

文章编号: 1004-0609(2003)02-0328-07

Fe-Sn 偏晶合金的深过冷快速凝固组织^①

朱定一¹, 杨晓华¹, 韩秀君², 魏炳波²

(1. 福州大学材料科学与工程学院, 福州 350002; 2. 西北工业大学应用物理系, 西安 710072)

摘要: 采用 3 m 落管实验装置研究了 Fe-Sn 偏晶合金深过冷快速凝固组织。结果显示在大的过冷度下, 亚偏晶合金, 偏晶合金和过偏晶 Fe-Sn 合金均获得了组织均匀的两相共生组织, 表明在过冷条件下偏晶相图具有与共晶相图相似的偏晶共生区。在过偏晶合金中, 富 Sn 液相优先聚集生长, 具有调幅分解生长特征; 而在亚偏晶合金中, 领先形成相为 Fe 的固溶体, 它以形核长大的方式进行。在 Fe-26.2% Sn 亚偏晶合金中, 首次获得了绝对稳定平界面生长单相组织, 实际的溶质分配系数 $k_V \rightarrow 1$, 经计算, 获得绝对稳定平界面生长的临界过冷度为 588 K, $\Delta T = 0.4 T_L$, 对应的生长速度为 38.3 m/s。

关键词: 偏晶合金; 深过冷; 落管; 共生组织; 平界面生长

中图分类号: TG 132

文献标识码: A

偏晶合金由于存在 $L \rightarrow L_1 + L_2$ 两液相分离转变, 导致合金凝固组织出现宏观不均匀分布。因此, 在工业生产中, 偏晶合金的应用存在一定的困难, 对偏晶合金的凝固研究至今也较少。但是偏晶合金往往由熔点相差较大的两种金属元素组成, 如 Ni-Pb, Fe-Sn, Cu-Pb, Zr-Pb, Ni-Ag 和 Al-In, 形成的两相固溶体或化合物硬度相差很大, 因此可以构成工业中理想的自润滑耐磨材料及自润滑导电材料。Cu-Cr 偏晶合金作为重要的电触头材料其凝固过程的研究近年来受到重视^[1, 2]。20 世纪 80 年代以来, 研究人员发现, 定向凝固条件下许多偏晶合金以类似共晶方式凝固, 形成规则的片层状组织^[3, 4]。Al-In 偏晶合金在急冷快速凝固过程中能够形成自生复合材料所期望的弥散化组织^[5]; 另外, Perepezko 等^[6] 和 Ratke 等^[7, 8] 对 Zr-Pb 等低熔点偏晶合金的深过冷凝固过程作了初步研究; Wei 等^[9, 10] 对高熔点偏晶合金, 如 Ni-Pb, Cu-Pb 和 Fe-Sn, 作了熔融玻璃净化深过冷凝固研究, 分析了过冷度对偏晶合金生长速度的影响。

近年来对 Al-In 等低熔点偏晶合金的生长动力学有新的发现^[11], 特别是随着空间微重力实验科学的发展, 人们注意到空间微重力环境对偏晶合金凝固组织的均匀化具有重要作用, 可以克服两相因密度差造成的宏观组织偏析^[12-14]。但迄今为止, 有关高熔点偏晶合金深过冷及快速凝固的研究和报道

很少。本研究中作者通过 3 m 落管技术, 对 Fe-Sn 偏晶合金的深过冷快速凝固组织进行研究, 对深过冷凝固条件下组织形成机理进行初步探讨。

1 实验

采用 99.98% 的纯 Fe 和 99.98% 的纯 Sn 制备 Fe-26.2% Sn 亚偏晶合金、Fe-31.2% Sn 偏晶合金和 Fe-34.7% Sn 过偏晶合金(摩尔分数)。在制备前分别用 B₂O₃ 玻璃和硅油对 Fe 和 Sn 进行净化处理, 将配好的金属取出 0.7g 放置于底部带有 0.5 mm 小孔、直径为 15 mm 的石英玻璃试管中, 然后装置在 3 m 落管的顶端, 采用高频感应加热熔炼。落管内首先进行抽真空处理, 当真空度达到 2.5×10^{-4} Pa 后, 充入 Ar 和 He 的混合气体进行保护, 待金属熔化后, 用 Ar 气将其吹落, 最后在落管底部收集凝固的金属粒子。凝固组织采用 XA-840 型扫描电镜和 XJG-05 型光学显微镜进行分析。

2 结果与分析

2.1 凝固组织形貌及偏晶扩展共生区

图 1 所示是 Fe-Sn 平衡相图, 熔炼配制的亚偏晶合金(1)、偏晶合金(2)、过偏晶合金(3)分别示于相图中。通常在缓慢凝固条件下, 过偏晶合金将发

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(59871040)

收稿日期: 2002-06-05 修订日期: 2002-08-10

作者简介: 朱定一(1958-), 男, 副教授, 博士。

通讯联系人: 朱定一, 副教授, 博士; 电话: +86-591-7893540; E-mail: zdy7081@sohu.com

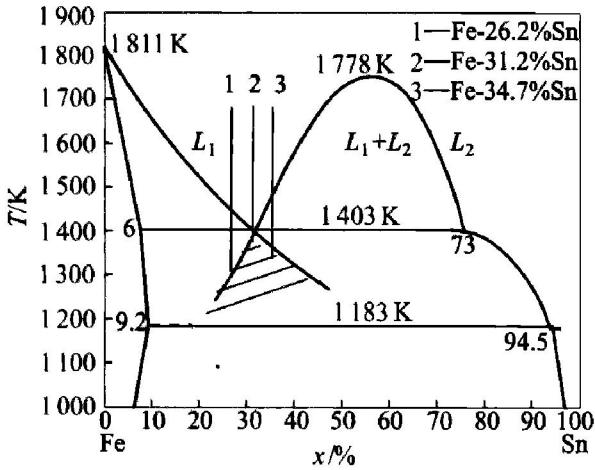


图1 Fe-Sn 二元合金相图
Fig. 1 Fe-Sn phase diagram

生 $L \rightarrow L_1 + L_2$ 两液相大体积分离转变, 见图 2(a) 所示凝固组织, 其中白色块状相为 Sn 的固溶体。在落管微重力环境中, 随着凝固粒子尺寸的减小, 冷却速率不断提高, 液态金属所获得的过冷度不断增大。实验表明在大过冷条件下, 过偏晶合金在凝固时, 可以抑制 $L \rightarrow L_1 + L_2$ 两液相大体积分离转变, 生成与偏晶点成分相同的两相共生组织, 既 $L \rightarrow (Fe + Sn(L))_m$, 见图 2(c)。在亚偏晶合金中, 在慢速冷却条件下, 首先从液相中结晶出初生相 Fe 的固溶体, 而后在偏晶温度发生偏晶转变, 平衡组织为 $Fe_p + (Fe + Sn(L))_m$, 但在大过冷条件下, 初生相 Fe 固溶体的结晶被抑制, 生长出 Fe 和 Sn 两相相间的条状和球状共生组织, 见图 3。表明偏晶点附近成分的合金存在一临界过冷度 ΔT_c , 当实际过冷度小于 ΔT_c 时, 过偏晶合金的凝固组织发生 $L \rightarrow L_1 + L_2$ 两液相大体积分离, 亚偏晶合金结晶出初生相 Fe; 当实际过冷度大于 ΔT_c 时, 则发生完全的共生生长, 这一点与共晶生长机制十分相似。这里将非偏晶点成分的合金在过冷条件下生成完全的偏晶共生组织的过冷区域称为偏晶扩展共生区。当偏晶点的位置处在相图的中间部位时, 偏晶共生区可近似用相图 1 中液相线的延长线所包围的阴影区表示, 该延长线即为 T_c 温度线, $\Delta T_c = T_L - T_c$ 。

亚偏晶合金与过偏晶合金有两点不同: 一是初生相分别为固相和液相, 二是界面分别是固/液界面和液/液界面, 因此在大过冷条件下, 共生转变的组织形态有所不同, 亚偏晶合金大部分形成了片层相间的条状组织, 通过固相 Fe 和液相 Sn 交替形核长大生长, 见图 3(a); 而过偏晶合金的共生组织均为球状, Sn 以球状分布于基体中, 见图 2(b)。从图 1 中液相线 T_L 和偏晶转变扩展温度线 T_c 可以近

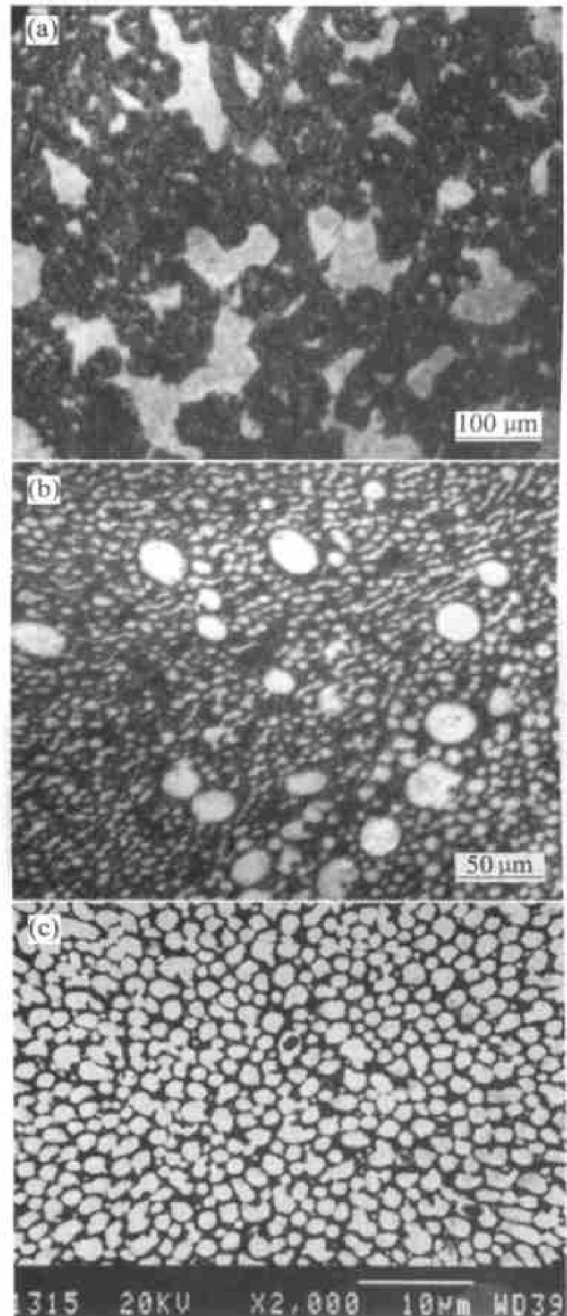


图2 Fe-34.7%Sn 过偏晶合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of Fe-34.7%Sn hypermonotectic alloy

- (a) —Two separate phase structure
($D = 0.85 \text{ mm}$, $\Delta T < 84 \text{ K}$);
- (b) —Ostwald wrought structure
($D = 0.56 \text{ mm}$, $\Delta T < 123 \text{ K}$);
- (c) —Complete coupled growth structure
($D = 0.29 \text{ mm}$, $\Delta T > 123 \text{ K}$)

似测得, 亚偏晶合金(1)和过偏晶合金(3)进入两相共生区的临界过冷度 ΔT_c 分别约为 155 K 和 123 K。

2.2 Fe-Sn 偏晶合金组织转变机理

实验表明, 对于 Fe-Sn 过偏晶合金, 富 Sn 液相 L_2 从母液中分离的过程以调幅分解机制进行,

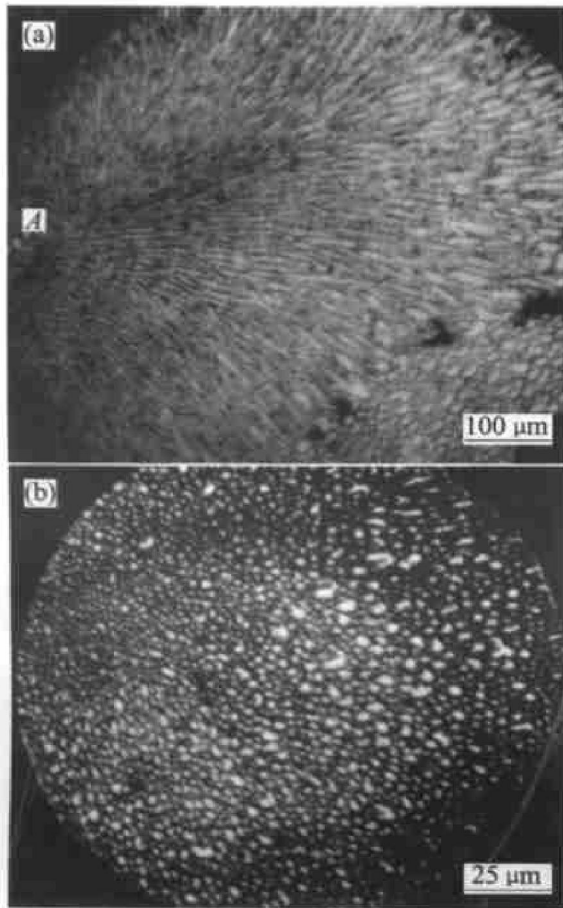


图3 Fe-26.2% Sn 亚偏晶的显微组织
Fig. 3 Microstructures of Fe-26.2% Sn hypomonotectic alloy

- (a) —Coupled growth structure
 ($D = 0.71 \text{ mm}$, $\Delta T > 155 \text{ K}$);
- (b) —Monotectic structure ($D = 0.16 \text{ mm}$)

液相 Sn 从母液中以无结构转变的自发扩散聚集形成。图 4(a) 所示为 Fe-34.7% Sn 过偏晶合金在大过冷度条件下, 通过快速凝固俘获的富 Sn 区早期组织形貌。白色圆球为富 Sn 区, 它与周围基体无明显相界, 具有成分渐变特征, 为调幅分解组织转变类型。调幅分解组织的最终成分与形核长大组织的最终成分相同, 但前者是一种无能垒障碍的上坡扩散。由于两液相的界面能处处相等, 降低了系统总的自由能, 液相 Sn 将趋于球形并被基体液相包围。但在过冷度较小时, 富 Sn 液相之间将发生 Ostwald 碰撞凝并长大, 见图 2(b)。对于亚偏晶合金, 由于分离的两相中有固相 Fe 的形成, 因此共生转变过程与过偏晶的不同。图 5(a) 所示是亚偏晶合金在大过冷条件下俘获的 Fe 固溶体早期组织形貌, Fe 一旦形核, 就与基体之间有明显相界, 新相的成分与基体的相比发生了突变, 其形态为蠕虫状, 因此亚偏晶合金共生组织的形成以形核与核长大的方式进行, 领先相是 Fe 的固溶体, 其长大往往以固溶

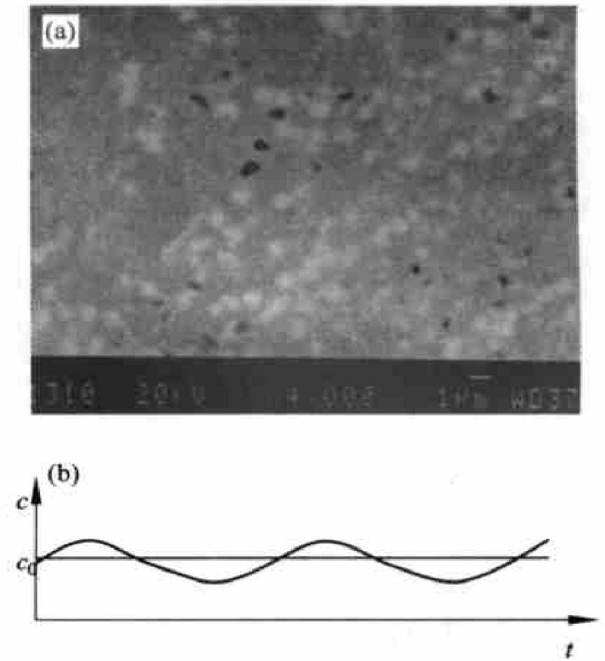


图4 过偏晶合金中富 Sn 液相调幅分解聚集
Fig. 4 Spinodal congregating of Sn-rich liquid phase in hypermonotectic alloys
 (a) —Morphology;
 (b) —Schematic representation of concentration distribution of Sn

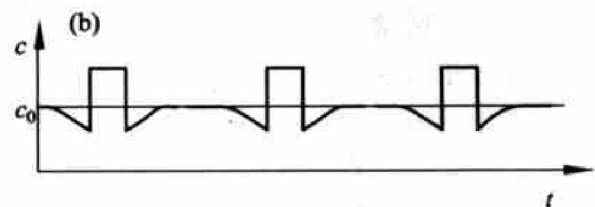
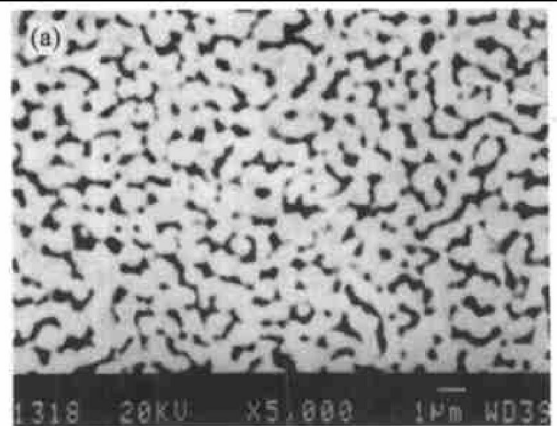


图5 亚偏晶合金中 Fe 固溶体的优先形核长大
Fig. 5 Prior nucleation and growth of Fe solution in hypomonotectic alloy
 (a) —Morphology of nucleation and growth of Fe solution in early growth;
 (b) —Schematic representation of concentration distribution of Fe

体 Fe 和液相 Sn 的交替生长进行。图 3(a) 表明, 亚偏晶合金从 A 点处形核并以放射状组织长大成片层状共生组织, 最终形成一尺寸较大的共晶团簇。

2.3 偏晶生长动力学

2.3.1 溶质截留效应

在超洁净落管环境中, 液滴在凝固时避免了容器壁和因氧化产生的异质晶核的影响, 从而可以获得大的过冷度, 由此产生的溶质截留效应十分显著。图 4 和图 5 中两分离相在早期尚未充分形成即表明了这一点。图 6(a) 所示是直径 162 μm 的 Fe-26.2% Sn 亚偏晶合金小液滴在大过冷度下获得的绝对稳定平界面生长组织, 图 6(b) 所示是该组织的高倍形貌。经能谱成分分析, 该区域各点的成分与母合金成分相似, 组织形貌单一、均匀。溶质截留效应可用式(1)表示^[15]:

$$k_V = \frac{k_E + \delta_i / D_L}{1 + \delta_i / D_L} \quad (1)$$

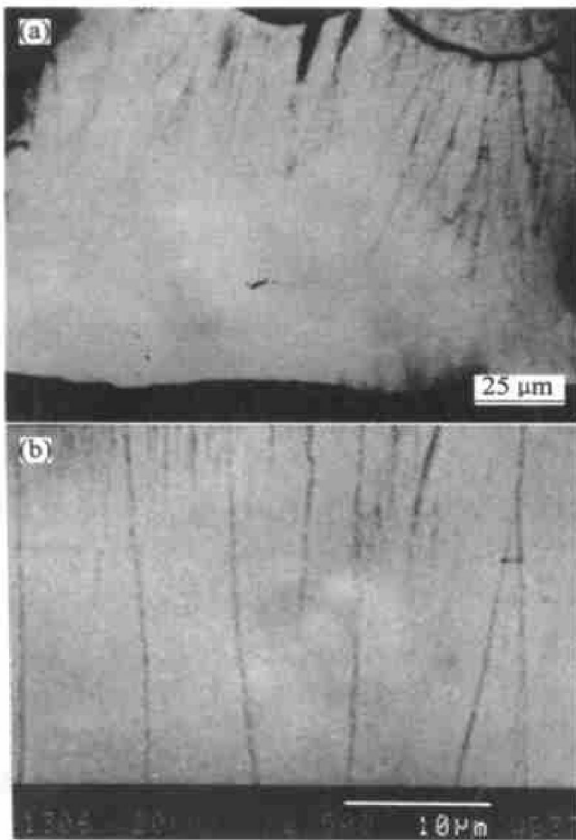


图 6 Fe-26.2% Sn 亚偏晶合金在超过冷条件下形成的稳定平界面生长组织

Fig. 6 Morphologies formed in growth way of stable planar interface at deep undercooling in

Fe-26.2% Sn hypomonotectic alloy

($D = 162 \mu\text{m}$, $\Delta T = 588 \text{ K}$)

(a) —Low magnification morphology;

(b) —High magnification morphology

式中 k_V 为非平衡凝固时的溶质分配系数, k_E 为平衡分配系数, D_L 为溶质在液/固界面处的扩散系数, δ 是表征固/液界面上成分调整的原子间距离尺度。

从式(1)式中可以看到, 当凝固速度 v 很大时, $k_V \rightarrow 1$, 而凝固速度 v 又与过冷度 ΔT 有关, 过冷度 ΔT 增大, 则凝固速度 v 增大, 可以用 LKT 枝晶生长理论模型^[16] 表征两者之间的关系。另一方面原子扩散系数 D_L 也与过冷度 ΔT 有关, 可表示为:

$$D_L = D_0 \exp \frac{Q}{R(T_L - \Delta T)} \quad (2)$$

式中 Q 为液态金属中溶质原子的扩散激活能, D_0 为扩散常数, T_L 为合金的熔点。结合 LKT 枝晶生长理论模型^[16] 计算出固/液界面的实际分配系数 k_V 与过冷度 ΔT 之间的关系曲线见图 7。

计算表明, 过冷度 ΔT 在 420~600 K 之间, k_V 值急剧增大, 当 $\Delta T > 580 \text{ K}$ 时, $k_V > 0.9$, 溶质截留效应非常突出。图 7 中 C 点对应的温度为凝固过程中由溶质扩散控制向热扩散控制转变的温度。

2.3.2 超过冷下的绝对稳定平界面生长

大量实验表明, 在小的生长速度范围内, 金属在定向凝固时通常先是以平界面生长, 而后随着过冷度增大转为胞状晶生长和枝晶生长, 然而当过冷度达到某一临界值后, 液态金属又转为平界面生长, 并发生完全的溶质截留。Mullins 等^[17] 对平界面生长进行了深入研究, 先后提出以下描述高速生长时界面稳定性条件:

1) 当溶质的扩散距离($\delta_c \sim D/v$) 接近溶质的毛细现象长度($S_c \sim \Gamma / \Delta T_0$) 时, 出现绝对稳定性的临

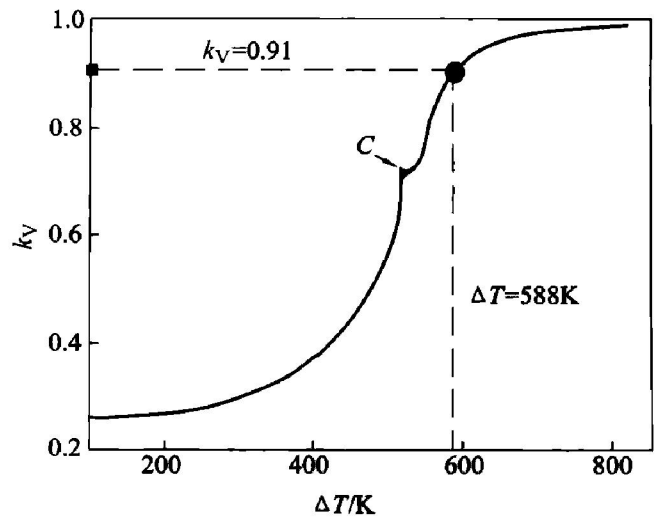


图 7 液/固界面实际分配系数 k_V 与过冷度 ΔT 之间的关系曲线

Fig. 7 Real distributive coefficient, k_V , at interface of liquid and solid vs undercooling

界生长速率 v_c :

$$v_c = \Delta T_0 D_L / k_E \Gamma \quad (3)$$

式中 ΔT_0 为某一成分 c_0 液相线至固相线的温度间距, D_L 为液相中的溶质扩散系数, k_E 为溶质平衡分配系数, Γ 为 Gibbs-Thomson 系数, $\Gamma = \sigma_{sl} / \Delta S_f$, σ_{sl} 为固/液界面能, ΔS_f 为摩尔熔化焓。

2) 鉴于成分过冷理论存在不足, 提出一个考虑了溶质浓度场和温度场、固/液界面能以及界面动力学的数学模型, 并在平界面前沿引入一个扰动, 得到下面绝对稳定平界面生长速率模型:

$$v_c = \frac{m_L^2 c_0 c_L (1 - k_E) D_L}{k_E^2 \Gamma T_L} \quad (4)$$

式中 m_L 为液相线斜率, c_0 为合金成分, c_L 为液相线上合金成分(随温度变化), k_E 为平衡分配系数, T_L 为合金熔点, D_L 为液相中溶质扩散系数。对于 Fe-26.2%Sn 合金, 绝对稳定平界面生长速率与过冷度之间关系的计算结果示于图 8, 各参数值列于表 1 中。

图 8 中曲线 1 和曲线 2 分别是按式(4)和式(3)计算的结果, 曲线 3 是采用 LKT 枝晶生长模型对 Fe-26.2%Sn 亚偏晶合金计算所得枝晶生长速度与过冷度之间的关系曲线。计算表明, 当该合金的过冷度小于 588 K 时, 结晶以枝晶生长方式进行, Fe-Sn 合金将发生两相分离; 当过冷度大于 588 K 时, 晶体实际的生长速度已大于稳定平界面生长所需的临界生长速度, 故将发生绝对稳定平界面生长。588 K 即为 Fe-26.2%Sn 亚偏晶合金发生绝对稳定平界面生长的临界过冷度, 用 ΔT_c 表示。所采用的两种稳定平界面生长模型在小过冷度范围相差较大, 在大过冷度范围十分接近, 这主要是式(4)除了考虑过冷度对液相溶质原子扩散的影响外, 还将液相线上合金浓度 c_L 随温度变化这一因素考虑进去; 而式(3)只考虑了过冷度对液相溶质原子扩散的影响。两曲线在大过冷度范围变得十分接近, 表明液态合金获得的过冷度越大, 溶质原子的扩散就

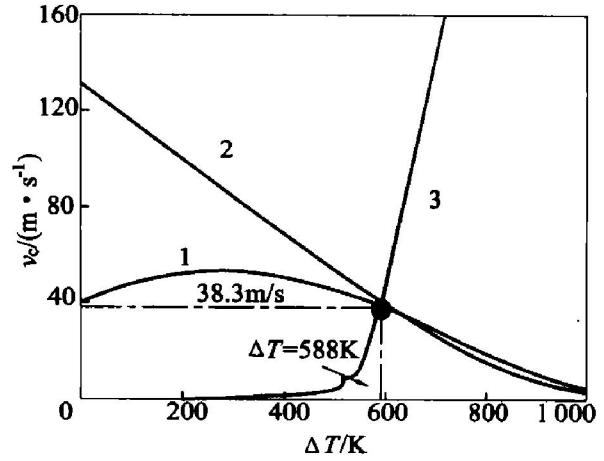


图 8 Fe-26.2%Sn 亚偏晶合金稳定平界面生长的临界过冷度和生长速度

Fig. 8 Critical undercooling of absolute stable planar interface growth vs growth rate in Fe-26.2%Sn hypermonotectic alloy

成为主要因素。计算所获的过冷度 $\Delta T = 0.4 T_L$ 远远超过了 $\Delta T_h = \Delta H_m / c_{p,1} = 324$ K, 故属于超过冷范围^[18]。在 Fe-26.2%Sn 亚偏晶合金中实现绝对稳定平界面生长也属首次。为了进一步证明这样大的过冷度的真实性, 采用牛顿冷却模型^[19]对 3 m 落管中粒子的冷却过程进行了计算:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{6}{\rho_p D} [\varepsilon \sigma (T^4 - T_0^4) + h(T - T_0)] \quad (5)$$

式中 ρ 为合金熔体的密度, c_p 为比热容, D 为液滴直径, ε 为合金发射率, σ 为 Stefan-Boltzmann 常数, T 是液滴下落时的温度, T_0 为真空室环境温度, h 为气体换热系数。该式反映的是结晶潜热释放前的 $T-t$ 关系曲线。各参数值列于表 2 中, 计算结果见图 9。对于图 6 中 $D = 162 \mu\text{m}$ 的亚偏晶小液滴, 它落在 3 m 落管的底部时, 即将发生凝固, 出现了一撞击平面, 因此该粒子的实际过冷度就是发生稳定平界面生长的临界过冷度。其下落时间约为 0.5 s, 计算结果与图 8 中计算结果相符, 过冷度不小于 590 K。因此 Fe-26.2%Sn 获得绝对稳定平

表 1 Fe-26.2%Sn 合金的物性参数

Table 1 Physical properties of Fe-26.2%Sn alloy

T_L / K	m_L / K	k_E	$\Delta H / (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$	$c_{p,l} / (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	$\sigma_{sl} / (\text{J} \cdot \text{m}^{-2})$	$\Delta T_0 / \text{K}$	$\alpha_l / (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	$v_0 / (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	$D_0 / (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	$Q / (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$	c_L	$\delta / \mu\text{m}$
1443	-12.7	0.26	13250	40.9	0.238	754	1.0×10^{-5}	2000	6.96×10^{-8}	20512	$171.3 - 0.1 \times T$	0.55

表 2 Fe-26.2%Sn 亚偏晶合金的物性参数

Table 2 Physical properties of Fe-26.2%Sn hypomonotectic alloy

$D / \mu\text{m}$	$h / (\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1})$	$v_0 / (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	T_0 / K	T_L / K	$\rho / (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	$\sigma / (\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4})$	$c_p / (\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	ε	$\Delta t / \text{s}$
0.162	150	2000	300	1443	7.951×10^3	5.68×10^{-8}	40.902	0.436	0.5 ± 0.05

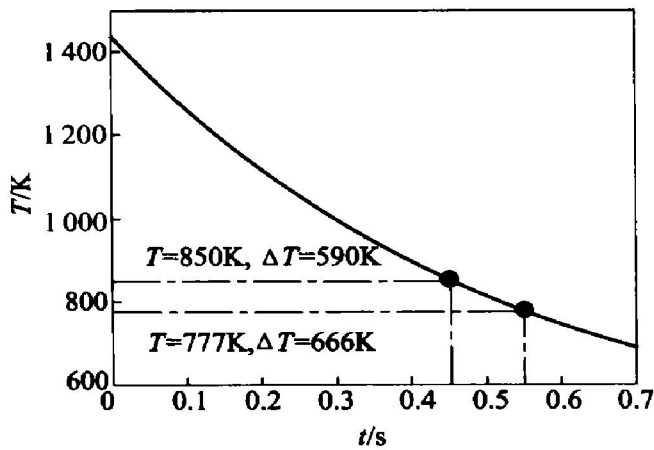


图9 Fe-26.2% Sn 亚偏晶合金的冷却曲线
Fig. 9 Cooling curve of Fe-26.2% Sn hypomonotectic alloy ($D = 162 \mu\text{m}$)

界面生长的过冷度高达 588 K 是可能的。

3 结论

1) Fe-Sn 偏晶合金在落管深过冷快速凝固过程中, 可以获得组织均匀细小的两相共生组织; 随着过冷度 ΔT 增大, 富 Sn 相呈球形, 其直径随过冷度增大而不断减小。

2) Fe-Sn 过偏晶合金和亚偏晶合金存在与共晶合金相似的扩展共生区。当过冷度超过某一临界过冷度 ΔT_c 时, 过偏晶合金中两液相的大体积分离或亚偏晶合金中初生固相的结晶将被抑制, 而生成完全的两相共生组织, 这一过冷区被称为偏晶扩展共生区。

3) 偏晶合金中的富 Sn 液相以调幅分解方式聚集形成并成为领先相; 亚偏晶合金是以固相 Fe 的形核和核长大方式形成, 领先相为固相 Fe。

4) 首次获得了 Fe-26.2% Sn 亚偏晶合金在落管中的绝对稳定平界面生长组织, 溶质截留效应显著, 经计算, 形成绝对稳定平界面生长组织的过冷度为 588 K, $\Delta T = 0.4 T_L$, 生长速度为 38.3 m/s。

REFERENCES

- [1] WANG Jiang, ZHANG Cheng-yu, ZHANG Hui, et al. Cu-Cr25W1Ni2 contact material of vacuum interrupter[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2001, 11(2): 226 - 230.
- [2] 朱定一. 复相合金在落管中快速凝固研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2001. 14 - 22.
ZHU Ding-yi. Rapid solidification of multiphase alloys during free fall[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2001. 14 - 22.
- [3] Grugel R, Hellowell A. Alloy solidification in systems containing a liquid miscibility gap [J]. Mater Trans A, 1981, 12A: 669 - 681.
- [4] Derby B, Favier J J. A criterion for determination of monotectic structure [J]. Acta Metall, 1983, 31(7): 1123 - 1130.
- [5] LIU Yuan, GUO Jing-jie, SU Yan-qing et al. Microstructures of rapidly solidified Al-In immiscible alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2001, 11(1): 84 - 89.
- [6] Perepezko J H, Galaup C, Cooper K P, et al. Materials Processing in the Reduced Gravity Environment of Space[M]. Amsterdam: Elsevier, 1982. 491.
- [7] Uebber N, Ratke L. Undercooling and nucleation within the liquid miscibility gap of Zr-Pb alloy [J]. Scripta Metall Mater, 1991, 25: 1133 - 1137.
- [8] Grranasy L, Ratke L. Homogeneous nucleation within the liquid miscibility gap of Zr-Pb alloys [J]. Scripta Metall Mater, 1993, 28(11): 1329 - 1334.
- [9] Wei B, Herlach D M. Dendritic growth in undercooled monotectic alloys[A]. Proc Int Conf on Advanced Materials[C]. Tokyo: Elsevier, 1993. 189.
- [10] Dong C, Wei B. Dendritic solidification of undercooled Cu-Pb hypomonotectic alloy [J]. Scripta Metall Mater, 1996, 34(10): 1523 - 1528.
- [11] 郭景杰, 刘源, 贾均, 等. 过偏晶合金快速凝固过程中第二相液滴在液-液相变区内的粗化[J]. 金属学报, 2001, 37(4): 363 - 368.
GUO Jing-jie, LIU Yang, JIA Jun, et al. Coarsening process of minority phase droplets during rapidly cooling an immiscible alloy through the miscibility gap[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(4): 363 - 368.
- [12] Langbein D. On the separation of alloys exhibiting a miscibility gap[A]. The Effect of Gravity on The Solidification of Immiscible Alloys, RIT/ESA/SSC Workshop[C]. Sweden, 1984, 3: 219 - 223.
- [13] 王景涛. 微重力实验环境[J]. 物理, 1998(27): 392 - 398.
WANG Jing-tao. Experimental microgravity environment [J]. Physics, 1998(27): 392 - 398.
- [14] Norman A F, Eckler K, Zambon A, et al. Application of microstructure selection maps to droplet solidification: A case study of the Ni-Cu system[J]. Acta Mater, 1998, 46(10): 3355 - 3370.
- [15] Aziz M J. Model for solute redistribution during rapid solidification [J]. J Appl Phys, 1982, 53: 1158 - 1168.
- [16] Lipton J, Kurz W, Trivedi R. Rapid dendrite growth in undercooled alloys [J]. Acta Metall, 1987, 35: 957 - 964.
- [17] Mullins W W, Sekerka R F. Stability of a planar interface

- during solidification of a dilute binary alloy [J]. *J Appl Phys*, 1964, 35: 444 - 451.
- [18] 魏炳波, 董长星. 液态 Ni-Fe 合金的超过冷与热力学性质[J]. *金属学报*, 1996, 32(4): 357 - 362.
- WEI Bing-bo, DONG Chang-xing. Hypercooling and thermodynamic properties of liquid Ni-Fe alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1996, 32(4): 357 - 362.
- [19] Adkins N J E, Ysakiropoulos P. Design of powder metallurgy at elevated temperatures (Part 1): microstructure of high pressure gas atomized powders[J]. *Mater Sci Tech*, 1991, 7: 334 - 340.

Rapid solidification microstructures of Fe-Sn monotectic alloys at deep undercooling

ZHU Ding-yi¹, YANG Xiao-hua¹, HAN Xiur-jun², WEI Bing-bo²

(1. School of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350002, China;

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

Abstract: The rapid solidification microstructures of Fe-Sn alloys at deep undercooling were studied by using 3 m drop tube facility. The results show that the disperse microstructures of coupled growth of two phases are obtained in hypomonotectic, monotectic and hypermonotectic alloys under deep undercooling condition. It indicates that there is a monotectic coupled growth zone in monotectic phase diagram at deep undercooling condition, which is similar to that in eutectic phase diagram. Sn-rich liquid phase forms and grows firstly in hypermonotectic alloy, which grows in way of spinodal. The Fe solution forms firstly in hypomonotectic alloys, which grows in way of nucleation and growth. The absolute stable monophase microstructure with planar interface was obtained at first time in Fe-26.2% Sn hypomonotectic alloy with the real distributive coefficient of solute, k_V , is close to 1. It is calculated that the critical undercooling of the alloy in growth way of absolute stable planar interface is 588K and its growth velocity is 38m/s. The critical undercooling is 0.4 times of the melt temperature of the alloy.

Key words: monotectic alloy; deep undercooling; drop tube; coupled growth structure; planar interface growth

(编辑 杨兵)