

文章编号: 1004-0609(2004)02-0162-06

Al-Cu-Fe 系初生准晶相凝固过程的热力学分析^①

赵东山¹, 沈宁福¹, 郭新勇², 瞿文榜³, 孙丽虹⁴

(1. 郑州大学 材料工程学院, 郑州 450002; 2. 河南大学 特种功能材料重点实验室, 开封 475001;
3. 武汉大学 物理系, 武汉 430072; 4. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘 要: 采用 XRD, SEM 和 TEM 等方法, 研究了铸态 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 合金(973 K 保温 2.5 h 后水淬)的显微组织及相组成。观察到铸态样品中存在 4 种不同的相, 即初生准晶 I 相、 Φ 相、 $\Theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相和 $\Upsilon\text{-AlCu}$ 相。对准晶 I 相及其晶体近似相 R 相, 提出相应的自由能计算模型及算法, 从理论上说明准晶($\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$) I 相是高温稳定相, 当温度低于 938 K 时, 将形成其晶体近似相 R 相。

关键词: 热力学; 凝固组织; 初生准晶相; 自由能

中图分类号: TG 111.4

文献标识码: A

Thermodynamic analyses on solidification process of primary Al-Cu-Fe icosahedral quasicrystal phase

ZHAO Dong-shan¹, SHEN Ning-fu¹, GUO Xin-yong², QU Wen-bang³, SUN Li-hong⁴

(1. Materials Engineering College, Zhengzhou University, Zhengzhou 450002, China;

2. Laboratory of Special Functional Materials, Henan University,
Kaifeng 475001, China;

3. Department of Physics, Wuhan University, Wuhan 430072, China;

4. General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The microstructures and constituent phases of the $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ alloy, water quenched after retaining 2.5 h at 973 K, were examined by means of optical metallography, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and X-ray diffraction analyses. The investigation reveals that the constituent phases of the $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ alloy are the I phase, Φ phase, $\Upsilon(\text{AlCu})$ phase and $\Theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ phase. A thermodynamic model and the calculation method of the change of Gibbs free energy during the primary solidification for the icosahedral quasicrystal phase and its approximant crystal phase are proposed. The thermodynamic analyses show that the icosahedral quasicrystal phase solidifies as a primary stable phase when temperature is higher than 938 K. Below 938 K, its approximant crystal phase R merges.

Key words: thermodynamic analyses; solidification structure; primary quasicrystal phase; gibbs free energy

1987 年, Tsai 等^[1]发现了稳定的 $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$ 二十面体准晶相(下文称准晶 I 相)。由此, 为了获得单相多晶和大尺寸单晶体的 Al-Cu-Fe 准晶, 准晶相成分附近区域的 Al-Cu-Fe 三元相图、凝固过程等成为研究的热点^[2-4]。

Faudot 根据 Legender 等^[5]的报道总结的 Al-Cu-Fe 三元相图, 是在固相面下的等温截面图^[4]。在这个温度下, 准晶成分(Al-Cu-Fe 成分, 摩尔比)位于 $(62.4, 24.4, 13.2) \rightarrow (65.0, 23.0, 12.0) \rightarrow (61.0, 28.4, 10.6)$ 的范围内。Bancel^[6]的研究表

① 基金项目: 河南大学特种功能材料重点实验室开放课题资助项目(9926)

收稿日期: 2003-05-20; 修订日期: 2003-09-01

作者简介: 赵东山(1962-), 副教授, 博士研究生。

通讯作者: 赵东山, 副教授; 电话: 0371-3887506; E-mail: dszhao@zzu.edu.cn

明: Al-Cu-Fe 准晶的稳定性对其化学组成极其敏感, 成分范围中心的 $\text{Al}_{62.3}\text{Cu}_{24.9}\text{Fe}_{12.8}$ 准晶 I 相是稳定的, 高温时其成分的摩尔比增大了几个百分比, 但随着温度的降低, 它稳定的成分范围缩小。当温度降低到 920 K, 根据董闯^[7]的报道, $\text{Al}_{62.3}\text{Cu}_{24.9}\text{Fe}_{12.8}$ 准晶 I 相将转变为晶体相(准晶的近似相 R 相)。

目前采用由晶体相长时间保温方法已制备出单相的多晶 Al-Cu-Fe 准晶, 但难以获得完整的较大尺寸的准晶 I 相单晶。本文作者研究了 Al-Cu-Fe 合金中初生准晶凝固过程的热力学条件, 为获得完整的较大尺寸的 Al-Cu-Fe 准晶 I 相单晶提供理论依据。

1 实验

根据 Gayle 等^[2]的报道选取成分位于准晶 I 相液相面(见图 1)中部的合金, 分析方法包括金相观察(OM), X 射线衍射(XRD), 差热分析(DTA), 扫描电子显微(SEM)和透射电子显微(TEM)分析等。

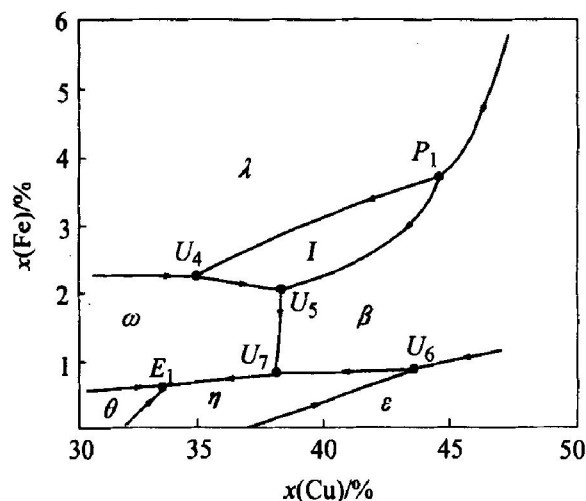


图 1 Al-Cu-Fe 三元相图的单变量线
(液相面交线)投影图^[2]

Fig. 1 Liquid surface projection for
Al-Cu-Fe system

(I represents icosahedral quasicrystal phase)

Reactions correspond to $p_1(1153\text{ K})$: $L + \lambda \rightarrow \beta + I$,

$U_4(1008\text{ K})$: $L + \lambda \rightarrow I + \omega$,

$U_5(968\text{ K})$: $L + I \rightarrow \beta + \omega$,

U_6 : $L + \varepsilon \rightarrow \beta + \eta$, $U_7(868\text{ K})$: $L + \beta \rightarrow \omega + \eta$,

$E_1(838\text{ K})$: $L \rightarrow \eta + \theta + \omega$

将工业纯铝(> 99.5%)、紫铜(> 99.5%)、高纯铁(> 99.99%)及高纯硅(> 99.99%), 按合金成

分 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ (经过化学分析后的实际成分), 采用真空感应炉在氩气保护下熔炼, 浇铸至电阻炉内控温在 973 K 的铸型中, 保温 2.5 h, 然后水淬至室温得到铸锭。铸锭尺寸为 30 mm × 40 mm × 70 mm, 冷却速率约为 40 K/s。

粉末 X 射线衍射采用 Philips PW1700 X 射线衍射仪, 辐射为 Cu K_α , 工作电压为 40 kV, 工作电流为 40 mA, 扫描速度为 $2^\circ/\text{min}$, 扫描范围(2θ)为 $15^\circ \sim 100^\circ$ 。制备粉末试样, 采用球磨仪或者陶瓷研钵, 颗粒尺寸为 50~70 μm 。

扫描电子显微(SEM)观察, X 射线能谱(EDXS)和背散射电子衍射(EBSD)分析, 采用 JEOL JSA-8800R 型电子探针以及北京有色金属研究总院正在研制、开发的 EBSD 附件。SEM 试样经机械研磨及抛光。差热分析(DTA)采用 PerkinElmer 的 DTA7 分析仪。

选区电子衍射(SAED)分析利用配备 OXFORD ISIS EDXS 附件的 JEM-2000FX 透射电子显微镜(TEM)。TEM 试样采用机械减薄至约 50 μm , 而后采用化学双喷减薄(电解液是硝酸与甲醇, 按 1:2 比例配制), 最终采用离子减薄。

2 实验结果

图 2 所示为块状合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 表面的 SEM 背散射电子像, 图 2(b) 中 1, 2, ..., 为 EDXS 成分分析点。成分分析结果列于表 1, 由表 1 可见: 浅灰色不规则多边形区域, 是初生的准晶 I 相, 如图 2(a) 中标记 A 的区域, 及图 2(b) 中标记 1 的各点; 准晶相周围白色区域是 Φ 相(有空位的 B2 结构), 如图 2(b) 中标记 2 的各点; 黑色区域是 θ - Al_2Cu 相, 如图 2(b) 中标记 3 的各点; 黑色区域中白色枝晶相是 η - AlCu 相, 如图 2(b) 中标记 4 的各点。

图 3(a) 为图 2(b) 中标记 1 的相的 EBSD 图样, 图 3(b) 为按准晶 I 相模型^[8]模拟计算的 EBSD 图样(图中 A 2, A 3 和 A 5 分别指准晶 I 相的二次轴, 三次轴和五次轴), 二者符合很好。

图 4(a) 为图 2(b) 中标记 2 的相的 EBSD 图样, 图 4(b) 为按 B2 结构模型(β 相)模拟计算的 EBSD 图样(图中 $[101]$ 、 $[111]$ 和 $[112]$ 为 B2 结构的带轴), 二者符合很好。图 4(a) 中也标出了准晶 I 相的二次轴(A 2), 三次轴(A 3)和五次轴(A 5), 相对

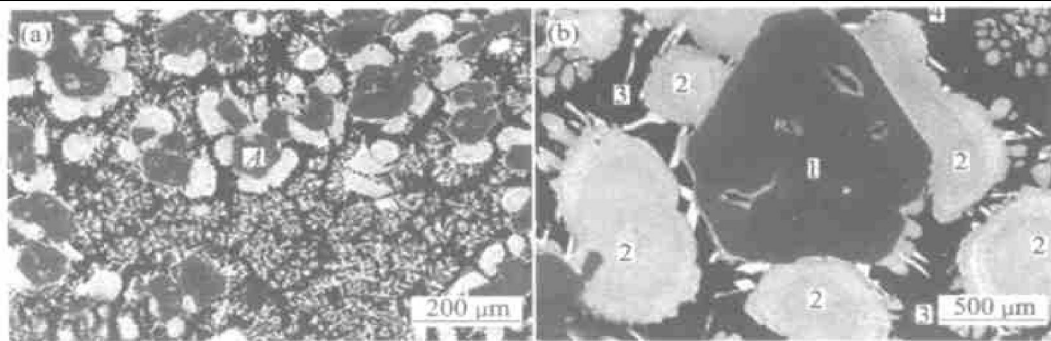


图 2 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 铸锭的 SEM 背散射电子像

Fig. 2 SEM back-scattered images of $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ ingot

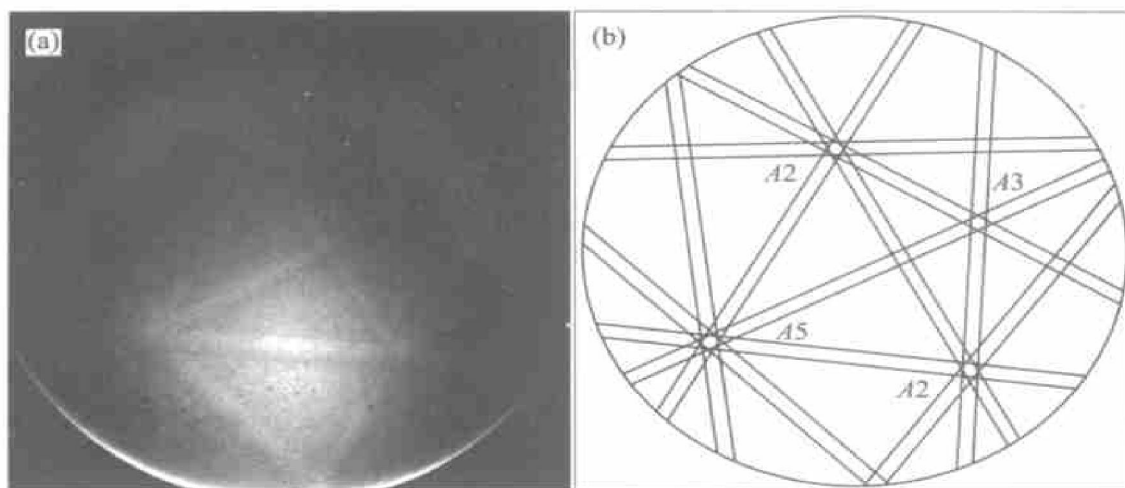


图 3 图 2(b) 中标记 1 的相的 EBSD 图样 (a) 及按准晶 *I* 相模拟的 EBSD 图样 (b)

Fig. 3 Experimental EBSD patterns taken from area 1 in Fig. 2(b) (a) and simulated EBSD patterns according to IQC structure (b)

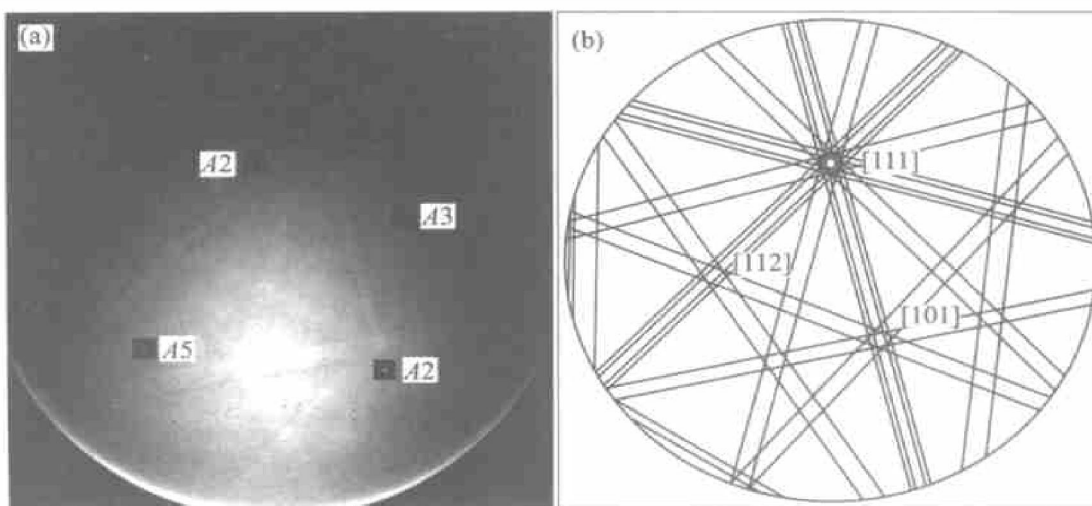


图 4 图 2(b) 中标记 2 的相的 EBSD 图样 (a) 及按 B2 结构模拟的 EBSD 图样 (b)

Fig. 4 Experimental EBSD patterns taken from area 2 in Fig. 2b (a) and simulated EBSD patterns according to B2 structure (b)

于 β 相的方位, 表明准晶 *I* 相与 β 相没有简单的取向关系。

图 5 所示是合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 铸锭的粉

末 X 射线衍射谱, 根据文献[11~14], 铸态样品中存在 4 种不同的相, 即准晶 *I* 相^[8, 9]、 β 相 (ϕ 相为有空位的 B2 结构, 但 XRD 包括 EBSD 无法

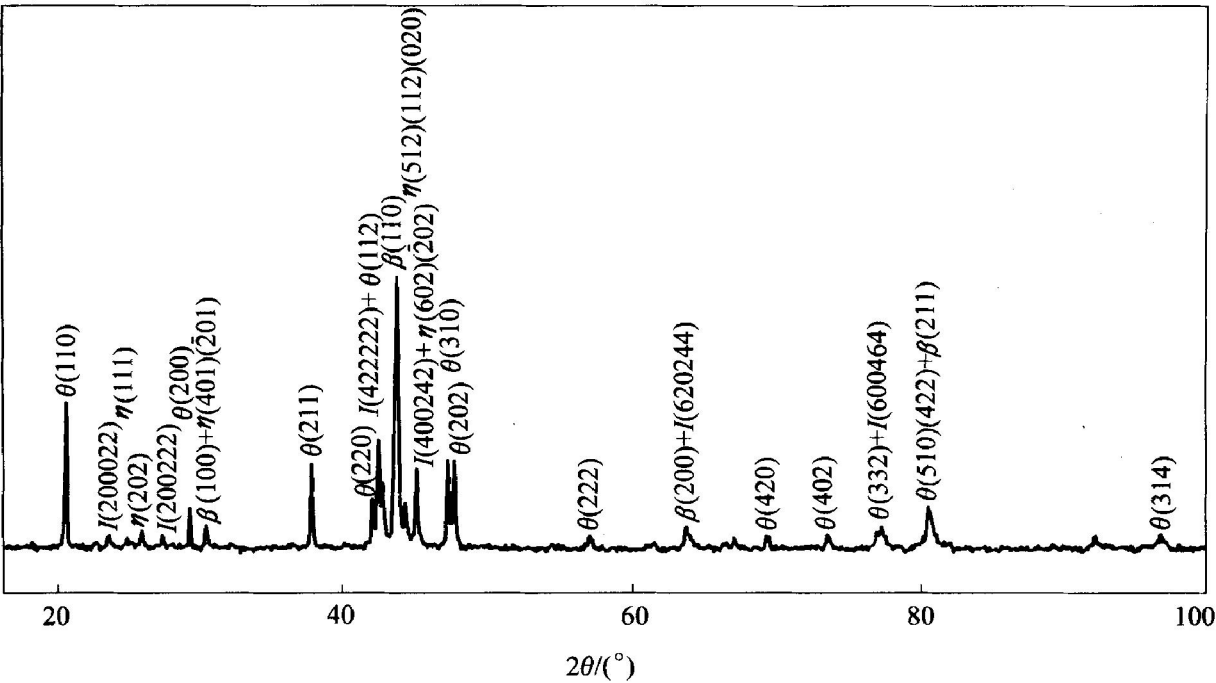


图 5 合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 的粉末 X 射线衍射谱

Fig. 5 Powder XRD pattern of cast $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ alloy

表 1 合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 中各相的平均成分

Table 1 Average compositions for each phase in the $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ (alloy molar fraction, %)

Spot in Fig. 2(b)	Phases	Al	Cu	Fe	Si
1	I	61.89±0.24	25.61±0.83	11.10±0.62	1.40±0.23
2	Φ	50.57±0.32	45.39±0.56	3.64±0.64	0.41±0.34
3	θ	67.00±0.61	31.10±0.62	0.16±0.08	1.75±0.32
4	η	51.61±0.69	46.71±0.33	1.41±0.09	0.27±0.27

分辨二者, 图中均以 β 相标定)、 $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相^[10] 和 $\eta\text{-AlCu}$ ^[11] 相。图 5 中准晶相衍射峰的六维指数 I ($n_1, n_2, \dots, n_6$) 为全奇或全偶, 表明是面心二十面体准晶相^[9]。

图 6 所示是合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 的差热分析(DTA) 升温曲线(升温速度为 10 K/min)。第 1 个吸热峰对应 $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相和 $\eta\text{-AlCu}$ 相的熔化, 即图 1 中 E_1 (该反应需很少量的 ω 相, 因其量太少难以测到); 第 2 个吸热峰对应图 1 中 U_7 ; 第 3 个吸热峰对应图 1 中 U_5 ; 第 4 个吸热峰对应初生准晶 I 相的熔化。图 6 中 T_L 对应准晶 I 相“液相面”温度, 测得 $T_L = 1\,130\text{ K}$ 。

合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 的铸锭不同部位制取多个透射电镜试样, 借助透射电镜的 EDXS 附件, 分析了图 2(b) 中标记了 2 的相的选区电子衍射花样(SAEDP), 表明存在 B2 的超结构, 进一步采用高分辨电子显微分析(HRTEM) 得知为 Φ 相

(Ni_2Al_3 结构) 的微畴^[12]。

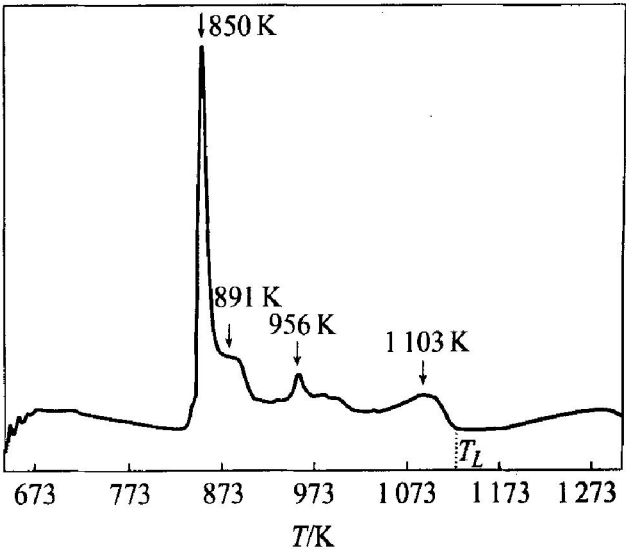


图 6 合金 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 的 DTA 升温曲线(10 K/min)

Fig. 6 DTA heating curve of the $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ alloy (10 K/min)

3 热力学条件分析

3.1 初生准晶 $\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$ 的自由能

对准晶 I 相的固、液相变, 设液体有极大的过冷能力, 根据热力学理论, 吉布斯自由能的变化可以表示为

$$\Delta G^{I \rightarrow L} = \Delta H - T \Delta S \quad (1)$$

式中 $\Delta G^{I \rightarrow L}$ 为准晶 I 相由液体析出时的自由能的改变量, ΔH , ΔS 分别为固态与液态的焓的变化与熵的变化。

ΔH , ΔS 分别为

$$\Delta H = \Delta H_f - \int_T^{T_L} \Delta c_p dT \quad (2)$$

$$\Delta S = \Delta S_f - \int_T^{T_L} \Delta c_p \frac{dT}{T} \quad (3)$$

式中 ΔH_f , ΔS_f 分别为熔化热和熔化熵, 且

$$\Delta S_f = \frac{\Delta H_f}{T_L} \quad (4)$$

T_L 为液相面温度; Δc_p 为固态与液态的定压摩尔热容的变化。

根据热力学理论, Δc_p 可表示为

$$\Delta c_p = \Delta a + \Delta b T + \Delta c T^{-2} \quad (5)$$

式中 Δa , Δb , Δc 分别为常数 a , b , c 的固态与液态变化量。

整理可得

$$\begin{aligned} \Delta G^{L \rightarrow I} = & \Delta T \Delta S_f - [\Delta a \Delta T + \frac{\Delta b}{2} (T_L^2 - T^2) + \\ & \Delta c (\frac{1}{T_L} - \frac{1}{T})] + T [\Delta a \ln(\frac{T_L}{T}) + \\ & \Delta b \Delta T + \frac{\Delta c}{2} (\frac{1}{T_L^2} - \frac{1}{T^2})] \end{aligned} \quad (6)$$

式中 $\Delta T = T_L - T$ 。

本文选取准晶 $\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$ 的熔化熵 $\Delta S_f = 11.3 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ (Holland-Moritz 等^[13] 采用 DSC 对 Al-Cu-Fe 面心准晶单相测定), 而 $T_L = 1130 \text{ K}$ 。对式(6)中的 Δa , Δb , Δc , 本文近似采用纯 Al, 纯 Cu, 纯 Fe 的定压摩尔热容固态与液态变化量 Δc_p 中的相应值, 并按准晶 $\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$ 成分取平均, 可得 $\Delta a = 10.27 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, $\Delta b = -1.204 \times 10^{-2} \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, $\Delta c = 0$ 。

3.2 准晶近似相的自由能

根据 Faudot^[4] 与董^[7] 报道, 准晶 ($\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$) I 相的晶体近似相为菱面体相 R 相 (菱方结构, $a = 3.208 \text{ nm}$, $\gamma = 36^\circ$), 中心成分 $\text{Al}_{62.0}\text{Cu}_{27.0}\text{Fe}_{11.0}$ 。晶体化合物 R 相的液、固相变

的自由能, 根据 Kohler 模型^[14] 为

$$\begin{aligned} \Delta G^{L \rightarrow R} = & R \Delta T (x(\text{Al}) \ln x(\text{Al}) + \\ & x(\text{Cu}) \ln x(\text{Cu}) + x(\text{Fe}) \ln x(\text{Fe})) + \\ & \Delta G^x \end{aligned} \quad (7)$$

式中 $\Delta G^{L \rightarrow R}$ 为该晶体相由液体析出时的自由能的改变量, $x(\text{Al})$, $x(\text{Cu})$, $x(\text{Fe})$ 为 R 相三元系的成分(摩尔分数)。

多余自由能为

$$\begin{aligned} \Delta G^x = & \Delta G^x(\text{Al}, \text{Cu}) (x(\text{Al}) + x(\text{Cu}))^2 + \\ & \Delta G^x(\text{Cu}, \text{Fe}) (x(\text{Cu}) + x(\text{Fe}))^2 + \\ & \Delta G^x(\text{Fe}, \text{Al}) (x(\text{Fe}) + x(\text{Al}))^2 \end{aligned} \quad (8)$$

式中 $\Delta G^x(\text{Al}, \text{Cu})$, $\Delta G^x(\text{Cu}, \text{Fe})$, $\Delta G^x(\text{Fe}, \text{Al})$ 分别为相应二元系的多余自由能的改变量, $\Delta T = T_L^R - T$, T_L^R 为液相面温度。

根据热力学理论, $\Delta G^x(\text{Al}, \text{Cu})$ 的计算式为

$$\begin{aligned} \Delta G^x(\text{Al}, \text{Cu}) = & R \Delta T (x'(\text{Al}) \ln \gamma(\text{Al}) + \\ & x'(\text{Cu}) \ln \gamma(\text{Cu})) \end{aligned} \quad (9)$$

式中 $\gamma(\text{Al})$, $\gamma(\text{Cu})$ 为 Al-Cu 二元系的活度系数, $x'(\text{Al})$, $x'(\text{Cu})$ 为 Al-Cu 二元系的成分(可由

$x'(\text{Al}) = \frac{x(\text{Al})}{x(\text{Al}) + x(\text{Cu})}$, $x'(\text{Cu}) = \frac{x(\text{Cu})}{x(\text{Al}) + x(\text{Cu})}$ 得出)。根据 $T' = 1373 \text{ K}$ 时的 Al-Cu 二元系的活度曲线图, 近似利用规则溶液关系式 $\frac{\ln \gamma(\text{Al})}{\ln \gamma'(\text{Al})} = \frac{T'}{T}$, $\frac{\ln \gamma(\text{Cu})}{\ln \gamma'(\text{Cu})} = \frac{T'}{T}$, 式中 $\gamma'(\text{Al})$, $\gamma'(\text{Cu})$ 为 $T' = 1373 \text{ K}$ 时 Al 和 Cu 的活度系数 ($\gamma'(\text{Al}) = 0.610$, $\gamma'(\text{Cu}) = 0.027$)。代入式(9)可得

$$\Delta G^x(\text{Al}, \text{Cu}) = -1.643 \times 10^4 \left(\frac{T_L^R - T}{T} \right) \quad (10)$$

同理, 得

$$\Delta G^x(\text{Cu}, \text{Fe}) = -3.091 \times 10^4 \left(\frac{T_L^R - T}{T} \right);$$

$$\Delta G^x(\text{Fe}, \text{Al}) = -1.312 \times 10^4 \left(\frac{T_L^R - T}{T} \right)。$$

3.3 形成准晶与形成其晶体近似相驱动力的比较

由以上分析可得, 自液体中析出准晶 ($\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$) I 相的驱动力随温度的变化关系为

$$\begin{aligned} \Delta G^{L \rightarrow I} = & -\Delta G^{I \rightarrow L} = -8.85 \times 10^3 - 57.89 T - \\ & 4.82 T^2 + 10.27 T \ln T \quad (\text{J/mol}) \end{aligned} \quad (11)$$

自液体中析出准晶的晶体近似相 R 相的驱动力随温度的变化关系为

$$\begin{aligned} \Delta G^{L \rightarrow R} = & -7.418 (T_L^R - T) - 2.447 \times 10^4 \\ & \left(\frac{T_L^R - T}{T} \right) \quad (\text{J/mol}) \end{aligned} \quad (12)$$

式(12)中晶体近似相 R 相的 T_L^R (“液相面”温度)近

似取稍低于准晶的液相面温度 $T_L^R = 1\ 000\ \text{K}$ 。图 7 为形成准晶与形成其晶体近似相的驱动力随温度的变化关系曲线。图 7 表明, 在温度高于 $T_r(938\ \text{K})$, 自液体中凝固出准晶 I 相, 自由能降低得更大, 即形成准晶比形成其晶体近似相的驱动力更大; 而温度低于温度 $938\ \text{K}$ 时, 形成晶体近似相比形成准晶的驱动力更大。因而, 准晶($\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$) I 相是高温稳定相, 在低于 $T_r(938\ \text{K})$ 时, 将形成其晶体近似相 R 相。以上的模型及计算, 基本解释了目前关于 Al-Cu-Fe 准晶 I 相是高温稳定相的报道^[7]。

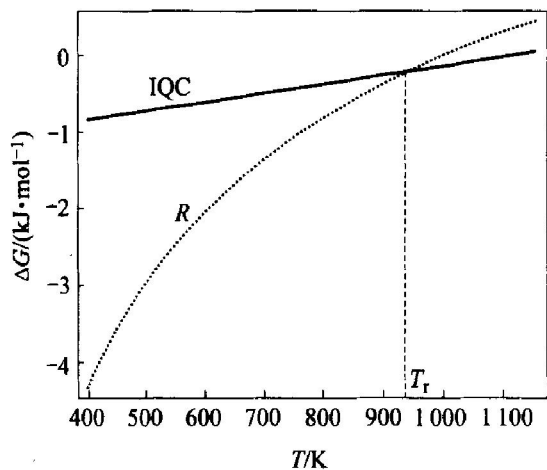


图 7 形成准晶与形成其晶体近似相的驱动力随温度的变化关系曲线

Fig. 7 Driving force curves with temperature for solidification of icosahedral quasicrystal phase and its approximant crystal from melt

4 结论

采用 XRD, SEM 和 TEM 等分析方法, 研究了铸态 $\text{Al}_{58.8}\text{Cu}_{36.6}\text{Fe}_{3.5}\text{Si}_{1.1}$ 合金的显微组织及相组成。发现铸态样品中存在 4 种不同的相, 即初生准晶 I 相、 Φ 相、 $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相和 $\eta\text{-AlCu}$ 相。实验观察到该准晶相($\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$) 为面心二十面体准晶相, 与其邻近的 Φ 相(有空位的 B2 结构)没有简单的取向关系。对准晶 I 相及其晶体近似相 R 相, 提出相应的自由能计算模型及算法, 从理论上说明准晶($\text{Al}_{61.89}\text{Cu}_{25.61}\text{Fe}_{11.10}$) I 相是高温稳定相, 当温度低于 $938\ \text{K}$ 时, 将形成其晶体近似相 R 相。

REFERENCES

- [1] Tsai A P, Inoue A, Masumoto A. A stable quasicrystal in Al-Cu-Fe system[J]. Jpn J Appl Phys, 1987, 26: L1587 - L1590.
- [2] Gayle F W, Shapiro A J, Biancaniello F S, et al. The Al-Cu-Fe phase diagram: 0 to 25 at. % Fe and 50 to 75 at. % Al equilibria involving the icosahedral phase[J]. Metall Trans A, 1992, 23A: 2409 - 2417.
- [3] Bradley A J, Goldschmidt H J. An X-ray study of slowly cooled iron-copper-aluminium alloys (II) — alloys rich in aluminium[J]. J Inst Metals, 1939, 65: 403 - 418.
- [4] Faudot F. The Al-Cu-Fe phase diagram: aluminium-rich corner and icosahedral region[J]. Ann Chim Fr, 1993, 18: 445 - 456.
- [5] Legendre B, Harmelin M. Ternary Alloys[M]. G Petzow and VCH, Weinheim, 1991, 4: 475.
- [6] Bancel P A. In Quasicrystals: The State of the Art[M]. Singapore: World Scientific Press, 1991. 17.
- [7] 董 闯. 准晶材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 1998. 46.
Dong Chuang. Quasicrystalline Materials[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1998. 46.
- [8] Menguy N, de Boissieu M, Guyot P, et al. Single crystal X-ray study of a modulated icosahedral AlCuFe phase[J]. J Phys I, 1993, 3: 1953.
- [9] Gui J, Wang J, Wang R, et al. On some discrepancies in the literature about the formation of icosahedral quasicrystal in Al-Cu-Fe alloys[J]. J Mater Res, 2001, 6(4): 1037 - 1046.
- [10] Havinga E E, Damsma H, Hokkeling P. Compounds and pseudobinary alloys with the CuAl_2 (C16)-type structure[J]. J Less Common Metals, 1972, 27: 169.
- [11] El-Boragy M, Szepean R, Schubert K. Crystal structure of Cu_3Al_2 and CuAl [J]. J Less Common Metals, 1972, 29: 133 - 140. (in German)
- [12] 赵东山, 王仁卉, 桂嘉年, 等. Al-Cu-Fe 系初生准晶相凝固过程的电子显微分析[J]. 电子显微学报, 2002, 21(4): 455 - 460.
Zhao Dong-shang, Wang Ren-hui, Gui Jia-nian, et al. Transmission electron microscopy analyses on the solidification process of primary Al-Cu-Fe icosahedral quasicrystal phase[J]. J Chin Electron Microscopy Soc, 2002, 21(4): 455 - 460.
- [13] Holland-Moritz D, Schroers J, Herlach D M, et al. Undercooling and solidification behaviour of melts of the quasicrystal forming alloys Al-Cu-Fe and Al-Cu-Co[J]. Acta Mater, 1998, 46(5): 1601 - 1615.
- [14] 罗治平. Mg-Zn-Zr-RE 稀土镁合金的微观结构[D]. 北京: 北京航空材料研究所, 1993.
Luo Z P. Mg-Zn-Zr-RE Alloys Microstructure[D]. Beijing: Institute of Aeronautical Materials, 1993.

(编辑 龙怀中)