 傅恒志

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: 对 Al-40%Cu (质量分数) 过共晶合金在 2、10 和 100 $\mu\text{m/s}$ 速率下进行定向凝固实验, 观察了不同速率下的组织形态, 并分析造成组织形态差异是由于各相之间的竞争生长所致; 采用 X 射线衍射技术对过共晶合金中 Al₂Cu 相进行宏观极图测试并计算其取向分布函数(ODF), 同时采用 EBSD 技术对定向凝固样品进行微观取向测试。结果表明: 当定向凝固速率为 2 $\mu\text{m/s}$ 时合金组织为全共晶组织(Al/Al₂Cu), 其中的 Al₂Cu 相取向集中在(001)方向; 随着凝固速率增加到 10 $\mu\text{m/s}$ 时, Al₂Cu 相优先共晶相生长形成初生 Al₂Cu 相枝晶组织, 具有小平面相生长特征, 其取向主要集中在(001)方向; 当凝固速率达到 100 $\mu\text{m/s}$ 时, Al₂Cu 相枝晶为非小平面特征的复杂枝晶形貌, 其取向集中在(100), (110)和(001)等方向; 且 Al₂Cu 相枝晶沿着平行于定向凝固热流方向生长。XRD 宏观取向结果表明, 取向更为集中的定向凝固组织在相对较低的抽拉速率下可以得到很好地控制。

关键词: 定向凝固; 组织形态; 取向; XRD; EBSD

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)11-2762-06

多晶材料经不同的加工工艺(例如凝固、轧制、退火等)处理后, 在不同程度上都存在某些晶粒沿某一特定方向排列的现象, 称择优取向或织构^[1]。而枝晶是合金凝固组织中最基本的形态之一, 其具有生长的各向异性, 对合金的各种性能起着重要的作用^[2,3], 因此, 近年来关于研究具有特定取向和织构的枝晶已成为研究的热点^[4,5]。例如 Liu^[6]等人通过改变凝固条件研究了铁磁记忆合金 Co₃₇Ni₃₄Al₂₉ 的微观组织演变, 他们在特定凝固速率下获得了具有<110>择优取向的母相, 并且发现在其择优取向上具有相对较大的磁致应变, 结果表明枝晶的择优取向特性对合金的性能产生重要影响。

定向凝固技术能够使枝晶以特定的取向生长, 可以很好地控制枝晶组织, 因此对枝晶在定向凝固中生长取向的研究越来越受到关注^[7,8]。Hamar^[9]等人在 Al-Cu 合金中研究了合金成分对枝晶取向的影响, 发现随着合金中 Cu 质量分数由 33%到 54%的依次增加, Al₂Cu 相晶体取向依次从{110}到{112}或{202}、{211}发生变化, 并且在共晶点成分附近 Al₂Cu 相枝晶的生长特性发生了改变, 由小平面相特性转变为非小平面相特性。Li^[10]等人对强磁场下定向凝固 Al₂Cu 枝晶的

取向进行了探讨, 结果表明在强磁场下 Al₂Cu 枝晶生长方向沿着磁场方向。这些研究成果说明在定向凝固中存在诸多工艺参数影响枝晶生长取向的变化, 从而导致枝晶组织形态多样化。因此探讨工艺参数对枝晶取向的影响尤为重要, 特别是作为定向凝固中主要凝固参数的速率因素, 其对枝晶取向的影响成为研究的重点。例如 Asta^[11]在 Al-Zn 合金定向凝固研究中发现随着定向凝固速率的增加, Al-Zn 合金中 α -Al 枝晶择优取向从(100)转变为(110), 甚至(111)方向。X. B. Zhao^[12]等人通过高梯度定向凝固跃迁变速研究了镍基高温合金 AM3 枝晶取向偏离角与热流之间的关系, 并得到了不同的定向凝固速率可以引起枝晶取向改变的结论。上述研究结果也表明关于定向凝固速率与枝晶取向关系的探讨也必将成为枝晶研究的热点。

目前, 研究枝晶取向的主要方法中最常用的有背散射电子衍射 (Electron Backscattered Diffraction, EBSD)^[11]和基于 X 射线衍射法的三维取向分布函数分析法(Orientation Distribution Function, ODF)^[13]。EBSD 技术作为晶体微区取向和晶体结构的分析技术主要用于材料微观取向研究, 而 XRD 极图测试可以对材料宏观取向进行统计, 因此在材料宏观组织结构

收稿日期: 2014-11-15

基金项目: 国家自然科学基金 (50971101 和 51074127); 凝固技术国家重点实验室资助项目 (34-TP-2009)

作者简介: 高 卡, 男, 1985 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, E-mail: gaoka9222005@163.com

及宏观织构表征中受到广泛应用。

本研究对不同定向凝固速率下 Al-40%Cu 过共晶合金中的金属间化合物 Al₂Cu 相的组织形貌进行观察, 并采用 X 射线衍射技术(XRD)对初生 Al₂Cu 相枝晶的三维空间取向进行极图测试, 通过三维取向分布函数分析法(ODF)对其取向分布情况进行统计计算; 采用背散射电子衍射(EBSD)对定向凝固样品的微观取向进行测试, 旨在探讨凝固工艺参数与金属间化合物 Al₂Cu 相组织形态变化和枝晶取向变化的规律。

1 实 验

采用纯度分别为 99.99% 的 Al 和 99.95% Cu 为原料熔配 Al-40%Cu (质量分数) 合金, 经成分测定合金原始成分为 Al-39.2%Cu, 经线切割成直径 1.8 mm, 长 150 mm 的试样。采用温度梯度为 250 K/cm^[14] 的 Bridgman 高温梯度定向凝固装置进行定向凝固实验。实验中试样加热到 700 °C, 保温 20 min, 然后分别以定向凝固恒定速率 2、10 和 100 μm/s 进行抽拉, 抽拉距离 60 mm 后淬火, 得到实验样品。

将样品沿着横、纵截面切割, 对样品进行相应的磨抛处理, 用 46 mL H₂O+3 mL HNO₃+1 mL HF 腐蚀液处理样品, 采用 Lecia DM4000M 金相显微镜(OM)和 JSM-6390A 型扫描电子显微镜(SEM)进行横、纵截面组织观测; 对样品进行表面处理采用西门子 D-5000 型 X 射线衍射仪进行 XRD 极图测试; 样品经过切割、镶嵌、研磨、机械抛光后用(高氯酸: 2-丁氧基乙醇: 1:9, 体积比)电解液进行电解抛光后采用 ZEISS SUPRA 55 型扫描电镜上附带的 HKL 电子背散射衍射装置用于 EBSD 取向测试, 随后采用 Channel 5 软件进行相取向分析。

2 结果与分析

2.1 不同速率下的组织形态

图 1 是定向凝固 Al-40%Cu 合金在不同抽拉速率下的横、纵截面组织形貌。当凝固速率 2 μm/s 时组织全部为耦合生长的共晶相(Al/Al₂Cu)层片, 没有初生 θ-Al₂Cu 相枝晶, 共晶层片排列比较规则, 且其排列方向沿着热流方向如图 1a; 从图 1b 中可以看出共晶中两相的层片间距在横截面组织的各处都相等。

当凝固速率增大到 10 μm/s 时, 初生相 Al₂Cu 相优于共晶相生长形成初生枝晶组织, 图 1c 中暗黑色部分为初生 Al₂Cu 相枝晶, 它呈现规则 V 字型形貌, 具有棱面小平面相特性, 周围其余部分为 Al/Al₂Cu 共晶组织。由于在定向凝固条件下, 样品凝固的散热方向受到严格的控制, 所以合金中 Al₂Cu 相沿同一方向整

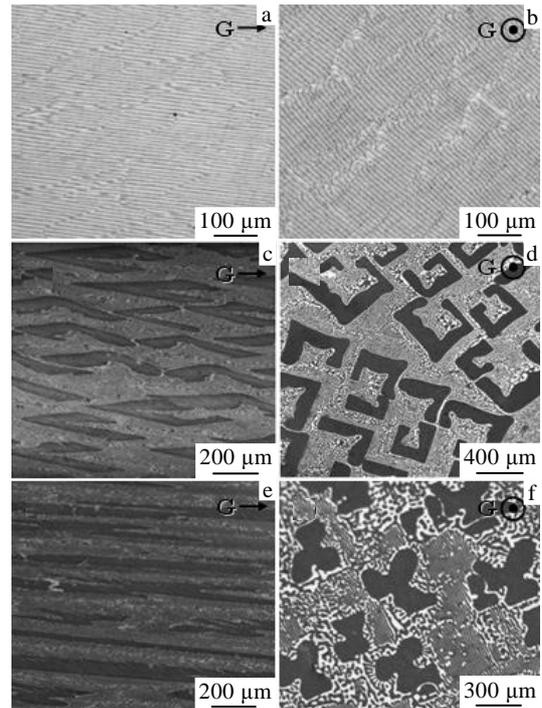


图 1 Al-40%Cu 合金在定向凝固不同速率下的横、纵截面组织

Fig.1 Directionally solidified microstructures of Al-40%Cu hypereutectic alloy at different solidification rates: (a) longitudinal section at 2 μm/s; (b) transverse section at 2 μm/s; (c) longitudinal section at 10 μm/s; (d) transverse section at 10 μm/s; (e) longitudinal section at 100 μm/s; (f) transverse section at 100 μm/s

齐排列, 且与抽拉方向即热流方向呈现一定角度; Al₂Cu 相枝晶在合金纵截面组织中呈现规则的 L 和 I 字型形貌, 有较为明显的棱角特征, 如图 1d。在前期的研究中^[15]也在 Al-Al₂Cu 过共晶合金中获得过这种棱面 Al₂Cu 相枝晶组织。

随着凝固速率继续增大到 100 μm/s, 初生 Al₂Cu 相枝晶发生组织形态的转变, 由规则的 V 字型形貌变成细长板条型, 小平面相特征不明显, 如图 1e; 与 10 μm/s 横截面组织不同, 图 1f 中初生 Al₂Cu 相枝晶的边缘变的圆滑, 由规则的 L 和 I 字型形貌变成复杂的枝晶形貌, 具有非小平面相特性, 并且初生 Al₂Cu 相枝晶的尺寸有所减小, 周围共晶层片的间距也随之减小。

2.2 各相界面温度计算

在不同定向凝固速率下, Al-Al₂Cu 过共晶合金形成不同的凝固组织, 认为这是由于定向凝固下 Al-Al₂Cu 过共晶合金存在 α-Al 相、θ-Al₂Cu 相和共晶三相的竞争生长所致。在非平衡凝固条件下, 根据最高界面温度生长假设, 凝固界面生长温度最高的相具有

更大的稳定性，凝固时将决定最终的组织形态。在 Al-Al₂Cu 合金中，初生 Al₂Cu 相在较低的生长速率下界面生长温度采用 Burden 和 Hunt 模型来计算^[16]，其表达式为：

$$T_i = T_L - GD_L / V - [-8\Gamma_i m_i C_0 (1 - k_i) / D_L]^{1/2} V^{1/2} \quad (1)$$

式中， $i = \alpha, \beta$ ， T_L 为液相线温度， C_0 为原始合金成分， G 、 Γ_i 、 m_i 和 k_i 分别为合金液相界面前沿的温度梯度、 i 相的吉布斯-汤姆逊系数，液相线斜率和溶质分布系数。同时采用修正的 Jackson 和 Hunt 模型来计算 Al/Al₂Cu 共晶的界面生长温度^[17]：

$$T_c = T_E - 1.645 \left[\frac{\Gamma_\alpha \sin \theta_\alpha + \Gamma_\beta \sin \theta_\beta}{|m_\alpha| f_\alpha + |m_\beta| f_\beta} \cdot \frac{m_\alpha^2 (C_\beta^0 - C_\alpha^0) (f_\alpha f_\beta)^{0.661}}{D_L} \right]^{0.5} V^{0.5} \quad (2)$$

式中， T_E 为平衡凝固时共晶温度， Γ_α 、 Γ_β 、 m_α 和 m_β 分别为 α 相和 β 相的 Gibbs-Thompson 系数和液相线斜率， θ_α 和 θ_β 分别为 α 相和 β 相的接触角， f_α 和 f_β 分别为 α 相和 β 相的固相体积分数。

将 $G = 250 \text{ K/cm}$ 和表 1 的物性参数代入方程(1)、(2)，可计算出 α -Al 和 θ -Al₂Cu 和 Al/Al₂Cu 共晶的界面生长温度与速率之间的关系为：

$$T_\alpha = 782.6 - 81.5/V - 0.322V^{1/2} \quad (3)$$

$$T_\beta = 852 - 81.5V + 0.5V \quad (4)$$

$$T_c = 821 - 40.5V^{1/2} \quad (5)$$

图 2 是利用方程(3)、(4)、(5)获得的 Al-40%Cu (质量分数) 合金中各相界面生长温度随凝固速率的变化曲线。可以看出，当定向凝固速率小于临界速率 2.67 $\mu\text{m/s}$ 时，Al/Al₂Cu 共晶相界面生长温度大于 α -Al、 θ -Al₂Cu 相的界面生长温度，Al/Al₂Cu 共晶相领先于 θ -Al₂Cu、 α -Al 相生长，最终稳态凝固组织全耦合共晶

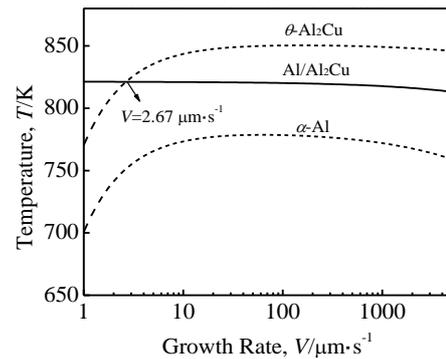


图 2 三相的界面温度随凝固速率的变化曲线

Fig.2 Interface growth temperatures of α -Al, θ -Al₂Cu and coupled eutectic (Al/Al₂Cu) as a function of the growth rate in directionally solidified Al-40%Cu hypereutectic alloy

组织，如图 1 中定向凝固 2 $\mu\text{m/s}$ 时的合金组织；当定向凝固速率大于临界速率 2.67 $\mu\text{m/s}$ 时， θ -Al₂Cu 初生相领先于 Al/Al₂Cu 共晶相、 α -Al 相生长，生长界面为枝状界面，最终稳态凝固组织为 θ -Al₂Cu 初生相和分布它们之间的共晶组织，如图 1 中定向凝固 10 和 100 $\mu\text{m/s}$ 时的合金组织。

2.3 横截面 EBSD 测试

从图 1 中可知初生 Al₂Cu 相枝晶在定向凝固组织中沿特定方向比较整齐地排列，表现出较为明显的取向特征。因此采用 EBSD 对定向凝固速率为 2 $\mu\text{m/s}$ 下合金横截面样品中 Al₂Cu 相的微观取向进行测试，结果如图 3 所示。图 3a 为横截面中的规则共晶组织，其

表 1 Al-Cu 合金物性参数

Table 1 Values of thermophysical properties used for calculation of Al-Cu alloy^[18]

Parameter	Unit	α -Al	θ -Al ₂ Cu
Solute partition coefficient, k_e		0.18	1.3
Eutectic composition, C_E	Mass fraction %Cu		33.2
Liquid diffusion coefficient, D_L	m^2/s		3.26×10^{-9}
Gibbs-Thompson coefficient, Γ	$\times 10^{-7} \text{ mK}$	2.4	0.55
Equilibrium liquidus slope, m_L	$\text{K}/\% \text{Cu}$	5.7	4.5
Phase solubility at T_E, C_s	Mass fraction %Cu	5.65	52.5
Phase contact angle with liquid, θ	($^\circ$)	70	52
Content of phase at T_E	Volume fraction%	26.7	0.733

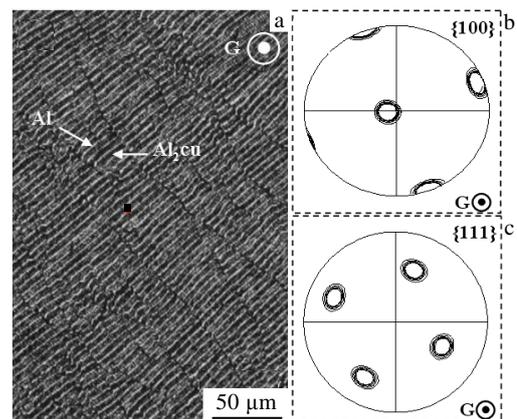


图 3 Al-40%Cu 合金在恒定定向凝固速率 2 $\mu\text{m/s}$ 横截面组织及 Al₂Cu 相的 {100} 极图及 Al₂Cu 相的 {111} 极图

Fig.3 Directionally solidified microstructures of Al-40%Cu hypereutectic alloy in transverse sections at 2 $\mu\text{m/s}$ (a); {100} pole figure of Al₂Cu phase (b); {111} pole figure of Al₂Cu phase (c)

中黑点位置为 EBSD 测试位置, 取向结果如图 3b 和图 3c 所示。垂直于图 3b 中{100}面极图的中心原点的方向即为定向凝固热流方向, Al₂Cu 相的 3 个极点位置分别位于极图的圆心和圆周附近, 表明垂直于图 3a 中横截面组织的方向为 Al₂Cu 相的[001]方向, 图 3c 中{111}面极图的 4 个极点位置也很有规律分布于极图中, 结果可以看出共晶中 Al₂Cu 相的[001]方向垂直于图 3a 中横截面组织, 且沿着平行于定向凝固热流方向生长。Li^[10]和 Sun^[19]等人在研究强磁场下的定向凝固中发现其磁场方向为[001]方向, 而本研究中的结果表明 Al₂Cu 相的[001]方向则沿着定向凝固热流方向。

图 4 为 Al-40%Cu 合金在恒定定向凝固速率 10 μm/s 横截面组织及 Al₂Cu 相的{100}极图。图 4a 中黑点为 EBSD 取向测试位置, 通过对 EBSD 测试数据进行处理可以得到图 4b 中{100}极图结果, 其中各个极点位置很整齐的排列在极图中, {100}面 3 个极点位置在极图的圆心和圆周附近分布, 表明垂直于图 4a 中横截面组织的方向为 Al₂Cu 相枝晶的[001]方向, 而定向凝固热流方向平行于 Al₂Cu 相的[001]方向, 并且 Al₂Cu 相枝晶的生长方向与热流近似平行。与 Matsunawa^[20]等人的结果不同, 本研究中的 Al₂Cu 相枝晶生长方向与热流方向[001]方向并没有 15°以上的偏离角。

2.4 XRD 极图测试

EBSD 微观取向结果表明定向凝固过共晶合金中 Al₂Cu 相生长方向与热流方向平行, 而在宏观取向分析上采用 XRD 取向测试技术。图 5 是 Al-40%Cu 合金在不同定向凝固速率下的普通 XRD 结果, 与自由凝固下所有晶面的衍射峰都在 XRD 中显露的结果不同, 在定向凝固下, 合金中 Al₂Cu 相只有某几个特定的衍射峰表现出来。在 2 μm/s 全共晶组织中, 共晶中的两

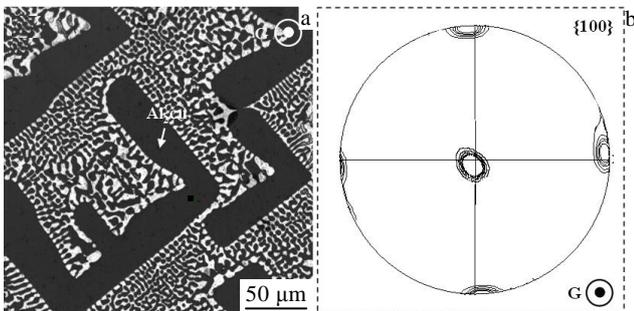


图 4 Al-40%Cu 合金在恒定定向凝固速率 10 μm/s 横截面组织及 Al₂Cu 相的{100}极图

Fig.4 Directionally solidified microstructures of Al-40%Cu hypereutectic alloy in transverse sections at 10 μm/s (a); {100} pole figure of Al₂Cu phase (b)

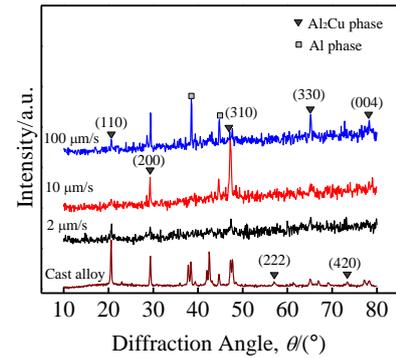


图 5 定向凝固不同速率下 Al-40%Cu 合金 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of Al-40%Cu alloy at different rates

相相互沿着热流方向耦合生长, 其中两相的体积分数一致, XRD 结果中 Al₂Cu 相的(110)、(200)、(310)、(330)和(001)等晶面表现出来, 并且各晶面的衍射峰强度基本一致。在 10 μm/s 下初生 Al₂Cu 相枝晶的 XRD 衍射结果表现出择优生长的特性, (310)面的衍射强度值最高, 并且在(200)面也有很强的衍射强度值。随着速率增大到 100 μm/s, 初生 Al₂Cu 相枝晶表现出圆滑非小平面组织特征, 在 XRD 中表现为多个衍射强度值的(200)、{110}、(310) 和(004)等晶面并存但以(200)晶面为主的特征。

从图 5 中 XRD 结果可以看出 Al-Al₂Cu 过共晶合金在不同速率下具有不同的取向特征, 因此依据消光原则和排除临近晶面对 XRD 取向测试的衍射干扰, 本实验中对不同凝固速率下样品的{110}、{200}、{222}和{402}面的极图进行了测试。通过对实测 XRD 衍射数据进行扣除背底等处理后得到图 6 定向凝固条件下 Al₂Cu 相在各凝固速率下{110}面的极图数据。3 个速率下的 Al₂Cu 相{110}晶面的极图密度值都呈现以圆心为中心的规则圆环分布, 具有明显的纤维结构^[13]特性, 这说明通过定向凝固技术获得的样品中具有很强的面织构特征, 取向比较集中, 组织形态得到很好的控制。

为了更好的反映出组织的取向信息, 将所测 4 个晶面的极图数据进行处理统计后得到不同速率下 Al-40%Cu 合金取向分布的反极图 (图 7)。在 2 μm/s 下 Al₂Cu 相具有 2 种取向, 如图 7a, 且主要的取向集中在[001]方向, 这与图 3 中的 EBSD 结果一致; 在 10 μm/s 时, 初生 Al₂Cu 相枝晶择优生长, 沿着热流方向规则排列, 在图 7b 结果反映出其取向分布更加集中在[001]方向; 初生 Al₂Cu 相枝晶在 100 μm/s 速率下边缘逐渐变的圆滑, 在图 7c 反极图中看出其存在多个取向, 主要集中在[001]和[110]等方向, 这与图 3 和图 4 中 EBSD

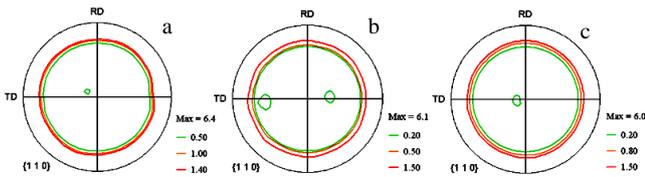


图 6 定向凝固 Al-40%Cu 合金在不同凝固速率下的 {110} 极图

Fig.6 Pole figure of Al-40%Cu alloy under directionally solidified at different solidification rates: (a) $V=2 \mu\text{m/s}$, (b) $V=10 \mu\text{m/s}$, and (c) $V=100 \mu\text{m/s}$

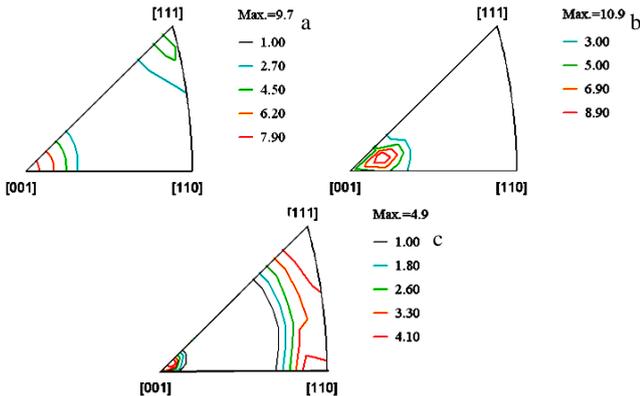


图 7 不同速率下定向凝固 Al-Al₂Cu 合金的反极图

Fig.7 Inverse pole figure of directionally solidified Al-Al₂Cu alloy at different growth rates: (a) $V=2 \mu\text{m/s}$, (b) $V=10 \mu\text{m/s}$, and (c) $V=100 \mu\text{m/s}$

的微观取向信息吻合的较好，与图 5 的 XRD 结果中 (001)和(110)取向信息也较为吻合，说明 XRD 宏观取向测试可以在宏观范围内对材料的取向信息进行统计。

2.5 ODF 取向分析

对于上述微观和宏观的取向信息也可以通过计算取向分布函数得到验证。图 8 为定向凝固速率 2 μm/s 样品的取向分布图。图中的 ODF 取向分布信息表现为平行的密度值分布曲线，表明全共晶组织中含有明显的纤维结构。经过数据计算，共晶中 Al₂Cu 相在小角度 $\phi=0^\circ$ 附近处含有明显规则的纤维结构为面织构 {001}，即[001]取向，与图 3 中得到的微观取向结果和图 7 中的反极图结果吻合。

图 9 为定向凝固速率 10 和 100 μm/s 下样品在 $\phi_2=45^\circ$ 的 ODF 函数，与图 8 结果类似，这 2 个速率下样品中也呈现出明显的纤维结构，其中在 10 μm/s 样品中，由于 Al₂Cu 相枝晶组织为规则 V 字型形貌，沿热流方向排列，表现在图 9a 中的 ODF 数据密度值更为集中，主要取向集中在 {001} 面织构即 [001] 取向；当凝固速率达到 100 μm/s 时，Al₂Cu 相枝晶边缘有圆滑的趋势，图 9b 中的 ODF 密度值呈现多个面织构取向

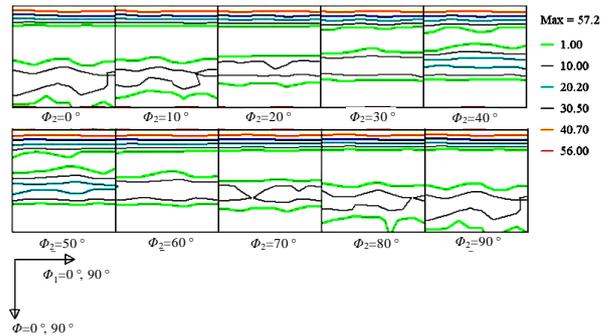


图 8 凝固速率 2 μm/s 样品的 ODF 函数

Fig.8 Orientation distribution function (ODF) of sample at solidification rate of 2 μm/s

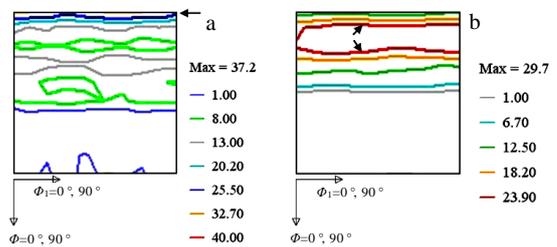


图 9 不同速率下定向凝固样品在 $\phi_2=45^\circ$ 的 ODF 函数

Fig.9 Orientation distribution function (ODF) of sample at different solidification rates: (a) $V=10 \mu\text{m/s}$ and (b) $V=100 \mu\text{m/s}$

线平行分布，经过计算得到主要取向为 {001}，{110} 和 {100}，与图 7c 中反极图得到的 {001} 和 {110} 取向结果基本一致。上述结果表明通过改变凝固工艺速率，Al₂Cu 相生长方向会随之发生转变，进而导致凝固组织形貌发生改变，凝固速率成为影响枝晶取向变化和形貌的主要因素。对于本研究中得到的结论，在 Lawson 和 Kerr 等人^[21]通过对定向凝固 Al-Al₂Cu 合金的取向研究结果中也得到验证，他们发现在实验速率比较大的情况下，Al₂Cu 生长方向由 (001) 方向转变为 (310) 方向，凝固速度的不同引起了晶体取向的变化。

研究表明四方 Al₂Cu 相快速生长的晶体学方向是 <110> 方向，然而受工艺因素的影响，晶体的生长方向往往会与晶体学惯性生长方向发生偏离而沿着其他方向择优生长。通过 EBSD 和 XRD 技术对不同定向凝固速率下 Al-40%Cu 过共晶合金的取向进行分析，发现在定向凝固条件下，凝固速度的差异导致晶体取向的变换，然而定向凝固热流又使得 Al₂Cu 相在不同速率下都主要沿着热流方向生长。结果表明，Al₂Cu 相的最终取向受定向凝固工艺参数等因素的影响。XRD 作为材料宏观取向分析技术，对不同工艺下材料的取向变化规律能够很好地统计和分析，可以为材料

取向的研究提供很好的测试手段。

3 结 论

1) 不同速率下的组织形态是由于各相竞争生长所致, 当定向凝固速率为 2 μm/s 时合金中为全共晶组织(Al/Al₂Cu), 其中的 Al₂Cu 相含有明显的(001)取向; 随着凝固抽拉速率增大到 10 μm/s 时, 初生 Al₂Cu 相枝晶优先共晶相生长, 其取向集中在(001)方向; 当凝固速率达到 100 μm/s 时, Al₂Cu 相取向为(100), (110) 和 (001) 等方向。

2) Al₂Cu 相生长方向沿着定向凝固热流方向。在定向凝固较低抽拉速率下可以获得取向更为集中的枝晶组织, 其组织形态得到很好的控制。工艺参数对枝晶的形态和取向的转变产生重要的影响。

参考文献 References

- [1] Mao Weimin(毛为民), Yang Ping(杨 平), Chen Leng(陈 冷). *Material Texture Analysis Theory and Testing Technology*(材料织构分析原理与检测技术)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 5
- [2] Yan X Q, Liu S X, Long W M *et al. Mater Design*[J], 2013, 45: 440
- [3] Sharma C, Dwivedi D K, Kumar P. *Mater Design*[J], 2013, 43: 134
- [4] Warren J. *Nat Mater*[J], 2006, 5: 595
- [5] Haxhimali T, Karma A, Geonales F *et al. Nat Mater*[J], 2006, 5: 660
- [6] Liu J, Zheng H X, Huang Y L *et al. Scripta Mater*[J], 2005, 53: 29
- [7] Salgado-Ordorica M A, Phillion A B, Rappaz M. *Metall Mater Trans A*[J], 2013, 44A(6): 2699
- [8] Rhêne M, Gonzales F, Rappaz M. *Scripta Mater*[J], 2008, 59(4): 441
- [9] Hamar R, Lemaignan C. *J Cryst Growth*[J], 1981, 53(3): 586
- [10] Li X, Ren Z, Fautrelle Y *et al. Acta Mater*[J], 2010, 58(4): 1404
- [11] Asta M, Beckermann C, Karma A *et al. Acta Mater*[J], 2009, 57(4): 944
- [12] Zhao X B, Liu L, Zhang W *et al. Mater Chem Phys*[J], 2011, 125(1): 57
- [13] Kalidindi S R, Knezevic M, Niezgodna S *et al. Acta Mater*[J], 2009, 57: 3917
- [14] Tang Ling(唐 玲), Li Shuangming(李双明), Fu Hengzhi(傅恒志). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(4): 618
- [15] Gao K, Li S M, Fu H Z. *Adv Mater Lett*[J], 2011, 2: 369
- [16] Burden M H, Hunt J D. *J Cryst Growth*[J], 1974, 22(2): 111
- [17] Magnin P, Rivedi. *T Acta Mater*[J], 1999, 1(4): 454
- [18] Jackson K A. *Liquid Metals and Solidification*[M]. Ohio: Amer Soc Mct, 1958, 47
- [19] Sun Z, Zhang L, Guo M *et al. Euro Phys Lett*[J], 2010, 89(6): 64 002
- [20] Marsunawa A, Katayama S, Simidzu H. *Trans of JWRI*[J], 1990, 19(1): 69
- [21] Lawson W H S, Kerr H K. *J Cryst Growth*[J], 1972, 12: 216

Effect of Directional Solidification Rate on Microstructure and Orientation of Hypereutectic Al-Al₂Cu Alloy

Gao Ka, Li Shuangming, Fu Hengzhi

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The microstructure and orientation of directionally solidified Al-40%Cu hypereutectic alloy were investigated, and the different microstructures were formed because of the growth competition between eutectic phase and the primary Al₂Cu phase. By X-ray diffraction techniques, the pole figures of Al₂Cu phase were tested within the macro-orientations and the orientation distribution function (ODF) was calculated. Meanwhile the micro-orientations of directional solidification samples were determined by EBSD. At the directional solidification rate 2 μm/s, the microstructure is all eutectic (Al/Al₂Cu) phase, in which Al₂Cu phase has the orientation of (001) direction; however, at 10 μm/s the primary Al₂Cu phase dendrite with faceted characteristic grows ahead of eutectic phase, which has mainly (001) orientation. When the solidification rate reaches 100 μm/s, Al₂Cu phase with non-faceted characteristic grow into complex morphology, and its orientation focuses on the (100), (110) and (001) directions. Al₂Cu phase grows along with the direction of heat flux. The results of XRD analysis show that dendritic morphology and orientation can be well controlled under directional solidification with relatively lower rate.

Key words: directional solidification; microstructure; orientation; XRD; EBSD

Corresponding author: Li Shuangming, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88493264, E-mail: lsm@nwpu.edu.cn