

Fe-Co-Nd-Nb-B 非晶合金的形成和软磁性能*

徐民^{1,2)} 孙羽^{1,2)} 全明秀¹⁾ 王沿东²⁾ 左良²⁾

1) 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016

2) 东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110004

摘要 Fe₆₇Co_{10-x}Nd₃B₂₀($x=0, 2, 4, 6, 10$) 非晶合金中, 当 $x=6$ 时可以扩大过冷液相区到 87 K, 提高非晶合金的热稳定性. γ 判据和过冷液相区判据具有相似性, 均证实 $x=6$ 时具有最大的玻璃形成能力. 非晶合金具有较好的软磁性能, 在低于玻璃转变温度 40 K 退火 40 min, 可使软磁性能得到显著改善, 最大比饱和磁化强度提高到 157.3 A·m²/kg, 而矫顽力降低到 0.2—1.2 A/m. 非晶合金退火后的结构弛豫和超精细磁场的增加导致了软磁性能的提高.

关键词 铁基非晶合金, 过冷液相区, 玻璃形成能力, 软磁性能

中图分类号 TG139

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2007)07-0699-06

GLASS-FORMING ABILITY AND SOFT MAGNETIC PROPERTIES OF Fe-Co-Nd-Nb-B AMORPHOUS ALLOYS

XU Min²⁾, SUN Yu^{1,2)}, QUAN Mingxiu¹⁾, WANG Yandong²⁾, ZUO Liang²⁾

1) Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

2) School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004

Correspondent: XU Min, associate professor, Tel: (024)83681455, E-mail: xum@smm.neu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50471075)

Manuscript received 2007-01-10, in revised form 2007-04-02

ABSTRACT By applying the γ criterion the maximum glass-forming ability (GFA) of Fe₆₇Co_{10-x}Nd₃B₂₀ ($x=0, 2, 4, 6, 10$) amorphous alloys was recognized when $x=6$, while the supercooled liquid region was extended to 87 K and the thermo-stability was improved. The tested Fe-based amorphous alloys exhibit good soft magnetic properties with relatively high saturation magnetization and low coercive force. The coercive force is lowered and the soft magnetism is improved remarkably by annealing treatment at the temperature below the glass transition temperature. The structure relaxation and the increase of magnetic hyperfine fields may cause the enhancement of the soft magnetic properties after annealing.

KEY WORDS Fe-based metallic glass, supercooled liquid region, glass-forming ability, soft magnetic property

自 1967 年 Duwez 和 Lin^[1] 报道了具有软磁性能的 Fe-P-C 非晶合金以来, 一系列具有良好磁性的铁磁性非晶合金被相继报道^[2-5], 并被广泛应用于磁性材料领域^[6,7]. 但 1981 年以后相当长时间, 一直未见新的 Fe 基非晶合金的报道. 此外, 这些非晶合金均存在非晶形成能力低的缺点, 需要大于 10⁵ K/s 的极高冷却速率, 所得到的样品厚度一般小于 50 μm ^[8], 不利于材料在工频范围的应用. 因此, 研究人员一直致力于发现具有高的玻璃形成

能力 (GFA) 和好的软磁性能的新型 Fe 基非晶合金.

近年来, 文献 [9—12] 从大量实验结果中总结出获得高 GFA 的经验规则: 含有三种以上元素的多元合金系; 主要组成元素之间具有较大差别的原子尺寸比, 一般大于 12% 左右; 主要组成元素之间具有负的混合热. 根据经验规则成功地发现了一些具有良好 GFA 和磁性的非晶合金, 使得铁磁性非晶合金的成分, 形成能力, 热力学, 动力学, 结构和磁性等研究都取得了很大进展, 其中具有软磁性能的 Fe 基非晶合金是当前研究工作最多, 最活跃的领域之一. 目前已发现的 Fe 基非晶合金系主要包括: Fe-(Al, Ga)-(P, C, B, Si, Ge)^[13,14], Fe-(Co, Ni)-(Zr, Nb, Ta, Mo, W)-B^[15,16], Fe-(Co, Cr, Mo, Ga, Sb)-(P, B,

* 国家自然科学基金资助项目 50471075

收到初稿日期: 2007-01-10, 收到修改稿日期: 2007-04-02

作者简介: 徐民, 男, 1967 年生, 副教授

C)^[10], Fe-Ni-P-B^[17] 和 (Fe, Co)-RE-B^[18,19] (RE 为稀土元素).

合金熔体的 GFA 一般用非晶形成的临界冷却速率 (R_c) 来评价. R_c 越小, 合金的 GFA 越大. 然而 R_c 难以精确测量, 因此寻找能够定量评价合金 GFA 的判据非常有意义. 已经发现的表征玻璃形成能力的判据有很多, 应用较多的有约化玻璃转变温度和过冷液相区, 它们有不同的适用体系. 最近, Lu 和 Liu^[20,21] 根据晶化动力学提出了新的表征 GFA 的判据, 数据表明新判据在大量非晶体系 (包括氧化物玻璃) 中都能有效地反映 GFA.

(Fe, Co)-RE-B (RE=Sm, Pr, Nd, Dy 等) 非晶合金具有较大的 GFA, 可以制成 250 μm 的厚带^[18,19]; 该系非晶合金室温下具有良好的软磁性能. 但这方面的研究还相当有限. 本文通过熔体旋淬法制备了 Fe-Co-Nd-Nb-B 非晶合金; 利用 Lu 和 Liu 提出的新判据, 研究和探讨了非晶合金的形成能力; 研究了合金的软磁性能和退火的影响, 并从结构上分析导致磁性改善的原因.

1 实验方法

所用合金成分为 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ ($x=0, 2, 4, 6, 8, 10$). 将纯 Fe, Co, Nd, Nb 和 B 按标称成分配制合金, 并在高纯 Ar 气保护下通过电弧熔炼制成母合金锭. 熔炼过程中, 合金锭要反复熔炼 5 次以上, 以保证母合金的均匀性. 在 Ar 气保护下, 利用单辊熔体旋淬法采用 10 m/s 的辊轮线速度喷出宽度为 2—4 mm, 厚度为 30—40 μm 的薄带. 将非晶样品在 Ar 气保护下进行 750—810 K 的等温退火 40 min 处理. 利用 X 射线衍射 (XRD) 测定样品的结构, 用差热分析 (DTA) 研究非晶的晶化和熔化行为, 用 Mössbauer 谱研究合金的局域原子组态, 并进行了软磁性能测量.

XRD 在日本理学 Rigaku D/Max-rA 型衍射仪上进行 ($\text{CuK}\alpha$). DTA 在 Perkin-Elmer DTA-7 差热分析仪上进行, 升温速率为 0.33 K/s. 用 Faraday 磁天平测量样品的比磁化强度 σ , 用 CD-4 型静态磁性测量仪测量样品的矫顽力 H_c . Mössbauer 谱采用由微机控制的透射 Mössbauer 谱仪, 其 γ 射线源为 Pd 基 ^{57}Co . 实验数据由 Msu8 程序拟合, 拟合精度 $\chi^2/\text{channel}$ 趋近于 1.0, Mössbauer 谱参数相对于标准 $\sigma\text{-Fe}$ 数值标定. 在拟谱的过程中, 设定数套非晶亚谱, 用非晶态解谱程序拟谱.

2 实验结果与分析

2.1 合金的玻璃形成能力

采用熔体旋淬法制得的 Fe-Co-Nd-Nb-B 急冷薄带的 XRD 谱揭示: 没有晶相的衍射峰出现, 在 $2\theta=45^\circ$ 附近, 谱线均呈现漫散的宽化峰, 表明熔淬合金的结构均为非晶相. 图 1 为非晶合金的 DTA 曲线. 可以看出, 所有

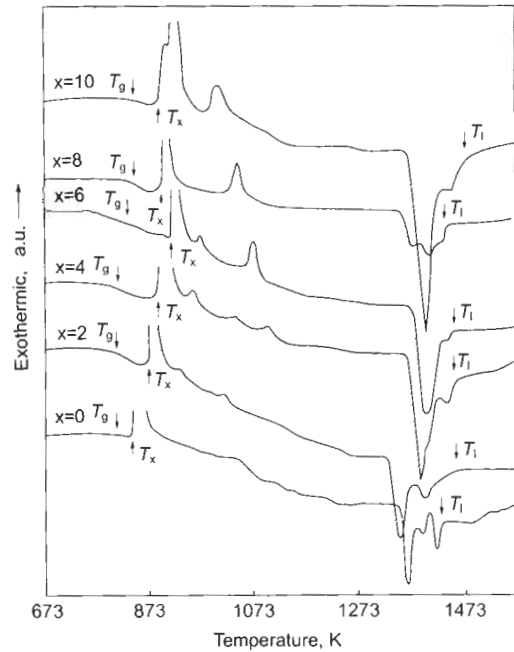


图 1 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ 非晶合金的 DTA 曲线

Fig.1 DTA curves of the amorphous $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ alloys under a roll velocity of 10 m/s

合金都有明显的玻璃转变, 随后是较宽的晶化前过冷区, 然后是晶化放热峰, 在大于 1280 K 的高温区是熔化吸热峰. 图中标定了不同 Nb 含量非晶合金的玻璃转变温度 T_g , 晶化起始温度 T_x 和液相线温度 T_l 等特征温度.

根据热分析测量的特征温度已经提出了许多 GFA 的判据, 其中广泛应用的有约化玻璃转变温度和过冷液相区. 约化玻璃转变温度 T_{rg} 又称 Turnbull 判据^[22], 定义为: $T_{rg} = T_g/T_l$. 过冷液相区 ΔT_{xg} 定义为^[23]: $\Delta T_{xg} = T_x - T_g$. 这两个判据有不同的适用体系. 在 Zr-Ti-Cu-Ni-Be 合金中, T_{rg} 可与 GFA 很好地关联, 而 ΔT_{xg} 却与 GFA 无关联. 在 Cu-Zr-Ti 和 Cu-Hf-Ti 系, T_{rg} 被证实比 ΔT_{xg} 能更好地反映 GFA; 但 T_{rg} 在 Fe-(Co, Cr, Mo, Ga, Sb)-(P, B, C), Pd-Ni-Fe-P 和 Mg-Cu-M-Y (M= Ni, Al, Zn, Mn) 合金系不能较好地反映 GFA, 而 ΔT_{xg} 在这些体系中却是可靠的判据^[20]. 对于 Fe-Co-Nd-Nb-B 合金系, 根据 DTA 曲线可以画出非晶合金的 T_g , T_x , T_l 和 ΔT_{xg} 随 Nb 含量的变化, 如图 2 所示. 从中可以看到, 玻璃转变温度 T_g 随 Nb 含量的增加而有所增大. 当 Fe-Co-Nd-Nb-B 合金中不含 Nb 时, 非晶合金的 T_g 为 796 K; 当 $x=4$ 时, T_g 明显升高; $x=6$ 时, T_g 为 832 K; 而当 $x=6$ 时, T_g 升高趋缓. 另一方面, T_x 在 $x=6$ 时有最大值, 为 919 K. T_g 和 T_x 的变化导致过冷液相区 ΔT_{xg} 在 $x=6$ 时有最大值, 达到 87 K; 而不含 Nb 和不含 Co 的非晶合金 ΔT_{xg} 分别只有 47 K 和 51 K. 晶化前过冷液相区从热力学角度,

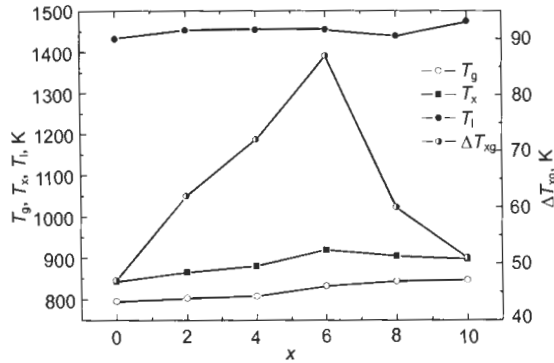


图 2 Fe₆₇Co_{10-x}Nd₃Nb_xB₂₀ 非晶合金的 T_g , T_x , T_l 和 ΔT_{sg} 随 Nb 含量的变化

Fig.2 Changes of the glass transition temperature (T_g), onset temperature of crystallization (T_x), liquidus temperature (T_l), and supercooled liquid region ($\Delta T_{sg}=T_x-T_g$) with Nb content for the amorphous alloys Fe₆₇Co_{10-x}Nd₃Nb_xB₂₀

体现了过冷熔体的热稳定性。按 ΔT_{sg} 判据, 非晶合金在 $x=6$ 时 GFA 最大。

从图 2 还可以看到, 非晶合金的液相线温度 T_l 在 $x < 8$ 时为 1432—1455 K, 变化较小; 但当 $x > 8$ 时, T_l 明显增大。 T_l 和 T_g 的变化导致约化玻璃转变温度 T_{rg} 在 $x=8$ 时有最大值, 为 0.587。 不过 T_{rg} 的变化范围很小 (0.553—0.587)。 按 Turnbull 判据, 非晶合金在 $x=8$ 时 GFA 最大。 ΔT_{sg} 判据和 T_{rg} 判据得出的 GFA 结果有所不同。

Lu 和 Liu^[20,21] 认为, 传统的判据仅考虑了非晶形成的热力学因素而忽略了动力学因素 (如 ΔT_{sg}), 或者仅考虑了一两个动力学因素 (如 T_{rg}), 因此都不能有效地反映 GFA。 Lu 和 Liu 在考虑非晶形成过程中的各种转变动力学的基础上提出了一个新的表征 GFA 的判据

$$\gamma = \frac{T_x}{T_g + T_l} \quad (1)$$

采用新的 γ 判据对大量非晶合金进行计算和拟合, 可以得到临界冷却速率 R_c 与 γ 的关系式如下:

$$R_c = 5.1 \times 10^{21} \exp(-117.19\gamma) \quad (2)$$

通过 γ 判据, 预测形成非晶的临界截面厚度

$$Z_c = 2.8 \times 10^{-7} \exp(41.7\gamma) \quad (3)$$

经过与各种非晶合金的数据比较, 新判据与实验数据符合得较好。 利用公式 (1)—(3), 根据 Fe-Co-Nd-Nb-B 合金系的特征温度, 计算了非晶合金的 γ , 临界冷却速率 R_c 和临界截面厚度 Z_c , 所得到的 γ , R_c 和 Z_c 随 Nb 含量的变化如图 3 所示。 可以明显地看到, γ 和 Z_c 随 Nb 含量的变化与 ΔT_{sg} 与 Nb 含量的关系非常相似。 当

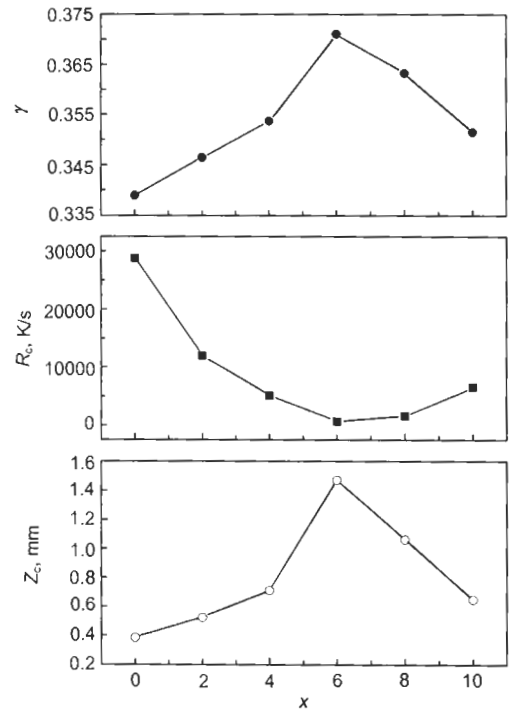


图 3 Fe₆₇Co_{10-x}Nd₃Nb_xB₂₀ 非晶合金的 γ , R_c 和 Z_c 随 Nb 含量的变化

Fig.3 Changes of the γ , critical cooling rate (R_c), and critical section thickness (Z_c) with Nb content for the amorphous alloys Fe₆₇Co_{10-x}Nd₃Nb_xB₂₀

$x=6$ 时, γ 和 Z_c 都达到最大值, 分别为 0.371 和 1.472 mm; 而 R_c 达到最小值为 661.4 K/s。 只有当 $x=6-8$ 时, 非晶合金的 Z_c 才能大于 1 mm。 对于不含 Nb 的合金, γ , R_c 和 Z_c 分别为 0.339, 2.879×10^4 K/s 和 0.384 mm, GFA 最低。 γ 判据和 ΔT_{sg} 判据都表明: $x=6$ 时, 非晶合金具有最大的玻璃形成能力。

干涉函数和径向分布函数的分析表明^[24], 具有过冷液相区的 Fe-Co-Ln-B (Ln=Sm, Tb, Dy) 非晶合金由于 La 系元素的添加使得 Fe 原子周围过渡金属的配位数减小, 而 B 原子周围过渡金属的配位数几乎不变, 显示出非晶合金的局域原子结构为 (Fe, Co)-B 基刚性的类三棱柱的有序结构单元。 插入的 La 系元素对形成 (Fe, Co)-B 的无规密堆结构起重要作用。 本文研究的 Fe-Co-Nd-Nb-B 非晶合金系中很可能形成相似的密堆结构, 导致原子扩散系数减小和固/液界面能增大, 使过冷液体从短程有序到长程有序所需的原子重排变得困难, 从而抑制了晶相的形核和长大, 使非晶合金具有更高的 GFA。

图 4 为非晶合金在低于玻璃转变温度 40 K 的温度退火 40 min 后的 XRD 谱。 退火后, 各样品基本上保持为非晶态, 只是不含 Nb 和不含 Co 的样品, 以及 Nb 含量 $x=2, 6$ 的样品在 2θ 为 30° 左右出现少量较弱的晶化衍射峰。

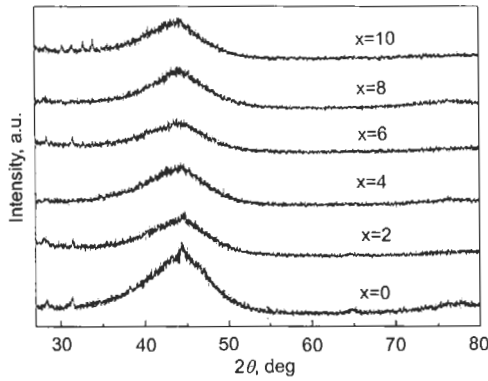


图 4 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ 非晶合金在低于玻璃转变温度 40 K 退火 40 min 后的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ amorphous alloys annealed for 40 min at the temperature of 40 K below glass transition temperature

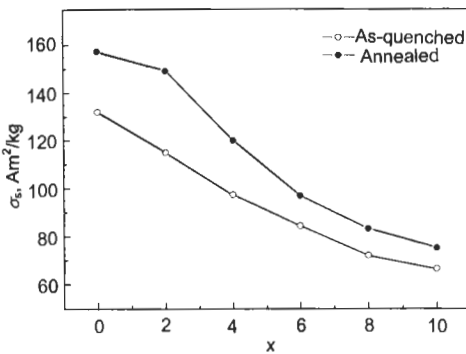


图 5 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ 非晶合金淬态和退火态的比饱和磁化强度与 Nb 含量的关系

Fig.5 Relationships between saturation magnetization (σ_s) and Nb content for the as-quenched and annealed $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ amorphous alloys

2.2 合金的软磁性能

图 5 显示了 Fe-Co-Nd-Nb-B 非晶淬态和退火态的比饱和磁化强度 σ_s 与 Nb 含量的关系, 退火温度为低于玻璃转变温度 40 K, 退火时间为 40 min. 可以发现, 淬态非晶合金的最大 σ_s 为 $132.0 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$, Nb 取代铁磁性元素 Co 会明显降低合金的 σ_s , 退火后 σ_s 均有明显提高, 显示出软磁性能得到显著改善. 尤其是 $x=2$ 的合金, σ_s 从退火前的 $114.9 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$ 提高到 $149.1 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$, 提高了 29.8%; 当 $x=4-6$ 时, 退火态的 σ_s 为 $96.8-119.9 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$.

非晶合金淬态和退火态的矫顽力 H_c 随 Nb 含量的变化如图 6 所示. 可以看到, Nb 含量对 H_c 没有显著的影响. 但是非晶合金在低于玻璃转变温度 40 K 退火 40 min 后, H_c 明显降低, 由退火前的 $3.4-4.1 \text{ A/m}$ 降低到退火后的 $0.2-1.2 \text{ A/m}$. 当 $x=4$ 时, 淬态和退火态的 H_c 都最小, 退火后的 H_c 只有 0.3 A/m . 退火后合金结构基本为非晶态, 退火的作用可以体现在两个方面: 一方

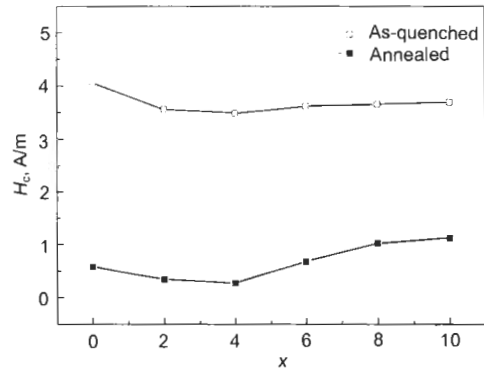


图 6 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ 非晶合金淬态和退火态的矫顽力与 Nb 含量的关系

Fig.6 Relationships between coercive force (H_c) and Nb content for the as-quenched and annealed $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ amorphous alloys

面引发结构弛豫, 使内应力释放和结构均匀化, 导致 H_c 降低; 另一方面将伴随发生不均匀的自发感生各向异性, 导致 H_c 增大. 退火后, H_c 的变化取决于这两个相反效应的相对程度. 本实验中前者的作用居主导地位, 使得矫顽力降低.

为了进一步解释退火后软磁性能显著提高的原因, 以及添加 Nb 对软磁性能的影响, 选取不含 Nb 的 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ 和 Nb 含量 $x=4$ 的 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ 合金, 利用 Mössbauer 谱方法研究退火前后的结构变化.

图 7, 8 分别为 x 为 0 与 4 的非晶合金退火前后的 Mössbauer 谱 (退火温度为低于玻璃转变温度 40 K, 退火时间为 40 min). $x=0$ 淬态非晶样品谱线由 6 套亚谱拟合, 其它谱线都是由 3 套亚谱拟合. 各谱线都是宽展的六峰谱, 是典型的非晶态铁磁性合金的谱线. $x=0$ 样品的第 1, 6 峰很小. 两样品 R_{21} (第 2 峰与第 1 峰强度比) 在退火后都减小了, 分别由退火前的 0.996 和 0.985 降低到 0.986 和 0.969. R_{21} 的变化表明两样品在退火处理后发生了磁矩重排 [25,26].

表 1 示出了两合金退火前后的 Mössbauer 谱参数, 其中 δ 是同质异能移, $\langle B_{hf} \rangle$ 是平均超精细磁场强度, ΔE_Q 是电四极矩. $x=4$ 样品的超精细磁场要明显低于 $x=0$ 的样品, 这是因为 Co 是铁磁性原子, Nb 的加入取代了 Co 的位置, 使合金中铁磁性原子的数目降低, 从而降低了超精细磁场. 在退火后, 两种合金的超精细磁场都有所提高, 但是 $x=4$ 样品的提高值大于 $x=0$ 样品. 非晶合金退火后超精细磁场的增加也导致了软磁性能的提高. 对 Fe-Co-Nd-Nb-B 合金, 退火后, 原子择优排布, 由于 Nb 和 B 之间有择优相互原则 [27], 因此增加了 Nb 和 B 形成原子对的几率, 减小了 B 与铁磁性原子

形成原子对的几率, 从而增大了铁磁性原子之间形成原子对的几率, 故导致了退火后超精细磁场的显著增加.

由表 1 的谱参数可以看出, $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ 非晶合金的同质异能移比 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ 合金要小得多, 表明加入 Nb 原子后, 非晶合金的同质异能移明显降低. 同质异能移的变化产生于原子核的化学环境. 3d 壳

层电子密度的变化会引起 s 电子层的改变. 当 3d 壳层电子密度减小时, s 层电子密度会增加, 导致同质异能移减小^[28]. 同质异能移的减小显示出原子核周围电荷密度的改变. 谱参数的变化表明, Fe-Co-Nd-B 非晶合金中加入 Nb 原子, 会引起铁磁性原子 3d 层电子密度的减小, 从而导致同质异能移的减小.

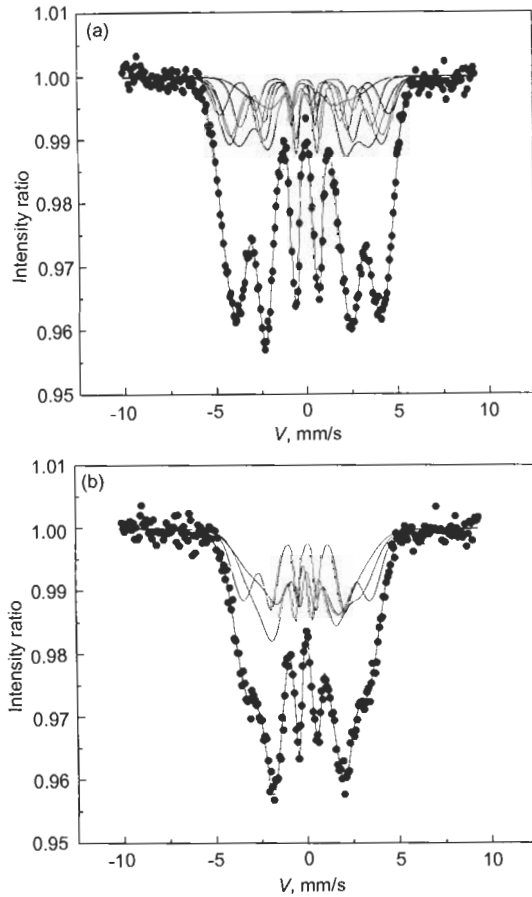


图 7 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ 和 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ 非晶合金淬态的 Mössbauer 谱
Fig.7 Mössbauer spectra of the amorphous alloys $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ (a) and $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ (b) for the as-quenched

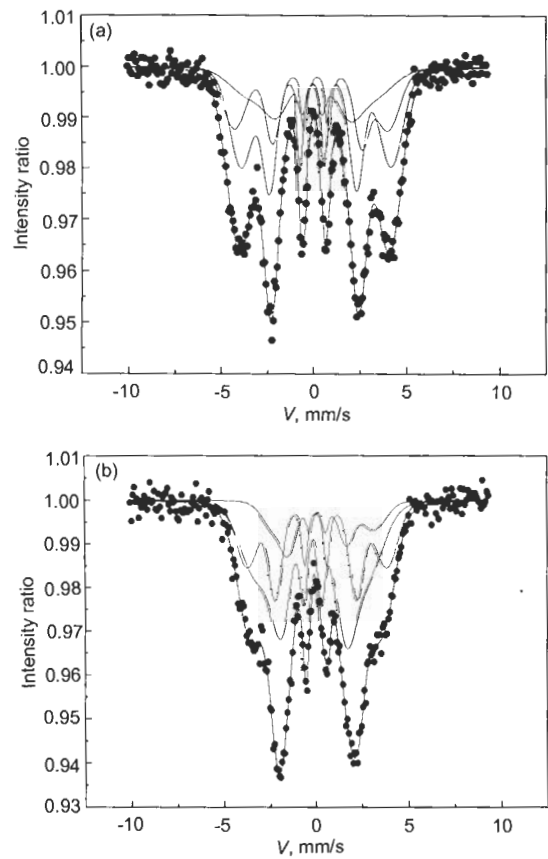


图 8 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ 和 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ 非晶合金退火态的 Mössbauer 谱
Fig.8 Mössbauer spectra of the amorphous alloys $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ (a) and $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ (b) annealed for 40 min at the temperature of 40 K below glass transition temperature

表 1 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ 和 $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ 非晶合金的 Mössbauer 谱参数
Table 1 Mössbauer parameters of the as-quenched and annealed $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$ and $\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$ amorphous alloys

Alloy	State	δ , mm/s	$\langle B_{hf} \rangle$, A/m	ΔE_Q , mm/s
$\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$	As-quenched	0.04526	19070.06	-0.0224
$\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$	As-quenched	0.00232	14495.22	-0.0210
$\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Nd}_3\text{B}_{20}$	Annealed	0.03870	19352.71	-0.0424
$\text{Fe}_{67}\text{Co}_6\text{Nd}_3\text{Nb}_4\text{B}_{20}$	Annealed	0.01639	15898.89	-0.0127

3 结论

(1) $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10-x}\text{Nd}_3\text{Nb}_xB_{20}$ ($x=0-10$) 非晶合金都有明显的玻璃转变, $x=6$ 的合金过冷液相区可扩大到 87 K, 提高非晶合金的热稳定性. γ 判据和过冷液相区判据具有相似性, 显示出 $x=6$ 时非晶合金具有最大的玻璃形成能力.

(2) 非晶合金具有较好的软磁性能, 最大比饱和磁化强度为 $132.0 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$, 矫顽力为 $3.4-4.1 \text{ A/m}$. Nb 会明显降低比饱和磁化强度, 但对矫顽力影响较小. 在低于玻璃转变温度 40 K 退火 40 min, 可使软磁性能得到显著改善, 最大比饱和磁化强度提高到 $157.3 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$, 而矫顽力降低到 $0.2-1.2 \text{ A/m}$.

(3) 非晶合金退火后的结构弛豫和超精细磁场的增加导致了软磁性能的提高.

参考文献

- [1] Duwez P, Lin S C H. *J Appl Phys*, 1967; 38: 4096
- [2] Masumoto T, Kimura H M, Inoue A, Waseda Y. *Mater Sci Eng*, 1976; 24: 141
- [3] Kikuchi M, Fujimori H, Obi T, Masumoto T. *Jpn J Appl Phys*, 1975; 14: 1077
- [4] Inoue A, Masumoto T, Arakawa S, Iwadachi T. In: Canter B ed, *Rapidly Quenched Metals III*, London: The Metals Society, 1978: 265
- [5] Inoue A, Kobayashi K, Kanehira J, Masumoto T. *Sci Rep Res Inst Tohoku Univ*, 1981; 29A: 331
- [6] Raskin D, Smith C H. In: Luborsky F E ed, *Amorphous Metallic Alloys*, London: Butterwoths, 1983: 381
- [7] Smith C H. In: Liebermann H H ed, *Rapidly Solidified Alloys*, New York: Marcel Dekker, 1993: 617
- [8] Davies H A. In: Luborsky F E ed, *Amorphous Metallic Alloys*, London: Butterwoths, 1983: 14
- [9] Johnson W L. *MRS Bull*, 1999; 24(10): 42
- [10] Shen T D, Schwarz R B. *Appl Phys Lett*, 1999; 75: 49
- [11] Inoue A. *Acta Mater*, 2000; 48: 279
- [12] Wang W H, Dong C, Shek C H. *Mater Sci Eng*, 2004; R44: 45
- [13] Inoue A, Gook J S. *Mater Trans JIM*, 1995; 36: 1282
- [14] Inoue A, Zhang T, Takeuchi A, Murakami A, Makino A. *IEEE Trans Magn*, 1996; 32: 4866
- [15] Inoue A, Zhang T, Itoi T, Takeuchi A. *Mater Trans JIM*, 1997; 38: 359
- [16] Inoue A, Zhang T, Takeuchi A. *Appl Phys Lett*, 1997; 71: 464
- [17] Shen T D, Schwarz R B. *Acta Mater*, 2001; 49: 837
- [18] Zhang W, Inoue A. *Mater Trans*, 2001; 42: 1142
- [19] Zhang W, Inoue A. *Mater Trans*, 2001; 42: 1835
- [20] Lu Z P, Liu C T. *Acta Mater*, 2002; 50: 3501
- [21] Lu Z P, Liu C T. *Phys Rev Lett*, 2003; 91: 115505
- [22] Turnbull D. *Contemp Phys*, 1969; 10: 473
- [23] Inoue A, Shibata T, Zhang T. *Mater Trans JIM*, 1995; 36: 1420
- [24] Imafuku M, Yaoita K, Sato S, Zhang W, Inoue A, Waseda Y. *Mater Sci Eng*, 2001; A304-306: 660
- [25] Granshaw T E, Longworth G. In: Long G J ed, *Mössbauer Spectroscopy Applied to Inorganic Chemistry*. Vol 1, New York: Plenum, 1984: 173
- [26] Ok H N, Morrish A H. *J Phys*, 1981; 11 F: 1495
- [27] Soresue M, Knobbe E T. *Phys Rev*, 1994; 49 B: 3253
- [28] Kong H Z, Li Y, Ding J. *J Magn Magn Mater*, 2000; 217: 65