

Zn-Cu 包晶合金定向凝固组织演化*

I. 实验现象及分析

王 猛 林 鑫 苏云鹏 沈淑娟 黄卫东

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要 对亚包晶、过包晶以及接近包晶点成分的 Zn-Cu 二元合金进行了定向凝固实验, 研究其在 45 K/mm 的温度梯度以及 2—6400 $\mu\text{m/s}$ 凝固速度下的组织选择及演化规律, 发现 Zn-2%Cu 的低速凝固组织为 η 相单相生长, 高速下为 η 相胞晶 + 胞晶间 ε 相的组织; Zn-2.7%Cu, Zn-3%Cu 以及 Zn-4%Cu 的低速凝固组织为 η 相基体 + ε 相定向枝晶, 高速凝固组织为 η 相胞晶 + ε 相等轴晶。基于最高界面生长温度判据, 在充分形核假设下对凝固过程中的相选择规律进行了分析, 并与实验结果较好的吻合。

关键词 Zn-Cu 包晶合金, 定向凝固, 组织及相选择

中图分类号 TG244

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2003)08-0831-07

MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN UNIDIRECTIONALLY SOLIDIFIED Zn-Cu PERITECTIC ALLOY

I. Experiment and Analysis

WANG Meng, LIN Xin, SU Yunpeng, SHEN Shujuan, HUANG Weidong

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

Correspondent: WANG Meng, Tel: (029)8494001, Fax: (029)8492374, E-mail: cgs@nwpu.edu.cn

Supported by National Science Fund for Distinguished Young Scholars of China Grant (No.59825108)

and National Natural Science Foundation of China (No.50201012)

Manuscript received 2002-11-03, in revised form 2003-01-17

ABSTRACT Zn-Cu alloys with hyperperitectic, hypoperitectic and near peritectic point compositions were unidirectionally solidified under temperature gradient of 45 K/mm and with growth rate range from 2 $\mu\text{m/s}$ to 6400 $\mu\text{m/s}$. It is found that the typical structure for Zn-2%Cu is composed by single phase η under low solidification velocity and η cellular with intercellular ε phase under higher solidification velocity, and the typical structure for samples with higher Cu composition is aligned ε dendritic in matrix of η under lower solidification velocity and η cellular with ε equiaxed dendritic under higher solidification velocity. Phase selection of the solidified samples was calculated based on the criterion of the highest interface growth temperature with the assumption of abundant nucleation conditions, and the reasonable accordance between the calculated and experimental results was achieved.

KEY WORDS Zn-Cu peritectic alloy, unidirectional solidification, microstructure and phase selection

随着材料科学的发展, 包晶合金材料以其优异的性能为人们所关注^[1]。平衡凝固理论认为, 具备包晶成分的金合金凝固后将形成包晶相包覆初生相生长的组织。但通常的

包晶凝固都是在非平衡凝固条件下进行的, 除包晶相包覆初生相胞枝晶以外, 还可能形成稳定或亚稳相单相枝晶、第二相在初生相基体中弥散分布、垂直于生长方向的带状结构以及平行于生长方向的带状结构等生长方式。包晶合金凝固组织中的相选择及其组织演化取决于相关相和组织之间在凝固热力学和生长动力学的竞争^[2]。由于非平衡包晶凝固涉及到大量的非线性耦合因素, 目前人们还无法实现对组织和相选择规律的准确定量分析, 仅能采用简化判据对包晶凝固组织进行一定程度和意义上的预测。

* 国家杰出青年基金项目 59825108 和国家自然科学基金项目

50201012 资助

收到初稿日期: 2002-11-03, 收到修改稿日期: 2003-01-17

作者简介: 王 猛, 男, 1976 年生, 博士后

在定向凝固中,相选择主要取决于不同相之间的生长竞争,基于这样的考虑,Kubin等^[3]提出,特定组织的凝固界面在温度场内所处的位置决定了该组织的重要性,因此定向凝固的相和形态的稳定性取决于界面生长温度的高低,界面温度较高的相和形态在动力学上较为稳定,这就构成了最高界面生长温度判据的主要内容。Hillert等^[4]最早通过比较不同生长区间平界面生长温度与胞枝晶生长温度,对包晶合金的组织选择进行了分析,而后Umeda等^[5]和Vandyoussefi等^[6]也分别将这一判据用于包晶合金定向凝固的组织选择预测中,这些分析的成功为该判据提供了有力的支持。

本文选取了亚包晶、过包晶以及接近包晶点的 Zn-Cu 包晶合金成分进行定向凝固实验,对其凝固组织进行了系统考察,而后考虑两相分别以单相凝固时的界面生长温度,采用最高界面生长温度判据对该包晶合金组织及相选择规律进行了分析。

1 实验方法

实验试样所选成分分别为 Zn-2%Cu, Zn-2.7%Cu, Zn-3%Cu, Zn-4%Cu (质量分数,下同),富 Zn 侧相图如图 1 所示。采用纯度为 99.999% 的高纯 Zn 和 99.99% 的电解纯 Cu 在氮气保护下熔化配制合金,制成长 150 mm,直径 1.8 mm 的原始试样。在高梯度 Bridgman 定向凝固装置上对原始试样进行处理,凝固速度范围为 2—6400 $\mu\text{m/s}$,温度梯度为 $G=45\text{ K/mm}$ 。

选取离试样末端约 50 mm 的区域,研磨抛光后进行腐蚀处理,在光学显微镜下观察其组织形态。腐蚀液配比为 10 g $\text{CrO}_3+100\text{ ml H}_2\text{O}+(2-3\text{ 滴})\text{HCl}$ 。

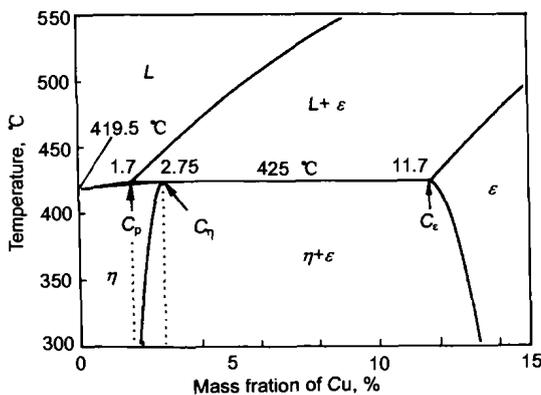


图 1 Zn-Cu 合金富 Zn 端相图

Fig.1 Phase diagram of Zn-rich Zn-Cu alloy

2 实验结果

2.1 Zn-2%Cu 凝固组织

图 2 给出了光学显微镜下观察到的 Zn-2%Cu 成分合金的典型凝固组织。在较低的凝固速度条件下,获得无微观偏析、无亚结构存在的均一 η 相组织;凝固速度提

高到 50 $\mu\text{m/s}$ 时, η 相平界面失稳,凝固速度提高到 100 $\mu\text{m/s}$ 后,组织有一个由定向生长向非定向生长转变的过程;速度继续提高到 400 $\mu\text{m/s}$ 后, η 胞恢复为定向生长。观察凝固速度高于 800 $\mu\text{m/s}$ 的试样,可以看到,在组织经历定向-非定向-定向生长转变后, η 相胞晶间距随凝固速度的提高明显减小。当凝固速度达到 3200 $\mu\text{m/s}$ 时,组织为列状生长的 η 胞排列而成的波纹状结构。凝固速度继续提高到 6400 $\mu\text{m/s}$ 时,伴随着 η 相等轴晶粒的出现,组织发生第二次由定向到非定向的转变,同时 η 相的层片特征变得更为明显。在 η 相胞晶及该相的层片结构间有深色组织存在,细致的分析表明其为 ϵ 相组织^[7]。

2.2 Zn-2.7%Cu 凝固组织

图 3 分别给出了 Zn-2.7%Cu 在 45 K/mm 的温度梯度和不同凝固速度条件下的凝固组织。凝固速度低于 100 $\mu\text{m/s}$ 时,典型凝固组织为 ϵ 相初生枝晶镶嵌在 η 基体中的结构, ϵ 相初生枝晶沿择优方向生长的速度由热流方向和晶粒取向间的夹角确定。凝固速度继续提高时, η 相的基体中开始出现胞枝晶等组织。在 200 $\mu\text{m/s}$ 和 400 $\mu\text{m/s}$ 的试样中再次观察到 ϵ 相定向生长枝晶向非定向枝晶结构的转变;凝固速度增大到 800 $\mu\text{m/s}$ 以上后,形成 ϵ 相初生枝晶以非定向枝晶或等轴晶形式镶嵌于 η 层片状胞晶上的结构。

2.3 Zn-3%Cu 凝固组织

图 4 给出了 Zn-3%Cu 在 45 K/mm 的温度梯度和不同生长速度条件下的凝固组织。随着凝固速度的提升, Zn-3%Cu 合金经历与 Zn-2.7%Cu 合金类似的组织演化,但 ϵ 初生相的体积分数有所增加。

凝固速度低于 100 $\mu\text{m/s}$ 时,典型凝固组织为 ϵ 相初生枝晶镶嵌在 η 基体中的结构, ϵ 相初生枝晶沿择优方向生长的速度由热流方向和晶粒取向确定,形成定向生长的枝晶组织;凝固速度继续提高时,在 200 和 400 $\mu\text{m/s}$ 凝固速度条件下再次观察到定向生长的 ϵ 相枝晶向等轴晶的转变,在 800 $\mu\text{m/s}$ 以上凝固速度的组织中, η 相的排列为层片状,从而获得 ϵ 相初生枝晶以非定向枝晶或等轴晶形式镶嵌于 η 层片状组织上的结构。

2.4 Zn-4%Cu 凝固组织

图 5 给出了 Zn-4%Cu 在 45 K/mm 的温度梯度和不同生长速度条件下的凝固组织。随着凝固速度的提升, Zn-4%Cu 合金经历与 Zn-2.7%Cu 合金类似的组织演化,但由于合金原始成分中 Cu 含量增加, ϵ 初生相的体积分数有所增加。

凝固速度低于 200 $\mu\text{m/s}$ 时,主要的凝固组织为定向生长的 ϵ 相初生枝晶镶嵌在 η 相基体中的结构, ϵ 相初生枝晶的生长优势方向由热流方向和晶粒取向确定,而 η 相基体中没有明显的成分偏析和亚结构的存在。凝固速度增大到 400 $\mu\text{m/s}$ 以上时, η 相基体转变为列状胞晶生长,同时观察到 ϵ 相由定向枝晶向非定向枝晶转变,形成

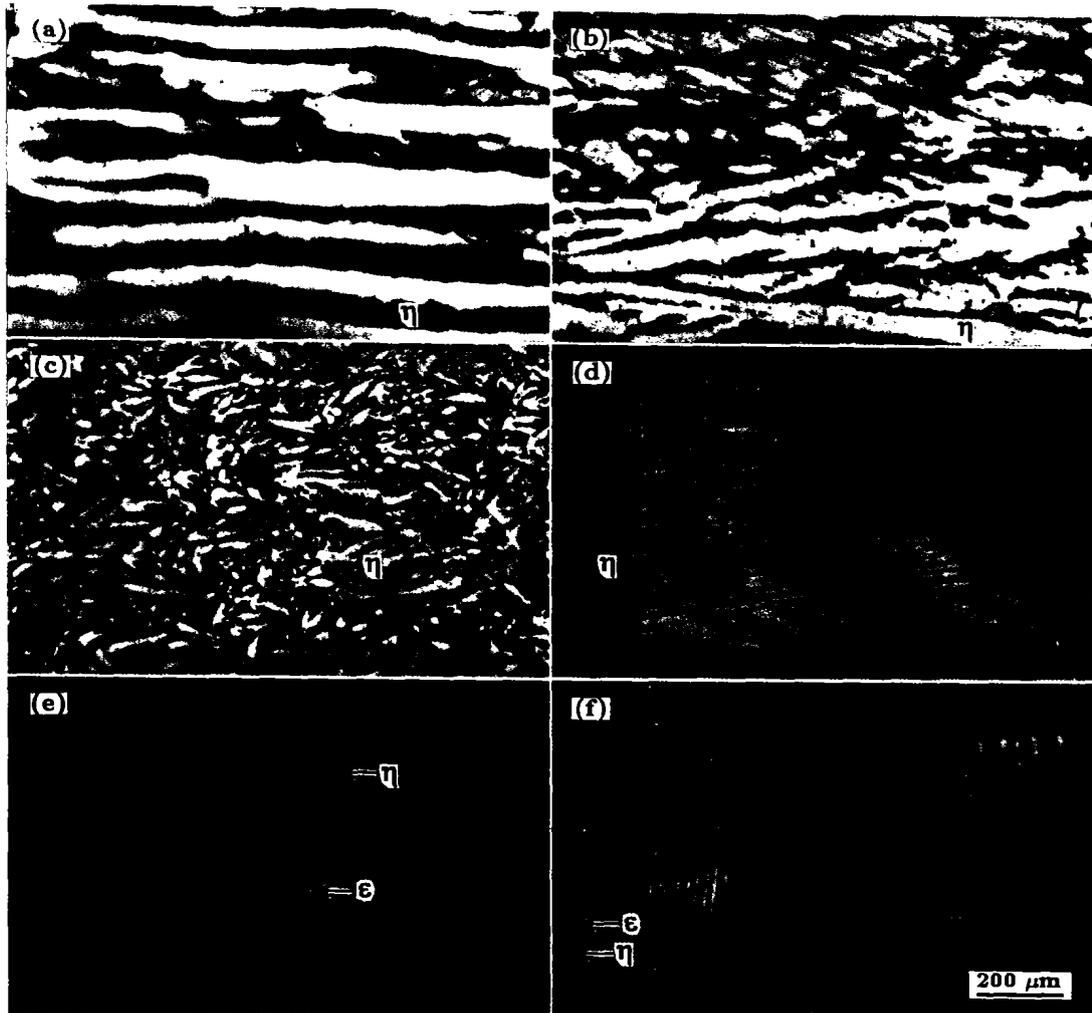


图 2 Zn-2%Cu 试样纵截面典型微观组织形貌

Fig. 2 Typical microstructures from longitudinal section of Zn-2%Cu alloy under temperature gradient 45 K/mm and solidified velocities 10 $\mu\text{m/s}$ (a), 50 $\mu\text{m/s}$ (b), 100 $\mu\text{m/s}$ (c), 400 $\mu\text{m/s}$ (d), 3200 $\mu\text{m/s}$ (e) and 6400 $\mu\text{m/s}$ (f), showing transition from η single phase growth to two phase growth and the change of η phase orientation

ϵ 相以非定向枝晶或等轴晶形式镶嵌在列状生长的 η 相胞晶中间的结构. 凝固速度继续提高时, 列状生长的 η 相胞晶转变为层片状生长.

3 基于最高界面生长温度判据的组织及相选择分析

在一般的定向凝固条件下, 各相均可以沿生长方向形成连续的基底, 此时充分形核条件可以得到满足. 对于包晶合金的定向凝固来说, 由于两相晶格匹配性较好, 生核所需的过冷度相对较低; 同时, 在包晶合金的非平衡凝固中, 初生相的生长、初生相与液相反应生成包晶相、液相直接向包晶相转变这三个过程是几乎同时进行的, 由于两相形核基底的存在, 最终的相组成和凝固组织主要取决于不同相之间的生长竞争, 而形核不构成组织选择的控制因素. 在此基础上可以依据最高界面生长温度判据对组织及相选择进行分析, 即通过比较各相在同等生长条件下的

界面温度, 并以界面温度较高的相为领先生长相.

在多相定向凝固的数值计算模型中, 不仅需要不同相之间的竞争行为, 还需要考虑同一相的不同生长方式之间的竞争行为, 如平界面、胞晶以及枝晶生长之间的竞争. 通过对平界面失稳条件的考察可以给出平界面生长的区间; 而通过比较胞枝晶的尖端过冷度则可以确定胞 / 枝晶生长的选择. 在此应用我们建立的一个适用于定向凝固界面形态演化的准三维自洽模型^[8], 通过该模型来分别获得定向凝固条件下两相的界面响应函数. 该模型通过考虑浓度场、温度场、界面张力效应和动力学效应的耦合作用过程, 能够提供包括尖端半径和一次间距在内的形态参数和尖端过冷度, 胞 / 枝晶浓度场等相关信息, 对从低速平界面到高速绝对稳定性平界面之间极宽的凝固速度范围凝固组织演化规律进行描述.

为对生长过程中的界面形态演化加以考察, 首先建立一个随试样移动的正交坐标系. 由于通常金属材料的凝固

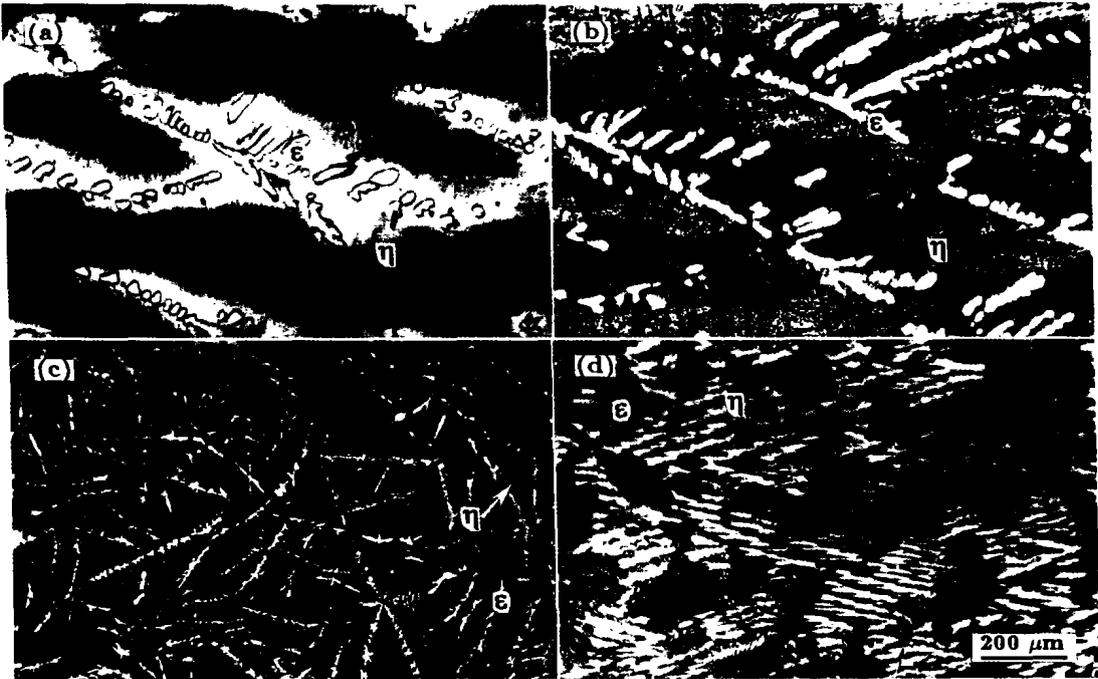


图3 Zn-2.7%Cu 试样纵截面典型微观组织形貌

Fig.3 Typical microstructures from longitudinal section of Zn-2.7%Cu alloy under temperature gradient 45 K/mm and solidified velocities 10 $\mu\text{m/s}$ (a), 100 $\mu\text{m/s}$ (b), 200 $\mu\text{m/s}$ (c) and 800 $\mu\text{m/s}$ (d), showing aligned ϵ dendritic in η matrix under lower solidified velocity and ϵ equiaxed dendritic in matrix of η cellular

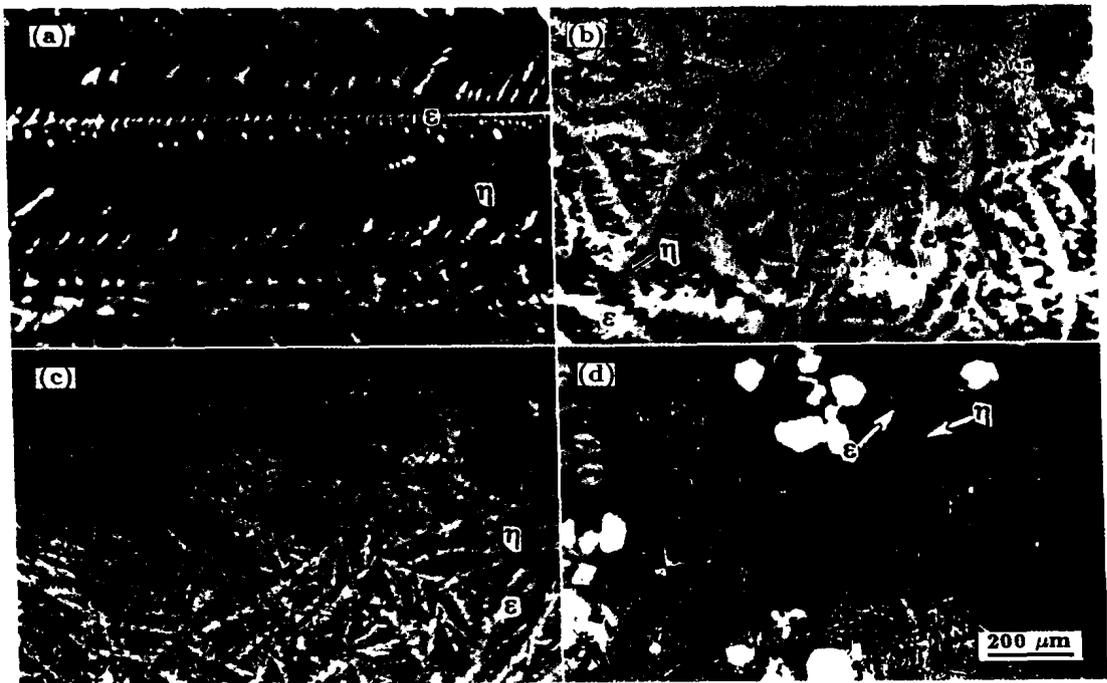


图4 Zn-3%Cu 试样纵截面典型微观组织形貌

Fig.4 Typical microstructures from longitudinal section of Zn-3%Cu alloy under temperature gradient 45 K/mm and solidified velocities 50 $\mu\text{m/s}$ (a), 400 $\mu\text{m/s}$ (b), 1600 $\mu\text{m/s}$ (c) and 3200 $\mu\text{m/s}$ (d), showing resemble transition with that of Zn-2.7%Cu, however the volume fraction of ϵ phase increased with increasing Cu composition

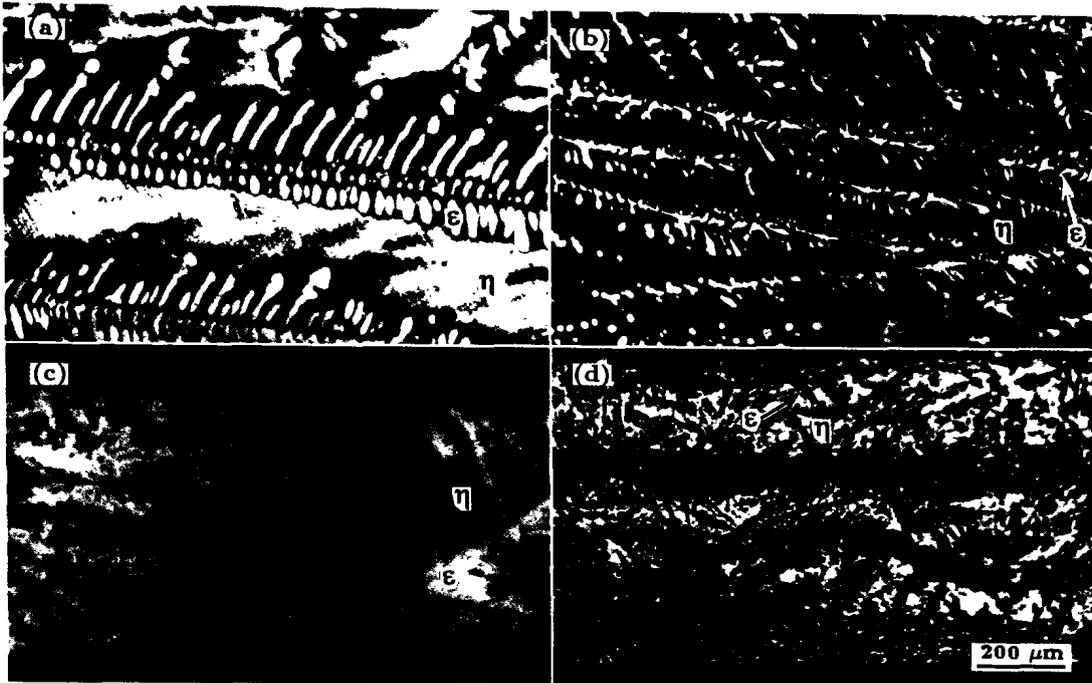


图5 Zn-4%Cu 试样纵截面典型微观组织形貌

Fig.5 Typical microstructures from longitudinal section of Zn-4%Cu alloy under temperature gradient 45 K/mm and solidified velocities 2 $\mu\text{m/s}$ (a), 100 $\mu\text{m/s}$ (b), 400 $\mu\text{m/s}$ (c) and 800 $\mu\text{m/s}$ (d), showing resemble transition with those of Zn-2.7%Cu and Zn-3%Cu, and the volume fraction of ϵ phase increased further with increasing Cu composition

潜热较小, 而导热系数较大, 因此可将界面前沿的温度场简化为线性温度场, 即

$$T(z) = T_0 + G_T z \quad (1)$$

式中, $T(z)$ 为界面前沿液相温度, T_0 为合金原始成分 C_0 对应的液相线温度, G_T 为外界强加的界面温度梯度, z 为在运动坐标系中平行于试样运动方向的坐标位置. 在此运动坐标系中, 液、固相中的溶质满足如下扩散方程

$$D_L \nabla^2 C_L + V \frac{\partial C_L}{\partial z} = \frac{\partial C_L}{\partial t} \quad (2)$$

$$D_S \nabla^2 C_S + V \frac{\partial C_S}{\partial z} = \frac{\partial C_S}{\partial t} \quad (3)$$

液、固相溶质浓度满足远场条件

$$C_L = C_0, z = \infty$$

$$\frac{\partial C_S}{\partial z} = 0, z = -\infty$$

式中, C_L, C_S 分别为液、固相在位置 z 处的溶质浓度; D_L, D_S 分别为液、固相的溶质扩散系数; V 为试样的移动速度, t 为时间.

界面上的液、固相溶质浓度 $C_{L,I}, C_{S,I}$ 满足局域平衡条件

$$C_{S,I} = k_V C_{L,I} \quad (4)$$

界面处溶质通量守恒给出

$$V_n(k_V - 1)C_{L,I} = D_L \frac{\partial C_L}{\partial n} - D_S \frac{\partial C_S}{\partial n} \quad (5)$$

式中, V_n 为固液界面法向生长速度; k_V 为溶质分配系数, 可由 Aziz 的模型^[9] 获得

$$k_V = \frac{\frac{a_0 V_n}{D_L} + \kappa_e}{\frac{a_0 V_n}{D_L} + 1 - (1 - \kappa_e)C_{L,I}} \quad (6)$$

式中, a_0 为界面原子间距, $\kappa_e = k(1 - C_S^e)(1 - C_L^e)$, 其中, k 为平衡溶质分配系数, C_S^e, C_L^e 分别为固液相的平衡固液相线的成分.

在固液界面上, 温度场和溶质场还必须满足由 Gibbs-Thomson 方程给定的热质耦合条件

$$T_i = T_0 + m_V(C_{L,I} - C_0) - \Gamma \left(\zeta \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) - \frac{V_n}{\mu} \quad (7)$$

式中, $\zeta = 1 - \alpha_p \cos(p\theta)$, θ 为界面法向与枝晶生长轴向的夹角, p 为合金晶体点阵的旋转对称次数, α_p 为各向异性系数; Γ 为 Gibbs-Thomson 系数; r_1, r_2 为固液界面的主曲率半径; $\mu = \frac{V_0 \Delta S_m}{R_g T_i}$ 为动力学系数, 其中, V_0 为极限结晶速度, ΔS_m 为熔化焓, R_g 为气体常数; $m_V = m \left(1 + \frac{k - k_V(1 - \ln k_V/k)}{1 - k} \right)$ 为非平衡修正后的合金液相线斜率, m 为平衡液相线斜率. 需要说明的是, 这里我们仅考虑旋转对称的胞 / 枝晶结构, 因此式

(7) 仅考虑了沿轴向的各向异性。

在假定适当的初始界面形状下, 联立方程 (2—5) 并在界面上耦合方程 (7), 通过迭代求解, 可以获得自洽的固液界面形状, 同时提供包括尖端半径和一次间距在内的形态参数和尖端过冷度, 胞 / 枝晶浓度场等相关信息。由于在三维定向凝固过程中, 凝固界面形态通常呈现出轴对称结构, 如胞 / 枝晶列通常呈现一种六边形结构。为此, 在计算中仅考虑轴对称结构的对称单元, 也即半个胞 / 枝晶单元。对于稳态胞 / 枝晶的选择, 可以结合稳态胞 / 枝晶的生长竞争规律, 通过考虑不同间距胞 / 枝晶之间的溶质扩散方向来确定其稳定性, 进而获得能稳态生长的胞 / 枝晶。

采用成分过冷判据对低速条件下界面的稳定性进行考察, 以临界失稳速度为界, 将考察的速度范围分为两个区间。中速以及高速段的界面过程采用前述的数值模型进行描述, 而低速条件下的界面温度可直接由对应成分下的固相线温度给出。

比较各相在同等生长条件下的界面温度, 由于在定向凝固条件下界面温度梯度为正, 界面温度越高, 生长时界面位置越领先, 越接近平衡液相线, 由此确定生长领先相。因此, 稳态生长时应当体现出界面温度最高的合金相, 而其它相的生长处于竞争中的劣势, 从而被抑制。

图 6 给出了针对三种合金成分计算得到的 45 K/mm 条件下两相界面生长温度随凝固速度变化的曲线, 图中实线和虚线分别代表了 η 相和 ϵ 相在不同成分和凝固速度条件下的界面响应函数。

从图 6a 可以看出, 对于成分为 Zn-2%Cu 的合金, 在整个速度区间内 η 相均具有较高的界面温度, 因此将领先于 ϵ 相生长并在最终组织中占据主导地位。凝固速度低于 $40 \mu\text{m/s}$ 时, η 相以平界面生长; 凝固速度高于 $40 \mu\text{m/s}$ 时, 平界面开始失稳, 界面以胞晶或枝晶的形式推进, 此时 ϵ 相可能以略滞后于 η 相的界面在胞 / 枝晶的间隙中的液相中生长。图 6b 可以看出, 对于成分为 Zn-2.7%Cu 的合金, 在整个速度区间内 η 相也具有较高的界面温度, 应当领先于 ϵ 相生长, 因而最终的凝固组织及其随速度的演化应当与 Zn-2%Cu 类似。而依据图 6c 进行分析, 对于成分为 Zn-3%Cu 的合金, 当凝固速度低于 $5 \mu\text{m/s}$ 或高于 $500 \mu\text{m/s}$ 时, η 相具有较高的界面温度, 因此将领先于 ϵ 相生长并在定向凝固过程中占据主导地位; 凝固速度介于 $5 \mu\text{m/s}$ 和 $500 \mu\text{m/s}$ 之间时, ϵ 相则具有较高的界面温度, 转而成为定向凝固中的领先生长相; 对于成分为 Zn-4%Cu 的合金, ϵ 相领先生长的速度区间范围加大, 当凝固速度介于 $3 \mu\text{m/s}$ 和 $3000 \mu\text{m/s}$ 之间时, ϵ 相则具有较高的界面温度, 构成定向凝固中的领先生长相。

基于最高界面生长温度判据, 通过分析各实验点的生

长优势相, 并依据这些点描绘相选择区间, 可给出 Zn-Cu 包晶合金在 45 K/mm 温度梯度下定向凝固时的相选择图, 如图 7 所示。图中区间 I 中 η 平界面推进占据生长优势, 区间 II 中 η 胞枝晶界面推进占据生长优势, 而区间 III 中 ϵ 胞枝晶界面推进占据生长优势。

将分析结果与实验获得的凝固组织作一对照, 可以看

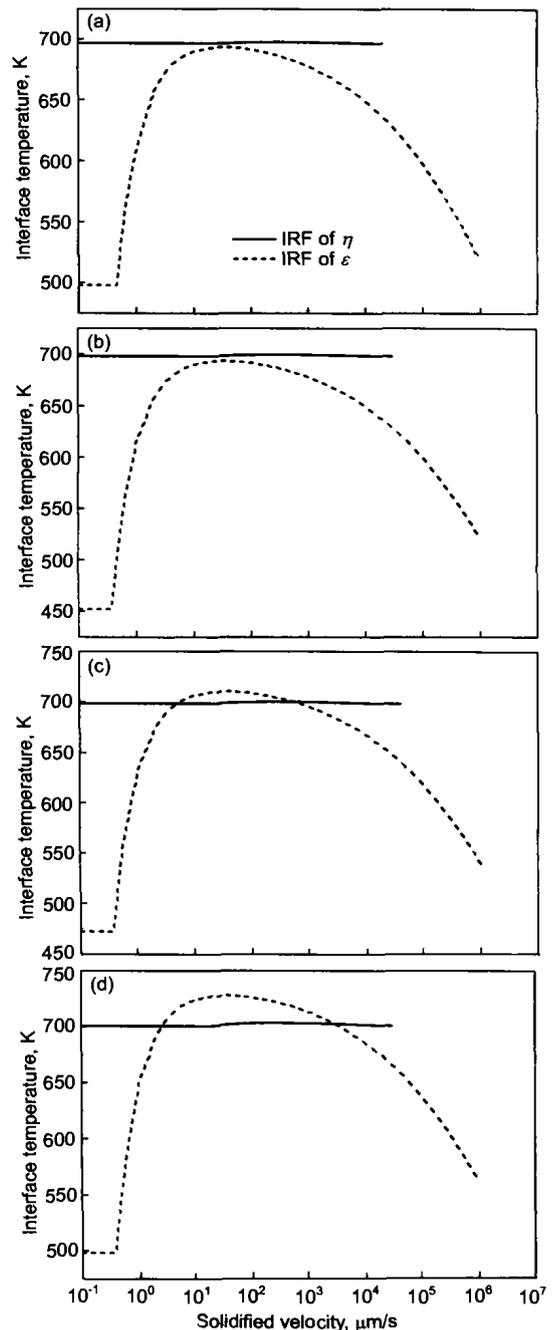


图 6 不同成分的合金中两相以单相生长时的界面响应函数

Fig.6 Interface temperature calculated vs solidified velocity for η and ϵ phases in solidification of Zn-Cu alloy under temperature gradient 45 K/mm and composition Zn-2%Cu (a), Zn-2.7%Cu (b), Zn-3%Cu (c) and Zn-4%Cu (d), where the solid line denotes the interface response function (IRF) of η phase and dashed line denotes the IRF of ϵ phase

出就相选择来说, 与实验结果吻合较好. 对于 Zn-2%Cu 合金, 实际的凝固组织由低速下的 η 相单相生长或较高凝固速度条件下的 η 相胞晶与晶间的 ε 相组成, 与计算结果具有很好的一致性. 不过, 需要指出的是, 对 Zn-2.7%Cu 合金, 凝固速度在 $100 \mu\text{m/s}$ 以下的定向凝固试样中观察到了定向生长的 ε 相枝晶的存在, 而在凝固速度高于 $800 \mu\text{m/s}$ 的条件下, 组织中有非定向生长的 ε 相枝晶出现; 对 Zn-3%Cu 和 Zn-4%Cu 合金, 一旦凝固速度达到一个临界值, ε 相就不再以定向生长的胞枝晶形式存在, 而是呈现出等轴晶的形式. 这些现象均无法由最高界面生长温度判据说明.

最高界面生长温度判据仅仅考虑了不同相在生长动力学上的竞争, 而忽略了界面前沿形核对组织和相选择的影响. 在实际的定向凝固中, 对于某些特定的凝固条件, 形核反而成为影响凝固组织的重要因素, 此时该判据的充分形核假设条件不再成立. 如果在生长的界面前沿存在某

一相的成分过冷区, 就有可能出现生核现象并进而成分过冷区内以等轴枝晶生长. 在 Zn-2%Cu 试样中观察到的两次定向生长向不定向生长的转变, 以及 Cu 含量较高的试样在较高凝固速度条件下形成的 ε 相等轴晶镶嵌于列状生长的 η 相组织, 就应当归结为界面前沿成分过冷区内形核的影响结果.

4 结论

(1) Zn-2%Cu 的凝固组织为低速下的 η 相单相生长, 以及高速下的 η 相胞晶 + 胞晶间 ε 相的组织, Cu 含量较高试样的凝固组织为低速下的 η 相基体 + ε 相定向枝晶, 以及高速下的 η 相胞晶 + ε 相等轴晶.

(2) 在 Zn-2%Cu 的试样中观察到了两次 η 相定向生长向不定向生长的转变, 而在 Cu 含量较高的试样中则观察到定向生长的 ε 相定向枝晶向等轴晶的转变.

(3) 在单相凝固数值模型的基础上, 考虑包晶凝固两相生长动力学的竞争, 应用最高界面生长温度判据, 比较两相的生长优势, 对 Zn-Cu 包晶凝固的相选择规律进行了初步的预测, 计算结果与实验结果得到了较好的吻合.

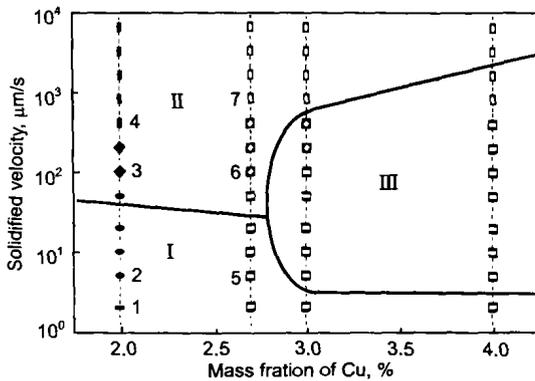


图 7 基于最高界面生长温度判据的组织选择图

Fig.7 Microstructure selection map for Zn-Cu peritectic under temperature gradient of 45 K/mm obtained based on the criterion of highest interface growth temperature, with different leading phase in the three zones titled as I, II, and III
1— η planar 2— η rod cellular 3— η equiaxed dendritic 4—two phase lamellar 5—arrayed ε in η matrix 6—nonarrayed ε in η matrix 7—nonarrayed ε in lamellar

参考文献

- [1] Kerr H W, Kurz W. *Int Mater Rev*, 1996; 4: 41
- [2] Boettinger W J, Coriell S R, Greer A L, Karma A, Kurz W, Rappaz M, Trivedi R. *Acta Mater*, 2000; 48: 43
- [3] Caroli B, Caroli C, Roulet B. *Acta Metall*, 34, 1986; 34: 1867
- [4] Hillert M. *Solidification and Casting of Metals*. London: The Metals Society, 1979: 242
- [5] Umeda T, Okane T, Kurz W. *Acta Mater*, 1996; 44: 4209
- [6] Vandyoussefi M, Kerr H W, Kurz W. In: Beech J, Jones H eds., *Proc 4th Int Conf on Solidification Processing*. Sheffield: The University of Sheffield, 1997: 564
- [7] Wang M, Lin X, Su Y P, Shen S J, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 337
(王 猛, 林 鑫, 苏云鹏, 沈淑娟, 黄卫东, 金属学报, 2002; 38: 337)
- [8] Huang W D, Lin X, Wang M, Shen S J, Su Y P, Liu Z X. *Sci Chin*, 2002; 45E: 458
- [9] Aziz M J, Kaplan T. *Acta Metall*, 1988; 36: 2335