

快速凝固 Co-Cu 包晶合金的电学性能*

徐锦锋 魏炳波

(西北工业大学应用物理系, 西安 710072)

(2004 年 9 月 27 日收到, 2004 年 11 月 29 日收到修改稿)

研究了 Co-Cu 包晶合金快速凝固过程中的相选择和组织形成特征, 探索了冷却速率、组织结构和晶体位向与合金电阻率之间的相关规律. 实验发现, 快速凝固可使 Co 在(Cu)中的固溶度扩展至 20%. Cu 含量大于 80% 时, L + α Co \rightarrow (Cu) 包晶转变被抑制, (Cu) 可从过冷熔体中直接形核析出. Cu 含量在 40%—70% 范围时, Co-Cu 合金的液相分离受到抑制, 凝固组织沿条带厚度方向分为两个晶区. 细晶区中 α Co 和 (Cu) 相竞争形核并生长, α Co 枝晶形态细密, 细小的 (Cu) 等轴晶均匀分布于 α Co 的基体之中. 粗晶区 α Co 相为领先相, 富 Cu 相分布于 α Co 枝晶的晶界处. 随着冷速的增大, 合金组织显著细化, 晶界增多, 对自由电子的散射作用增强, 合金电阻率显著增大. 当晶界散射系数 $r = 0.996$ — 0.999 时, 可采用 M-S 模型综合分析快速凝固 Co-Cu 合金的电阻率.

关键词: 电阻率, 快速凝固, 相结构, 晶体生长

PACC: 8140R, 8130F, 6155H, 8110F

1. 引 言

钴铜合金以磁致电阻效应和优良的导电导热性能, 在电磁学研究领域受到广泛的重视^[1-10]. 但是, 由于受重力水平、过冷条件、异质晶核和液相流动的影响, Co-Cu 合金在液固相变过程中会发生液相分离现象^[11-13]. 急冷方法可使液态金属获得较大的冷却速率, 实现快速形核及生长, 从而有效地抑制液相分离过程, 最大限度地扩展合金相的固溶度并获得亚稳相结构. 显著细化的组织和特异的相结构必然引起合金物理化学性能的变化. 而且, 晶体取向、缺陷、晶界及表面状态对合金的电磁学特性有着显著的影响^[14-20]. 因此, Co-Cu 合金急冷快速凝固及其电磁学特性的研究是凝聚态物理和材料科学共同关注的研究课题. 然而, 对于 Co-Cu 合金快速枝晶生长行为、晶粒大小和晶体位向与电学性能之间的相关规律仍缺乏系统的研究.

本文实验研究了 Co-Cu 合金的急冷快速凝固行为和组织特征, 测定了快速凝固合金的电阻率, 将热传导方程和 Navier-Stokes 方程相耦合, 对合金熔体的冷却速率进行了理论计算, 并对合金的组织形态、晶体位向和电阻率的相关规律进行了理论探讨.

2. 实验方法

Co- $x\%$ Cu ($x = 40, 50, 60, 70, 80, 90$, 质量分数, 下同) 二元包晶合金系用高纯 Cu (99.999%) 和 Co (99.999%) 在超高真空电弧炉中熔配而成. 样品质量约为 1.2—1.8g, 采用单辊急冷方法实现快速凝固. 合金条带尺寸为厚 20—40 μm , 宽 5mm, 长约 2m. 实验过程中辊面线速度控制在 20—52m/s 范围.

合金样品经镶嵌和抛光之后, 选用“30ml 王水 + 5g $\text{CuCl}_2 + 30\text{ml H}_2\text{O}$ ”溶液进行浸蚀. 采用 XJG-05 型光学显微镜和 ARMRAY-1000B 型扫描电镜分析合金的组织形态. 用 D/MAX-1200 型 x 射线衍射仪分析合金的相结构和晶粒尺寸, 并采用经典的 SZ-82 型数字式四探针测试仪测定快速凝固合金的电阻率.

3. 结果与讨论

Co-Cu 合金属于具有典型包晶转变的合金系. 各合金成分在相图中的位置如图 1 所示^[21]. 在平衡凝固条件下, 成分为 $C_0 = 13.6\%$ — 95.3% Cu 的液态

* 国家自然科学基金(批准号: 50121101, 50395105 和 50271058)资助的课题.

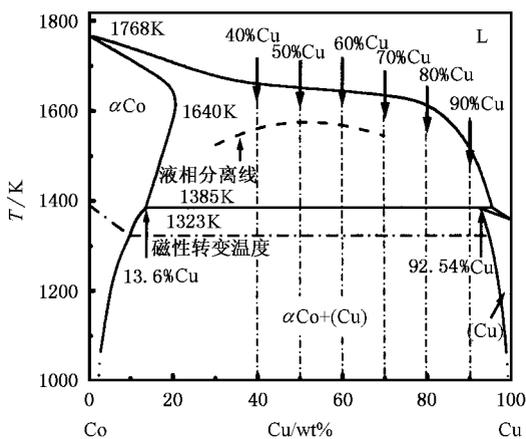


图1 合金成分在相图中的位置

合金凝固时首先从液相中析出 αCo 枝晶,当温度降至 1385K 时,剩余液体与 αCo 枝晶发生包晶转变,即 $L + \alpha\text{Co} \rightarrow (\text{Cu})$. 包晶点的成分为 92.54% Cu. 因此, $C_0 \geq 92.54\%$ 的合金将形成 (Cu) 的单相固溶体组织; $C_0 = 13.6\% - 92.54\%$ Cu 的合金会形成初生 αCo 加包晶 (Cu) 相的两相混合组织; $C_0 < 13.6\%$ Cu 的合金则凝固成单相 αCo . 当熔体温度下降至包晶线及两相固溶度曲线以下时, αCo 和 (Cu) 相均会发生脱溶转变. 温度进一步降低到 695K 时, αCo 还发生同素异构转变 $\alpha\text{Co} \rightarrow \epsilon\text{Co}$. 另外,在 1323K 下, Co-Cu 合金具有磁性转变特性. 然而,在急冷快速凝固条件下, Co-Cu 合金的组织特征和相选择与平衡凝固相比将会发生明显的偏离,从而引起合金物理性能的显著变化.

3.1. 快速凝固过程中的相选择

Cu 含量分别为 70%、80% 和 90% 的快速凝固 Co-Cu 合金的 XRD 分析图谱如图 2 所示. 可以看出, Co-70% Cu 合金除 (Cu) 的衍射峰之外,还出现了具有面心立方结构的 αCo 的衍射峰,与文献 [12] 的实验结果十分符合. 而 Co-80% Cu 和 Co-90% Cu 合金的 XRD 图谱中仅展现出具有面心立方结构的 (Cu) 晶体的衍射峰,其中 Co-80% Cu 合金的衍射峰无宽化迹象. 这说明在急冷快速凝固条件下,当 $C_0 \geq 80\%$ 时,平衡条件下惯常发生的 $L \rightarrow \alpha\text{Co}$ 初生转变和 $L + \alpha\text{Co} \rightarrow (\text{Cu})$ 包晶转变均受到抑制. (Cu) 相在急冷熔体中独立形核生长,液/固界面前沿溶质原子扩散和迁移受到抑制,溶质截留效应显著,Co 原子在很大程度上固溶在 (Cu) 相中,以致于当 Cu 含量达到 80% 时仍形成以 (Cu) 为主相的过饱和固溶体组织.

这一实验数据比 Klement^[21] 先前报道的 Co 在 (Cu) 中最大固溶度为 14% 要高出 6%. 急冷快速凝固在很大程度上扩展了 Co 在 (Cu) 中的固溶度. 随着 Cu 含量的增大, αCo 的析出倾向减小,凝固组织趋于由过饱和的单相 (Cu) 固溶体组成.

图 2 所示 XRD 分析结果还表明,在快速凝固条件下,大的冷却速率使 αCo 的同素异构转变 $\alpha\text{Co} \rightarrow \epsilon\text{Co}$ 受到抑制,从而使亚稳的过饱和 αCo 相一直保留到室温.

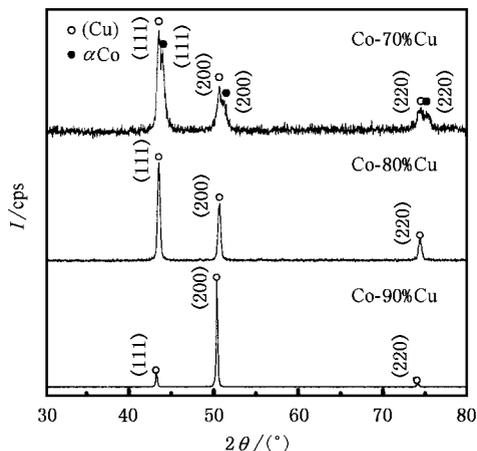


图2 Co-Cu 合金的 XRD 分析图谱

3.2. 冷却速率的理论计算

冷却速率是影响合金快速凝固组织和相选择的重要物理条件,通过改变辊速可实现对冷速的调整. 为了揭示冷却速率与辊速之间的相关规律,将热传导方程、Navier-Stokes 方程和连续方程相耦合,对液态合金的温度场和冷却速率 \dot{T} ($\dot{T} = -dT/dt$) 进行了理论计算. 动量传输和热量传输主控方程表达如下^[22]:

Navier-Stokes 方程

$$\frac{\partial V}{\partial t} + U \frac{\partial V}{\partial y} + V \frac{\partial V}{\partial x} = \nu(T) \nabla^2 V, \quad (1)$$

$$\frac{\partial U}{\partial t} + U \frac{\partial U}{\partial y} + V \frac{\partial U}{\partial x} = g + \nu(T) \nabla^2 U, \quad (2)$$

连续方程

$$\frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x} = 0. \quad (3)$$

熔体和固体能量方程分别为

$$\frac{\partial T}{\partial t} + U \frac{\partial T}{\partial y} + V \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right), \quad (4)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} + V \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right). \quad (5)$$

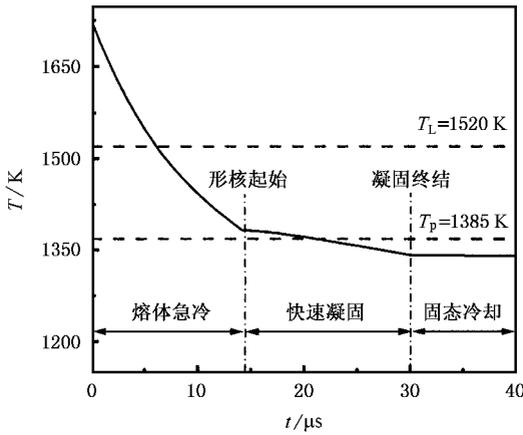


图3 Co-90% Cu 合金的冷却曲线

具体计算方法和过程及方程说明详见文献 [22]. 理论计算用物性参数列入表 1. 计算获得的 Co-90% Cu 合金的冷却曲线如图 3 所示. 图中, 高温熔体的温度开始发生急剧下降, 继而呈现平缓的温度平台. 温度平台显然是由于急冷熔体发生瞬间形核和快速生长时释放结晶潜热之缘故. 这说明在急冷快速凝固条件下, 合金熔体的冷却速率很大, 快速结晶所释放的潜热在很大程度上已通过 Cu 辊散失掉, 而未能引起合金的再辉. 总凝固时间很短, 仅 $30\mu\text{s}$. 辊速的增大使冷却速率显著增大, 如图 4 所

示. 计算得到的冷却速率在 $(5.6\text{—}9.7) \times 10^6 \text{ K/s}$ 范围. 高的冷却速率使金属熔体在快速形核与生长过程中的溶质扩散受到抑制, 原子扩散时间极短, 易于形成单相乃至非晶合金.

表 1 理论计算所用物性参数

物理量	数值		
	$C_0 = 70\%$	$C_0 = 80\%$	$C_0 = 90\%$
熔体热导率 $\lambda_L/\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$	125.9	138.91	152.14
固体热导率 $\lambda_S/\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$	197.0	212.40	228.07
熔体比热 $C_L/\text{Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$	525.17	515.29	505.23
固体比热 $C_S/\text{Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$	603.22	560.55	517.15
结晶潜热 $\Delta H/(\text{kJmol}^{-1})$	13.68	13.55	13.29
界面换热系数 $\alpha_w/\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$	1.0×10^6	1.0×10^6	1.0×10^6
熔池高度 H/m	1.0×10^{-3}	1.0×10^{-3}	1.0×10^{-3}
辊轮半径 r/m	6×10^{-2}	6×10^{-2}	6×10^{-2}
液柱宽度 L/m	1.6×10^{-3}	1.6×10^{-3}	1.6×10^{-3}
喷嘴宽度 l/m	8×10^{-4}	8×10^{-4}	8×10^{-4}
辊轮热导率 $\lambda_w/\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$	397	397	397
辊轮密度 ρ_w/kgm^{-3}	8.96×10^3	8.96×10^3	8.96×10^3
辊轮比热 $C_w/\text{Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$	390	390	390
辊轮角速度 ω/s^{-1}	333—871	333—871	333—871
气体常数 $R/\text{JK}^{-1}\text{mol}^{-1}$	8.3144	8.3144	8.3144
重力加速度 g/ms^{-2}	9.8	9.8	9.8

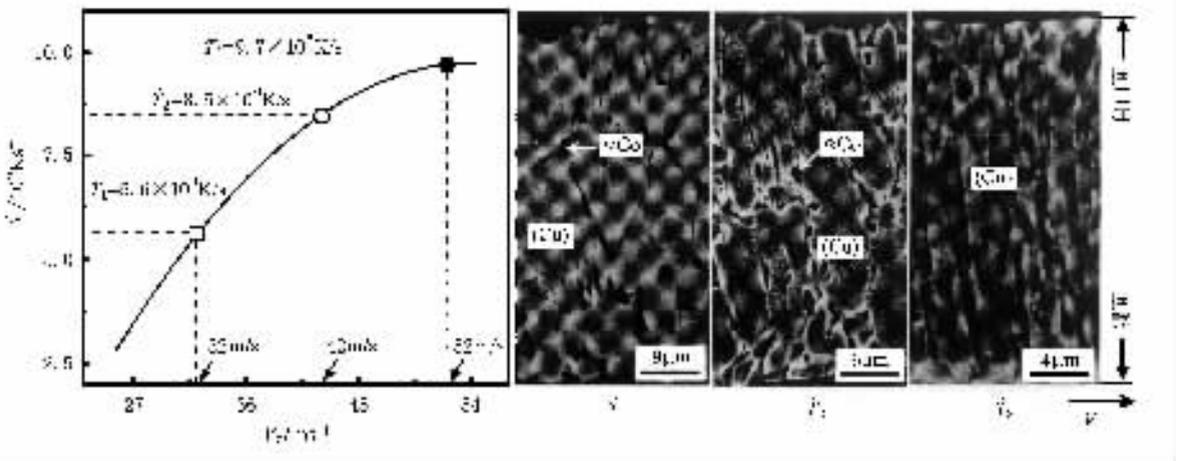


图 4 Co-90% Cu 合金冷却速率和组织形态与辊速之间的关系

3.3. 快速凝固合金的组织特征

快速凝固 Co-Cu 合金具有两种不同的组织形态: 柱状晶和等轴晶. 从图 4 可以看出, 随着冷却速率的增大, Co-90% Cu 合金的组织形态由粗大的等

轴晶向柱状晶、细密的柱状晶过渡. 这表明冷却速率的增大使晶体生长方向性增强. 晶体生长的方向性与 XRD 花样中各晶面的衍射强度有着良好的对应关系. 对比图 2 中各晶面的衍射峰可以看出, Co-90% Cu 合金的 (200) 晶面的衍射强度明显高于 (111)

晶面的衍射强度(200)晶面对应于(Cu)相的择优生长方向<001>晶向,因而形成与辊面近乎垂直的柱状晶.而Co-80%Cu和Co-70%Cu合金的(111)晶面的衍射强度却高于(200)晶面的,表明后二种合金的择优生长性减弱,各向同性生长趋势增强,因而形成以等轴晶为特征的凝固组织.

在本文实验条件下,Cu含量在40%—70%范围时,Co-Cu合金的液相分离受到抑制,晶体形貌以均匀细小的等轴晶为特征.图5为Co-60%Cu合金的快速凝固组织形态.图中,合金条带的凝固组织明显分为两个晶区,辊面细晶区和自由面粗晶区.细晶区因冷却速率高达 9×10^6 K/s, α Co和(Cu)相竞争形核,以枝晶方式交互生长. α Co枝晶形态细密,细小的(Cu)等轴晶均匀分布于 α Co的基体之中,如图5(a)(c)所示.而粗晶区冷速有所减小,凝固过程中 α Co为领先相,并快速生长为较粗大的等轴晶,一定数量的富Cu相分布于 α Co枝晶的晶界处,形成以 α Co为主相的快速凝固组织,如图5(a)(b)所示.两个晶区之间存在明显的分界面(面),这是晶区之间极薄的组织过渡区.界面两侧晶粒尺寸迥异,无明显的交互结晶迹象.即界面两侧的晶粒均是独立形核生长的结果.

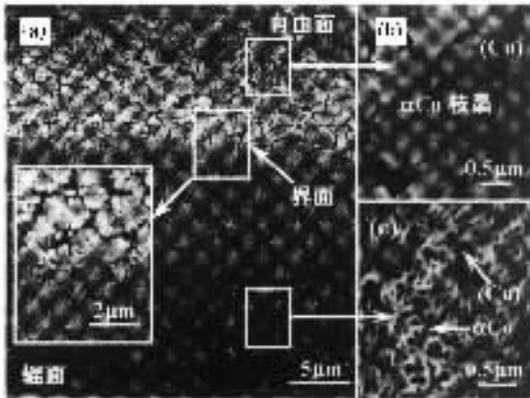


图5 Co-60%Cu合金的快速凝固组织形态

实验测定的晶粒尺寸随冷速和成分的变化如图6所示.可见,随着冷速的增大和Cu含量的减小,凝固组织明显细化,均匀性提高.在成分一定的情况下,冷速的增大使形核率增大,晶粒尺寸明显减小.

实际上,在XRD分析的基础上,采用Scherrer公式可对晶粒尺寸进行理论估算:

$$D_{hkl} = \frac{k\lambda}{\beta \cos\theta_{hkl}} \quad (6)$$

式中 k 为常数,对半高宽取0.9; $\lambda = 0.15406$ nm为常

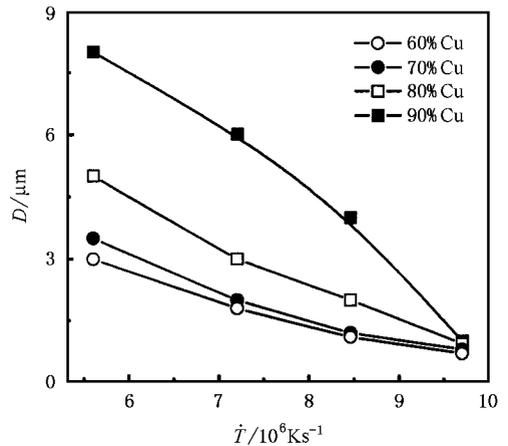


图6 晶粒尺寸随冷速和成分的变化

数 θ_{hkl} 为衍射角.为提高计算精度,扣除了仪器宽化因素.当冷速为 9×10^6 K/s时,用(Cu)相的(111)衍射峰半高宽计算得到的晶粒大小分别为14nm(80%Cu)和30nm(70%Cu),与实验值相符合.

3.4. 快速凝固合金的电学特性

在冷速一定的情况下,合金电阻率随Cu含量的变化如图7(a)所示.Cu为优良导体,常温下块体材料的电阻率仅为 $1.694 \mu\Omega \cdot \text{cm}$,而Co的导电性不及Cu,其块体材料电阻率达 $6.34 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ ^[23].因此,快速凝固合金的电阻率 ρ 随Cu含量的增大而减小.数据回归得到的 ρ 与 C_0 之间的关系可用下式来描述:

$$\rho = 17.50 + 8.87 \times 10^{-4} C_0 - 0.0016 C_0^2. \quad (7)$$

图7(b)为合金电阻率随冷速的变化关系.随着冷速的增大,合金的电阻率明显增大.电阻率随冷速的变化关系间接地反映了合金相结构和组织形态对电阻率的影响.实验发现,在快速凝固条件下,由于冷速变化所引起的合金组织形态和晶粒尺寸的变化要比相结构的变化更为显著.冷速增大,不仅使凝固组织显著细化,晶界明显增多,而且还会发生组织形态的变化.

组织形态及晶粒大小与合金的电学特性有着密切的联系.根据金属薄膜F-S理论^[24]和二流体模型理论^[14],运动的电子在薄膜表面和晶界上都会受到散射,这将导致参与导电的有效电荷密度的降低,从而使合金电阻率显著增大,这便是金属薄膜电阻率尺寸效应.然而,由于快速凝固样品的厚度通常在几到几十微米,远大于电子平均自由程,急冷合金样品

实际上并不存在明显的电阻率尺寸效应. 因此, 对快速凝固合金而言, 晶界散射便成为影响合金电阻率的主导性因素.

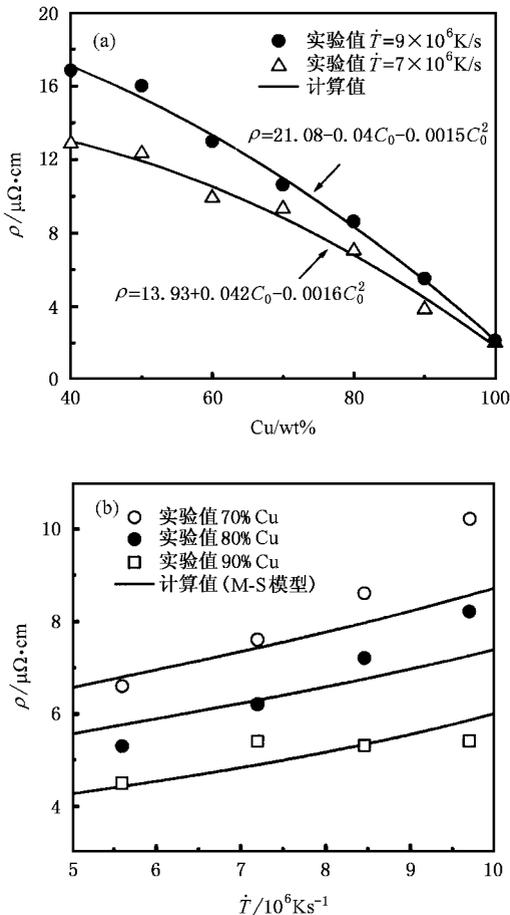


图7 电阻率与成分和冷速之间的关系 (a)电阻率随成分的变化 (b)电阻率随冷速的变化

包含体散射(声子和空位引起的散射)和晶界散射的多晶薄膜的电阻率可用 Mayadas 和 Shatzkes^[24] 提出的晶界电阻率模型(M-S模型)来描述:

$$\rho_0 / \rho_g = 3 \left[\frac{1}{3} - \frac{1}{2} \alpha + \alpha^2 - \alpha^3 \ln \left(1 + \frac{1}{\alpha} \right) \right] \quad (8)$$

$$\alpha = l_0 r / d(1 - r) \quad (9)$$

同时考虑薄膜表面散射和晶界散射的电阻率 ρ_t 可用经典的 Fuchs 理论来描述^[24], 即

$$\rho_t = \left\{ \frac{1}{\rho_g} - \frac{6}{\pi k_0 \rho_0} (1 - p) \right\} \int_0^{\pi/2} d\theta \int_1^\infty dt \frac{\cos^2 \theta}{H^2(t, \theta)} \times \left(\frac{1}{t^3} - \frac{1}{t^5} \right) \frac{1 - e^{-k_0 t H(t, \theta)}}{1 - p e^{-k_0 t H(t, \theta)}} \quad (10)$$

$$H(t, \theta) = 1 + \alpha / \cos \theta (1 - 1/t^2)^{1/2} \quad (11)$$

$$k_0 = a / l_0 \quad (12)$$

式中 ρ_0 和 ρ_g 分别为合金固有电阻率和晶界电阻

率. 不同成分的合金的 ρ_0 值用纯 Cu 和纯 Co 的固有电阻率^[23]拟合而成, 分别为 $\rho_0(\alpha_{70\% \text{ Cu}}) = 3.17 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, $\rho_0(\alpha_{80\% \text{ Cu}}) = 2.69 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, $\rho_0(\alpha_{90\% \text{ Cu}}) = 2.19 \mu\Omega \cdot \text{cm}$. 对(10)式取 $\rho_g = \rho_0$; p 为膜表面镜面反射系数, 对于多晶薄膜 $p \rightarrow 0$, 取 $10^{-3} - 10^{-4}$; r 为晶界散射系数, 通常取值在 0—1 范围; l_0 为电子平均自由程, 取 45.0 nm ^[24]; a 和 d 分别为合金条带厚度和晶粒平均尺寸. 其中, 晶粒尺寸 d 的定义为: 对柱状晶为一次轴间距, 对等轴晶为晶粒直径. 计算时, 三种成分合金样品的晶粒尺寸在同一数量级, 这有助于对晶粒尺寸随冷速的变化做合理的简化. 实验测定的合金样品厚度和晶粒尺寸随冷速的变化关系为

$$a = 37.88 - V_r + 0.0078 V_r^2 \quad (13)$$

$$d_{70} = 7.35 - 0.28 V_r + 0.0029 V_r^2 \quad (14)$$

$$d_{80} = 0.65 + 20.15 e^{-V_r^{10.23}} \quad (15)$$

$$d_{90} = 14.27 - 0.35 V_r + 0.0018 V_r^2 \quad (16)$$

式中 d_{70} , d_{80} , d_{90} 分别为 Co-70% Cu, Co-80% Cu 和 Co-90% Cu 合金样品的厚度.

结合(8)–(16)式对合金电阻率进行了理论计算, 得到的电阻率如图7(b)所示. 计算结果表明, 对于 M-S 模型, 电阻率对晶界散射系数十分敏感, 当 $r = 0.996 - 0.999$ 时理论计算值与实测值符合良好. 尽管 Fuchs 模型也考虑了晶界散射, 但该模型是基于薄膜表面散射建立起来的, 对于较厚的多晶合金条带而言, 不论 p 和 r 如何取值, 对合金的电阻率影响均相对较小, 计算值与实测值差异均较大, 不适于快速凝固合金电阻率的分析.

M-S 模型仅考虑了膜长度方向的晶界散射和体散射, 而未考虑膜厚方向的散射, 更未考虑各种晶体缺陷如位错、层错和孪晶等对电阻率的影响. 对比实验数据和理论计算值发现, 欲使二者达成较好的拟合效果, r 的取值往往趋近于 1, 要比按 Fuchs 模型计算的电阻率大得多, 这应该归功于膜厚方向的晶界和晶体缺陷的散射. 实际上, 在合金快速凝固过程中, 沿样品长度方向的凝固区中存在着较大的剪应力^[22], 必然导致快速凝固合金中位错密度和孪晶数量的增多, 因此 r 的取值实际上综合反映了晶界和晶体缺陷对合金电阻率的影响.

另外, 组织形态对合金电阻率也有着明显的影响. 快速凝固 Co-70% Cu 和 Co-80% Cu 合金均获得了细小的等轴晶组织, 合金的电阻率随冷速的增大呈现连续增大的趋势, 并且实测值的增大趋势要稍高于理论计算值. 而对于快速凝固 Co-90% Cu 合金

而言,由于组织形态存在由等轴晶向粗大柱状晶及细密柱状晶的转变,随着冷速的增大,实测值与理论计算值均十分符合,这主要归功于柱状晶的排列位向更接近于 M-S 物理模型.这种合金电阻率随冷速的变化趋势与前两种合金相比形成鲜明的对比,见图 6.这充分说明,膜厚方向上的晶界散射对电阻率是有贡献的.正是由于膜厚方向晶界散射的存在,在晶粒尺寸一定的情况下,等轴晶合金的电阻率要高于柱状晶合金的电阻率.

4. 结 论

1. 在急冷快速凝固条件下,大的冷却速率可最大限度地扩展合金相的固溶度,使 Co 在(Cu)相中的固溶度达到 20%.Cu 含量大于 80%时, $L + \alpha\text{Co} \rightarrow (\text{Cu})$ 包晶转变被抑制,(Cu)可从过冷熔体中直接形核析出,形成以(Cu)为主相的快速凝固组织.组织

形态分为两种:柱状晶和等轴晶.随冷速的增大,晶体生长的方向性增强.

2. Cu 含量在 40%—70% 范围时,Co-Cu 合金的液相分离受到抑制,合金条带的凝固组织明显分为两个晶区:混面细晶区和自由面粗晶区.细晶区因冷却速率大, αCo 和(Cu)相竞争形核,以枝晶方式交互生长, αCo 枝晶形态细密,细小的(Cu)等轴晶均匀分布于 αCo 的基体之中.粗晶区 αCo 为领先相,一定量的富 Cu 相分布于 αCo 枝晶的晶界处,形成以 αCo 为主相的快速凝固组织.较低温度下惯常发生的 αCo 的同素异构转变也受到抑制,致使亚稳的过饱和 αCo 相一直保留到室温.

3. 随着冷速的增大,合金组织显著细化,晶界、位错等晶体缺陷数量增多,对自由电子的散射作用增强,合金电阻率显著增大.当晶界散射系数 $r = 0.996—0.999$ 时,采用 M-S 模型可综合分析快速凝固 Co-Cu 合金的电导特性.

- [1] He J, Zhang Z D, Liu J P and Sellmyer D J 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 1779
- [2] Wang J Q, Dao N, Kim N H and Whittenburg S L 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 6762
- [3] Su M H, Hwang C C, Chang J G and Wang S H 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 4566
- [4] Wang W D, Zhu F W, Weng J and Xiao J M 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 1118
- [5] Merkourakis S, Hÿtch M J, Chassaing E, Walls M G and Wang Y L 2003 *J. Appl. Phys.* **94** 3035
- [6] Tsunoda M, Takahashi D and Takahashi M 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 6513
- [7] Katine J A, Albert F J and Buhrman R A 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 354
- [8] Katine J A, Palanisami A and Buhrman R A 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 1883
- [9] Paul A, Damm T, Bürgler D E, Stein S, Kohlstedt H and Grünberg P 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 1905
- [10] Spizzo F, Angeli E, Bisero D, Vavassori P and Ronconi F 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 3293
- [11] Cao C D, Lu X Y and Wei B B 1999 *Chin. Sci. Bull.* **44** 1338
- [12] Busch R, Gärtner F, Borchers C, Haasen P and Bornmann R 1996 *Acta mater* **44** 2667
- [13] Cao C D, Wang and Wei B B 2000 *Sci. in China (series A)* **43** 1318
- [14] Reiss G, Vancea J and Hoffmann H 1986 *Phys. Rev. Lett.* **56** 2100
- [15] Van Gorp G J 1975 *J. Appl. Phys.* **46** 1922
- [16] Fitzgerald P E and Leonard W F 1971 *J. Appl. Phys.* **42** 2944
- [17] Zhou Y Q, Matsubara I, Shin W, Izu N and Murayama N 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 625
- [18] Jen S U, Chen T P and Chang S 1991 *J. Appl. Phys.* **70** 5831
- [19] Jacob U, Vancea J and Hoffmann H 1990 *Phys. Rev. B* **41** 11852
- [20] Sheng L, Xing D Y and Wang Z D 1995 *Phys. Rev. B* **51** 7325
- [21] Massalski T B *et al* 1986 *Binary Alloy Phase Diagrams ASM International* **2** 1182
- [22] Xu J F and Wei B B 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1909 (in Chinese)
[徐锦锋、魏炳波 2004 物理学报 **53** 1909]
- [23] Brandes E A 1983 *Smithells Metals Reference Book* **14** 6
- [24] Mayadas A F and Shatzkes M 1970 *Phys. Rev.* **1** 1382

Electrical property of rapidly solidified Co-Cu peritectic alloys *

Xu Jin-Feng Wei Bing-Bo

(Department of Applied Physics , Northwestern Polytechnical University , Xi 'an 710072 , China)

(Received 27 September 2004 ; revised manuscript received 29 November 2004)

Abstract

The microstructure formation and phase selection characteristics of Co-Cu peritectic alloys during rapid solidification are investigated experimentally. The relationships between such physical factors as cooling rate , microstructure morphology , crystal orientation , and alloy resistivity are further analyzed. The experimental results show that rapid solidification makes the Co solubility in (Cu) phase extend up to 20% Co. If Cu concentration is more than 80% Cu , the peritectic transformation $L + \alpha\text{Co} \rightarrow (\text{Cu})$ is suppressed , and the (Cu) phase can directly precipitate from the undercooled alloy melt . When the Cu concentration is in the range of 40% – 70% Cu , the liquid phase separation of the alloys is also suppressed , and the microstructure in the direction of ribbon thickness consists of two crystal zones. In the fine crystal zone , the αCo and (Cu) phases nucleate and grow competitively , the tiny equiaxed (Cu) dendrites are distributed in the αCo matrix homogeneously , whereas in the coarse crystal zone the αCo is the leading phase , where Cu-rich phase exists in the grain boundary of αCo dendrites. With the increase of cooling rate , the microstructure is refined and the amount of grain boundary increases , resulting in the rise of alloy resistivity. If the grain boundary reflection coefficient $r = 0.996\text{—}0.999$, the electrical resistivity of Co-Cu peritectic alloys can be predicted theoretically.

Keywords : electrical resistivity , rapid solidification , phase structure , crystal growth

PACC : 8140R , 8130F , 6155H , 8110F

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50121101 , 50395105 and 50271058).