

文章编号: 1004- 0609(2000) 01- 0027- 05

Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金 电脉冲处理与等温退火的比较^①

滕功清¹, 晁月盛²

(1. 北京机械工业学院 基础部, 北京 100085; 2. 东北大学 理学院, 沈阳 110006)

摘 要: 用直流高密度电脉冲和可比等温退火处理 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金, 并用 XRD, TEM 和穆斯堡尔谱等方法进行结构检测。结果表明, 在电脉冲作用下, Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金在平均温度为 420 ℃ 的条件下发生了纳米晶化, 晶化试样中无 Fe₂B 相析出, 无 DO₃ 型有序结构; 晶化总量达 30.9% 的无序 α -Fe(Si) 相的平均尺寸为 8~9 nm, 按二项式分布计算 α -Fe(Si) 中 Si 原子浓度约为 17.6%; 面积比 $A_{2.5}/A_{1.6}$ 从淬态非晶的 0.92 增加至 0.97, 表明尽管发生了体晶化, 剩余非晶中的 Fe 原子磁矩仍保持较强的面内各向异性。与可比温度下的等温退火处理实验结果比较可知, 直流高密度电脉冲处理不同于他人报道的闪光退火, 亦不同于通常的等温退火, 是非晶合金纳米化转变的一种新方法。

关键词: Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金; 电脉冲; 纳米晶化

中图分类号: TG 14

文献标识码: A

用直流高密度电脉冲处理使铁基非晶合金实现低温快速纳米晶化, 是一种不同于传统等温退火方法的非晶合金纳米晶化的新方法^[1~4]。然而, 一些以电加热方法处理非晶合金的研究有时亦称之为或者被认为是“电脉冲(electropulsing)”, 如 flash annealing^[5~7], A. C. Joule heating^[8], D. C. Joule heating^[9], passing electric current^[10, 11]。事实上, 在我们实验中所使用的脉冲电流密度的峰值 J 约为 10^3 A/mm², 每个脉冲宽度 τ_p 为 40 μ s, 为连续的直流高密度超短电脉冲; 而上述电加热方法中的 J 约为 $10^1 \sim 10^2$ A/mm², 通电时间多为几十秒或几十毫秒, 并非严格意义上的电脉冲, 只不过是一个短时大电流, 或可称之为单脉冲。为了揭示直流高密度超短电脉冲与大电流短时单脉冲处理之间的不同, 本文报道在电脉冲作用下 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金纳米化转变的研究结果, 作为对比, 同时给出了 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金在可比温度下等温退火的实验结果, 以进一步明确电脉冲处理在非晶合金纳米化转变中的作用。

1 实验

实验用 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金试样的

横截面积为 30 μ m $\times$ 12 mm, 合金由单辊法制备, 试样的淬态非晶性由 XRD 和 TEM 等方法检测并证实。电脉冲处理过程及温度测量见文献[3], 电脉冲处理参数为: $J = 1400$ A/mm², $f = 20$ Hz, $\tau_p = 40$ μ s, 处理时间 $t_p = 15$ min, 电脉冲处理过程中试样平均温度为 420 ℃。作为比较, 试样的等温退火处理在真空石英管中进行, 炉温由自动温控仪控制, 待炉温达到指定温度之后将石英管移入炉内保温。然后, 移出装有试样的石英管在室温下进行冷却。真空退火处理的条件为 420 ℃/30 min。

使用 XRD, TEM 和穆斯堡尔谱等方法进行结构检测。XRD 在日本理学 D/MAX-RB 型衍射仪上进行, 采用 CuK α 辐射。TEM 观察在 JEM-100CX 透射电子显微镜上进行, 加速电压为 100 kV, 电镜试样由双面离子束减薄工艺制备。透射穆斯堡尔谱用匀加速穆斯堡尔谱仪在室温下测取, 放热源为 Pd 基⁵⁷Co, 为了减小误差, 谱的道最高计数不小于 1.0×10^6 。实验谱的速度由室温下的 α -Fe 谱来标定。实验谱的计算机拟合精度 $\chi^2 \sim 1.0$ 。

2 结果及讨论

图 1 是电脉冲处理、等温退火处理和淬态试样

① 收稿日期: 1999- 08- 25; 修订日期: 1999- 10- 23

作者简介: 滕功清(1957-), 男, 博士, 副教授

的穆斯堡尔谱。显然，退火试样与淬态试样的穆斯堡尔谱相似，表现为不对称的展宽六线谱，具有典型的非晶态特征，而电脉冲处理试样的谱线出现若干分立的吸收峰，表明了晶化的发生。

图 2 和图 3 分别给出了电脉冲处理试样的 XRD 花样和 TEM 显微照片及相应的 SAD 花样(退火试样的 XRD 花样和 TEM 显微像与非晶试样相同，未见发生晶化的任何迹象，因而均未给出)，与穆斯堡尔谱的结果一致，XRD 和 TEM 的实验结果也同样表明了电脉冲处理试样发生了纳米晶化。表 1 给出了穆斯堡尔谱拟合计算的部分结果，表中 H_{hf} 表示平均超精细磁场。

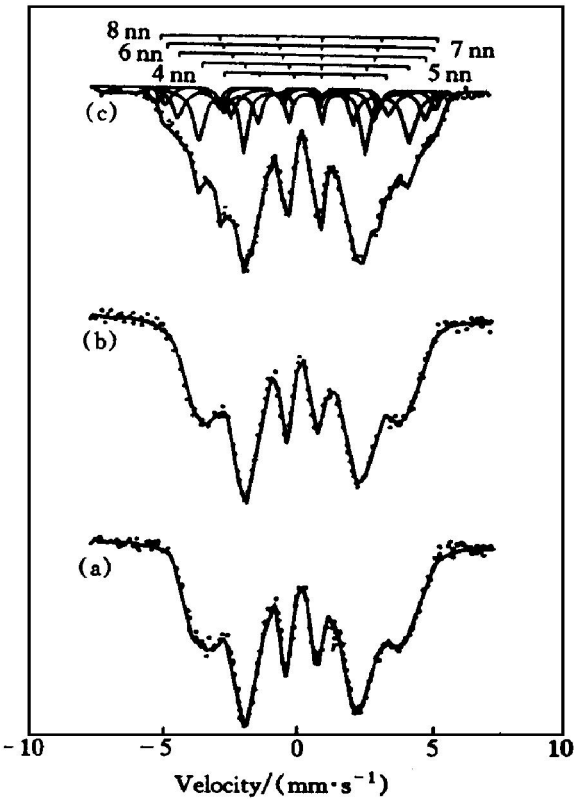


图 1 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金试样的穆斯堡尔谱

Fig. 1 Mössbauer spectra of $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ samples

(a) —As-quenched; (b) —Annealed; (c) —Pulsed

综合考虑图 1、2 和 3 并参照表 1，得知，直流高密度电脉冲处理促进了 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶合金的晶化，明显地降低了其晶化温度。根据 TEM 观察(如图 3 所示)与测量，晶化相的平均尺寸为 8~ 9 nm，均匀地分布于剩余非晶相之中。与通常的等温退火方法制备的 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 纳米晶^[12]相比，晶粒较为细小。

根据图 2 所示的 XRD 花样，经相分析表明，电脉冲处理试样的晶化相为无序的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体，

表 1 穆斯堡尔谱拟合计算结果

Table 1 Some fitted results of Mössbauer spectra for as-quenched, annealed and electropulsed $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ samples

Sample	Treating condition	$A_{2.5}/A_{1.6}$	$H_{\text{hf}}/(\text{MA}\cdot\text{m}^{-1})$	Phase
As-quenched	—	0.92	16.4	—
Annealed	420 °C, 30 min	0.92	16.6	No
Electropulsed*	1 400 A/mm ² , 20 Hz, $\tau_p=40\mu\text{s}$	0.97	15.6	$\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$

* 电脉冲处理(420 °C, 15 min)试样的 $A_{2.5}/A_{1.6}$ 和 H_{hf} 对应剩余非晶相。

并未形成由 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 向 DO_3 型有序结构的转变。对于无序的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体来说，固溶的 Si 原子以相等的几率占据 bcc 晶格中的任意位置。因此，某一 Fe 原子具有 k 个最近邻(nearest neighbour) Fe 原子的几率 $P(c, k)$ 可由二项式分布来描述，即

$$P(c, k) = \begin{bmatrix} 8 \\ k \end{bmatrix} (1-c)^k c^{8-k} \tag{1}$$

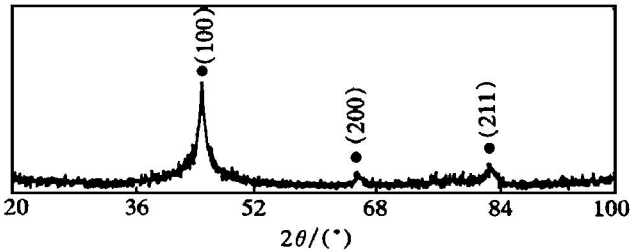


图 2 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶合金经电脉冲处理后的 XRD 谱

Fig. 2 XRD pattern of electropulsed $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ sample

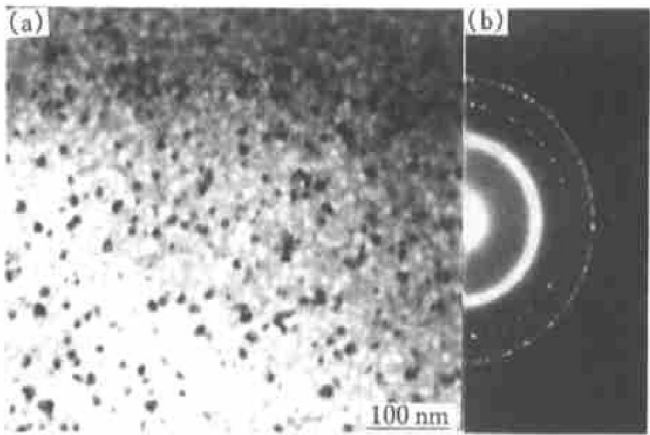


图 3 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶合金经电脉冲处理试样的 TEM 显微照片及相应的 SAD 花样

Fig. 3 TEM image(a) and corresponding SAD pattern(b) of electropulsed $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ sample

其中 c 为 $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 固溶体中 Si 原子的浓度。

根据实验谱的计算机拟合结果, 晶化相 $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 存在 5 套亚谱(见图 1), 对应 5 种铁原子组态, 它们是 8nn, 7nn, 6nn, 5nn 和 4nn, 根据各亚谱的相对吸收强度(未在表 1 中列出), 由公式(1)进行数值计算, 得 $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 相中的 Si 原子浓度约为 17.6%, 与国内外报道^[13, 14] 的同成分或相近成分的非晶合金经等温退火处理所获得的 Fe-Si 相的 Si 原子浓度相比, 此数值显然偏低。以 Fe 计晶化总量为 30.9%, 可见, 试样内尚有大量剩余非晶相存在, 这也可从图 3 所示的 TEM 照片得到证实, 从明场像中看到晶粒大都弥散分布于非晶基体之中, 而电子衍射花样中漫散的晕环就是剩余非晶衍射的结果。

从表 1 还可看到, 就非晶相来说, 等温退火试样与淬态试样相比, 只是平均超精细磁场 H_{hf} 略有增加, 表明退火试样仅仅是发生了结构弛豫而已。而对于电脉冲处理试样来说, 因发生了晶化, 剩余非晶相当然会产生相应的变化, 平均超精细磁场 H_{hf} 从淬态的 16.4 MA/m 明显地降低到 15.6 MA/m。值得注意的是, 对应剩余非晶相的穆斯堡尔谱 2, 5 峰与 1, 6 峰的相对强度比 $A_{2,5}/A_{1,6}$, 从对应淬态和退火处理非晶合金的 0.92 增加为 0.97。根据穆斯堡尔理论, 2, 5 峰与 1, 6 峰的相对强度比可表示为^[15]

$$A_{2,5}/A_{1,6} = \frac{4}{3} \sin^2 \theta / (1 + \cos^2 \theta) \quad (2)$$

式中 θ 为入射 γ 射线的波矢量 k 和 Fe 核处超精细磁场方向之间的夹角。当 θ 从 0 到 $\pi/2$ 变化时, 强度比 $A_{2,5}/A_{1,6}$ 从 0 变到 4/3; 若原子磁矩完全无序, 则此强度比为 2/3。所以, 如 $A_{2,5}/A_{1,6}$ 大于 2/3, 则原子磁矩在面内取向占优; 反之则原子磁矩在面法向取向占优。Morrish 及其合作者^[15] 分别称之为“面内各向异性(in-plane anisotropy)”和“面外各向异性(out-plane anisotropy)”。

在我们的实验中, 淬态和热处理试样的 $A_{2,5}/A_{1,6}$ 均为 0.92, 与文献[16]报道的数值接近。这意味着本文所用淬态试样中存在着一程度的面内磁取向, 且在给定的热处理条件下未发生变化。在电脉冲作用下, 当试样发生纳米晶化后, 剩余非晶相中铁原子磁矩的面内取向的趋势保持不变甚至略有增加。这一结果与 Morrish 等人^[15] 在铁基非晶合金中的研究结果形成鲜明的对比。他们证实, 用等温退火方法处理, 随着试样表层晶化的发生和发展, 非晶相中的铁原子磁矩由制备态的面内各向异性占

优逐步转变为面外各向异性占优。因为, 在试样表面产生收缩应力, 使表层处于张力状态, 由此导致表层下内部非晶的压应力状态, 故使非晶原子磁矩方向在很大程度上趋向于薄带的法线方向。例如, 他们在 Fe_{75.4}B_{14.2}Si_{10.4} 和 Fe₄₀Ni₃₈Mo₄B₁₈ 非晶合金中得到表面晶化时, 分别有 $A_{2,5}/A_{1,6} = 0.59$ ^[17] 和 $A_{2,5}/A_{1,6} = 0.43$ ^[15], 具有较强的面外各向异性。而当发生体晶化时, 剩余非晶相中的原子磁矩趋于无序, 接近于 2/3。

造成这种差别的原因在于我们所采用的晶化方式是直流高密度电脉冲处理而不是通常的退火处理。在我们的实验中, 试样两端夹紧于卡具之间, 发生晶化时的收缩原可产生张应力, 但被因试样温度升高而引起热膨胀作用所抵消。此外, 伴随每个脉冲电流都要产生短暂的横向强磁场, 在试样的上下表面都与试样表面平行。这种横向的与表面平行的磁场使非晶原子磁矩难以发生与表面垂直的取向作用。以至于纳米晶化发生后, 剩余非晶相的 $A_{2,5}/A_{1,6}$ 值仍较高, 由淬态的 0.92 增加为 0.97。这表明, $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 晶化相的析出, 不仅剩余非晶中 Fe 原子磁矩的面内各向异性没有减弱反而略有加强, 这是由电脉冲的特殊作用所引起的。

通常认为, 对于 FeCuMSiB (M = Nb, Mo, W, Zr, Ta, Hf 等) 非晶合金, 由于 Cu 和 M 元素的少量添加, 使退火处理时拉开了 $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 和 Fe-B 相析出的温度差距, 故可得到单相 $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 析出的纳米晶化。而高温退火时, 则会出现 Fe-B 相。我们注意到, 在闪光退火处理的研究中, Gorria 等人^[6] 在 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 合金中得到的晶化相为 bcc 结构的 Fe-Si 和 Fe₂B ($J = 41 \text{ MA/m}^2$, $\Delta t = 30 \text{ s}$, $D = 8 \sim 9 \text{ nm}$); Kulik 等人^[7] 在 Fe_{73.5}Cu₁Ta₃Si_{13.5}B₉ 非晶合金的区域冷却闪光退火处理研究中也析出 Fe₃B 相。由此看来, 所谓的闪光退火, 确有短时高温。

此外, 在 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 纳米晶合金的研究中, 众多文献^[13, 14] 表明, bcc 结构的 Fe-Si 相呈有序的 DO₃ 结构, 即 $\alpha\text{Fe}(\text{Si})$ 转变为有序的 Fe₃Si 型结构。按照 Stearns^[18] 和 Yelsukov 等人^[19] 的观点, 对于具有较高 Si 含量的 bcc 结构的 Fe-Si 相, 有序化转变需要较高温度或较长时间的退火。在我们的研究中, Fe-Si 相中 Si 原子浓度约为 17.6%, 但实验中却没有观测到出现 Fe₃Si 型结构的任何迹象。这一实验结果也从另一个侧面表明, 所使用的直流高密度超短电脉冲处理确实未使试样受到类似于闪光退火那样的高温退火。

Jagielinsky^[5]称闪光退火试样 $\text{Fe}_{4.7}\text{Co}_{70.3}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$ 非晶合金经历短时 ($\Delta t = 0.1 \sim 20 \text{ s}$) 高温 ($\sim 800^\circ\text{C}$), 并未发生晶化。Allia 等^[9]和 Kulik 等^[7]表明, 焦耳加热试样可在短时高温(高于玻璃转变温度)下发生晶化。而 Takemoto^[11]则认为, 与通常的退火方法相比, 焦耳加热试样的晶化温度至少降低 $5 \sim 10 \text{ K}$ 。在我们的研究中, 脉冲电流密度高达 1400 A/mm^2 , 电脉冲处理为 15 min , 试样的有效通电时间仅为 720 ms , 与等温退火相比, 晶化温度降低幅度达 100°C , 且晶化相仅有无序的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 相, 并无 Fe-B 相析出的任何迹象。这意味着, 我们使用的电脉冲处理的确不同于闪光退火, 当然也不同于等温退火, 而是在电脉冲产生的焦耳热和周期性电磁作用的共同影响之下发生的低温快速纳米晶化。

3 结论

1) 在所用电脉冲条件下, 试样平均温度为 420°C 时, $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 发生了纳米晶化, 晶化总量达 30.9% , 未见 Fe-B 相和 DO_3 有序结构, 无序的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 相的平均尺寸为 $8 \sim 9 \text{ nm}$, 根据穆斯堡尔谱测量, 按二项式分布计算 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 中 Si 原子浓度约为 17.6% 。

2) 晶化相析出后, 剩余非晶相的平均超精细磁场从淬态试样的 16.4 MA/m 降为 15.6 MA/m , $A_{2.5}/A_{1.6}$ 从淬态非晶的 0.92 增加至 0.97 , 剩余非晶中的 Fe 原子磁矩愈加趋向于较强的面内各向异性。

3) 与闪光退火相比无 Fe-B 相析出, 与等温退火相比无 DO_3 型有序结构, 可比等温退火处理试样未发生晶化。这些结果表明, 在电脉冲作用下 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶合金的纳米化转变, 既非闪光退火, 亦非通常的等温退火, 是电脉冲作用导致的相对低温下的快速纳米晶化。

REFERENCES

- [1] TENG Gong-qing(滕功清), CHAO Yue-sheng(晁月盛), LAI Zu-han(赖祖涵), *et al.* $\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$ 非晶合金纳米晶化的新方法 [J]. *Sciences Bulletin(科学通报)*, 1994, 39: 974.
- [2] TENG Gong-qing, CHAO Yue-sheng, LAI Zu-han, *et al.* Microstructural study of the low-temperature nanocrystallization of amorphous $\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$ [J]. *Phys Stat Sol (a)*, 1996, 156: 265.
- [3] TENG Gong-qing, CHAO Yue-sheng, DONG Lin, *et al.* Features of nanocrystallization of metallic glass induced by high-current-density electropulsing [J]. *Jpn J Appl Phys*, 1996, 35: 5320.
- [4] CHAO Yue-sheng(晁月盛), TENG Gong-qing(滕功清), GENG Yan(耿岩), *et al.* 非晶合金 $\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$ 在脉冲电流作用下的单相晶化 [J]. *Acta Physics Sinica(物理学报)*, 1997, 46: 1369.
- [5] Jagielinsky T. Flash annealing of amorphous alloys [J]. *IEEE Trans Magn*, 1983, 19: 1925.
- [6] Gorria P, Orue I, Plazaola F, *et al.* Magnetic behavior of Fe-Nb and Fe-Zr alloys nanocrystallized by means of flash annealing [J]. *J Appl Phys*, 1993, 73: 6600.
- [7] Kulik T, Horubara T and Matyja H. Flash annealing nanocrystallization of Fe-Si-B -based glasses [J]. *Mater Sci Eng*, 1992, A157: 107.
- [8] Huang D and Li J C M. High frequency magnetic properties of an amorphous $\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$ ribbon improved by A. C. Joule Heating [J]. *Mater Sci Eng*, 1991, A133: 209.
- [9] Allia P, Baricco M, Knobel M, *et al.* Nanocrystalline $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ obtained by direct-current Joule heating magnetic and mechanic properties [J]. *Phil Mag B*, 1993, 68: 853.
- [10] Mizubayashi H and Okuda S. Structural relaxation induced by passing electric current in amorphous $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$ at low temperatures [J]. *Phys Rev B*, 1989, 40: 8057.
- [11] Takemoto R, Nagata M and Mizubayashi H. Effect of passing electric current on the elastic property of amorphous $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ and $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$ [J]. *Acta Mater*, 1995, 44: 2787.
- [12] Yoshizawa Y, Ooguma S and Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure [J]. *J Appl Phys*, 1988, 64: 6044.
- [13] ZHANG Yan-zhong(张延忠) and NIAN Si-zhen(年素珍). 具有优良磁性能的新型铁基微晶合金的研究 [J]. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*, 1992, 28: B264.
- [14] Hampel G, Pundt A and Hesse J. Crystallization of $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ structure and kinetics examined by X-ray diffraction and Mössbauer effect spectroscopy [J]. *J Phys: Condens Matter*, 1992, 4: 3195.
- [15] Ok H N and Morrish A H. Mössbauer study of amorphous $\text{Fe}_{75.4}\text{B}_{14.2}\text{Si}_{10.4}$ [J]. *J Phys: Metal Phys*, 1981, 11: 495.
- [16] BAI Ku-chang(白魁昌), JIANG Zi-ying(江自应), HE Kai-yuan(何开元), *et al.* Fe-Cu-Nb-Si-B 纳米晶合金结构的 Mössbauer 谱研究 [J]. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*, 1994, 30: B66.

- [17] Ok H N and Morrish A H. Surface crystallization and magnetic anisotropy in amorphous $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$ ribbons [J]. J Appl Phys, 1981, 52: 1835.
- [18] Stearns M B. Internal magnetic fields, isomershifts, and relative abundances of the various Fe sites in FeSi alloys [J]. Phys Rev B, 1963, 129: 1136.
- [19] Yelsukov Y P, Barinov V A and Conygen G N. Influence of the order-disorder transition on the structural and magnetic properties of B. C. C. iron-silicon alloys [J]. Soviet Phys: Phys Met Metall, 1986, 62: 85.

Comparative investigation on amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ by electropulsing and isothermal annealing

TENG Gong-qing¹, CHAO Yue-sheng²

1. Department of Basic Science, Beijing Institute of Machinery, Beijing 100085, P. R. China;

2. College of Science, Northeastern University, Shenyang 110006, P. R. China

Abstract The high current density electropulsing and comparable isothermal annealing were used to treat the amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloy, and the structure of the treated samples was examined using Mössbauer spectroscopy, XRD and TEM. Experimental results showed that nanocrystallization occurs in the amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ at the temperature of 420 °C during electropulsing. No Fe₂B phase was observed and no ordered DO₃ structure was detected in the crystallized $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ sample. The disordered $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ phase with grain size of 8~9 nm amounts to 30.9%. The Si atom concentration in $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ phase was estimated to be about 17.6% according to calculation based on binomial distribution. Area ratios, $A_{2,5}/A_{1,6}$, in the as-quenched sample and annealed sample were 0.92, but increased to 0.97 in the residual amorphous phase of the electropulsed sample, showing that the magnetic moment of Fe atoms in the residual amorphous remains the in-plane anisotropy, in spite of bulk nanocrystallization. In contrast with the result by comparable isothermal annealing, it was concluded that the transformation of the amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ to nanocrystalline induced by high current density electropulsing is a new method for nanocrystallization of the amorphous alloy, different from the flash annealing method and also from the conventional isothermal annealing method.

Key words: amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$; electropulsing; nanocrystallization.

(编辑 袁赛前)