

具有宽过冷液相区的 $Fe_{62}Co_{8-x}(Cr, Mo)_xNb_4Zr_6B_{20}$ 非晶态合金的热稳定性与磁性

荣传兵^{1,2)} 赵玉华²⁾ 徐 民³⁾ 赵恒和²⁾ 程力智²⁾ 何开元²⁾

¹⁾中国科学院物理研究所与凝聚态物理中心磁学国家重点实验室,北京 100080)

²⁾东北大学材料与冶金学院功能材料研究所,沈阳 110004)

³⁾中国科学院金属研究所快速凝固非平衡合金国家重点实验室,沈阳 110016)

(2001 年 5 月 23 日收到,2001 年 6 月 12 日收到修改稿)

根据制备块状非晶态合金的三条经验准则,选择了成分为 $Fe_{62}Co_{8-x}Cr_xNb_4Zr_6B_{20}$ 和 $Fe_{62}Co_{8-x}Mo_xNb_4Zr_6B_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 的合金系.利用单辊急冷法制备出厚为 $30\mu m$ 宽为 $5mm$ 左右的条带,并用差热分析、X 射线衍射以及 Faraday 磁天平、静态磁性测量仪等研究了合金的热稳定性、非晶结构和磁性能.发现含 $2at\%$ Cr 的 $Fe_{62}Co_6Cr_2Nb_4Zr_6B_{20}$ 非晶态合金的过冷液相区 ΔT_x 最宽,达到 $85K$,但是合金系的饱和比磁化强度 σ_s 随 Cr 或 Mo 含量的增加而急剧下降.合金系经 $973K$ 真空退火 $900s$ 后,由于晶化相 $\alpha-Fe$ 等晶相析出,使得各合金的 σ_s 和 H_c 都迅速升高.

关键词:过冷液相区,铁磁性,非晶态合金

PACC: 7550K, 6470P, 6470D, 8120P

1 引 言

块状非晶态合金(bulk amorphous alloy)的制备一方面使得人们有机会深入研究液态合金向晶态及非晶态转变的物理本质,另一方面由于非晶态合金的优异机械性能、抗腐蚀性以及磁性能,大大拓宽了合金的应用范围.因此块状非晶态合金的制备是近年来材料学界的一个非常重要的研究课题.大家知道,晶化前过冷液相区 ΔT_x 被定义为晶化温度 T_x 和玻璃转变温度 T_g 的温度差 ($\Delta T_x = T_x - T_g$).而过冷液相区的存在说明了晶化前的过冷液体存在较高的热稳定性,这使得具有较宽晶化前过冷液相区的合金有可能通过传统的铸造工艺就获得块状非晶.自 1988 年以后,众多块状非晶态 $Ln-Al-TM$ ^[1,2], $Mg-Ln-TM$ ^[3,4], $Zr-Al-TM$ ^[5,6], $Zr-(Ti, Nb, Pd)-Al-TM$ ^[7,8], $Zr-Ti-TM-Be$ ^[9], $Pd-Ni-P$ ^[10-12], $Pd-Cu-Ni-P$ ^[13,14], $Fe-(Al, Ga)(P, C, B, Si)$ ^[15,16] 和 $(Fe, Co, Ni)-Zr-M-B$ ^[17,18] ($Ln =$ 镧系金属, $TM =$ 过渡金属)都有一个超过 $50K$ 的过冷液相区.在这些合金系中, Ln -基合金的 ΔT_x 达到 $98K$ ^[2], Mg -基合金达到 $61K$ ^[3], Zr -基合金达到 $127K$ ^[5], Pd -基合金达到 $98K$ ^[13,14], $Fe-(Al, Ga)(P, C, B, Si)$ 合金系达到 $66K$ ^[15] ($(Fe, Co, Ni)-Zr-M-B$ ($M =$

Nb, Ta, W 等)达到 $91K$ ^[18].而且这些合金通过液态淬火、铜模浇注^[2]、吸铸^[6]、落管^[12]、氧化物包裹^[10,14]、快速卸压淬火^[19]和定向凝固^[20]等方法已经可以制备出尺寸相当大的非晶态合金样品,如 $La-Al-TM$ 合金系的直径达到 $9mm$ ^[2], $Zr-Al-TM$ ^[6] 和 $Zr-Al-TM-Pd$ ^[7] 合金系的最大厚度达到 $30mm$, $Zr-Ti-TM-Be$ ^[9] 合金系的最大厚度达到 $25mm$,而 Inoue 等人在 1997 年通过氧化物包裹法制备出的 $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ 非晶棒的直径达到了 $72mm$ ^[13],甚至铁磁性块状 $Fe_{72}Al_5Ga_2P_{10}C_6B_4Si_1$ 非晶态合金的直径也达到 $3mm$ ^[16].由此可以看出,增大合金的晶化前过冷液相区可以增加合金的玻璃形成能力.一般而言,具备以下三条经验准则的合金系通常具有较宽的过冷液相区^[21]: (1) 选择含三种以上组元的多元合金系 (2) 组元之间的原子半径差应在 13% 以上 (3) 组元之间的混合热应为大的负值.

磁性材料始终是非晶态合金的一个重要研究领域,而且非晶态磁性合金已经有着广泛的应用,因而研究新的具有宽过冷液相区的铁磁性非晶态合金对于制备相应成分的块状非晶态合金有着重要意义.由于在 $(FeCo)_{80}Zr_{10-x}Nb_xB_{20}$ 合金系中,当 $x = 4$ 时具有最宽的晶化前过冷液相区 $\Delta T_x = 78.7K$ ^[22],结合前面提到的三条经验准则,本文选择成分为

$\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Cr}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 和 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Mo}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 的合金系, 研究了 Cr 和 Mo 元素两种合金系的热稳定性、结构和磁性能的影响.

2 实验方法

以纯 Fe, Co, Zr, Nb, Cr, Mo 和含 B17.9wt% 的 Fe-B 合金为原料, 按照 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr}, \text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 合金系的原子百分比每种试样分别配制 30g, 在氩气保护下, 用电弧炉熔炼合金, 然后用单辊急冷法采用 25m/s 的线速度喷制出厚为 $30\mu\text{m}$ 、宽约为 5mm 的薄带, 并分别在 573K, 673K, 773K, 873K, 973K 温度下进行 900s 的真空热处理. 试样的 X 射线衍射 (XRD) 分析是在 Cu 靶 $K\alpha$ 谱线辐射的日本理学 D/Max- γ A 型 XRD 仪上进行的; 差热分析 (DTA) 是在升温速率为 0.67K/s 的 Perkin/Elmer DTA 仪上测量的, 并通过 DTA 曲线确定试样的玻璃转变温度 T_g 和晶化温度 T_x ; 试样的饱和比磁化强度 σ_s 、磁致伸缩系数 λ 和矫顽力 H_c 分别用自制 Faraday 磁天平、YJ-25 型静态应变仪和 CD-4 型静态磁性测量仪进行测量.

3 实验结果与讨论

3.1 结构和热稳定性

图 1 是 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr}, \text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 合金系快淬薄带的 XRD 图, 图中所有合金的 XRD 曲线只有一个宽峰出现, 没有晶相的衍射峰出现, 证明这些薄带都是完全非晶态的. 图 2 和图 3 分别是两种合金系的 DTA 曲线. 从图中可以看出, 所有合金在晶化前的温度区域内有一个明显的玻璃转变和一个较宽的过冷液相区. 而且从图 2 和图 3 中还可以确定合金的玻璃转变温度 T_g 、晶化温度 T_x 和过冷液相区 ΔT_x 随 Cr 和 Mo 含量的变化曲线, 如图 4 所示. 对于 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Cr}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系, 当 Cr 含量从 0at% 增加到 4at% 时, 玻璃转变温度 T_g 从 862K 增加到 868K, 但是晶化温度 T_x 在 Cr 含量为 2at% 时, 达到最高值 951K, 因而合金系的过冷液相区 ΔT_x 在 Cr 含量为 2at% 时取最高值 85K, 可见添加 Cr 对增大晶化前过冷液体的热稳定性很有效. 对于 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Mo}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系, 加入 2at% Mo 元素后, T_g 和 T_x 均达到最大值, 分别为 880 和 948K, 但

是由于 T_g 比 T_x 上升得更快, 从而使得合金系的 ΔT_x 随 Mo 含量的增加而降低.

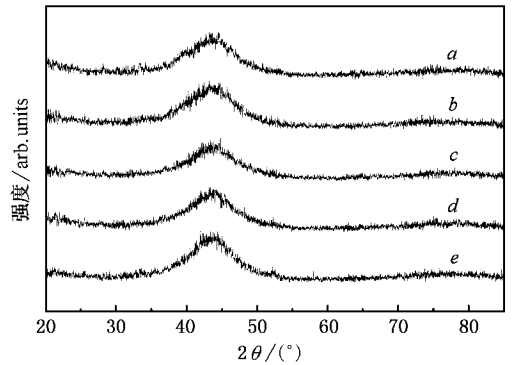


图 1 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr}, \text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 合金系 $30\mu\text{m}$ 快淬条带的 XRD 图. 曲线 a 为不含 Cr 和 Mo, 曲线 b 为 2at% Cr, 曲线 c 为 4at% Cr, 曲线 d 为 2at% Mo, 曲线 e 为 4at% Mo.

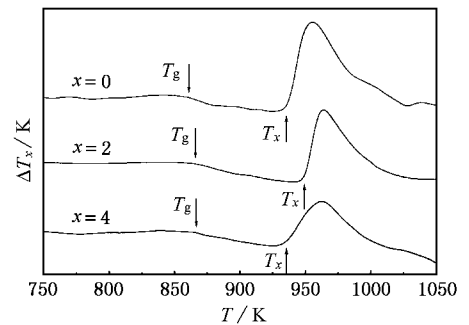


图 2 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Cr}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 合金系 $30\mu\text{m}$ 快淬条带的 DTA 曲线.

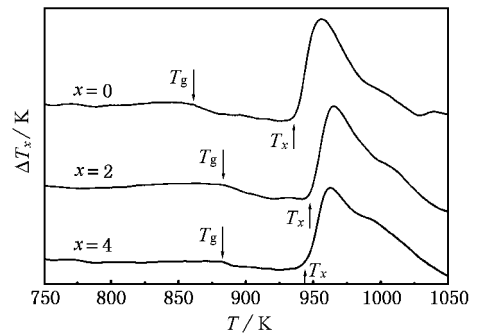


图 3 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Mo}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 合金系 $30\mu\text{m}$ 快淬条带的 DTA 曲线.

从上述数据可知, $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr}, \text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的过冷液相区 ΔT_x 均大于 60K, 其中含 2at% Cr 的合金系的 ΔT_x 高达 85K, 有很强的玻璃形成能

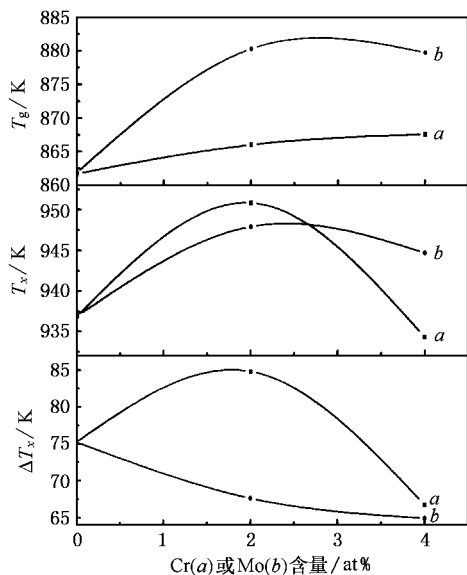


图4 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr},\text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的玻璃转变温度 T_g 、晶化温度 T_x 和晶化前过冷液相区 ΔT_x 随 Cr 含量 (a) 和 Mo 含量 (b) 的变化曲线

力。这是因为合金系中各元素的原子尺寸关系满足： $\text{Zr} \gg \text{Nb} \gg \text{Fe} > \text{Co} > \text{Cr} > \text{Fe} \gg \text{B}$ 。其中 (Zr, Nb) 和 (Fe, Co, Cr) 之间的原子半径差大于 14.0%，而 (Fe, Co, Cr) 与 B 之间的原子半径差大于 20%。此外通过 Miedema 模型^[23] 计算可知合金中 (Zr, Nb) 与 (Fe, Co, Cr, Mo) 以及它们与 B 之间的混合热为较大的负值： Zr-Fe 为 -31.7 kJ/mol ； Zr-Co 为 -51.0 kJ/mol ； Zr-Cr 为 -15.3 kJ/mol ； Zr-B 为 -106.7 kJ/mol ； Nb-Fe 为 -17.0 kJ/mol ； Nb-Co 为 -26.4 kJ/mol ； Nb-B 为 -74.0 kJ/mol ； Fe-B 为 -42.1 kJ/mol ； Co-B 为 -43.8 kJ/mol ； Cr-B 为 -41.9 kJ/mol 。从上述数据可以看出， $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Cr}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系完全满足制备大块非晶态的三条经验准则，因而在合金系中可能形成一种具有低原子扩散系数和高填充度的结构^[24]，延迟了结晶相的析出，所以含 Cr 的合金系具有很大的过冷液相区 ΔT_x 。

但是对于 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Mo}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系，由于 Mo 原子的半径为 0.1363 nm ，与 (Zr, Nb) 之间半径差为 4.8%，与 (Fe, Co) 之间的半径差为 8.7%。而且 Mo-Zr、Mo-Nb 之间的混合热也要相应小于 Cr-Zr 和 Cr-Nb 的混和热。所以导致含 Mo 的合金系的晶化前过冷液相区 ΔT_x 相对较低。

虽然 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr},\text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的 ΔT_x 都较大，但是本文并没有制备出厚度超过 $100 \mu\text{m}$ 的

完全非晶条带，这是由于 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr},\text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的 T_g 、 T_x 都非常高，给制备工艺造成了困难。

3.2 室温磁性

图 5 是合金系的室温饱和比磁化强度 σ_s 、矫顽力 H_c 和饱和磁致伸缩系数 $(\lambda_{//} - \lambda_{\perp})$ 随 Cr 和 Mo 含量的变化曲线。从图 5 可以看出，合金系中不含 Cr 或 Mo 时，合金系的饱和比磁化强度 σ_s 为 $76 \text{ Am}^2/\text{kg}$ ，加入 Cr 或 Mo 后，饱和比磁化强度 σ_s 呈线性急剧下降，含 4at% Cr 或 Mo 的合金系饱和比磁化强度 σ_s 仅为 $20 \text{ Am}^2/\text{kg}$ 。当 Cr 或 Mo 含量为 2at% 时，合金系的矫顽力 H_c 最低，分别为 51 和 43 A/m 。而饱和磁致伸缩系数 $(\lambda_{//} - \lambda_{\perp})$ 则随 Cr 和 Mo 含量的增加而线性增加。当 $x = 0, 2, 4$ 时， $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Cr}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的 $(\lambda_{//} - \lambda_{\perp})$ 分别为 26×10^{-6} 、 29×10^{-6} 、 32×10^{-6} ， $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Mo}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的 $(\lambda_{//} - \lambda_{\perp})$ 分别为 26×10^{-6} 、 35×10^{-6} 、 43×10^{-6} 。

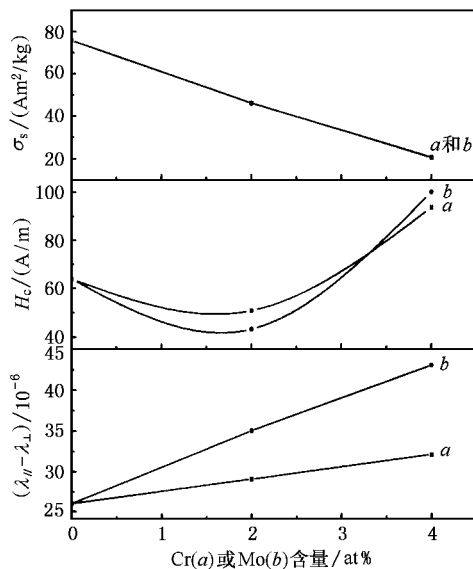


图5 $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr},\text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的室温饱和比磁化强度 σ_s 、矫顽力 H_c 和饱和磁致伸缩系数 $(\lambda_{//} - \lambda_{\perp})$ 随 Cr 含量 (a) 和 Mo 含量 (b) 的变化曲线

$\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr},\text{Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ 合金系的饱和比磁化强度 σ_s 随 Cr 和 Mo 含量的增加迅速下降的原因可能有两种 (1) Cr 和 Mo 在室温下为顺磁性元素，而 Co 为铁磁性元素，合金系中用 Cr 或 Mo 取代 Co 后，合金系的饱和比磁化强度 σ_s 必然有所降低 (2) Mizoguchi 等人^[25] 从集体电子论的观点出发，把 (Fe,

Co_{1-x}Ni_xM₂₀(M = 类金属)熔体快淬的非晶条带中每个金属原子的平均磁矩 $\bar{\mu}$ (以玻尔磁子 μ_B 为单位) 作为每个金属原子外层电子总数平均值的函数绘出 Slatter-Panling 曲线. 发现对于 Fe-Cr 合金的外层电子总数的平均值为 8 左右时, 原子磁矩 $\bar{\mu}$ 为最大值, 当电子浓度降低时 $\bar{\mu}$ 急剧降低. 由于 Cr, Mo 的外层电子结构为 $3d^5 4s^1$, 外层电子数为 6, 小于 8; Fe 的外层电子结构为 $3d^6 4s^2$, 刚好为 8; Co 的外层电子结构为 $3d^7 4s^2$, 外层电子数为 9, 大于 8. 所以当在合金系中用 Cr, Mo 替代部分 Co 后, 合金系的平均外层电子数降低. 根据 Slatter-Panling 曲线, 合金系的平均磁矩 $\bar{\mu}$ 要急剧降低, 因而引起合金系的饱和比磁化强度 σ_s 随 Cr 或 Mo 含量的增加迅速下降.

3.3 热处理后的磁性能

最后, 在不同温度下对合金系进行 900s 真空退火, 其饱和比磁化强度 σ_s 和矫顽力 H_c 随退火温度的变化如图 6 所示. 从图 6 可以看出 $Fe_{62}Co_{8-x}(Cr, Mo)_xNb_4Zr_6B_{20}$ 合金系在低于 873K 退火对饱和比磁化强度 σ_s 影响不大, 但是矫顽力则由于退火使淬态条带的内应力减小而有少量降低, 其中各

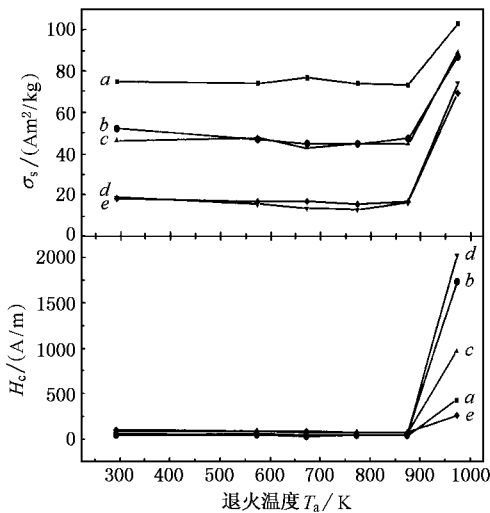


图 6 $Fe_{62}Co_{8-x}(Cr, Mo)_xNb_4Zr_6B_{20}$ 合金条带在不同温度退火 900s 后, 饱和比磁化强度 σ_s 和矫顽力 H_c 随退火温度 T_a 的变化曲线

合金系在 773K 或 873K 退火可使得矫顽力最低. 含 Cr 为 0at%, 2at%, 4at% 的合金分别为 39.1, 40.6 和 76.1A/m; 含 Mo 为 2at%, 4at% 的合金分别为 47.4 和 76.8A/m. 973K 退火后, 各合金系的饱和比磁化强度 σ_s 和矫顽力 H_c 都迅速升高. 这是由于 973K 退火 900s 后, 合金中有晶相析出的缘故. 从图 7 可以看出, 含 2at% Cr 的合金 973K 退火 900s 后析出了 α -Fe, Fe_3Zr 等相.

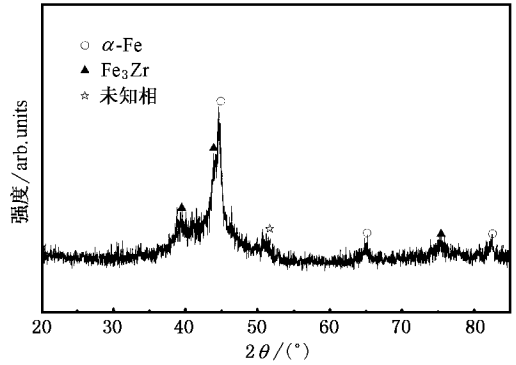


图 7 $Fe_{62}Co_6Cr_2Nb_4Zr_6B_{20}$ 合金系在 973K 退火 900s 后的 XRD 图

4 结 论

1. $Fe_{62}Co_{8-x}(Cr, Mo)_xNb_4Zr_6B_{20}$ ($x = 0, 2, 4$) 合金系具有很宽的过冷液相区 ΔT_x 和玻璃形成能力. 其中含 2at% Cr 的合金系的晶化前过冷液相区 ΔT_x 最宽, 达到 85K.

2. $Fe_{62}Co_{8-x}(Cr, Mo)_xNb_4Zr_6B_{20}$ 淬态合金条带的饱和比磁化强度 σ_s 随 Cr 和 Mo 含量的增加而急剧减小, 而磁致伸缩系数 ($\lambda_{//} - \lambda_{\perp}$) 随 Cr 和 Mo 含量的增加而线性增加.

3. $Fe_{62}Co_{8-x}(Cr, Mo)_xNb_4Zr_6B_{20}$ 合金系在低于 873K 退火 900s 后饱和比磁化强度 σ_s 基本保持不变, 矫顽力 H_c 有轻微的降低, 其中 $Fe_{62}Co_8Nb_4Zr_6B_{20}$ 合金系退火后的矫顽力 H_c 最低, 为 39.1A/m. 但是在 973K 退火 900s 后, 使得各合金系的 σ_s 和 H_c 显著升高.

- [1] A. Inoue , T. Zhang , T. Masumoto , *Mater. Trans. JIM* , **31**(1990) , 425 .
- [2] A. Inoue , *Mater. Trans. JIM* , **34**(1993) , 351 .
- [3] A. Inoue , A. Kato , T. Zhang , S. G. Kim , T. Masumoto , *Mater. Trans. JIM* , **32**(1991) , 609 .
- [4] A. Inoue , M. Kohinata , A. Tsai , T. Masumoto , *Mater. Trans. JIM* , **30**(1989) , 378 .
- [5] A. Inoue , T. Zhang , N. Nishiyama , K. Ohba , T. Masumoto , *Mater. Trans. JIM* , **34**(1993) , 1234 .
- [6] A. Inoue , T. Zhang , *Mater. Trans. JIM* , **37**(1996) , 185 .
- [7] Y. Yohoyama , A. Inoue , *Mater. Trans. JIM* , **36**(1995) , 1398 .
- [8] T. Zhang , A. Inoue , *Mater. Trans. JIM* , **39**(1998) , 857 .
- [9] A. Perker , W. L. Johnson , *Appl. Phys. Lett.* , **63**(1993) , 2342 .
- [10] Y. H. Xu , W. K. Wang , *Acta Phys. Sin.* , **39**(1990) , 555 (in Chinese [许应凡、王文魁 物理学报 **39**(1990) , 555] .
- [11] Y. H. Xu , X. M. Huang *et al.* , *Acta Phys. Sin.* , **40**(1991) , 781 (in Chinese [许应凡、黄新明等 , 物理学报 , **40**(1991) , 781] .
- [12] Y. H. Xu , H. Chen , W. K. Wang , *Acta Phys. Sin.* , **41**(1992) , 1111 (in Chinese [许应凡、陈红、王文魁 , 物理学报 , **41**(1992) , 1111] .
- [13] N. Nishiyama , A. Inoue , *Mater. Trans. JIM* , **37**(1996) , 1531 .
- [14] A. Inoue , N. Nishiyama , *Mater. Trans. JIM* , **38**(1997) , 179 .
- [15] A. Inoue , J. S. Gook , *Mater. Trans. JIM* , **37**(1996) , 32 .
- [16] A. Inoue , A. Makino , T. Mizushima , *J. Appl. Phys.* , **81**(1997) , 4029 .
- [17] L. Ma , L. Wang , T. Zhang , A. Inoue , *J. Mater. Sci. Lett.* , **17**(1998) , 1893 .
- [18] A. Inoue , T. Zhang , A. Takeuchi , *Appl. Phys. Lett.* , **71**(1997) , 464 .
- [19] D. W. He , F. X. Zhang *et al.* , *Acta Phys. Sin.* , **47**(1998) , 183 (in Chinese [贺端威、张富祥等 物理学报 **47**(1998) , 183] .
- [20] R. P. Liu , J. H. Zhao *et al.* , *Acta Phys. Sin.* , **47**(1998) , 1571 (in Chinese [刘日平、赵建华等 物理学报 **47**(1998) , 1571] .
- [21] A. Inoue , *Mater. Trans. JIM* , **36**(1995) , 866 .
- [22] Y. H. Zhao , C. B. Rong *et al.* , *Metallic Functional Materials* , **8**(2001) , S74 (in Chinese [赵玉华、荣传兵等 金属功能材料 **8**(2001) , S74] .
- [23] A. R. Miedema , P. R. Chatel , F. R. Boer , *Physica* , **B100**(1980) , 1 .
- [24] A. Inoue , T. Negishi , H. M. Kimura , A. R. Yavari , *Mater. Trans. JIM* , **39**(1998) , 318 .
- [25] Y. C. Guo , Z. X. Wang , *Amorphous Physics* (Science Press , Beijing , 1984) , p. 3 (in Chinese [郭贻诚、王震西 非晶态物理学 (科学出版社 , 北京 , 1984) , 第 3 页] .

STRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}(\text{Cr Mo})_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ AMORPHOUS ALLOY WITH A WIDE SUPERCOOLED LIQUID REGION

RONG CHUAN-BING^{1,2)} ZHAO YU-HUA²⁾ XU MIN³⁾ ZHAO HENG-HE²⁾ CHEHG LI-ZHI²⁾ HE KAI-YUAN²⁾

¹⁾ *State Key Laboratory of Magnetism, Institute of Physics and Centre of Condensed Matter Physics,
Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China*

²⁾ *Department of Functional Materials, Institute of Material and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China*

³⁾ *State Key Laboratory of Rapidly Solidified Nonequilibrium Alloys, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China*

(Received 23 May 2001 ; revised manuscript received 12 June 2001)

ABSTRACT

$\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Cr}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ and $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{8-x}\text{Mo}_x\text{Nb}_4\text{Zr}_6\text{B}_{20}$ ($x = 0, 2, 4$, atomic percent) alloy series were chosen to study in this paper based on the three empirical rules of making bulk amorphous alloy. The ribbons, 30 μm thick and 5mm wide, were produced by single-roller rapid quenching. The thermal stability, amorphous structure and magnetic properties of these alloys were studied by differential thermal analysis, X-ray diffraction, Faraday magnetic balance and static magnetic measurement. The supercooled liquid region ΔT_x of the alloy, which contains 2at% Cr, reaches 85K, but the saturation magnetization σ_s of these alloys decreases distinctly with increasing Cr or Mo. The saturation magnetization σ_s and coercive force H_c increase rapidly for the alloys of this series annealed at 973K for 900s because of the precipitation of $\alpha\text{-Fe}$.

Keywords : supercooled liquid region, ferromagnetism, amorphous alloy

PACC : 7550K, 6470P, 6470D, 8120P