

B 含量对 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$) 液态急冷合金组织结构和磁性能的影响

尹美玲¹, 马殿国¹, 李艳辉¹, 殷晨亮¹, 戚琳¹, Yubuta Kunio², 张伟¹

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院 三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024)

(2. Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan)

摘要: 研究了低 Pt 含量的 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$, 原子分数, %) 系液态急冷合金热处理前后的组织结构和磁性能。结果表明, x 由 15 增加至 25~30 可提高合金的非晶形成能力, 急冷合金由非晶+fcc-FePt 复相组织转变为单一非晶态结构; 当 x 进一步增加至 35 和 40 时, 合金分别由 fcc-FePt+ Fe_2B +FeB 和 L_{10} -FePt+FeB 纳米复相组织构成。经适当热处理后, $x=15\sim 20$ 时的合金具有 fcc-FePt+ Fe_2B 复相组织而呈软磁性; 当 $x=25\sim 40$ 时的合金形成了由有序面心四方结构的永磁 L_{10} -FePt 相和软磁 Fe_2B /FeB 组成的纳米复相组织, 显示出永磁特性, 其中 $x=30$ 的合金经 823 K 热处理 900 s 后具有最佳的永磁性能, 矫顽力、剩磁和最大磁能积分别为 173.2 kA/m, 1.20 T 和 88.3 kJ/m³, 其优异的永磁性能源于分布均匀、平均晶粒尺寸约为 15 nm 的永磁 L_{10} -FePt 相和软磁 Fe_2B 相间的交换耦合作用。

关键词: 纳米复相永磁体; Fe-Pt-B 合金; 结晶化; 磁性能; 液态急冷

中图分类号: TG132.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)12-4445-05

具有有序面心四方相结构的 Fe-Pt(L_{10} -FePt)合金的磁晶各向异性极高($K=7 \text{ MJ/m}^3$)、饱和磁化强度大($M_s=1.38 \text{ T}$)、热稳定好、耐腐蚀, 在高性能永磁体、超高密度磁记录等领域具有广阔的应用前景^[1-5]。近年来, Fe-Pt 等纳米复相永磁体因其优异的永磁性能而备受关注^[2,6,7]。在该类永磁体中, 纳米尺度的永磁 L_{10} -FePt 相和软磁 fcc-FePt^[2,8]、 Pt_3Fe ^[6]或 FeB 相^[7]的晶粒间可产生交换耦合作用, 使合金的最大磁能积($(BH)_{\max}$)得到大幅提升^[9,10]。Zhang 等人^[7,11]通过液态急冷法获得含非晶或非晶+fcc-FePt 相的 Fe-Pt-B 合金, 随后通过热处理结晶化制备出具有高永磁性能的 L_{10} -FePt+ Fe_2B 型纳米复相永磁体。最近, 通过对低 Pt 含量的 Fe-Pt-B 急冷和热处理后的合金进行脱合金化处理, 获得了具有 fcc-FePt 或 L_{10} -FePt 相的纳米多孔合金^[12-14]; 这些纳米多孔合金呈现出优异的电催化性能或强永磁性, 并可经热处理对其组织结构和性能进行调控。

Fe-Pt-B 纳米复相永磁体及纳米多孔合金的形成、组织结构和性能均与其热处理或脱合金化之前的前驱体的结构和成分密切相关^[15-18]。本工作研究了 Pt 含量对 Fe-Pt-B 系合金的组织结构与磁性能的影响, 发现 Pt 含量为 10%~32%(原子分数)的合金均可形成均匀的

L_{10} -FePt+ Fe_2B 纳米复相结构, 尽管它们的矫顽力(H_c)随 Pt 含量的减小而降低, 但是均具有较高的 $(BH)_{\max}$ 值^[19,20]。B 含量对 Fe-Pt-B 系纳米复相合金的形成和磁性能的影响尚缺乏系统研究, 其纳米复相永磁体的居里温度(T_C)也需明确。因此, 在本工作中, 研究了低 Pt 含量的 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$)系急冷合金带材热处理前后的组织结构演化和磁性能, 并就合金成分、组织结构与磁性能之间的关系进行了探讨。

1 实验

采用纯度高于 99.5%的 Fe、Pt 和 B 原料按 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$, 原子分数, %)名义成分进行称重配料。采用非自耗真空电弧炉在 Ar 气保护下制备母合金锭, 每个合金锭反复熔炼 4 次以保证成分均匀。将母合金锭破碎后通过单辊甩带设备以 35 m/s 的辊轮表面线速度在 Ar 气保护下制备宽约 1.5 mm、厚约 0.02 mm 的合金带材。将急冷带材封入真空度优于 $2\times 10^{-3} \text{ Pa}$ 的石英管后置于电阻炉内, 在 773~873 K 温度区间内按设定温度保温 900 s 后取出水淬。使用 D8 Focus 型 X 射线衍射仪(XRD, Cu K α)和 Topcon EM-002B 型透射电子显微镜(TEM)表征合金样品的结构。使用 TA Q20 型差示扫描量热仪

收稿日期: 2021-01-07

基金项目: 国家自然科学基金(51871039, 51571047)

作者简介: 尹美玲, 女, 1996 年生, 硕士生, 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024, E-mail: yml52565@outlook.com

(DSC)在 40 K/min 升温速率下测定样品的热性能。使用 LakeShore-7404 型振动样品磁强计(VSM)在最大外加磁场为 1432 kA/m 条件下测定样品的室温磁性能。使用 VSM 测定样品在 796 kA/m 外加磁场下的磁化强度(M)随温度(T)变化的 $M-T$ 曲线以确定 T_C 及相转变温度, 升温速率为 10 K/min。使用阿基米德法测定合金的密度, 用于磁性单位换算。

2 结果与讨论

图 1 为 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ 急冷合金带材的 XRD 图谱。可以看出, $x=15\sim20$ 的合金在其宽泛的漫散射峰的背底上有尖锐的 fcc-FePt 相衍射峰出现, 表明两急冷合金由非晶和 fcc-FePt 双相组成。随着 x 的增加, fcc-FePt 相的衍射峰数量减少、强度减弱。当 $x=25\sim30$ 时, XRD 谱仅由非晶相特有的漫散射峰构成, 合金形成了单一的非晶态结构, 表明添加适量 B 元素可提高合金的非晶形成能力。 $x=35\sim40$ 时, 合金的非晶形成能力降低, 急冷带材分别形成了 fcc-FePt+ Fe_2B +FeB 和 $L1_0$ -FePt+FeB 的复相组织(表 1)。B 含量的增加既降低了合金中 Fe 的总含量, 又使合金中的富 Fe 非晶相体积分数增加($x=20$)或生成了 Fe_2B 及 FeB 相($x=35$), 造成 fcc-FePt 固溶体中相对较小原子尺寸的 Fe 的含量减少, 而引起 fcc-FePt 相点阵常数增大。因此, $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x$ 系合金中 fcc-FePt 相的衍射峰均随着 x 的增加而逐渐左移(图 1)。图 2a、2b 分别为 $x=30$ 和 $x=40$ 的急冷合金的 TEM 明场像和对应的选区电子衍射(SAED)花样。可见, $x=30$ 的合金的 TEM 明场像中没有明显衬度差异, 且 SAED 花样为一系列的衍射晕环, 表明其为单一非晶相; $x=40$ 的合金的 TEM 明场像由分布均匀、平均晶粒尺寸约为 40 nm 的晶体相组成, SAED 花样标定晶体相为 $L1_0$ -FePt 和 FeB 双相, 与 XRD 结果一致。图 3 为 $x=15\sim40$ 的急冷合金带材的 DSC 曲线。可以看出, $x=15\sim30$ 的合金显示出多重结晶化放热峰, 进一步证实了合金中非晶相的存在; $x=35\sim40$ 的合金无明显放热峰, 表明其中无非晶相, 这也与 XRD 结果一致。根据室温磁性能测试结果可知, $x=15\sim35$ 急冷合金带

材具有软磁特征, 其 iH_c 低于 150 A/m。虽然 $x=40$ 急冷合金中含有永磁 $L1_0$ -FePt 相, 其 iH_c 仅为 78.6 kA/m, 表明复相组织中 $L1_0$ -FePt 相的体积分数较低。

进而调查了 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ 合金带材经不同温度热处理后的组织结构演化和磁性能。图 4 为 $x=30$ 的非晶合金在 783~863 K 温度区间内热处理 900 s 后的 XRD 图谱。可见, 经 783 K 热处理后, 非晶基体中仅析出了 fcc-FePt 相; 热处理温度升至 803 K 时, fcc-FePt 相衍射峰强度增强, 同时有 $L1_0$ -FePt 和 Fe_2B 相生成; 当温度进一步升至 823~863 K 时, fcc-FePt 相消失, 形成 $L1_0$ -FePt+ Fe_2B 的复相组织。 $x=25$ 的非晶合金在结晶化过程中的组织结构演化与 $x=30$ 的合金类似。图 5 为 $x=15\sim40$ 的合金带材经 823 K 热处理 900 s 后的 XRD 图谱。如图所示, 经热处理后, $x=15\sim20$ 的合金由非晶+fcc-FePt 相转变为 fcc-FePt+ Fe_2B 相; $x=35$ 和 $x=40$ 的合金分别从 fcc-FePt+ Fe_2B +FeB 相和 fcc-FePt+FeB 相转变为 $L1_0$ -FePt+ Fe_2B +FeB 相和 $L1_0$ -FePt+FeB 相。由此表明, 随着 B 含量的增加, 热处理后的 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ 合金带材的组织结构演化为: fcc-FePt+ Fe_2B → $L1_0$ -FePt+ Fe_2B → $L1_0$ -FePt+ Fe_2B +FeB→ $L1_0$ -FePt+FeB(表 1)。B 含量增加的同时会降低合金中 Fe 的含量, 使富 Fe 的 Fe_2B 逐渐消失而转变为 FeB 相。分析 $x=30\sim40$ 的合金经 823 K 热处理 900 s 后的 TEM 明场像和 SAED 花样(图 6a、6b)

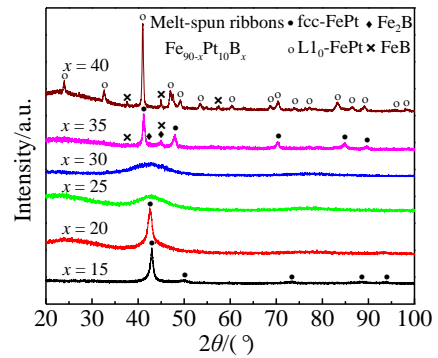


图 1 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ 急冷合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of melt-spun $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ alloys

表 1 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ 急冷合金经 823 K 热处理 900 s 前后的相组成和热处理后的磁性能

Table 1 Structures of melt-spun $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x(x=15\sim40)$ alloys before and after annealing at 823 K for 900 s and magnetic properties of the annealed alloys

x	Structure		Magnetic properties of annealed alloys			
	Melt-spun	Annealed	$iH_c/kA\cdot m^{-1}$	B_r/T	M_r/M_s	$(BH)_{max}/kJ\cdot m^{-3}$
15~20	Amorphous+fcc-FePt	fcc-FePt+ Fe_2B	-	-	-	-
25	Amorphous	$L1_0$ -FePt+ Fe_2B	68.2	1.22	0.78	32.8
30	Amorphous	$L1_0$ -FePt+ Fe_2B	173.2	1.20	0.84	88.3
35	fcc-FePt+ Fe_2B +FeB	$L1_0$ -FePt+ Fe_2B +FeB	115.4	0.98	0.79	36.7
40	$L1_0$ -FePt+FeB	$L1_0$ -FePt+FeB	107.1	0.74	0.67	28.6

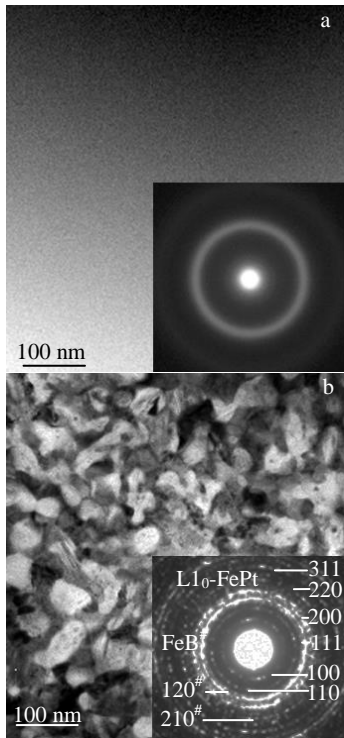


图 2 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ 急冷合金的 TEM 明场像和 SAED 花样

Fig.2 Bright-field TEM images and the corresponding SAED patterns (insets) of melt-spun $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ alloys: (a) $x=30$ and (b) $x=40$

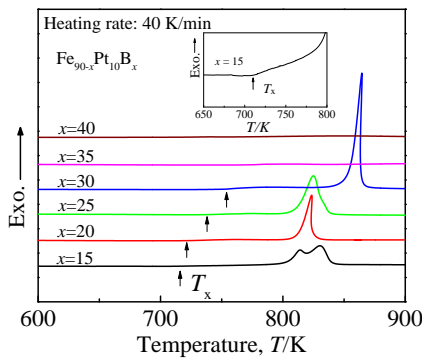


图 3 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$) 急冷合金的 DSC 曲线

Fig.3 DSC curves of melt-spun $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$) alloys (the inset is partial enlarged curve of the alloy with $x=15$)

可知, 2 种合金分别具有相分布均匀的 $\text{L}_{10}\text{-FePt}+\text{Fe}_2\text{B}$ 和 $\text{L}_{10}\text{-FePt}+\text{FeB}$ 纳米复相组织, 与 XRD 结果一致。此外, SAED 结果表明, 2 种合金的组织结构均是各向同性的。急冷态为完全非晶相的 $x=30$ 的合金热处理后形成的纳米复相组织细微均匀, 平均晶粒尺寸约为 15 nm; 含有晶体相的 $x=40$ 的合金热处理后晶粒较为粗大, 平均晶粒尺寸约为 90 nm。

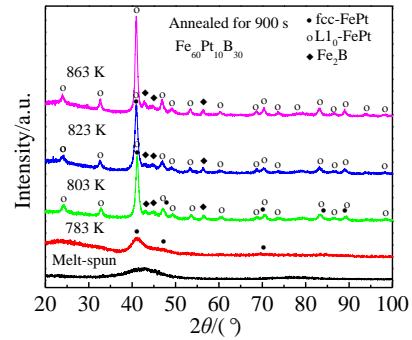


图 4 $\text{Fe}_{60}\text{Pt}_{10}\text{B}_{30}$ 合金经 783~863 K 热处理 900 s 后的 XRD 图谱
Fig.4 XRD patterns of $\text{Fe}_{60}\text{Pt}_{10}\text{B}_{30}$ alloy annealed at the temperatures ranging from 783 K to 863 K for 900 s

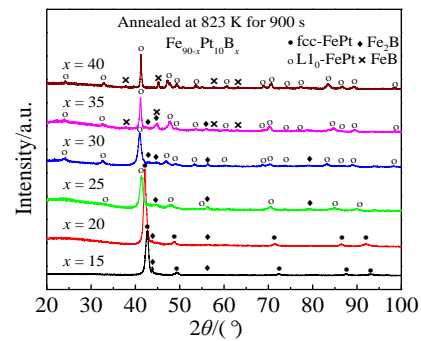


图 5 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$) 合金经 823 K 热处理 900 s 后的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=15\sim 40$) alloys after annealing at 823 K for 900 s

图 7 为 $\text{Fe}_{90-x}\text{Pt}_{10}\text{B}_x$ ($x=25\sim 40$) 急冷合金带材经 823 K 热处理 900 s 后的磁滞回线, 相应的磁性能数据列于表 1。如图所示, 所有合金均呈现各向同性的永磁特性, 其 iH_c 、剩磁 (B_r)、剩磁比 (M_r/M_s) 和 $(BH)_{\max}$ 分别为 68.2~173.2 kA/m、0.74~1.22 T、0.67~0.84 和 28.6~88.3 kJ/m³。虽然各合金均由 2 或 3 个相组成, 但磁滞回线连续平滑, 呈现出单相永磁体的特征。各合金的 M_r/M_s 均大于 0.67, 表明合金中的永磁 $\text{L}_{10}\text{-FePt}$ 相和软磁 $\text{Fe}_2\text{B}/\text{FeB}$ 相间存在交换耦合作用^[21]。当 x 从 25 增加至 30 时, iH_c 从 68.2 kA/m 显著升高至 173.2 kA/m, B_r 从 1.22 T 降低到 1.20 T, 推测这是 B 含量升高使合金中 $\text{L}_{10}\text{-FePt}$ 相的体积分数增大的结果^[22]。然而, 随 x 继续增加, iH_c 和 B_r 逐渐降低, 这是过高的 B 含量使合金中生成了具有较低 M_s 的 FeB 相^[23,24], 降低了 Fe_2B 和 $\text{L}_{10}\text{-FePt}$ 相的体积分数所致^[25]。在该系合金中, $x=30$ 的合金具有最佳的永磁性能, 其 iH_c 、 B_r 、 M_r/M_s 和 $(BH)_{\max}$ 分别为 173.2 kA/m、1.20 T、0.84 和 88.3 kJ/m³。优异的永磁性能源于该合金细微均匀的纳米复相结构, 纳米尺度的永磁 $\text{L}_{10}\text{-FePt}$ 相

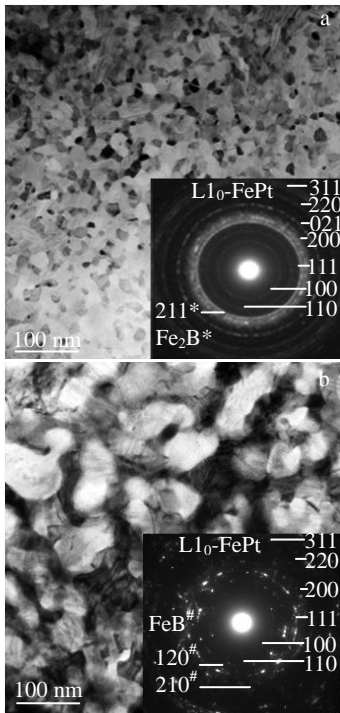


图 6 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x$ 合金经 823 K 热处理 900 s 后的 TEM 明场像和 SAED 花样

Fig.6 Bright-field TEM images and the corresponding SAED patterns (insets) of $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x$ alloys after annealing at 823 K for 900 s: (a) $x=30$ and (b) $x=40$

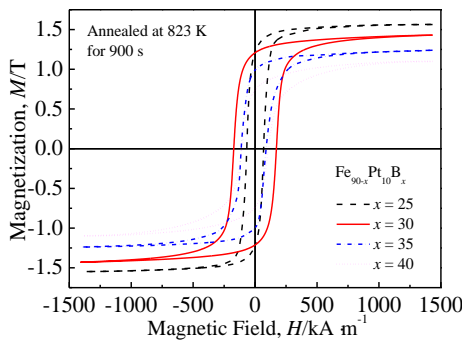


图 7 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x$ ($x=15\sim 40$) 合金经 823 K 热处理 900 s 后的磁滞回线
Fig.7 Hysteresis loops of $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x$ ($x=15\sim 40$) alloys after annealing at 823 K for 900 s

和软磁 Fe_2B 相之间形成了良好的交换耦合。

图 8 为 $x=30$ 的合金经 823 K 热处理 900 s 后的 $M-T$ 及 $dM/dT-T$ 曲线，急冷合金的结果也展示在图中作为对比。可见，热处理后合金的 M 值随温度的升高缓慢下降， dM/dT 分别在 700 和 930 K 出现极小值。经 823 K 退火后合金具有 $L1_0-FePt$ 和 Fe_2B 双相结构(图 5、图 6a)，且其 T_C 依次升高^[26,27]，故 700 和 930 K 分别对应 $L1_0-FePt$ 和 Fe_2B 两相的 T_C 。急冷合金的 M 值随温度的升高而显

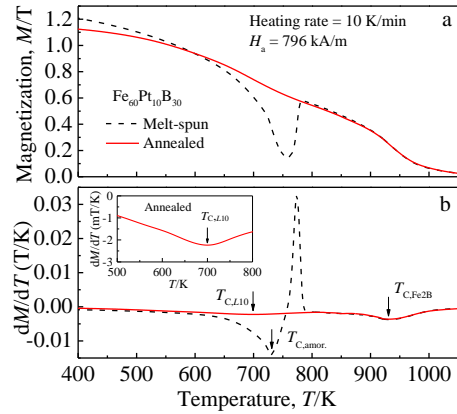


图 8 $Fe_{60}Pt_{10}B_{30}$ 急冷合金及经 823 K 热处理 900 s 后的 $M-T$ 及 $dM/dT-T$ 曲线

Fig.8 $M-T$ (a) and $dM/dT-T$ (b) curves of melt-spun $Fe_{60}Pt_{10}B_{30}$ alloy before and after annealing at 823 K for 900 s (the inset shows partial enlarged curve of the annealed alloy in Fig.8b)

著降低，在 760 K 附近取得极小值后出现陡升，随后与热处理后的合金基本重合； dM/dT 分别在 729 和 930 K 处取得极小值，在 774 K 处取得极大值。因 fcc- $FePt$ 相的 T_C 低于 $L1_0-FePt$ 相，判定 729 K 对应于非晶相的 T_C 。急冷合金的 M 值的陡升是因为生成了软磁 Fe_2B 相。

3 结 论

1) B 含量对 $Fe_{90-x}Pt_{10}B_x$ 系急冷合金热处理前后的组织结构和磁性能有显著影响。随着 x 由 15 增加到 40，急冷合金的组织结构依次为：非晶相+fcc- $FePt$ →非晶相→fcc- $FePt+Fe_2B+FeB$ → $L1_0-FePt+FeB$ ，当 $x=25\sim 30$ 时的合金可形成完全非晶结构。

2) 适当热处理后，当 $x=15\sim 20$ 时的合金由软磁性 Fe_2B 和 fcc- $FePt$ 复相结构组成而呈软磁性；当 $x=25\sim 30$ 时的合金形成了永磁 $L1_0-FePt$ 相和软磁 Fe_2B 相均匀分布的纳米复相组织；而 x 增加至 40， Fe_2B 相逐渐转变为 FeB 相，形成了粗化的 $L1_0-FePt+Fe_2B/FeB$ 纳米复相组织。

3) 热处理后的 $x=25\sim 40$ 合金呈现纳米复相永磁特性， $x=30$ 时永磁性能最佳， iH_c 、 B_r 和 $(BH)_{max}$ 分别为 173.2 kA/m、1.20 T 和 88.3 kJ/m³，合金中 $L1_0-FePt$ 和 Fe_2B 相的 T_C 分别为 700 和 930 K。

4) 当 $x=30$ 时，合金优异的永磁性能源于相分布均匀、平均晶粒尺寸约为 15 nm 的永磁 $L1_0-FePt$ 相和软磁 Fe_2B 相间的交换耦合作用。

参考文献 References

[1] Tanaka Y, Kimura N, Hono K *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 1997, 170(3): 289

- [2] Liu J P, Luo C P, Liu Y *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 1998, 72(4): 483
- [3] Sun S H, Fullerton E E, Weller D *et al.* *IEEE Transactions on Magnetic*[J], 2001, 37(4): 1239
- [4] Zhang Yumei(张玉梅), Liu Mei(刘梅), Yu Yongsheng(于永生) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(4): 228
- [5] Ma Dianguo(马殿国), Wang Yingmin(王英敏), Yubuta Kunio *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(5): 609
- [6] Zeng H, Li J, Liu J P *et al.* *Nature*[J], 2002, 420(6914): 395
- [7] Zhang W, Louzguine D V, Inoue A. *Applied Physics Letters*[J], 2004, 85(21): 4998
- [8] Wan J, Bonder M J, Huang Y H *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2010, 322(13): 1811
- [9] Coehoorn R, Demooij D B, Dewaard C. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 1989, 80(1): 101
- [10] Kneller E F, Hawig R. *IEEE Transactions on Magnetic*[J], 1991, 27(4): 3588
- [11] Zhang W, Sharma P, Shin K S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(3): 431
- [12] Ou S L, Ma D G, Li Y H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 706: 215
- [13] Zhang W, Ma D G, Wang Y M *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 162: 5
- [14] Ma D G, Wang Y M, Li Y H *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 36: 128
- [15] Schrefl T, Fischer R, Fidler J *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1994, 76(10): 7053
- [16] Fischer R, Schrefl T, Kronmuller H *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 1995, 150(3): 329
- [17] Hirotsawa S, Kanekiyo H, Miyoshi T. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2004, 281(1): 58
- [18] Hakamada M, Takahashi M, Furukawa T *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 2009, 94(15): 153105
- [19] Zhang W, Ma D G, Li Y H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 615: S252
- [20] Zhang W, Yubuta K, Sharma P *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2006, 99(8): 08E914
- [21] Stoner E C, Wohlfarth E P. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London Series A-mathematical and Physical Sciences*[J], 1948, 240(826): 599
- [22] Inoue A, Zhang W, Tsurui T *et al.* *Materials Transactions*[J], 2005, 46(4): 891
- [23] Brown P J, Cox J L. *Philosophical Magazine*[J], 1971, 23(183): 705
- [24] Perkins R S, Brown P J. *Journal of Physics F-Metal Physics*[J], 1974, 4(6): 906
- [25] Ristau R A, Batmak K, Lewis L H *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1999, 86(8): 4527
- [26] Chang C W, Chang H W, Chiu C H *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2008, 103(7): 07E133
- [27] Chang C W, Chang H W, Chiu C H *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2007, 310(2): 2593

Effects of B Content on Structure Evolution and Magnetic Properties of Melt-Spun Fe_{90-x}Pt₁₀B_x (x=15~40) Alloys

Yin Meiling¹, Ma Dianguo¹, Li Yanhui¹, Yin Chenliang¹, Qi Lin¹, Yubuta Kunio², Zhang Wei¹

(1. Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion, and Electron Beams (Ministry of Education), School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan)

Abstract: The structure evolution and magnetic properties of melt-spun Fe_{90-x}Pt₁₀B_x (x=15~40) alloys before and after annealing were investigated. The results show that the increase of x from 15 to 25~30 can improve the amorphous forming ability of the alloy, and the melt-spun structure transforms from a composite composed of amorphous and fcc-FePt phases to a single amorphous phase. Further increasing x to 35 and 40 results in the formation of fcc-FePt+Fe₂B+FeB and L1₀-FePt+FeB phases, respectively. After appropriate annealing, dual phases of fcc-FePt+Fe₂B are formed for the alloys with x=15~20, which have soft magnetic properties, while the nanocomposite structure consisting of L1₀-FePt together with Fe₂B and/or FeB phases is obtained for the alloys with x=25~40, which exhibit the characteristics of the nanocomposite magnets. The best permanent magnetic properties are obtained for the alloy with x=30 annealed at 823 K for 900 s, of which the coercivity, remanence and maximum energy product are 173.2 kA/m, 1.20 T, and 88.3 kJ/m³, respectively. The good permanent magnetic performance is due to the formation of a more fine and homogeneous L1₀-FePt/Fe₂B nanocomposite structure with an average grain size of about 15 nm.

Key words: nanocomposite magnet; Fe-Pt-B alloy; crystallization; magnetic property; melt-spun

Corresponding author: Zhang Wei, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84706063, E-mail: wzhang@dlut.edu.cn