

退火诱导亚稳态 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金 固溶体的结构相变^{*}

闫文盛^{1)†} 殷世龙²⁾ 范江玮¹⁾ 李玉芝³⁾ 刘文汉⁴⁾
郝绿原⁵⁾ 潘志云¹⁾ 韦世强¹⁾

1) 中国科学技术大学国家同步辐射实验室, 合肥 230029)

2) 河海大学数学物理系, 南京 210024)

3) 中国科学技术大学结构分析开放研究实验室, 合肥 230026)

4) 中国科学技术大学物理系, 合肥 230026)

5) 中国科学技术大学化学物理系, 合肥 230026)

(2005 年 1 月 12 日收到, 2005 年 7 月 18 日收到修改稿)

利用扩展 x 射线吸收精细结构和 x 射线衍射研究了机械合金化制备的体心立方 (bcc) 的亚稳态 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体的结构随退火温度的变化特点. 结果表明, 在 300—873 K 温度范围内, 随着退火温度的升高, bcc 结构物相的晶格常数近于线性降低, 这主要是由于 Cu 原子从 bcc 结构 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体中逐渐偏析出来, 生成面心立方 (fcc) 结构的 Cu 物相所致. 经 603 K 退火后, Cu 原子的平均键长 $R_{\text{Cu-Cu}}$ 增加了 0.003 nm 左右, 大约有 50% 的 Cu 原子从 bcc 结构的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体中偏析出来. 在 773 K 退火后, bcc 结构 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体近于完全相分离, 生成了 bcc 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ 与 fcc 结构的 Cu 物相.

关键词: 扩展 x 射线吸收精细结构, x 射线衍射, $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金, 机械合金化

PACC: 6110, 6155, 8120

1. 引言

近年来, 高能球磨的机械合金化方法已发展成为制备纳米晶、非晶和亚稳态固溶体等材料的常规手段之一^[1-3]. 尤其是机械合金化方法能使具有正混合热、完全不互溶的 Fe-Cu, Co-Cu 等二元金属生成纳米尺度的亚稳态过饱和合金固溶体而备受关注^[1, 3-6]. 普遍的研究结果表明, 高能球磨生成的亚稳态 $\text{Fe}_{100-x}\text{Cu}_x$ 合金固溶体仍然保持中程有序结构, 当 $x \leq 20$ 时为单一的体心立方 (bcc) 相; 当 $x \geq 40$ 时为单一的面心立方 (fcc) 相; 当 $20 < x < 40$ 时为 fcc 和 bcc 两相共存^[4, 7, 8]. Yavari 等^[1]报道了亚稳态 $\text{Fe}_{100-x}\text{Cu}_x$ 合金固溶体经高温退火处理后又分解生成 bcc 结构 $\alpha\text{-Fe}$ 和 fcc 结构 Cu 物相. 为深入了解亚稳态 $\text{Fe}_{100-x}\text{Cu}_x$ 合金固溶体的性能并开发其潜在的工业应用, 研究不同退火温度对机械合金化制备

的 $\text{Fe}_{100-x}\text{Cu}_x$ 合金固溶体的结构弛豫和相分离的影响有重要意义.

目前, 文献[9—12]已分别利用 x 射线衍射 (XRD)、差示扫描量热法 (DSC)、Mössbauer 谱和扩展 x 射线吸收精细结构 (EXAFS) 等技术研究了高 Cu 含量的 fcc 结构 Fe-Cu 合金相的热稳定性和相分离过程. 结果表明, Fe 原子提高了 fcc 结构 Fe-Cu 合金相的热稳定性, 其相分离是通过 Fe 原子的偏析和成核开始的, 且在相分离之前合金颗粒的尺寸没有显著增大. 比较而言, 对低 Cu 含量的 bcc 结构亚稳态 Fe-Cu 合金, 其热稳定性和相分离过程的了解较少, 需进一步深入研究.

在本文中, 我们利用 EXAFS 和 XRD 两种技术, 分别研究了机械合金化制备的 bcc 结构的亚稳态 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体的长程序和短程序结构随退火温度的变化规律, 从 Fe 和 Cu 原子的局域结构变化了解 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金发生相分离的初始过程和微观

^{*} 国家自然科学基金(批准号: 10275061, 10274077)和中国科学院王宽诚博士后工作奖励基金(批准号: 200448)资助的课题.

[†] E-mail: ywsh2000@ustc.edu.cn

机理.

2. 实 验

样品由机械合金化方法制备,实验用的 Fe 粉和 Cu 粉的纯度均优于 99.8%,平均粒度为 200 目,按所需原子比 80:20 混合放入不锈钢球磨罐中,Ar 作保护气体,转速为 210 r/min,碳化钨球与粉末质量比为 40:1,球磨时间为 80 h.退火处理 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金样品的基本过程:先取部分 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 样品置于管式炉中,通入高纯 Ar 气,然后缓慢升温至所需的退火温度(603,773 和 873 K)分别热处理 2 h,待其自然冷却后,即得退火处理样品.

样品的 XRD 谱是在日本玛珂公司 18 kW 的 MXPAHF 型转靶 XRD 仪上获得的,使用 Cu 靶的 K 激发(波长为 0.154 nm),工作电压为 40 kV,电流为 100 mA.

样品的 Fe 和 Cu 的 K 吸收边谱是在合肥国家同步辐射实验室(NSRL)U7C 光束线的 XAFS 实验站和北京国家同步辐射实验室(BSRF)的 4WB1 光束线的 XAFS 实验站上室温测量的.NSRL 的储存环能量和最大束流强度分别为 0.8 GeV 和 300 mA,超导 wiggler 磁铁的磁感应强度为 6 T;BSRF 的储存环能量和最大束流强度分别为 2.2 GeV 和 80 mA.两条光束线的单色器均为 $\text{Si}(111)$ 平面双晶.通过偏转 $\text{Si}(111)$ 平面双晶的平行度,使通过双晶的光强比最大光强低 30% 来消除高次谐波对 EXAFS 信号的影响.NSRL 的探测器为充入 Ar/N_2 混合气的电离室,前、后电离室中的 Ar/N_2 混合气的比例分别是 1:3 和 3:1.采用透射法并利用 Keithley 6517 型静电计直接测量光电离产生的电荷值来收集数据.Fe 和 Cu K 吸收谱的测量范围分别为 6800—8200 和 8700—10100 eV,每条吸收谱线进行三次测量.EXAFS 实验数据用中国科学技术大学钟文杰和韦世强编写的 NSRLXAFS3.0 软件包进行分析处理^[13].

3. 结 果

图 1 是不同退火温度下获得的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (80 h) 样品的 XRD 谱.从图 1 可以清楚地看到,在球磨 80 h 而成的初始样品中,与 fcc 结构 Cu 相对应的衍射峰完全消失,只在 2θ 值为 44.4° , 64.37° 和 81.4° 处有与 bcc 结构 $\alpha\text{-Fe}$ 的 (110) (200) (211) 晶面相对

应的衍射峰,并且衍射峰强度显著降低.这表明球磨 80 h 后,所有的 Cu 原子都进入到 bcc 结构的 Fe 晶格中,生成了 bcc 结构的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体.由图 2 可以进一步知道,初始的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体的晶格常数是 0.2883 nm,比 $\alpha\text{-Fe}$ 的晶格常数(0.2866 nm)增加了 0.0017 nm.球磨导致了亚稳态 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金样品的晶格常数略有膨胀.在 603 K 退火之后,样品的主衍射峰强度明显增加,并且峰位向高角度移动了 0.18° ,其晶格常数也相应地从 0.2883 nm 减小到 0.2872 nm,表明退火导致亚稳态的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (80 h) 合金固溶体有序性提高和晶格常数收缩.经过 773 K 退火后, $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (80 h) 合金固溶体的 bcc 结构的衍射峰进一步向高角度移动,各衍射峰的位置与 $\alpha\text{-Fe}$ 相符合,并且在 43.29° , 50.45° 和 74.1° 处出现了与 fcc 结构 Cu 的 (111) (200) 和 (220) 晶面对应的衍射峰.这表明经过 773 K 退火后,亚稳态的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (80 h) 合金固溶体分离成 bcc 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ 和 fcc 结构的 Cu 两种物相.在 873 K 退火后,样品的 XRD 谱和晶格常数几乎与 773 K 退火后的相同,表明样品的相分离过程在 773 K 退火时已经完成.

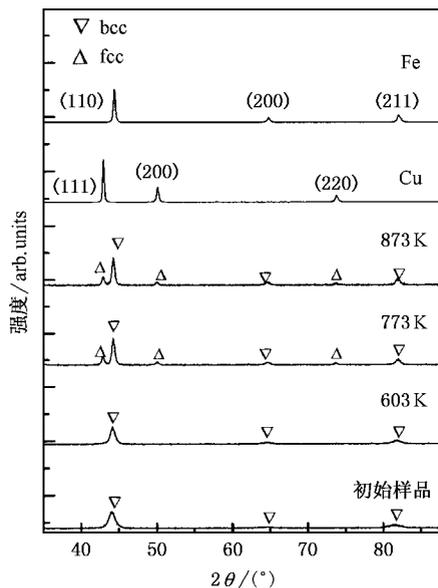


图 1 不同退火温度下 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 的 XRD 谱

图 3、图 4 为机械合金化 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 样品的 Cu 和 Fe 原子的径向结构函数(RSF)随退火温度的变化情况.由图 3 和图 4 可以看出,在球磨 80 h 而成的初始样品中 Cu,Fe 原子的 RSF 都与 bcc 结构的 Fe 箔相似,进一步说明 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金为 bcc 结构的合金固溶体.经 603 K 退火后,我们注意到样品的 Cu 原子和

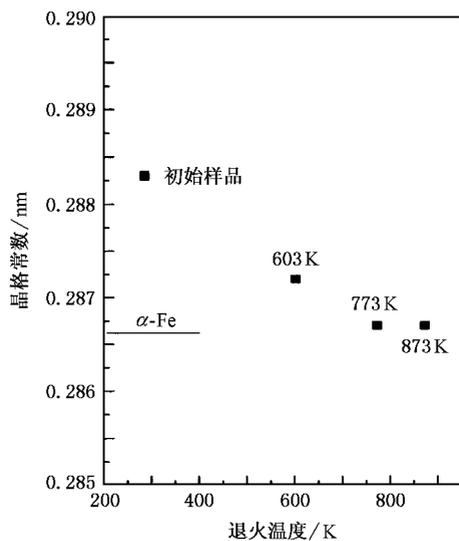


图2 不同退火温度下的 bcc 结构的晶格常数

Fe 原子的 RSF 有着两种不同的变化趋势. 与初始样品相比, 在 603 K 样品的 Fe 原子的 RSF 中, 在 0.22 nm 处的主配位峰强度增加了 30% 左右, 而 Cu 原子在 0.22 nm 处的主配位峰和 0.442 nm 处的配位峰强度却分别降低了 20% 和 50% 左右. 这表明经 603 K 退火后, Fe 原子周围的有序性增加; 而 Cu 原子的 RSF 强度降低的原因将在后面的讨论部分给出. 当退火温度升高到 773 K 时, Fe 原子的 RSF 没有发生明显变化, 但 Cu 原子的 RSF 主峰强度显著增加, 其形状与 Cu 箔相似. 这表明经 773 K 退火后, Cu 原子的局域配位环境已由 bcc 结构转变为 fcc 结构, 而 Fe

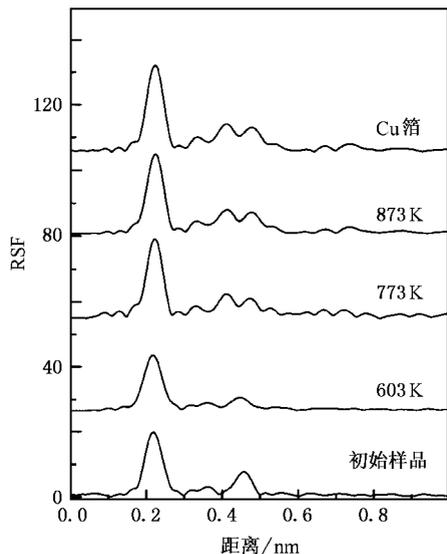


图3 样品 Cu 原子 K 边的 RSF

原子的局域配位环境仍是 bcc 结构. 当退火温度进一步升高到 873 K, 样品的 Fe 原子和 Cu 原子的 RSF 几乎都没有发生进一步的变化, 表明在 773 K 时 bcc 结构的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体相分离已完成且基本稳定, 这与上述 XRD 结果相一致.

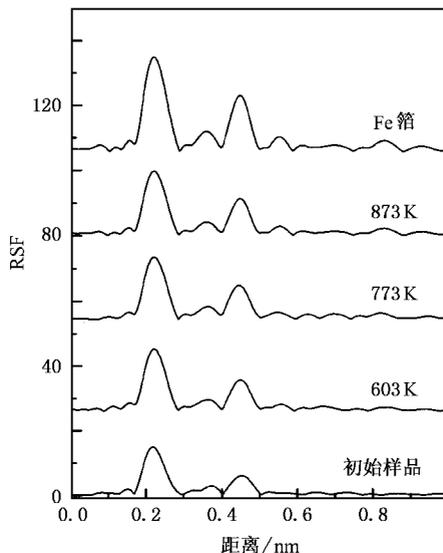


图4 样品 Fe 原子 K 边的 RSF

为了获取不同退火温度下的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 样品中 Fe 和 Cu 原子最近邻配位的结构参数, 利用 Hanning 和矩形窗函数的组合形式在 R 空间中选择合适的窗函数对图 3 和图 4 的 RSF 进行 Fourier 滤波处理得到第一配位壳层的 EXAFS 信号, 通过设置适当的配

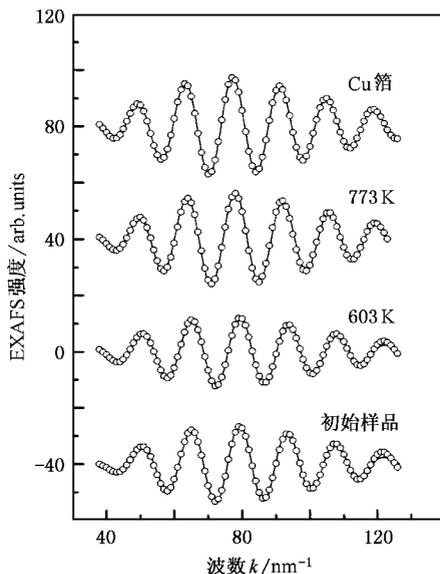


图5 样品 Cu 原子 K 边的拟合曲线

位原子距离 R 、配位数 N 、无序因子 σ 和吸收边能量修正因子 ΔE_0 等结构参数的拟合范围,用 EXAFS 函数的基本公式^[14] 模拟退火法作为判据拟合实验曲线.振幅 $|F(k, \varphi = \pi)|$ 和相移函数 $\delta(k)$ 从 FEFF7 程序^[15] 中计算得到,拟合的曲线如图 5 和图 6 所示,得到的结构参数列于表 1 和表 2 中(因 873 K 样品的拟合结果与 773 K 的几乎一致,故没有列出它的拟合曲线及参数).

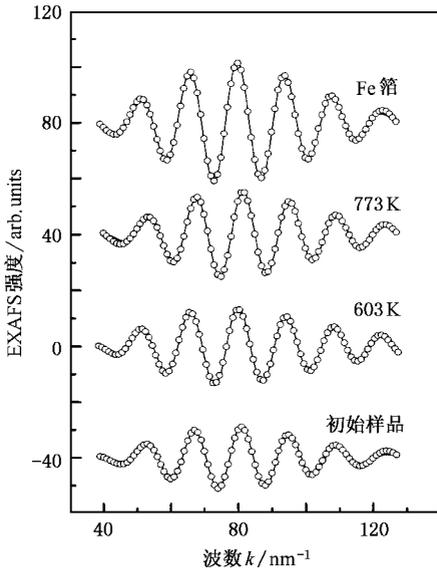


图 6 样品 Fe 原子 K 边的拟合曲线

4. 讨 论

图 1 和图 2 的 XRD 结果表明,球磨 80 h 的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 初始样品的晶格常数为 0.2883 nm,与 bcc 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ 相比,晶格膨胀了 0.6%,这是由于 Cu 原子扩散到 bcc 结构的 Fe 晶格中引起的.初始样品经 603 K 退火后,bcc 结构物相的晶格常数显著降低,最后在 773 和 873 K 退火样品中与 $\alpha\text{-Fe}$ 的完全一致,并且出现了与 fcc 结构 Cu 相对应的衍射峰.这说明在较高的退火温度下,机械合金化制备的 bcc 结构的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 亚稳态合金固溶体发生结构弛豫和相分离等变化.603 K 退火后, $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体的 bcc 结构物相的晶格常数比初始样品的收缩了 0.2%,这是由两种可能的因素引起的:一是 bcc 结构的 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 合金固溶体发生了结构弛豫,二是 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 固溶体产生相分离.Ahn 等^[16] 利用 Mössbauer 谱和电子能量损失谱研究了 bcc 结构的 Fe-Cu 合金固溶体的退火行为,实验结果表明,经 573 K 退火后部分 Cu 原子从 Fe-Cu 合金固溶体中偏析出来,生成了 Cu 物相.因此,我们估计在 603 K 退火后, $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 固溶体也发生了相分离,生成更高 Fe 含量的 bcc 结构 $\text{Fe}_{80+x}\text{Cu}_{20-x}$ 合金相和 Cu 物相.Eckert 等^[17] 也曾报道,570 K 退火后机械合金化方法制备的 $\text{Fe}_{95}\text{Cu}_5$ 合金的晶格常数小于初始的 $\text{Fe}_{95}\text{Cu}_5$ 合金固溶体,他们认为产生相分离的可能性较大.

表 1 不同退火温度下 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 样品 Fe 原子的局域结构参数

样 品	配位类型	R/nm	σ/nm	N	ΔE_0
Fe 箔	Fe—Fe	0.248 ± 0.001	0.0068 ± 0.0005	8.1 ± 0.5	0.3 ± 0.1
$\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (773 K)	Fe—Fe	0.248 ± 0.001	0.0074 ± 0.0005	7.6 ± 0.5	4.5 ± 0.3
$\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (603 K)	Fe—Fe	0.249 ± 0.001	0.0085 ± 0.0005	7.1 ± 0.5	4.4 ± 0.2
	Fe—Cu	0.249 ± 0.001	0.0083 ± 0.0005	0.8 ± 0.3	-4.7 ± 0.3
初始样品	Fe—Fe	0.250 ± 0.001	0.0092 ± 0.0005	6.3 ± 0.5	-2.1 ± 0.2
	Fe—Cu	0.250 ± 0.001	0.0093 ± 0.0005	1.5 ± 0.5	3.6 ± 0.3

表 2 不同退火温度下 $\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ 样品 Cu 原子的局域结构参数

样 品	配位类型	R/nm	σ/nm	N	ΔE_0
初始样品	Cu—Cu	0.250 ± 0.001	0.0081 ± 0.0005	1.8 ± 0.3	-3.1 ± 0.3
	Cu—Fe	0.250 ± 0.001	0.0083 ± 0.0005	6.2 ± 0.5	0.5 ± 0.1
$\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (603 K)	Cu—Cu	0.253 ± 0.001	0.0105 ± 0.0005	6.2 ± 0.3	-2.5 ± 0.2
	Cu—Fe	0.249 ± 0.001	0.0082 ± 0.0005	3.8 ± 0.5	-3.8 ± 0.3
$\text{Fe}_{80}\text{Cu}_{20}$ (773 K)	Cu—Cu	0.255 ± 0.001	0.0086 ± 0.0005	11.5 ± 0.5	-4.3 ± 0.2
Cu 箔	Cu—Cu	0.255 ± 0.001	0.0084 ± 0.0005	12.0 ± 0.5	-3.4 ± 0.4

由图 3 和图 4 可知,经 603 K 退火后,样品中 Fe 原子的 RSF 的主峰强度较初始样品的增加了 30% 左右,而 Cu 原子的 RSF 的主峰强度却减小了 20% 左右.已有的研究结果报道了机械合金化制备的亚稳态 Fe₈₀Cu₂₀合金固溶体是均匀合金^[18].在 603 K 退火后,若 bcc 结构的 Fe₈₀Cu₂₀合金固溶体仅产生结构弛豫,则只能使样品的结构有序性增加,而不能出现 Cu 原子的 RSF 的主峰强度明显降低. EXAFS 的结果支持了部分 Cu 原子从 bcc 结构的 Fe₈₀Cu₂₀合金相中偏析出来的观点,并进一步表明了偏析出来的 Cu 原子是存在于 fcc 结构的晶格中.在 fcc 结构的 Cu 物相中,Cu 原子的最近邻配位原子之间的配位距离(0.255 nm)明显大于 bcc 结构的 Fe-Cu 合金(0.249 nm),其产生的 EXAFS 信号频率明显大于 bcc 结构的 Fe-Cu 合金中 Cu 原子的 EXAFS 信号的频率,从而导致二者的 EXAFS 信号在波矢 k 空间产生明显的相位差,它们叠加在一起后表现体现出样品中 Cu 原子的 EXAFS 信号强度降低.再由表 2 的 EXAFS 拟合结果和 Lu 等^[19]所提出的分析混合相的 EXAFS 方法,我们可以粗略地计算出在 603 K 退火后,有 50% 的 Cu 原子处在 fcc 结构的 Cu 物相中.对于 603 K 样品的 XRD 中没有观察到 fcc 结构的 Cu 衍射峰,可能是由于生成的 Cu 纳米颗粒的尺寸较小^[10],但 EXAFS 结果则确定此时有 fcc 结构的 Cu 物相存在.

随着退火温度进一步增加到 773 K,由 EXAFS 的拟合结果(表 1)可知样品中 Fe,Cu 原子的第一近邻配位数(7.6,11.5)分别与 bcc 结构的 Fe 和 fcc 结构的 Cu 的配位数相近(8,12),并且 Fe,Cu 原子的周围都不存在异类原子的配位.另外,相对于 773 K 而言,873 K 样品的 XRD 谱和 EXAFS 都没有发生明显变化.这些结果表明,经过 773 K 退火后亚稳态的 bcc 结构 Fe₈₀Cu₂₀合金固溶体的相分离已基本完成,样品主要是由相互分离的 bcc 结构的 Fe 和 fcc 结构的 Cu 组成.

5. 结 论

联合使用 EXAFS 和 XRD 两种技术,研究了机械合金化制备的 bcc 结构的亚稳态 Fe₈₀Cu₂₀合金固溶体的长程序和短程序结构随退火温度的变化规律.结果表明,在 603 K 退火后有大约 50% 的 Cu 原子从 bcc 结构的 Fe-Cu 固溶体中偏析出来,其 bcc 结构的晶格常数也相应地从 0.2883 nm 减小到 0.2872 nm,此时的样品由 fcc 结构的 Cu 物相和 bcc 结构的 Fe-Cu 合金相组成.退火温度进一步升高到 773 K,Fe₈₀Cu₂₀合金固溶体的相分离和相变过程基本完成,样品中共存着 bcc 结构的 α -Fe 和 fcc 结构的 Cu 物相.

- [1] Yavari A R , Desre P J , Benameur T 1992 *Phys. Rev. Lett.* **68** 2235
- [2] Liu L 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 758 (in Chinese) [柳 林 2001 物理学报 **50** 758]
- [3] Li Y Z , Lin L , Wang W C *et al* 2000 *Chin. Phys.* **9** 304
- [4] Yan W S , Fan J W , Li Y Z *et al* 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 758 (in Chinese) [闫文盛、范江玮、李玉芝等 2001 物理学报 **50** 758]
- [5] Fan J W , Bian Q , Yin S L *et al* 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 514 (in Chinese) [范江玮、卞 清、殷世龙等 2004 物理学报 **53** 514]
- [6] Schilling P J , Palshin V , Tittsworth R C *et al* 2003 *Phys. Rev. B* **68** 224204
- [7] Fan X , Mashimo T , Huang X S 2004 *Phys. Rev. B* **69** 094432
- [8] Eckert J , Holzer C , Krill C E *et al* 1993 *J. Appl. Phys.* **73** 2794
- [9] Fecht H J , Hellstern E , Fu Z *et al* 1990 *Metall. Trans. A* **21** 2333
- [10] Jiang J Z , Gonser U , Gente C *et al* 1993 *Appl. Phys. Lett.* **63** 1056

- [11] Yang Y Z , Zhu Y L , Li Q S *et al* 2001 *Physica B* **263** 249
- [12] Crespo P , Hemando A , Kemner K M *et al* 1994 *J. Appl. Phys.* **76** 6322
- [13] Zhong W J , Wei S Q 2001 *J. Univ. Sci. Technol. China* **31** 328 [钟文杰、韦世强 2001 中国科学技术大学学报 **31** 328]
- [14] Sayers D E , Bunker B A 1988 *X-ray Absorption , Principles , Applications , Techniques of EXAFS , SEXAFS and XANES* Koningsberger D C , Prins R ed (New York : Wiley) p211
- [15] Rehr J J , Zabinsky S I , Albers R C 1992 *Phys. Rev. Lett.* **69** 3397
- [16] Ahn C C , Hong L , Eckert J *et al* 1992 *Energy Filtered Imaging of Nanophase Materials* Bailey G W , Bentley J , Small J A ed (San Francisco : San Francisco Press) p1196
- [17] Eckert J , Holzer J C , Johnson W L 1993 *J. Appl. Phys.* **73** 131
- [18] Wei S Q , Yan W S , Liu W H *et al* 2001 *Physica B* **305** 135
- [19] Lu K Q , Wan J 1987 *Phys. Rev. B* **35** 4497

Structural transition of Fe₈₀Cu₂₀ alloy induced by annealing^{*}

Yan Wen-Sheng¹⁾ Yin Shi-Long²⁾ Fan Jiang-Wei¹⁾ Li Yu-Zhi³⁾ Liu Wen-Han⁴⁾
Hao Lu-Yuan⁵⁾ Pan Zhi-Yun¹⁾ Wei Shi-Qiang¹⁾

1) *National Synchrotron Radiation Laboratory, University of Science and Technology of China, Hefei 230029, China*

2) *Department of Mathematics and Physics, Hehai University, Nanjing 210024, China*

3) *Center of Structure and Composition Analysis, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China*

4) *Department of Physics, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China*

5) *Department of Chemical Physics, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China*

(Received 12 January 2005 ; revised manuscript received 18 July 2005)

Abstract

The extended x-ray absorption fine structure (EXAFS) and x-ray diffraction (XRD) techniques have been used to study the dependence of structural changes on annealing temperature for metastable body centered cubic (bcc) Fe₈₀Cu₂₀ alloy synthesized by mechanical alloying. In the temperature range from 300 to 873 K , the lattice constant of the bcc-structured phase exhibits a nearly linear decrease with the increase of annealing temperature. This is mainly due to the segregation of Cu atoms from the bcc Fe₈₀Cu₂₀ alloy to form the face centered cubic (fcc) Cu phase. Annealing at 603 K results in an increase of the average Cu—Cu distance $R_{\text{Cu—Cu}}$ by about 0.003 nm , and about 50% Cu atoms are segregated from the bcc Fe₈₀Cu₂₀ alloy. After annealing at 773 K , two phases of bcc α -Fe and fcc-Cu are almost completely separated from the as-milled bcc Fe₈₀Cu₂₀ alloy.

Keywords : extended x-ray absorption fine structure , x-ray diffraction , Fe₈₀Cu₂₀ alloy , mechanical alloying

PACC : 6110 , 6155 , 8120

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10275061 , 10274077) and the K. C. Wong Post-doctoral Research Award Fund of Chinese Academy of Sciences (Grant No. 200448).