

快速凝固 Ti-Cu-Fe 合金的相组成与组织演变规律*

鲁晓宇[†] 廖霜 阮莹 代富平

(西北工业大学应用物理系, 西安 710072)

(2011 年 12 月 31 日收到; 2012 年 5 月 18 日收到修改稿)

采用落管无容器处理技术实现了 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 三元包共晶合金在自由落体条件下的快速凝固, 获得了直径为 80—1120 μm 液滴的凝固组织. 实验中获得的过冷度范围为 34—293 K, 最大过冷度达 $0.23T_L$. 研究发现, 在自由落体条件下, 由于受到无容器、微重力、超高真空等因素的影响, 合金熔体的凝固组织中包含 $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相、 CuTi_2 相和 CuTi_3 相, 显著偏离了平衡状态. $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 为初生相, 同时又与 CuTi_2 相形成两相共晶; CuTi_3 相则呈现枝晶形貌, 并发生了明显的溶质截留效应. 随着过冷度的增大, 共晶组织由层片共晶向不规则共晶转变, 形貌由长条状共晶团变为椭球状共晶团, 最终变为球状共晶胞; $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相枝晶形貌由粗大枝晶变为碎断枝晶, 进一步变成不规则的粒状晶粒; CuTi_3 相枝晶则由碎块状转变为完整枝晶.

关键词: 相组成, 落管, 快速凝固, 组织演变

PACS: 61.25.Mv, 61.66.DK, 64.70.D-, 81.30.Fb

1 引言

钛及钛合金是极其重要的轻质结构材料, 在航空航天、车辆工程、生物医学工程等领域具有非常重要的应用价值和广阔的应用前景, 长期以来一直是材料科学领域的研究热点^[1-7]. 与国外发达国家相比, 我国在钛材料研究方面还有很大差距, 因此有必要加强钛材料的研究. 目前对于钛合金的研究, 大部分都以 Ti-Al 合金为基础, 而对其他钛合金体系, 如 Ti-Cu, Ti-Fe, Ti-Mo 等研究较少^[3,5,7].

通常情况下, 钛合金可以分为 α 型合金、 $\alpha+\beta$ 型合金和 β 型合金, 其中以 $\alpha+\beta$ 型合金中的 Ti-6Al-4V 应用最为广泛, 目前使用的钛合金中有 50% 以上具有这种成分^[7]. β 钛合金由于具有最高的强度/质量比、非常优异的韧性和抗疲劳性能等特点, 因此具有明显的应用潜力和研究价值, 过去数十年间对于 β 钛合金的研究也越来越多^[5,7]. 但是, 目前对于以钛为基础的三元合金的研

究, 尚无完整的理论模型, 其中关于三元包共晶合金的研究更是很少有文献涉及^[1-7].

液态合金在超常条件下的非平衡凝固是材料科学和凝聚态物理领域的重要研究课题^[8-10], 落管无容器处理技术由于具有“无容器、微重力、超高真空”等特点, 是实现超常凝固条件的重要手段^[11-17], 可以有效地研究超常条件下亚稳态 β 钛合金及三元包共晶合金的快速凝固. Ti-Cu-Fe 是一个典型的三元包共晶体系, 生成物又具有 β 钛合金的特征, 因此本文选取 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 三元包共晶合金为研究对象, 采用 3 m 落管无容器处理技术, 研究其凝固组织的相组成、形貌特征及演变规律, 旨在为钛材料以及三元包共晶合金的研究提供实验和理论基础.

2 实验方法

$\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 三元合金由纯度为 99.999% 的 Cu, 99.99% 的 Fe 和 99.99% 的 Ti 配制而成, 每

* 国家自然科学基金 (批准号: 51001087, 51171153)、陕西省自然科学基金 (批准号: 2009JQ6002)、教育部博士点基金 (批准号: 20106102120052) 和西北工业大学基础研究基金 (批准号: JC201049, JC201157) 资助的课题.

[†] E-mail: xylu@nwpu.edu.cn

个样品约重 1.0 g. 实验时, 把样品装入底部开有 $\phi 0.1\text{--}0.5\text{ mm}$ 小孔、尺寸为 $\phi 13\text{ mmID} \times 15\text{ mmOD} \times 160\text{ mm}$ 的石英试管中, 将试管置于落管顶部, 抽真空至 $2 \times 10^{-5}\text{ Pa}$ 左右, 再按 2:1 的比例反充高纯 He (99.999%) 和 Ar (99.999%) 的混合气体至 0.1 MPa. 随后采用高频感应熔炼装置加热使样品熔化并过热约 200 K, 保温 30 s 左右, 然后将 Ar 气充入试管内, 以使合金熔体通过试管底部的小孔分散成许多不同直径的小液滴下落并凝固.

实验结束后, 将落管中得到的粒子按尺寸大小进行分类镶嵌, 对镶嵌后的样品进行打磨、抛光、腐蚀, 采用的腐蚀剂为 2.5 mL HNO_3 + 5 mL HF + 5 mL HCl + 90 mL H_2O . 利用 FEI Sirion 200 扫描电子显微镜、Oxford INCA Energy 300 能谱分析仪 (EDS)、Rigaku D/max2500V X 射线衍射仪 (XRD) 和 WCR-2D 型差热分析仪 (DTA) 对样品的组织特征、相组成和热力学性质进行观察与分析.

3 实验结果与分析讨论

图 1 是 Ti-Cu-Fe 三元合金的平衡相图 [18]. 本文研究的 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 三元包共晶合金用点 U_1 在图 1 中标出, 该点处于金属间化合物相 FeTi , CuTi_2 和固溶体相 (βTi) 三个相区的交点处, 其凝固过程可能涉及初生相 (βTi) 的析出和三元包共晶转变.

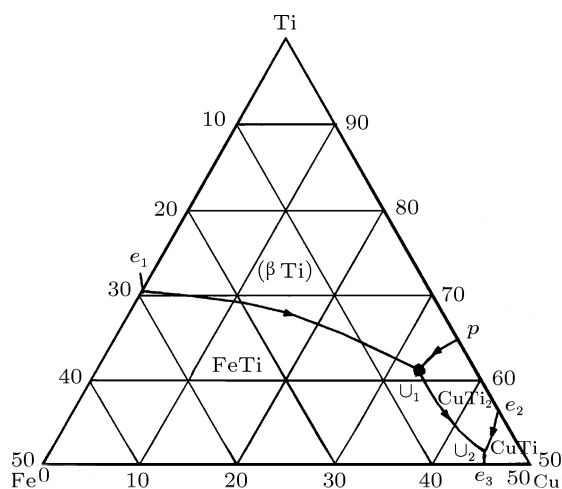


图 1 Ti-Cu-Fe 三元合金相图 [18]

3.1 自由下落液滴的冷却速率和过冷度

采用 DTA 方法分析了 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 三元合金的近平衡凝固过程, 结果如图 2 所示. 可见, 加热曲线上有两个吸热峰, 其标示温度分别为 1228 和 1273 K; 冷却曲线上有两个放热峰, 其标示温度分别为 1221 和 1238 K; 合金的液相线温度为 1285 K. 由加热和冷却曲线可知, 该合金在熔化和凝固过程中均发生了两次相变.

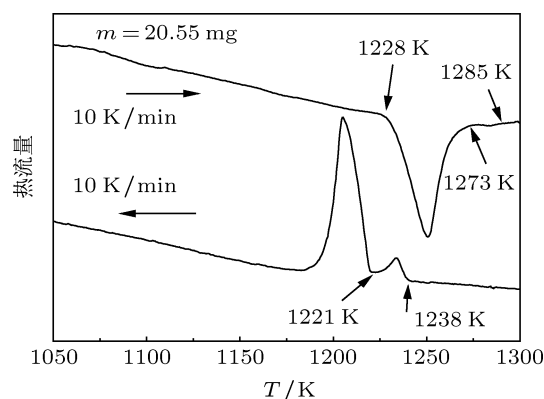


图 2 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金的 DTA 曲线

采用落管无容器处理技术获得的 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金粒子, 其直径在 80—1120 μm 之间. 液滴自由下落过程中的冷却速率与过冷度主要取决于液滴尺寸的大小, 并由此影响晶体生长与凝固组织形貌 [19,20]. 忽略液滴内部的温度梯度, 采用牛顿冷却模型, 计算所得 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金冷却速率随液滴直径的变化曲线如图 3 所示. 可见, 冷却速率随着液滴直径的减小而迅速地呈指数关系增大:

$$R_c = 0.49 + 413.53e^{-0.02D}, \quad (1)$$

式中, R_c 为液滴的冷却速率, D 为液滴直径. 对应直径为 80 和 1120 μm 的液滴其冷却速率分别为 $6.67 \times 10^5\text{ K/s}$ 和 511 K/s.

液滴在自由下落过程中, 尺寸越小含有异质晶核的概率就越小, 因而容易避免异质形核而获得大的过冷度. 采用 Lee 和 Ahn 等建立的热传输模型 [20,21] 从理论上可估算快速凝固过程中不同尺寸液滴的形核温度. 对 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金液滴所获得的过冷度进行计算, 结果如图 4 所示. 可以看出, 随着液滴直径的增大, 过冷度明显降低. 两者符合如下指数关系:

$$\Delta T = 39.06 + 354.30e^{-0.0047D}, \quad (2)$$

式中, ΔT 为过冷度. 对应直径为 1120—80 μm 的合金液滴, 其过冷度范围为 34—293 K, 获得的最大过冷度达 $\Delta T_{\text{max}} = 0.23T_L$. 过冷度随着液滴直径的减小而增大, 主要是由于金属熔体的过冷度不仅受异质晶核的种类、数量和熔体本身性质的影响, 而且受熔体体积和冷却速率的影响 [22]. 因此随着合金液滴直径的减小, 熔体内所包含的异质晶核减少 (在此假定合金熔体内部的异质晶核是均匀分布的), 异质形核也就相应减少. 另外, 直径较小的液滴也更容易获得较大的冷却速率, 从而获得较大的过冷度.

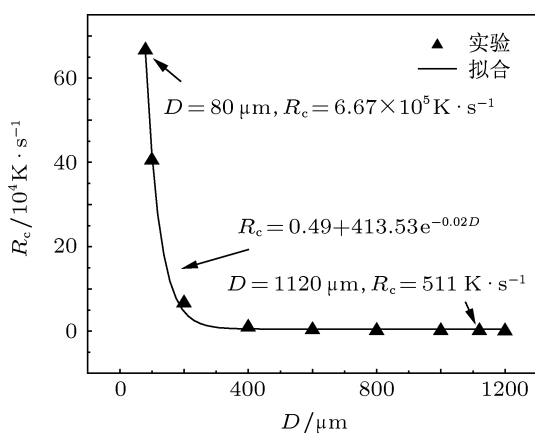


图3 合金冷却速率与液滴直径的关系

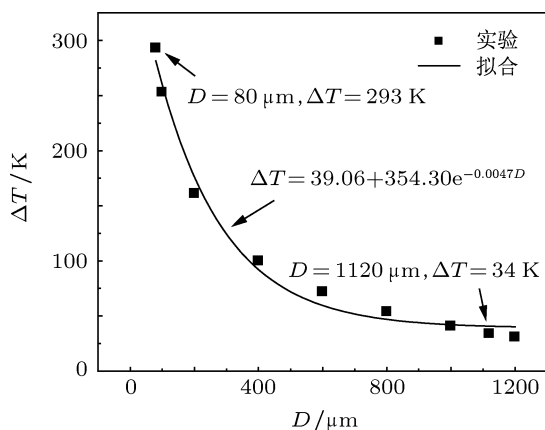


图4 合金过冷度与液滴直径的关系

3.2 相组成分析

根据 Ti-Cu-Fe 三元合金平衡相图和 DTA 热分析曲线, 可以推测在近平衡凝固过程中, 当温度降至 1238 K 时, 初生相 (β Ti) 首先从液相中析出 (反应式为 $L \rightarrow (\beta \text{ Ti}) + L_1$); 初生相析出结束后, 剩余的液相聚集在初生相 (β Ti) 枝晶

间的区域, 当温度降至 1221 K 时, 初生相与液相发生包共晶转变 $L_1 + (\beta \text{ Ti}) \rightarrow \text{FeTi} + \text{CuTi}_2$, 生成由 FeTi 和 CuTi_2 两相组成的共晶组织. 而由平衡相图得知, U_1 点与 U_2 点合金的成分非常接近 (U_1 点成分为 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$, U_2 点成分为 $\text{Ti}_{51.7}\text{Cu}_{43.8}\text{Fe}_{4.5}$), 并且当合金熔体温度降到 1223 K 时, 会发生包共晶转变 $L + \text{CuTi}_2 \rightarrow \text{FeTi} + \text{CuTi}$ [18], 因此室温组织中也可能有 CuTi 相的生成.

为了确定自由落体条件下 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金凝固组织的相组成, 对其进行了 XRD 分析, 结果如图 5 所示. 由 XRD 图谱可见, 在自由落体条件下, 合金凝固组织衍射峰的位置和峰强比与标准卡片中 CuTi_2 相、 CuTi_3 相和 $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相的对应较好, 而与标准卡片中 CuTi 相、FeTi 相和固溶体 (β Ti) 相的均有较大偏差.

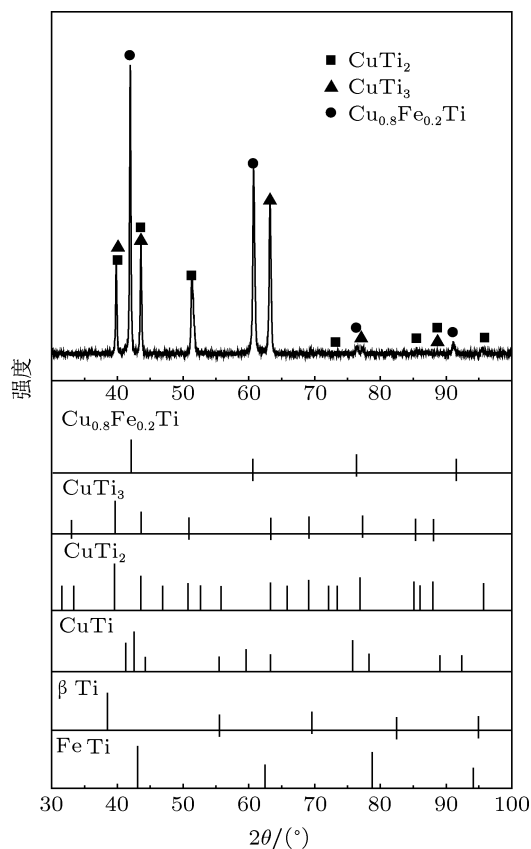


图5 合金凝固组织的 XRD 图谱

为了进一步确定合金凝固组织不同部位的相组成, 对其进行 EDS 点分析, 结果如图 6 和表 1 所示 (表 1 中的点 A, B, C 分别对应于图 7 中的点 A, B, C, 并且其 EDS 点分析曲线对应于图 6 中

的 a, b 和 c)。

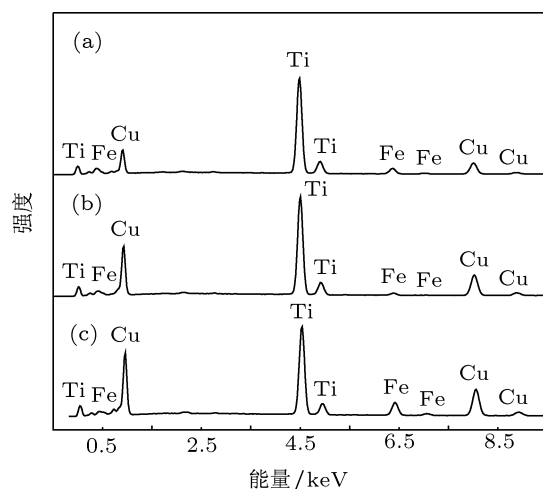


图6 合金凝固组织的EDS点分析(曲线a, b, c分别对应于图7中的点A, B, C)

表1 合金组成的EDS点分析

点	Ti/at. %	Cu/at. %	Fe/at. %	可能的相
A	70.60	22.63	6.77	CuTi ₃ , (β Ti)
B	63.38	34.19	2.42	CuTi ₂
C	49.14	38.66	12.19	Cu _{0.8} Fe _{0.2} Ti, CuTi

综合XRD和EDS点分析的结果可以得知,在自由落体条件下,合金的凝固组织由CuTi₂相、CuTi₃相和Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti相组成.形成这种现象的原因是:在落管无容器处理条件下,由于实验环境具有超高真空、无容器及微重力等特点,容器壁及氧化物杂质对合金熔体的异质形核作用受到削弱,合金熔体很容易获得较大的过冷度而实现快速凝固,并且重力引起的自然对流和Stokes运动被抑制,这些因素都会对晶体的形核次序、生长方式、相选择和溶质分布等产生影响^[11,17,18];另一方面,由于Cu为活性β相稳定元素,Fe为非活性β相稳定元素,它们均会与钛产生共析反应,形成某些化合物^[7],并且它们的含量多少会影响合金的相组成.

由XRD和EDS点分析结果得知,在自由落体条件下并没有FeTi相的生成,这可能是由于合金本身含Fe量较少(仅为6.3 at.%),另外溶质Fe可直接固溶在合金熔体某相中形成固溶体相,从而抑制了FeTi相的生成.

考虑到简单四方结构的CuTi相与简单立方结构的Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti相所含Cu和Ti的比例较为接近(都近似为1:1),并且简单四方结构和简单立方结构晶胞的空间结构非常接近,因此可以认为,由于微重力、无容器和超高真空等实验环境的影响,最终生成了与CuTi相结构和成分类似的Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti相.另外,体心立方结构的固溶体相(β Ti)中Ti含量为86.5 at.%—100 at.%,与简单四方结构CuTi₃相的含Ti量接近,并且体心四方结构和简单四方结构晶胞的空间结构较为类似,因此可以认为,在自由落体条件下合金熔体凝固时生成了与(β Ti)相成分和结构类似的CuTi₃相.

综上所述,在自由落体条件下,由于实验环境和自身组成元素等多方面的影响,合金熔体中原子的排列方式和生成相的晶格常数等发生变化,进而影响到合金的相组成:合金的凝固组织由CuTi₂相(体心四方)、Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti相(简单立方)和CuTi₃相(简单四方)组成.但CuTi₃相硬而脆,它的生成会使合金的脆性增加,在合金界面处容易发生脆性断裂^[23,24],因此应该设法控制凝固条件,尽量抑制CuTi₃相的生成.

3.3 自由落体条件下合金的凝固组织特征与演变规律

实验中获得Ti_{61.2}Cu_{32.5}Fe_{6.3}合金粒子直径在80—1120 μm之间.不同直径粒子的快速凝固组织形貌如图7所示,其中白色相为Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti相,黑色相为CuTi₃相,包围在白色相周围的灰色相为CuTi₂相,层片状组织为Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti和CuTi₂两相共生组织.

随着液滴直径的减小,合金的凝固组织特征发生明显的变化,主要表现为:Cu_{0.8}Fe_{0.2}Ti相由粗大枝晶变为碎断枝晶,进一步变成不规则的粒状晶粒.这是因为,当液滴直径减小时,其内含有的异质晶核数目减少,容易获得较大的过冷度;形核率也随过冷度的增大而增大,使得液滴内部大量形核,其晶体生长速度也相应增大,在形核和长大过程中释放大量潜热,使得枝晶重熔碎断,从而形成碎断枝晶. CuTi₃相在大尺寸的粒子中反应完全,只有少量分布在晶粒之间的晶界处,如图7(a)所示,其平均大小只有1—2 μm左右;而在小尺寸粒子中,极少量的CuTi₃相以粗大枝晶的形貌存在于共晶胞之间的交界处,一次枝晶形貌完好,一次轴

长度接近 $9\ \mu\text{m}$, 而二次枝晶形貌残缺, 如图 7(c) 所示, 这可能是由于液相中局部溶质浓度波动造成的。

同时, 随着液滴直径的减小, 共晶组织的层片间距逐渐减小, 形貌也发生明显变化: $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相和 CuTi_2 两相共生组织由长条状共晶团变为椭球状共晶团, 最终变为形状规则的球状共晶团。出现这种现象的原因是: 当液滴直径较大时, 合金熔体内部存在着较为显著的对流现象, 长条状的共晶

组织沿着热流的方向进行生长, 呈现为明显的层片状; 随着液滴直径的逐渐减小, 层片状共晶组织随之细化, 层片间距减小, 层片取向也变得较为混乱; 当液滴直径进一步减小时, 液滴中异质晶核减少, 形核率和生长速度增大, 随着晶体的生长和结晶潜热的释放, 剩余液相温度升高, 液相中的溶质扩散场和热扩散场均呈现良好的空间对称性, 这样液滴内部一旦形核, 固/液界面就以球形向外推进, 因而形成形状规则的球状共晶团。

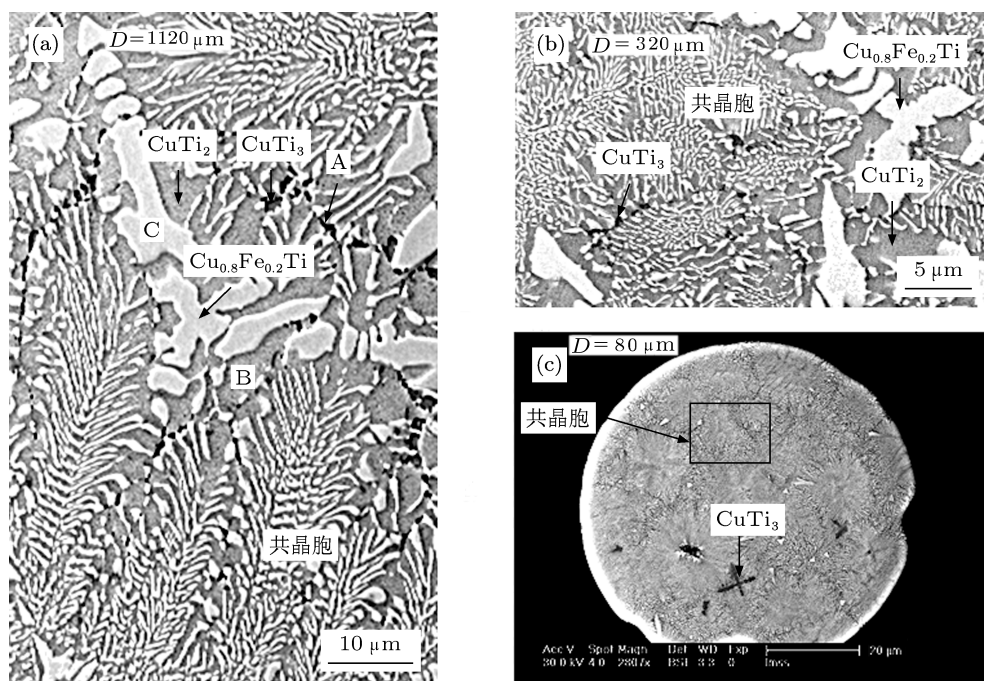


图 7 不同直径 $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金粒子的凝固组织形貌 (a) $D = 1120\ \mu\text{m}$; (b) $D = 320\ \mu\text{m}$; (c) $D = 80\ \mu\text{m}$

3.4 溶质截留效应

在快速凝固条件下, 溶质固溶度通常会随着过冷度的增大发生显著变化 [8,9]. 对不同直径的粒子做能谱分析, 可以得知在 CuTi_3 相中, 溶质 Cu 的含量随粒子直径 (过冷度) 的变化趋势不太明显, 溶质 Fe 的含量则随着粒子过冷度的增加而线性升高. 图 8 给出了 CuTi_3 相中溶质 Fe 的含量随粒子过冷度的变化关系. 实验结果表明, 在 $D = 1120\ \mu\text{m}$ 的粒子中 ($\Delta T = 34\ \text{K}$), CuTi_3 相中溶质 Fe 的固溶度为 1.95 at.%; 在 $D = 80\ \mu\text{m}$ 的粒子中 ($\Delta T = 293\ \text{K}$), Fe 的固溶度达到了 9.92 at. %.

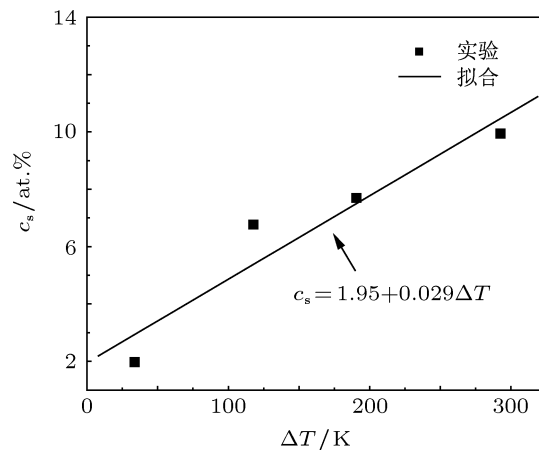


图 8 CuTi_3 相中溶质 Fe 的固溶度与粒子过冷度的关系

可见在 CuTi_3 相中溶质 Fe 的固溶度随着粒子过冷度的增大 (直径的减小) 发生了显著的溶质截留效应. 其原因是, 随着粒子直径的减小, 过冷度和冷却速率都相应增大, 熔化潜热释放得更快, 合金熔体凝固得也越快, 溶质 Fe 原子来不及从 CuTi_3 相中析出便完成了凝固过程, 从而导致大量的溶质 Fe 滞留在 CuTi_3 相中形成了固溶体. 过冷度越大, 滞留在 CuTi_3 相中的溶质含量越多, 溶质截留效应也越显著.

4 结 论

1) 由 DTA 热分析得知, $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ 合金的液相面温度为 1285 K. 计算表明, 随着液滴直径从 1120 μm 减小到 80 μm , 冷却速率从 511 K/s 增大到 6.67×10^5 K/s, 过冷度由 34 K 增加到 293 K, 最大过冷度达到 $0.23T_L$.

2) 由 XRD 和 EDS 点分析发现, 在自由落体条件下, 合金的凝固组织由 CuTi_3 相、 CuTi_2 相和 $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相组成, 显著偏离了平衡状态, 同

时 CuTi_3 相中溶质 Fe 的固溶度发生了显著的溶质截留效应. 出现这种现象的原因是: 在自由落体条件下, 合金熔体受到无容器、微重力与超高真空等环境因素和自身组成元素为 β 相稳定元素等多方面因素的影响, 合金熔体中原子的排列方式和生成相的晶格常数等发生变化, 进而影响到合金的相组成.

3) 合金的凝固组织主要由共晶和枝晶组织组成, 其中共晶组织为 $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 和 CuTi_2 两相共晶, 枝晶相为 $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相和 CuTi_3 相. 随着粒子直径的减小, 共晶组织由层片共晶向不规则共晶转变, 其形貌由长条状共晶团变为椭球状共晶团, 最终变为球状共晶团; $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ 相枝晶的形貌由粗大枝晶变为碎断枝晶, 进一步变成不规则的粒状晶粒; 而 CuTi_3 相枝晶则由碎块状转变为完整的枝晶, 平均尺寸由 1 μm 增加到 9 μm , 这可能由液相中局部溶质浓度波动而造成.

在实验及分析过程中得到王伟丽、张波、泰伟业、李源、陈溯等同事的帮助, 在此一并致谢.

- [1] Mashimo T, Huang X S, Fan X 2002 *Phys. Rev. B* **66** 132407
- [2] Alford T L, Adams D, Laursen T, Ullrich B M 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 3251
- [3] Ager J W, Drory M D 1993 *Phys. Rev. B* **48** 2601
- [4] Wang K F, Guo J J, Mi G F, Li B S, Fu H Z 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 3048 (in Chinese) [王狂飞, 郭景杰, 米国发, 李邦盛, 傅恒志 2008 物理学报 **57** 3048]
- [5] Duarte L I, Klotz U E, Leinenbach C, Palm M, Stein F, Löffler J F 2010 *Intermetallics* **18** 374
- [6] van Beek J A, Kodensov A A, van Loo F J J 1995 *J. Alloy Compd.* **217** 97
- [7] Leyens C, Peters M (Translated by Chen Z H, et al.) 2005 *Titanium and Titanium Alloys* (Beijing: Chemical Industry Press) pp1–30 (in Chinese) [莱茵斯 C, 皮特尔斯 M 著, 陈振华等译 2005 钛与钛合金 (北京: 化学工业出版社) 第 1—30 页]
- [8] Kurz W, Fisher D J (Translated by Li J G, Hu Q D) 2010 *Fundamentals of Solidification* (Beijing: Higher Education Press) pp79–96 (in Chinese) [库尔兹 W, 费舍尔 D J 著, 李建国, 胡侨丹译 2010 凝固原理 (北京: 高等教育出版社) 第 79—96 页]
- [9] Plapp M, Karma A 2002 *Phys. Rev. E* **66** 061608
- [10] Wang H P, Chang J, Wei B 2009 *J. Appl. Phys.* **106** 033506
- [11] Li Z Q, Wang W L, Zhai W, Wei B B 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 108101 (in Chinese) [李志强, 王伟丽, 翟薇, 魏炳波 2011 物理学报 **60** 108101]
- [12] Akamatsu S, Faivre G 2000 *Phys. Rev. E* **61** 3757
- [13] Cockayne E, Widom M 1998 *Phys. Rev. Lett.* **81** 598
- [14] Ingerly D B, Swenson D, Jan C H, Chang Y A 1996 *J. Appl. Phys.* **80** 543
- [15] Provenzano V, Shapiro A J, Shull R D, King T, Conavan E, Shirron P, DiPirro M 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 6909
- [16] Mei C X, Ruan Y, Dai F P, Wei B B 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 988 (in Chinese) [梅策香, 阮莹, 代富平, 魏炳波 2007 物理学报 **56** 988]
- [17] Yin H Y, Lu X Y 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 4341 (in Chinese) [殷涵玉, 鲁晓宇 2008 物理学报 **57** 4341]
- [18] Raghavan V 2002 *J. Phase Equilib.* **23** 172
- [19] Zhang X H, Ruan Y, Wang W L, Wei B B 2007 *Sci. China G* **50** 491
- [20] Lee E, Ahn S 1994 *Acta Metall. Mater.* **42** 3231
- [21] Rogers J R, Davis R H 1990 *Metall. Mater. Trans. A* **21A** 59
- [22] Jian Z Y, Chang F E, Ma W H, Yan W, Yang G C, Zhou Y H 2000 *Sci. China E* **30** 9 (in Chinese) [坚增运, 常芳娥, 马卫红, 严文, 杨根仓, 周尧和 2000 中国科学 E 辑 **30** 9]
- [23] Chen B, Xiong H P, Mao W, Cheng Y Y 2010 *J. Aero. Mater.* **30** 35 (in Chinese) [陈波, 熊华平, 毛唯, 程耀永 2010 航空材料学报 **30** 35]
- [24] Liu W, Zhao H S, He J S, Zhang B G 2007 *Trans. China Weld. Inst.* **28** 81 [刘伟, 赵海生, 何景山, 张秉刚 2007 焊接学报 **28** 81]

Phase constitution and microstructure evolution of rapidly solidified Ti-Cu-Fe alloy*

Lu Xiao-Yu[†] Liao Shuang Ruan Ying Dai Fu-Ping

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

(Received 31 December 2012; revised manuscript received 18 May 2012)

Abstract

Ternary $\text{Ti}_{61.2}\text{Cu}_{32.5}\text{Fe}_{6.3}$ quasiperitectic alloy is rapidly solidified in drop tube. The diameter of the obtained droplets varies from 80 to 1120 μm . The theoretical analysis indicates that the range of undercooling is from 34 to 293 K ($0.23T_L$). Due to the influences of containerless, microgravity, ultrahigh vacuum, etc, the microstructure of solidified alloy is composed of $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ phase, CuTi_2 phase and CuTi_3 phase. This result deviates appreciably from the equilibrium state. CuTi_3 phase exhibits a conspicuous solute trapping effect during rapid solidification. The microstructure of alloy consists chiefly of eutectic ($\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ and CuTi_2 phases) and dendrites ($\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$, CuTi_3) structure. With the increase of undercooling, the microstructure of eutectic experiences a transition from “strip eutectic cell to ellipsoidal eutectic cell to spherical eutectic cell”; the morphology of $\text{Cu}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{Ti}$ dendrite experiences a transition from “coarse dendrites to broken dendrites to anomalous grain”; while the morphology of CuTi_3 dendrite changes from small block to coarse dendrite.

Keywords: phase constitution, drop tube, rapid solidification, microstructure evolution

PACS: 61.25.Mv, 61.66.DK, 64.70.D—, 81.30.Fb

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51001087, 51171153), the Natural Science Basic Research Plan in Shaanxi Province of China (Grant No. 2009JQ6002), the Ph. D. Programs Foundation of Ministry of Education of China (Grant No. 20106102120052) and the NPU Foundation for Fundamental Research, China (Grant Nos. JC201049, JC201157).

[†] E-mail: xylu@nwpu.edu.cn