

试样厚度对共晶组织形态的影响*

孟广慧 林鑫 杜立成 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 采用透明模型合金 $\text{CBr}_4\text{-}11.7\%\text{C}_2\text{Cl}_6$ (摩尔分数), 对共晶合金定向凝固界面演化进行了实时观察, 研究了初始非稳态凝固过程中试样厚度对于共晶合金界面能各向异性效应及层片间距调整机制的影响规律. 结果表明, 共晶界面能各向异性效应和层片调节机制与试样厚度显著相关. 试样厚度大于 $48\ \mu\text{m}$ 时, 试样厚度对界面能各向异性的影响可以忽略; 当试样厚度为 $48\ \mu\text{m}$ 或更小时, 界面能各向异性的效应开始显现, 由于初始晶粒的取向不同, 部分层片偏离温度梯度方向生长; 当试样厚度为 $16\ \mu\text{m}$ 时, 层片间距的调整由初始的多层调节机制转变为准二维调节机制.

关键词 共晶合金 $\text{CBr}_4\text{-}11.7\%\text{C}_2\text{Cl}_6$, 层片间距, 界面能各向异性, 试样厚度

中图法分类号 TG244

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2007)05-0459-06

INFLUENCE OF SAMPLE THICKNESS ON THE MORPHOLOGY OF EUTECTIC SYSTEM

MENG Guanghui, LIN Xin, DU Licheng, HUANG Weidong

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

Correspondent: MENG Guanghui, Tel: (029)88493940-8029, E-mail: mghxu@sina.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.50201012 and 50471065)

Manuscript received 2006-08-23, in revised form 2006-12-12

ABSTRACT *In situ* observation on eutectic morphological evolution was carried out during directional solidification of transparent organic alloy $\text{CBr}_4\text{-}11.7\%\text{C}_2\text{Cl}_6$ (mole fraction). The influences of sample thickness on the anisotropy effect of interface energy and the adjustment mechanism of lamellar spacing in the initial transient of eutectic solidification were investigated. It is found that the anisotropy effect and the adjustment mechanism depend on the sample thickness remarkably. The anisotropy effect can be ignored when the thickness is larger than $48\ \mu\text{m}$. When the thickness is less than $48\ \mu\text{m}$, the anisotropy effect became distinct, which makes the growth direction of some eutectic lamellae deviated away from the direction of temperature gradient due to the orientation difference of prior grains. When the thickness reaches $16\ \mu\text{m}$, the adjustment mechanism changed from initial multi-lamella mechanism to quasi-two dimensional one.

KEY WORDS eutectic alloy $\text{CBr}_4\text{-}11.7\%\text{C}_2\text{Cl}_6$, lamellar spacing, anisotropy of interface energy, sample thickness

共晶合金是目前在工业生产中应用很广、也是非常重要的一类工程合金. 定向凝固技术是制备共晶合金, 尤其是制造共晶原位复合材料的重要方法^[1]. 同时, 由于定向凝固的相关控制参数准确可控, 关于定向凝固共晶合金的理论和实验研究倍受关注.

有关规则共晶稳态生长详细的理论是 Jackson 和 Hunt^[2] 在上个世纪 60 年代建立的. 在假设共晶界面为平界面的前提下求解了扩散方程, 并且用层片的平均曲

率来考虑界面的曲率效应, 从而建立了著名的 J-H 模型. 该模型将共晶合金凝固的控制参数与凝固微观组织结构的特征尺度联系起来. 后来, 在常规凝固条件下, 研究者们对该模型进行了修正和发展^[3-6]. 而 Trivedi 等^[7] 改进了 Jackson 和 Hunt 的假设, 将该理论分析方法进一步推广到共晶合金快速定向凝固过程, 建立了经典的 T-M-K 模型. 所有这些基于 J-H 模型的分析同 J-H 模型一样均为二维理论.

目前有关共晶的实验研究工作报道很多, 其中很多实验结果的分析及讨论还在应用 J-H 模型和 T-M-K 模型. 值得注意的是, 三维相场模拟^[8] 和实验研究^[9] 表明, 三维试样的微观组织形态与二维的明显不同. 因此更为严格的理论和实验分析必须要注意两者的差异.

* 国家自然科学基金项目 50201012 和 50471065 资助

收到初稿日期: 2006-08-23, 收到修改稿日期: 2006-12-12

作者简介: 孟广慧, 男, 1971 年生, 博士生

本工作以透明合金系 $\text{CBr}_4\text{-}11.7\%\text{C}_2\text{Cl}_6$ (摩尔分数) 为研究对象, 选择过共晶成分, 对不同厚度试样的共晶非稳态演化过程进行了实时观察, 研究了试样厚度对共晶非稳态演化过程及层片的调节机制的影响规律。

1 实验方法

实验合金选择为过共晶成分, 名义成分为 $\text{CBr}_4\text{-}11.7\%\text{C}_2\text{Cl}_6$ (摩尔分数, 下同)。 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金系的相图如图 1 所示, 相关的物性参数如下^[10]: 共晶温度 $T_E=357.6$ K; 共晶成分 (摩尔分数, %) $x_E=11.6$; 固溶度 (摩尔分数, %) $x_\alpha=8.8$, $x_\beta=18.5$; 液相线斜率 (K/mole fraction, %) $m_\alpha=0.81\pm 0.05$, $m_\beta=1.65\pm 0.1$; 分配系数 $k_\alpha=0.75\pm 0.1$, $k_\beta=1.5\pm 0.3$; 接触角 $\theta_\alpha=70^\circ\pm 4^\circ$, $\theta_\beta=67^\circ\pm 5^\circ$; 毛细管长度 $d_\alpha=(10.5\pm 0.8)$ nm, $d_\beta=(35\pm 0.5)$ nm; 扩散系数 $D=(5.0\pm 1.0)\times 10^2$ $\mu\text{m}^2/\text{s}$ 。

合金配制前首先将分析纯的 CBr_4 (纯度为 99%) 和 C_2Cl_6 (纯度大于 99%) 化学试剂采用升华的方法提纯两次^[11]。其中, CBr_4 采用减压升华提纯法, 升华温度为 330 K, 压力为 1.4×10^3 Pa, 蒸气凝聚温度为 273 K; C_2Cl_6 为常压升华提纯法, 升华温度为 320 K, 蒸气凝聚温度为 290 K。采用提纯后的物质配制实验用合金。

试样盒由两片盖玻片构成, 沿两盖玻片之间的边缘用厚度为 16 μm 的聚酯薄膜垫片垫成厚度分别为 16, 32, 48, 64, 80 和 100 μm (用 0.1 mm 厚玻璃作为垫片) 的空间, 边缘用环氧树脂加固剂密封。配制好的合金熔化后, 再经过充分的合金均匀化, 依靠毛细作用充填在两片盖玻片之间的间隙内。

充填好的试样盒置于温度梯度平台进行定向凝固实验。为保证温度的稳定性与均匀性, 铜制温度梯度平台的热端和冷端采用双面加热和冷却, 其温度控制为内通恒温水浴外引循环水。循环水温度由 PID 控制器控制, 采用

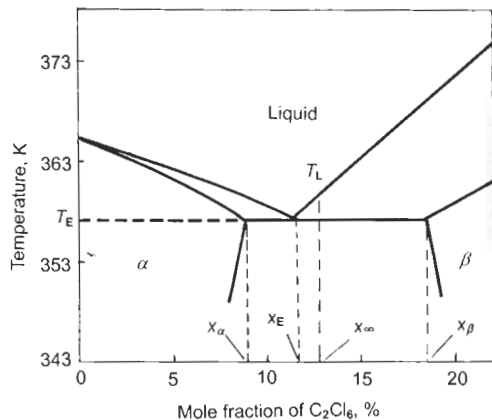


图 1 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金的部分相图^[10]

Fig.1 A part of phase diagram of the alloy $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ ^[10] (x_∞ — initial composition (mole fraction, %), $x_E=11.6\%$)

Fluke 测温设备标定, 其波动范围为 ± 0.04 K。因此, 可以认为热端和冷端的温度恒定。此外, 热端和冷端相对面做绝热处理, 以避免热辐射对试样温度梯度的影响。由于温度梯度对于规则共晶组织的影响可以忽略^[12,13], 且 C_2Cl_6 在 344 K 发生晶体结构的改变^[14], 因此实验冷端的温度选择大于该固态相变的温度。同时, 考虑到热端水浴高温蒸发对热端温度的限制以及显微镜本身的观察区间, 本实验的温度梯度 G 选定为 3.6 K/mm。有关 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 共晶合金系的研究工作表明: 低速凝固条件下层片间距的平方与凝固速度的乘积为常数, 且共晶的组织非常细小, 因此为方便实时观察, 应使凝固速度尽可能小。不过如果凝固速度过小, 则非稳态演化时间过长 (非稳态演化时间为 D/v^2 , D 为扩散系数, v 为凝固速度^[15])。综合考虑如上因素, 如无特殊说明, 凝固速度 v 选定为 0.5 $\mu\text{m}/\text{s}$ 。界面的演化过程通过 Hirox 三维视频显微镜进行实时观察, 并通过 micro Video 图像采集系统进行图像采集。

2 实验结果

2.1 单相平界面形态

在所有实验中, 当试样在温度梯度平台上处于静止时, 在视场可见的范围内是由靠近冷端的微细共晶组织、靠近热端的熔体及两者之间的单相组织组成, 如图 2 所示。当试样开始向冷端抽拉, 单相界面开始仍然保持平界面形态并相对实验室坐标系向冷端发生“退缩”。当界面相对实验室坐标不再发生“退缩”后不久, 耦合的共晶组织开始在单相界面上的随机位置生成, 同时沿着界面和抽拉方向传播。图 3 给出了抽拉一段时间以后, β 相平界面的形态 (图中界面左侧为共晶组织形成并沿界面开始传播的瞬间形貌)。

2.2 不同试样厚度条件下界面能各向异性效应

图 4 示出在相同的控制参数条件下, 试样的不同厚度对不同晶粒内层片取向的影响。当试样厚度为 100 μm (图 4a)、80 μm (图 4b) 和 64 μm (图 4c) 时, 尽管试样厚度不同, 但是在共晶组织的非稳态调节过程中, 其不同晶粒内层片的生长方向大致与热流方向反向平行 (即

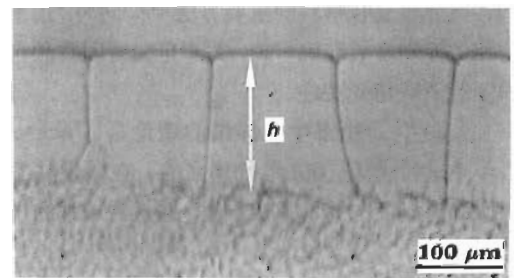


图 2 温度梯度平台静止均匀化 15 min 后试样的界面形态

Fig.2 Interface morphology of the sample rest-homogenized for 15 min (h is the height of plane interface of a single phase; $v=0$ $\mu\text{m}/\text{s}$, $G=3.6$ K/mm)

平行于温度梯度方向). 当试样的厚度为 $48\ \mu\text{m}$ (图 4d) 时, 共晶组织中间晶粒的传播形态及界面前沿的阴影区域与其左侧晶粒明显不同. 因此, 为了防止层片晶体取向在非稳态演化过程中被淹没, 在共晶生长传播到中间晶粒时要停止试样的抽拉, 以保持不同晶粒间的层片的不同取向.

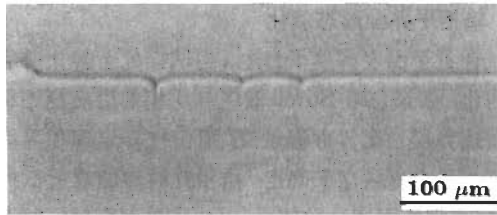


图 3 共晶组织沿界面传播瞬间 β 相的界面形态

Fig.3 Interface morphology of the β phase in eutectic pattern progressing along the interface ($v=0.5\ \mu\text{m/s}$, $G=3.6\ \text{K/mm}$), upper-left area showing the transient morphology of eutectic formation and starting progression

图 4e 为停止抽拉一段时间以后的图像. 当界面再次形成等温面时, 重新以同样的速度抽拉试样, 重新抽拉后的形态如图 4f 所示. 图 4f 清楚地表明, 由于不同晶粒取向不同, 导致不同晶粒其层片方向与试样抽拉方向偏离的角度不同, 将两者的夹角定义为倾斜角 (titled angle). 而这两个方向相互偏离的驱动力即为界面能各向异性^[16,17]. 由此可知, 在该试样厚度条件下, 不同晶粒间所显示的界面能各向异性不同. 与此对应, 不同晶粒内层片所对应的晶体学取向不同. $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金系界面能各向异性较强^[18], 界面能在数值上等于界面张力, 所以实验上与界面能各向异性有关的除不同晶粒间倾斜角不同外, 还可预见, 倾斜角明显不同的晶粒的固-液界面对于界面处条件的突然变化响应也会不同. 为此, 对重新开始抽拉的试样突然改变抽拉速度, 倾斜角明显不同的晶粒对于突然加速的响应不同, 且倾斜角较大的层片表现出较强的表面“刚”性, 如图 4f 所示 (图中的虚线为加速时固-液界面的位置). 因非小平面 / 非小平面共晶合金的动力学效

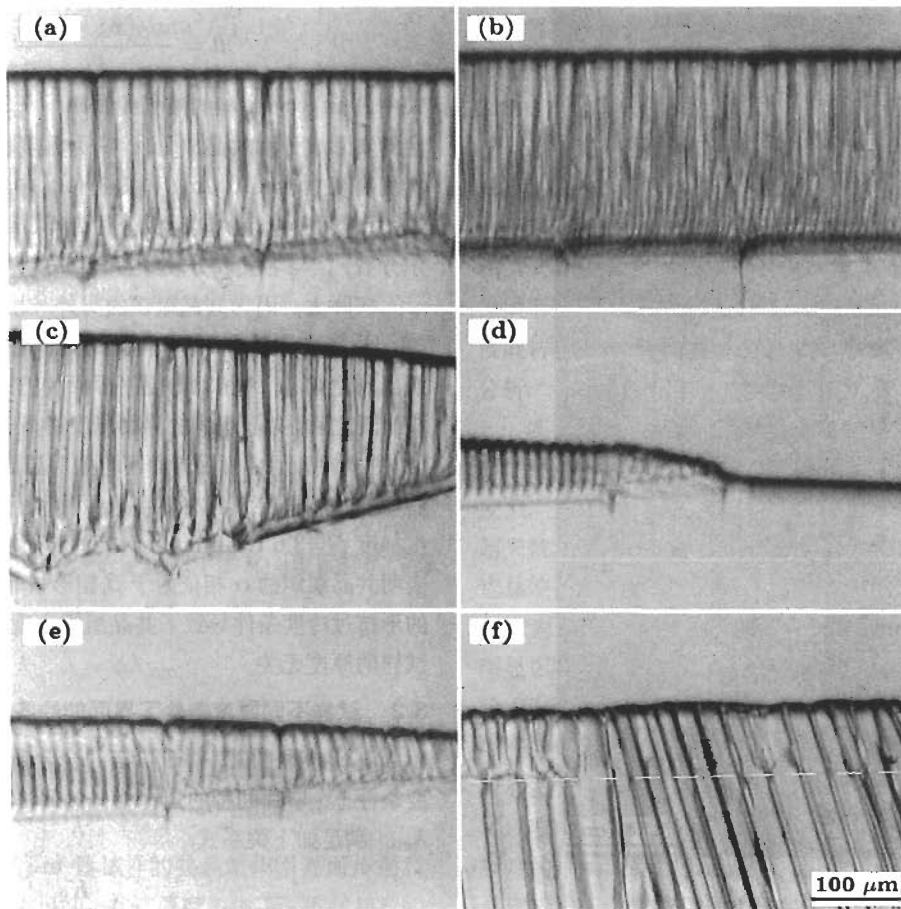


图 4 试样厚度及抽拉过程对共晶层片取向的影响

Fig.4 Orientations of eutectic lamellae along the growth direction in the initial transient of solidification for the sample thicknesses of $100\ \mu\text{m}$ (a), $80\ \mu\text{m}$ (b), $64\ \mu\text{m}$ (c) and $48\ \mu\text{m}$ (d) at $v=0.5\ \mu\text{m/s}$, obvious morphology change happened for $48\ \mu\text{m}$ sample, when it was rested for some times the normal morphology obtained (e) and then pulling again at $v=0.5\ \mu\text{m/s}$ and $2.0\ \mu\text{m/s}$, separated by broken line where $G=3.6\ \text{K/mm}$ (f)

应可以忽略^[2], 故不同晶粒内层片的晶体学取向必然与界面能的各向异性有关。

2.3 试样不同厚度条件下的层片调节机制

图 5 示出在不同试样厚度条件下, 共晶生长的界面形态。从图中可以看出, 当厚度为 100 μm (图 5a) 时, 层片间距的调节为多层调节方式。当试样厚度为 32 μm (图 5b) 时, 在趋于稳态时层片间距分布较为均匀, 且无多层调节的迹象。但是, 一方面由于固-液界面处体积分数小的 β 相层片并非严格垂直于盖玻片, 而是与该方向发生了较小的偏离, 且偏离具有随机性; 另一方面由于固相中 α 相和 β 相界面明显不如 16 μm 试样的光滑, 其三相点处 α 相与 β 相之间的界面以及 α 相与液相、 β 相与液相的接触角并非严格垂直于盖玻片, 因此, 当试样厚度为 32 μm 时, 其层片的调节机制并不是准二维的。只有厚度为 16 μm 的试样(图 5c), 尽管在该图的右侧出现层片非线性振荡现象, 但是在其非稳态调节过程, 图中左侧层

片排列整齐, 右侧非稳态区域 α 相和 β 相的界限清晰, 整个固相中 α 相和 β 相层片边界均很光滑, 可知其三相点处的各个接触角均垂直于盖玻片。因此, 当试样厚度为 16 μm 时, 其层片调节机制为准二维调节。

3 分析和讨论

3.1 单相平界面形态演化

试样置于温度梯度平台上, 当试样处于静止并经过充分均匀化, 如果忽略 Soret 效应, β 相前沿液相中将不存在溶质边界层, 则界面温度 T_i 可由杠杆定理和界面位置与温度关系方程联立来确定。由于此时界面靠近试样的端部, 试样的整体固相分数较小, 因此该界面所对应的温度可认为趋近于合金原始成分所对应的平衡液相线温度 T_L 。 β 相与微细共晶组织之间的界面温度约为 T_E 。令两个界面之间的距离为 $h(\mu\text{m})$, 可知, 当试样开始抽拉后非稳态演化过程中界面的实际退缩距离也为 h 。根据相平衡原理, 当试样静止于温度梯度平台时, 单相平界面的理论高度 h (如图 2 所示) 可表示为

$$h = \frac{m_\beta(x_\infty - x_E)}{G} \quad (1)$$

式中, m_β 为 β 相的液相线斜率, x_∞ 和 x_E 分别为合金的实际成分和共晶成分, G 为温度梯度。利用图 2 的实测高度 ($h \approx 110 \mu\text{m}$) 和文献 [10] 中给出的合金物性参数, 计算可得合金的实际成分约为 $\text{CBr}_4\text{-}11.9\%\text{C}_2\text{Cl}_6$ (摩尔分数), 与名义成分较好符合。

实际上, 因为共晶组织的另外一相—— α 相也要形核, 所以固-液界面的实际退缩距离略大于 h 。在共晶组织出现之前为 β 相以等温平界面的方式生长; 当共晶组织出现之后, 共晶组织的界面温度略高于 β 相界面的温度 (如图 4d 所示), 凝固界面不再是等温面。从图 4d 可得, 右侧的单相平界面与左侧共晶界面的距离约 30 μm , 当温度梯度 $G=3.6 \text{ K/mm}$ 时, 两者的界面温度约为 0.1 K。这表明共晶组织的 α 相依附于 β 相形核非常容易, 而且这样的形核过冷度条件导致了共晶组织出现位置的随机性, 与试样的厚度无关。

3.2 试样不同厚度条件下界面能的各向异性效应

J-H 模型预言, 对于给定的合金系, 在给定的凝固速度条件下, 层片间距的选择为一区间, 其最小的层片间距 λ_{\min} 满足如下关系式:

$$\lambda_{\min}^2 v = \frac{K_2}{K_1} \quad (2)$$

式中, λ_{\min} 为最小过冷度所对应的层片间距, μm ; v 为凝固速度, $\mu\text{m/s}$; K_1 和 K_2 均为仅与给定合金物性参数有关的常数, 分别表明扩散过程和界面能对于层片间距选择的影响, 其表达式分别如下:

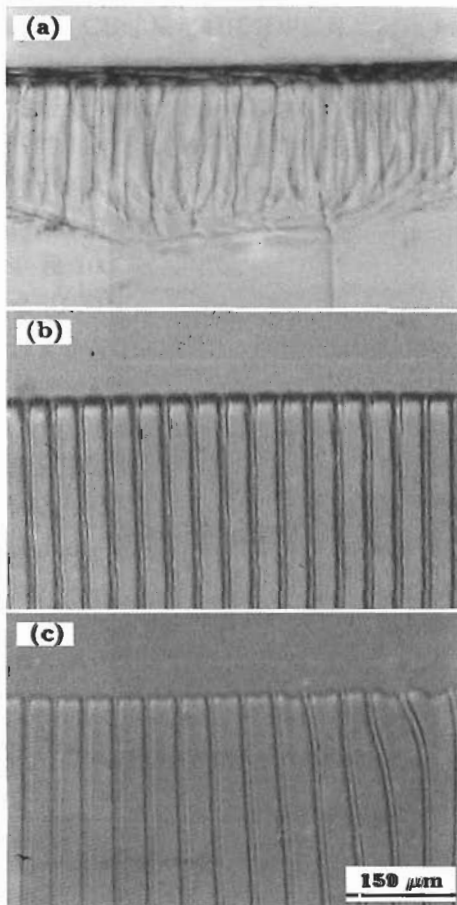


图 5 不同厚度试样的共晶界面形态

Fig.5 Morphologies of eutectic interface for the sample thicknesses of 100 μm (a), 32 μm (b) and 16 μm (c), showing adjustment mechanisms of eutectic lamellar spacing, the morphology of the right in Fig.5c represents the non-linear lamellar oscillation pattern ($v=0.5 \mu\text{m/s}$, $G=3.6 \text{ K/m}$)

$$K_1 = \frac{\bar{m}x_\infty P}{\varphi_\alpha \varphi_\beta D} \quad (3)$$

$$K_2 = 2\bar{m} \left[\frac{\Gamma_\alpha \sin \theta_\alpha}{\varphi_\alpha m_\alpha} + \frac{\Gamma_\beta \sin \theta_\beta}{\varphi_\beta m_\beta} \right] \quad (4)$$

式 (3, 4) 中, m_α 和 m_β 分别为 α 相和 β 相的液相线斜率; D 为扩散系数; Γ_α 和 Γ_β 分别为 α 相和 β 相的 Gibbs-Thomson 系数, $\Gamma_\alpha=0.085 \text{ K}\cdot\mu\text{m}$, $\Gamma_\beta=0.056 \text{ K}\cdot\mu\text{m}$; φ_α 和 φ_β 分别为 α 相和 β 相的体积分数, $\varphi_\alpha=0.676$, $\varphi_\beta=0.324$; θ_α 和 θ_β 分别为 α 相和 β 相的接触角 (即三相点处固-液界面切线与垂直方向所夹锐角).

式 (3) 中

$$\bar{m} = \frac{1}{m_\alpha} + \frac{1}{m_\beta}$$

$$P = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{(n\pi)^3} \sin^2(n\pi\varphi_\alpha)$$

利用合金的物性参数, 由式 (2—4) 可得

$$\lambda_{\min}^2 v = 185 (\mu\text{m}^3/\text{s})$$

Kassner 和 Misbah^[19] 给出了 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金系层片间距选择的最大值

$$\lambda_{\max} \approx 2\lambda_{\min} \quad (5)$$

当凝固速度 $v=0.5 \mu\text{m/s}$ 时, 由式 (2—5) 可得层片间距的取值范围在 $18.2\text{--}40.4 \mu\text{m}$ 之间.

$\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金系最小过冷度所对应的倾斜态层片间距^[6]

$$\lambda_T \approx 1.9\lambda_{\min} \quad (6)$$

实验中所获得共晶组织的层片间距为一有限区间, 且其平均层片间距与最小过冷度对应的层片间距接近. 为描述两者的偏离程度, 在理论分析中引入了层片间距选择的“控制点” (operator point)^[1]

$$\bar{\lambda} = \phi\lambda_{\min} \quad (7)$$

式中, $\bar{\lambda}$ 为平均层片间距; ϕ 为控制因子, 是无量纲参数. 当 $v=0.5 \mu\text{m/s}$ 时, 考虑层片间距选择的“控制点”因素, λ_T 的实际层片间距要大于 $40 \mu\text{m}$.

图 6 示出 $16 \mu\text{m}$ 厚试样的共晶组织沿界面传播和生长的过程. 从图中可知, 在该厚度条件下, 不同晶粒的层片晶体取向明显不同. 另外由图 6 可得, 其倾斜层片间距约为 $44 \mu\text{m}$. 这与前面预测的 $\lambda_T > 40 \mu\text{m}$ 基本一致. 这样的层片间距与实验观察到的具有较强界面能各向异性效应的试样厚度 ($48 \mu\text{m}$) 相当. 又因为盖玻片与试样之间的润湿作用不会明显影响层片的形态选择 (详见下

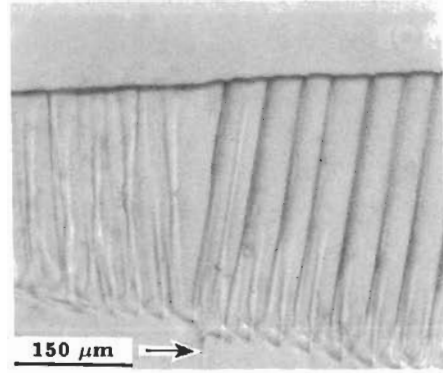


图 6 厚度为 $16 \mu\text{m}$ 试样的非稳态共晶组织的生长形态

Fig.6 Transient morphology of lamellar eutectic for the sample thickness of $16 \mu\text{m}$ (arrow denotes grain boundary; $v=0.5 \mu\text{m/s}$, $G=3.6 \text{ K/mm}$)

文), 因此该层片间距对形态选择的限制在一定程度上反映了系统内在的动力学选择的必然性.

根据以上的理论与实验结果分析, 从晶粒角度来讲, 当试样厚度与层片间距大致相当时, 要考虑晶粒内层片取向与界面能各向异性的关系. 换言之, 实验要考虑层片的形态问题, 理论上必须要注意相关理论的适用范围.

3.3 准二维效应

Jackson 和 Hunt^[2] 对于共晶生长的理论分析指出, 共晶稳态生长时, 其层片间距存在一个分布区间. 区间的上限和下限分别对应着不同的调整机制, 即 $\lambda > 2\lambda_{\min}$ 和 $\lambda < \lambda_{\min}$. 对三维试样而言, 与 J-H 模型所考虑的二维情形明显不同之处在于, 层片可以沿着第三维方向运动或旋转, 使得两种调整机制并存. 因此, 难以进行精确的分析.

实验结果表明, 当试样厚度与层片间距相当 (或更小时), 层片的调节机制为准二维. 这是由于当试样厚度在该尺度上, 空间尺寸限制作用的结果使得层片间距三维调节机制失效. 另外, 在该厚度上试样与盖玻片之间的润湿作用, 也是使共晶形态呈现准二维调节机制不可忽视的因素.

为了进一步确定盖玻片与试样间的润湿作用是否会明显影响动力学过程, 对 $16 \mu\text{m}$ 厚试样进行了低速降速实验 (低速降速过程系统对于实验条件改变响应非常缓慢, 如有异常现象容易被发现), 实验结果如图 7 所示 (图中的所有图像均是在降速时间超过 30 min 后采集的). 从图中可以看出, 层片间距分布为一区间, 且随着速度的降低, 层片的平均间距增大. 表 1 亦给出了测量和采用现有共晶理论模型计算所得到的层片间距. 从表可见, 在该试样厚度条件下, 实验结果与理论模型预测很好吻合. 这在一定程度上也说明了在该厚度范围内, 盖玻片和试样间的润湿作用对于试样的动力学过程的影响基本可以忽略. 同时图 7 还说明, 当层片的倾斜角不大时, 界面能各向异性的效应并不明显.

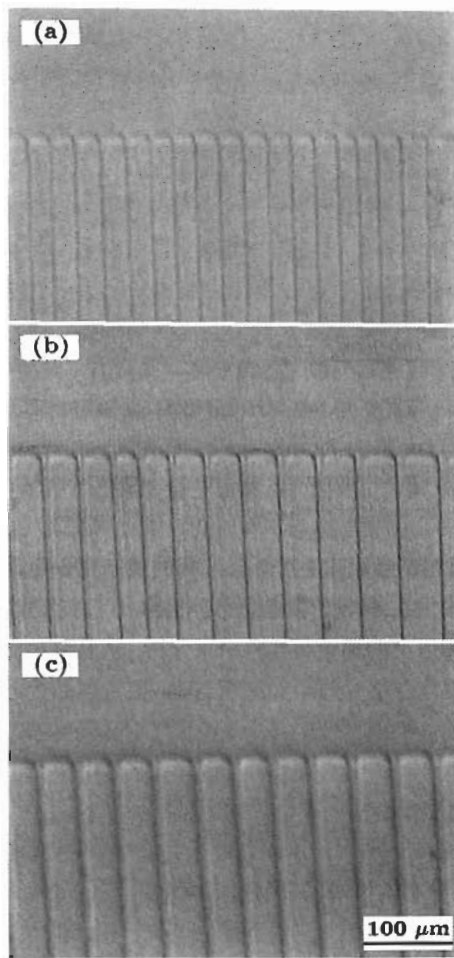


图 7 厚度为 $16 \mu\text{m}$ 的试样在不同凝固速度下的稳态微观组织

Fig.7 Steady-state eutectic microstructures for the sample with thickness of $16 \mu\text{m}$ solidified at $v=0.8 \mu\text{m/s}$ (a), $v=0.4 \mu\text{m/s}$ (b) and $v=0.2 \mu\text{m/s}$ (c) (titled angle of the eutectic lamella is approximately 3° , $G=3.6 \text{ K/mm}$)

表 1 厚度为 $16 \mu\text{m}$ 的试样在不同凝固速度下的层片间距
Table 1 Lamellar spacing for the sample with thickness of $16 \mu\text{m}$ at different solidified velocities v ($\lambda_{\text{J-H}}$ —minimum lamellar spacing calculated by J-H model [2]; λ_{s} —lamellar spacing selected by “operator point” i.e. $\lambda_{\text{s}} = \phi\lambda_{\text{J-H}}$, and $\phi=1.2$ for $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ alloy [1]; $\bar{\lambda}_{\text{e}}$ —average lamellar spacing in experiments)

$v, \mu\text{m/s}$	(μm)		
	$\lambda_{\text{J-H}}$	λ_{s}	$\bar{\lambda}_{\text{e}}$
0.8	15.2	18.2	18.9 ± 1.5
0.4	21.5	25.8	28.6 ± 1.5
0.2	30.4	36.5	34.6 ± 1.5

4 结论

通过对透明共晶合金系 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 不同厚度试样的实时观察研究表明:

(1) 界面能各向异性对于试样的厚度响应敏感. 当试样厚度在共晶组织层片间距选择范围内, 则共晶组织内部界面能各向异性的效应会显现出来.

(2) 当试样厚度明显大于层片间距的选择范围时, 层片的取向大致与热流方向平行, 故层片间距的调节机制为多层调节; 当试样厚度与 J-H 模型预言的最小层片间距相当或更小 (不含倾斜层片及振荡形态) 时, 层片间距的调节机制为准二维调节.

(3) 试样厚度对于共晶组织的形核位置影响不明显. 在本实验所有厚度试样条件下, 共晶组织最先出现的位置具有很强的随机性.

参考文献

- [1] Trivedi R, Kurz W. In: Stefanescu M A, Abbaschian G J J, eds., *Solidification Processing of Eutectic Alloys*, Warrendale, PA: AIME, 1988: 3
- [2] Jackson K A, Hunt J D. *Trans AIME*, 1966; 236: 1129
- [3] Sato T, Sayama Y. *J Cryst Growth*, 1974; 22: 259
- [4] Magnin P, Trivedi R. *Acta Metall Mater*, 1991; 39: 453
- [5] Zheng L L, Larson D J, Zhang J H. *J Cryst Growth*, 2000; 209: 110
- [6] Catalina A V, Sen S, Stefanescu D M. *Metall Mater Trans*, 2003; 34A: 383
- [7] Trivedi R, Magnin P, Kurz W. *Acta Metall*, 1987; 35: 974
- [8] Flolch R, Plapp M. *Phys Rev*, 2003; 68E: 010602(R)
- [9] Akamatsu S, Bottin-Rousseau S, Faivre G. *Phys Rev Lett*, 2004; 93: 175701
- [10] Mergy J, Faivre G, Guthmann C, Mellet R. *J Cryst Growth*, 1993; 134: 353
- [11] Seetharaman V, Trivedi R. *Metall Trans*, 1988; 19A: 2955
- [12] Jordan R M, Hunt J D. *Metall Trans*, 1972; 3: 1385
- [13] Juarez-Hernandez A, Jones H. *Metall Mater Trans*, 2000; 31A: 327
- [14] Dunning W J. *J Phys Chem Solids*, 1961; 18: 21
- [15] Tiller W A, Jackson K A, Rutter J W, Chalmers B. *Acta Metall*, 1953; 1: 428
- [16] Caroli B, Caroli C, Faivre G, Mergy J. *J Cryst Growth*, 1992; 118: 135
- [17] Faivre G. *Phys Rev*, 1992; 45A: 7320
- [18] Seetharaman V, Fabietti L M, Trivedi R. *Metall Trans*, 1989; 20A: 2567
- [19] Kassner K, Misbah C. *Phys Rev*, 1991; 44A: 6533