

Ce₁₇Fe_{78-x}B₆M_x(M=Cu, Al, Ga; x=0~1.0)快淬合金 永磁性能

江庆政, 何伦可, Sajjad Ur Rehman, 宋杰, 欧阳涵, 钟震晨

(江西理工大学 江西省稀土磁性材料及器件重点实验室, 江西 赣州 341000)

摘要: 基于熔体快淬技术, 研究了低熔点元素 Cu、Al 和 Ga 添加对 Ce₁₇Fe₇₈B₆ 合金磁性能的影响。结果表明, 三类低熔点元素的加入, 均降低了合金的磁化强度, 而矫顽力有一定程度的提升。其中, Cu 和 Ga 元素添加可优化晶粒尺寸分布, 且 Ga 添加对 Ce₁₇Fe₇₈B₆ 合金矫顽力的提升最为有效。Ce₁₇Fe₇₈B₆ 合金回复曲线轻微开口; 当 Ga 添加量为 0.75%(原子分数)时, 合金具有较优异的综合磁性能, 回复曲线完全闭合。适量 Ga 元素添加明显增强了 Ce-Fe-B 基合金晶间短程交换耦合作用, 减小了合金平均回复磁导率, 有效降低了 Ce-Fe-B 基合金在周期性反向磁场中的能量损失。

关键词: CeFeB 合金; 磁性能; 交换耦合作用; 回复曲线

中图分类号: TM273

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3686-07

钕铁硼材料自 1983 年发现以来^[1], 由于其优异的磁性能, 被称为“磁王”。它的出现有力推动了高新技术产业, 如智能机器人、新能源汽车、轨道交通、高效永磁节能电机、通讯技术等^[2-6]的发展, 同时也推动了传统产业的转型与升级, 有效促进了新技术与新经济的快速发展。钕铁硼永磁材料优异的硬磁性能主要来源于 Nd₂Fe₁₄B 化合物。该化合物除了具有高的磁晶各向异性外, 还具有大的分子磁矩。现行商业磁体中主要含 Nd、Pr 两类稀土元素, 含量可达 30% (质量分数) 左右^[7]。由于 Nd、Pr 稀土元素价格昂贵, 对企业的生产造成了较大的成本压力。然而, 以 Ce 为主的高丰度稀土元素大量存在于地壳之中, 没有得到充分的利用, 出现大量的积压^[8-10], 造成稀土资源的严重不平衡利用。

近几年, CeFeB 基永磁材料的研究引起了广大学者的关注^[11-19]。通过 Ce 取代 Pr、Nd, 不仅可以减少贵重稀土元素 Pr、Nd 的使用量, 提高永磁材料的性价比; 还能平衡轻稀土的使用, 有效解决轻重稀土资源利用不均衡的问题。虽然 CeFeB 合金的内禀磁性能较差, 容易降低磁体磁性能, 但 Zhu 等^[20]发现当 (Nd_{1-x}Ce_x)₃₀(Fe, TM)_{ba1}B₁ 合金中 Ce 的取代量在 30% (质量分数) 时, 烧结磁体的最大磁能积仍有 342.28 kJ/m³, 具有较大的市场应用价值。

Herbst 等^[21]系统研究了不同成分三元 Ce-Fe-B 合金的磁性能, 发现 Ce₁₇Fe₇₈B₆ 合金具有最优的综合磁

性能。生产中经常添加一些微量元素来改善三元钕铁硼的磁性能。按照熔点的高低, 微量元素可分为高熔点元素和低熔点元素。高熔点元素一般为 Nb^[22,23]、Zr^[24-26]、Hf^[27,28]等。此类元素常在晶界中形成沉淀物, 可作为钉扎中心, 具有细化主相晶粒的作用, 从而改善磁体的内禀矫顽力。第 2 种是低熔点元素, 以 Cu^[29-31]、Ga^[32,33]、Al 等为代表。低熔点元素一般作为晶界改性元素, 可增强晶界富稀土相的润湿性和连续性, 从而优化磁体的微观结构。Ga 添加使 HDDR-NdFeB 磁粉晶界相中的 Nd 含量提高, 而 Fe 和 Co 元素的含量减少, 改善了晶间去磁耦合作用, 增强了磁体的矫顽力^[34]。Cu 添加会增强烧结过程中晶界相的流动性, 使得晶界相更加均匀的分布在主相晶粒周围, 改善磁体的微观结构和增强磁体的矫顽力^[35]。Al 添加使晶界变得更加连续, 有效提高了磁体的矫顽力和矫顽力温度系数^[36]。

由于 Ce-Fe-B 合金与 Nd-Fe-B 合金在析出行为、微观结构、磁特性等方面存在较大差异, 磁性材料工作者近期研究了 Nb^[37]、Hf^[38]、Zr^[39]添加对含 Ce 稀土永磁材料磁性能和微观结构的影响。目前, 在 CeFeB 基合金中添加高熔点元素的研究较多, 有必要就低熔点元素添加对 Ce-Fe-B 合金的硬磁性能影响进行研究。因此, 本研究采用熔体快淬技术研究了低熔点元素 (Cu、Al 和 Ga) 添加对 Ce₁₇Fe_{78-x}B₆M_x (x=0,0.5,1.0) 合金相组成、磁性能、晶间磁相互作用和微观结构的影响。

收稿日期: 2018-11-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51564037, 51661011); 江西省教育厅青年基金项目 (GJJ180472)

作者简介: 江庆政, 男, 1988 年生, 博士, 讲师, 江西理工大学, 江西 赣州 341000, 电话: 0797-8312705, E-mail: jqz666@126.com

1 实验

本实验按照名义成分 $Ce_{17}Fe_{78-x}B_6M_x$ ($M=Cu, Al, Ga; x=0, 0.5, 1.0$) 进行配料。在氩气气氛下, 通过电弧熔炼制得合金锭。为了确保每个合金锭成分的均匀性, 每个锭至少熔炼 5 遍。利用熔体快淬技术, 在 15~27 m/s 铜棍转速下获取不同成分的合金条带。用 Cu 基底 X 射线衍射仪分析合金条带的物相组成, 通过综合物性测量系统表征样品的磁性能和晶间磁相互作用, 利用透射电镜观察了合金微观结构, 并统计分析了合金晶粒尺寸分布。

2 结果及分析

2.1 物相结构

图 1 是 3 类低熔点元素添加后 Ce-Fe-B 基快淬条带的 XRD 图谱。从图中可以看出, 所有样品的特征峰都来源于 $Ce_2Fe_{14}B$ 硬磁相和 $CeFe_2$ 相, 并未检测出其它相组成。由于 $CeFe_2$ 相的居里温度为 235 K, 室温下为顺磁性, 部分研究者认为它的存在将减小合金中硬磁主相含量, 对磁性能是不利的。它的熔点为 1198 K, 低于目前商业磁体的烧结温度。因此, 也有学者认为 $CeFe_2$ 相的存在可提高磁体晶界的润湿性, 有利于连续平滑晶界相的形成^[40]。

对 XRD 图谱精修可以计算得到不同成分合金中 2:14:1 主相的晶格常数和晶粒尺寸。对于三元 $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 合金, 2:14:1 主相晶格常数 $a=b=0.877$ nm, $c=1.215$ nm, 这与文献[41]中报道的 $Ce_2Fe_{14}B$ 化合物的晶格常数一致。当 Cu、Al 和 Ga 元素的添加量为 0.5% (原子分数) 时, 主相晶格常数无明显变化。1.0% 的 Cu 元素添加对主相晶格常数仍无明显影响。 $Ce_{17}Fe_{77}B_6Al_{1.0}$ 合金中主相晶格常数 $a=b=0.881$ nm, $c=1.220$ nm; 对于 $Ce_{17}Fe_{77}B_6Ga_{1.0}$ 合金, 主相晶格常数则为 $a=b=0.881$ nm, $c=1.219$ nm。因此, 当 Al、Ga 元素的添加量增加至 1.0% (原子分数) 时, 2:14:1 主相晶格常数略有增加。不同成分合金中主相的平均晶粒尺寸列于表 1 中。 $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 合金中 2:14:1 主相平均晶粒尺寸为 40 nm。Cu 和 Al 元素的添加对主相晶粒尺寸无明显影响, 而 Ga 元素添加合金中主相平均晶粒尺寸有所减小。

2.2 磁性能

3 类低熔点元素添加后 Ce-Fe-B 基快淬条带的常温退磁曲线如图 2 所示。可以看出, 每个样品均具有较好的方磁性, 呈现单一铁磁性特征。合金的磁性能数据见表 1。

从表中可以看出, 添加非磁性元素 Cu、Al、Ga 后, 合金的饱和磁化强度和剩余磁化强度降低。添加

0.5% (原子分数) 的 Cu、Al 和 Ga 元素后, 合金的饱和磁化强度从 0.82 T 分别下降到 0.68、0.77、0.73 T。添加 0.5% 的 Cu、Ga 元素后, 合金的剩余磁化强度轻微下降, 而添加 0.5% Al 的合金剩余磁化强度没有明显改变。合金的内禀矫顽力随着低熔点元素的添加呈现上升的趋势, 说明低熔点元素可改善合金的微观结构。此外, 合金的剩磁比 J_r/J_s 均大于 0.5, 表现出明显的剩磁增强效应。

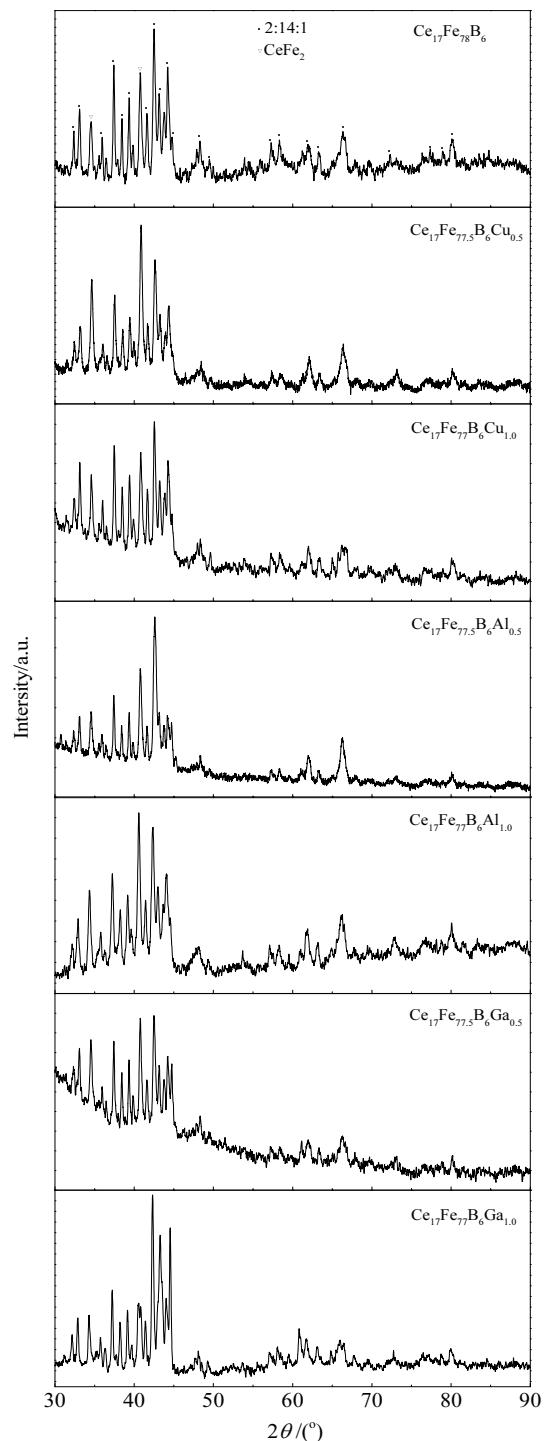


图 1 Ce-Fe-B 基快淬条带 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of as-spun Ce-Fe-B based ribbons

表 1 Ce-Fe-B 基快淬条带室温磁性能和 2:14:1 相晶粒平均尺寸

Table 1 Magnetic properties of as-spun Ce-Fe-B based ribbons at room temperature and average grain size of main phase

Compositions	J_s/T	J_r/T	$H_{ci}/kA \cdot m^{-1}$	$(BH)_{max}/kJ \cdot m^{-3}$	J_r/J_s	d_g/nm
$Ce_{17}Fe_{78}B_6$	0.82	0.43	352	29	0.52	40
$Ce_{17}Fe_{77.5}B_6Cu_{0.5}$	0.68	0.38	485	25	0.57	36
$Ce_{17}Fe_{77}B_6Cu_{1.0}$	0.68	0.38	479	25	0.57	38
$Ce_{17}Fe_{77.5}B_6Al_{0.5}$	0.77	0.43	381	29	0.56	38
$Ce_{17}Fe_{77}B_6Al_{1.0}$	0.66	0.37	365	23	0.56	35
$Ce_{17}Fe_{77.5}B_6Ga_{0.5}$	0.73	0.40	421	25	0.54	33
$Ce_{17}Fe_{77}B_6Ga_{1.0}$	0.73	0.41	493	27	0.56	27

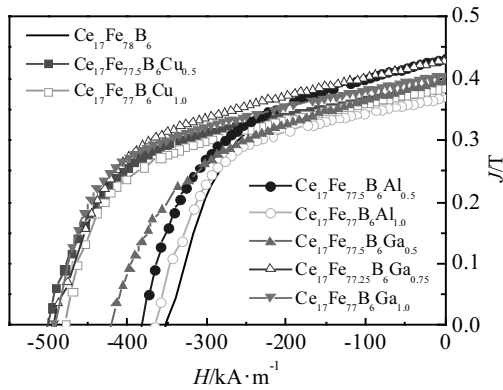


图 2 Ce-Fe-B 基快淬条带室温退磁曲线

Fig.2 Demagnetization curves of as-spun Ce-Fe-B based ribbons at room temperature

利用第二象限退磁曲线的数据，可以得到快淬条带的磁化率与磁场之间的关系，如图 3 所示。所有样品磁化率的最大值均处于内禀矫顽力场附近。比较磁化率峰宽可推断出，与初始合金相比，Cu 添加后 Ce-Fe-B 合金主相晶粒尺寸分布较均匀，Al 元素的添加对合金晶粒尺寸分布无明显影响。对于 $Ce_{17}Fe_{77}B_6Ga_{1.0}$ 合金，尖锐的磁化率曲线表明该成分合金具有较均匀的晶粒尺寸分布和较一致的微观结构。

居里温度的大小直接决定了永磁材料的使用温度，是决定永磁体性能热稳定性的关键指标之一。通过测试合金的 $M-T$ 曲线，可以得到合金主相居里温度随低熔点元素添加的变化， $M-T$ 曲线如图 4 所示。添加低熔点元素 Cu、Al 后，合金中主相的居里温度没有明显的变化，而当添加 Ga 元素时，合金中主相的居里温度有所提高。不添加 Ga 时，2:14:1 主相居里温

度为 424.5 K；当 Ga 添加量为 0.5%(原子分数) 时，2:14:1 相居里温度是 427.0 K；当 Ga 元素添加量为 1.0%时，主相居里温度增加至 433.6 K。Isnard 等^[42]发现 Ga 元素的添加可增加 Nd-Fe-B 主相居里温度。本研究结果表明，Ga 元素添加也可提高 Ce-Fe-B 主相的居里温度。

以上结果可以看出，Ga 元素能够明显的增强 Ce-Fe-B 合金矫顽力，且剩磁和最大磁能积仅轻微下降，而居里温度略有增加。为充分发掘 Ga 元素对磁性提升的潜力，进一步对 Ga 元素的添加量进行了优化。当 Ga 元素添加量为 0.75%(原子分数)时，合金的退磁曲线见图 2。合金的剩余磁化强度为 0.43 T，内禀矫顽力为 492 kA/m，最大磁能积为 30 kJ/m³^[43]。与 1.0%Ga (原子分数) 添加合金磁性能相比，矫顽力基本不变，而剩磁和最大磁能积有所增加。因此， $Ce_{17}Fe_{77.25}B_6Ga_{0.75}$ 合金具有更优异的综合磁性能。磁

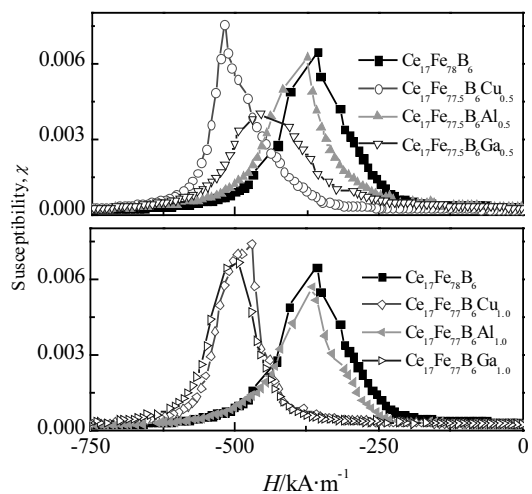


图 3 Ce-Fe-B 基快淬条带磁化率曲线

Fig.3 Susceptibility curves of as-spun Ce-Fe-B based ribbons

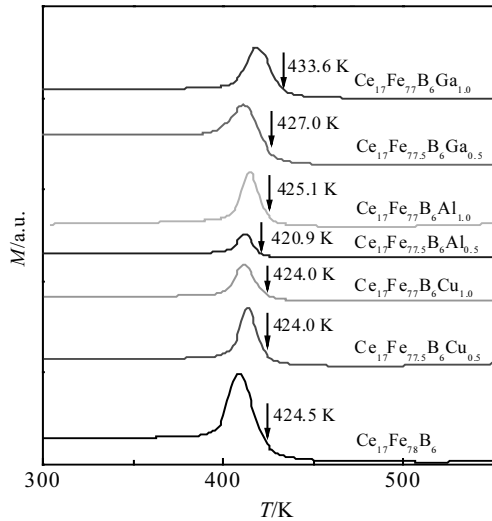


图 4 Ce-Fe-B 基快淬条带热磁曲线

Fig.4 M-T plots of as-spun Ce-Fe-B based ribbons

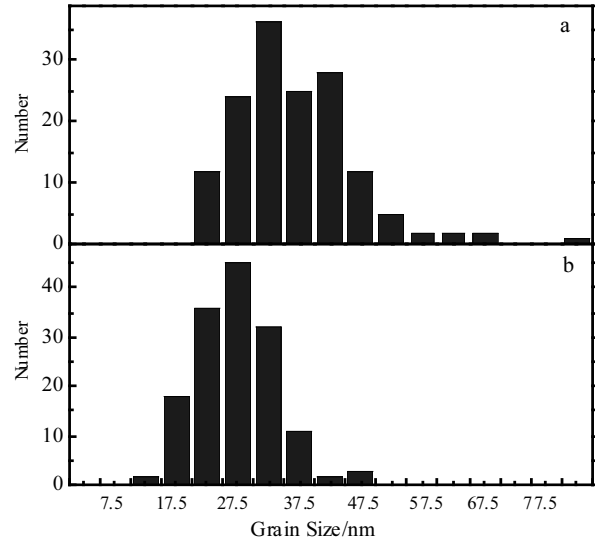


图 6 快淬条带晶粒尺寸分布图

Fig.6 Grain size of as-spun Ce-Fe-B (a) and Ce-Fe-B-Ga ribbons (b)

性能的优化往往是由于改善的微观结构造成的^[44,45]。本研究对 $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 和 $Ce_{17}Fe_{77.25}B_6Ga_{0.75}$ 合金的微观结构进行了表征。如图 5 所示。从图中可以看出, $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 合金的晶粒较为粗大, 并且呈现不规则的多边形, 而 $Ce_{17}Fe_{77.25}B_6Ga_{0.75}$ 合金晶粒尺寸细小且分布更加均匀。

图 6 是 $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 和 $Ce_{17}Fe_{77.25}B_6Ga_{0.75}$ 快淬条带晶粒尺寸分布图。从图中可看出, 三元 Ce-Fe-B 快淬条带的晶粒尺寸分布范围广 (20~82 nm), 平均晶粒尺寸为 37 nm。0.75% Ga 元素添加后的快淬条带晶粒尺寸分布范围较小 (13~47 nm), 平均晶粒尺寸为 27 nm。因此, 添加适量 Ga 元素后, 合金的晶粒有所细化。晶粒细化有利于提高合金的矫顽力^[46]。

对于纳米晶永磁材料, 晶间磁相互作用的性质与强弱也与磁性能的热稳定性密切相关。通常采用 Henkel 曲线进行晶间磁相互作用的分析, 表达式为 $\delta M = [2M_r(H) + M_d(H)] / M_r(H_m) - 1$ 。当 $\delta M > 0$, 晶粒间以短程交换耦合作用为主; 若 $\delta M < 0$, 则晶粒间以长程静磁相互作用为主。因此, 可以根据 $\delta M-H$ 曲线来判断纳米晶磁性材料内晶粒间磁相互作用的性质。本研究测试了 $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 和 $Ce_{17}Fe_{77.25}B_6Ga_{0.75}$ 合金的 $\delta M-H$ 曲线, 见图 7。从图中可以看出, 当添加 0.75% Ga 时, δM 的正向峰值变大, 说明 Ga 添加有效增强了合金晶粒间的交换耦合作用。主要是由于 Ga 的添加细化了主相晶粒。这些都与表 1 中剩磁比的结果相对应。

回复曲线的开口程度可以反映磁性材料在周期性反向磁场中的能量损失, 通过对回复曲线的分析有助

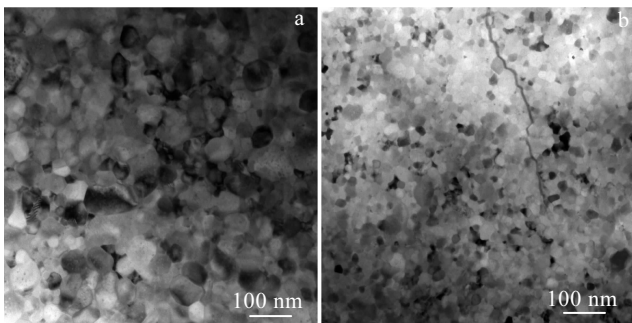


图 5 快淬条带微观形貌

Fig.5 TEM images of as-spun Ce-Fe-B (a) and Ce-Fe-B-Ga ribbons (b)

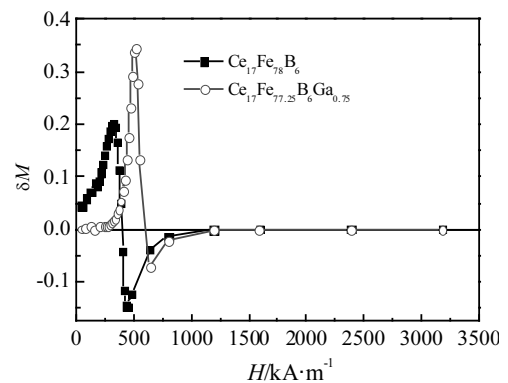


图 7 快淬条带 Henkel 曲线

Fig.7 Henkel plots of as-spun Ce-Fe-B and Ce-Fe-B-Ga ribbons

于增强对磁体退磁机理的理解。通常认为，回复曲线开口程度越大，磁体的能量损失越大，对磁体的实际应用越不利。回复曲线的斜率称为回复磁导率 (μ_{rec})。它可以反映磁性材料抵抗反向磁场的能力。 μ_{rec} 值越小，永磁材料在实际应用中具有越强的抗反向磁场能力。图 8 为 Ce-Fe-B 和 Ce-Fe-B-Ga 快淬条带的回复曲线及局部放大图。可以看出， $Ce_{17}Fe_{78}B_6$ 合金回复曲线轻微开口，平均回复磁导率为 $2.96 \times 10^{-4} \text{ T/kA}\cdot\text{m}$ 。

Ce-Fe-B-Ga 合金的回复曲线则完全闭合，说明 Ga 添加后可以减小磁体在反向磁场中的能量损失，有利于材料的实际应用。此外，Ga 添加后，合金的平均回复磁导率减小至 $2.60 \times 10^{-4} \text{ T/kA}\cdot\text{m}$ 。因此， $Ce_{17}Fe_{77.25}B_6Ga_{0.75}$ 快淬合金具有更优异的抵抗外磁场能力。由图 8e 可以看出，三元 Ce-Fe-B 合金在较低的反向磁场中的能量损失不可忽略，而 Ga 元素的添加使合金在反向磁场中的能量损失明显减小。

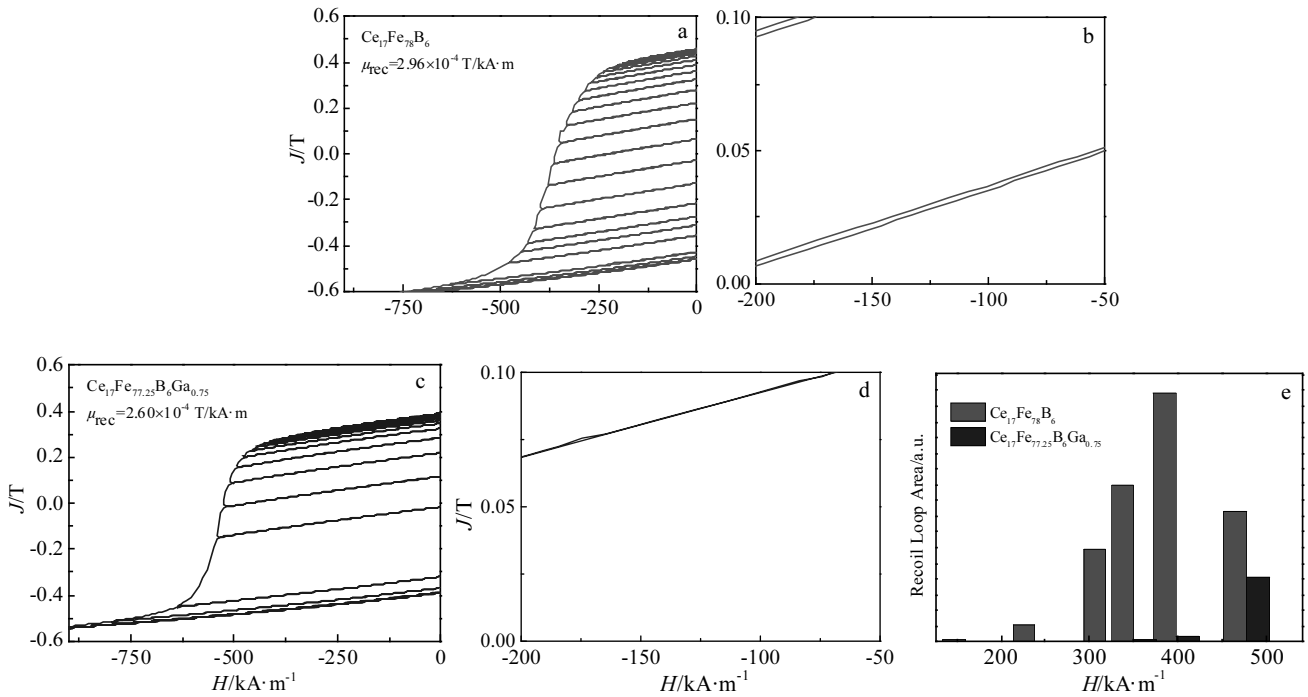


图 8 快淬条带回复曲线及快淬条带回复曲线面积

Fig.8 Recoil loop of as-spun Ce-Fe-B ribbon (a, b); recoil loop of as-spun Ce-Fe-B-Ga ribbon (c, d); recoil loop area of Ce-Fe-B and Ce-Fe-B-Ga ribbon (e)

3 结论

1) 研究了 Cu、Al 和 Ga 3 种低熔点元素添加对快淬 Ce-Fe-B 合金物相组成和磁性能的影响。在 1.0%(原子分数) 的添加范围内，合金样品均是由 2:14:1 主相和 CeFe₂ 相组成。

2) 3 类元素的添加均造成合金饱和磁化强度的降低。Cu、Al 元素的添加对合金中 2:14:1 主相居里温度无明显影响，而 Ga 元素添加合金主相居里温度略有提高。0.5% Al 元素添加合金的饱和磁化强度和剩余磁化强度比 Cu、Ga 元素添加合金的下降幅度有所减缓。Cu、Ga 元素的添加可优化晶粒尺寸分布，有利于提高合金矫顽力。适量 Ga 元素的添加可提高 Ce-Fe-B

基合金的居里温度，增强晶粒间的短程交换耦合作用和抵抗反向磁场的能力，对合金综合磁性能的提升效果最为明显。

参考文献 References

[1] Sepehri-Amin H, Une Y, Ohkubo T *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 65(5): 396
 [2] Sagawa M, Fujimura S, Togawa N *et al. Journal of Applied Physics*[J], 1984, 55(6): 2083
 [3] Croat J J, Herbst J F, Lee R W *et al. Journal of Applied Physics*[J], 1984, 55(6): 2078
 [4] Zhang P Y, Hiergeist R, Lüdke J *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2010, 108: 043 905

- [5] M X Pan, P Y Zhang, H L Ge *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2012, 324: 2953
- [6] Lei W K, Jiang Q Z, Ur Rehman S *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2019, 473: 155
- [7] Li W, Li A H, Feng H B *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2015, 51(11): 1
- [8] Zuo W L, Zuo S L, Li R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1786
- [9] Peng B X, Ma T Y, Zhang Y J *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 131: 11
- [10] Li Z, Liu W Q, Zha S S *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2015, 33(9): 961
- [11] Song L W, Yu N J, Zhu M G *et al. Journal of Rare earths*[J], 2018, 36(1): 95
- [12] He Lunke(何伦可), Quan Qichen(权其琛), Hu Xianjun(胡贤君) *et al. Nonferrous Metals Science and Engineering*(有色金属科学与工程)[J], 2018(5): 103
- [13] Lei Weikai(雷伟凯), Zeng Qingwen(曾庆文), Hu Xianjun(胡贤君) *et al. Nonferrous Metals Science and Engineering*(有色金属科学与工程)[J], 2017(5): 7
- [14] Jiang Q Z, He L K, Lei W K *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2019, 475: 746
- [15] Jiang Q Z, Lei W K, He L K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 775: 449
- [16] Jiang Q Z, Zhong M L, Quan Q C *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2017, 444: 344
- [17] Wang X C, Zhu M G, Li W *et al. Electronic Materials Letters*[J], 2015, 11(1): 109
- [18] Wang R Q, Liu Y, Li J *et al. Journal of Materials Science*[J], 2017, 52(12): 7311
- [19] Li D, Bogatin Y. *Journal of Applied Physics*[J], 1991, 69(8): 5515
- [20] Zhu M G, Li W, Wang J D *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2014, 50(1): 1
- [21] Herbst J F, Meyer M S, Pinkerton F E. *Journal of Applied Physics*[J], 2012, 111: 07A 718
- [22] Hu Z H, Zhu M G, Li W *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2008, 320(3-4): 96
- [23] Chen Z M, Wu Y Q, Kramer M J *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2004, 268(1): 105
- [24] Pollard R J, Grundy P J, Parker S F H *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1988, 24(2): 1626
- [25] Harland C L, Davies H A. *Journal of Applied Physics*[J], 2000, 87(9): 6116
- [26] Pan Minxiang (泮敏翔), Zhang Pengyue (张朋越), Ge Hongliang (葛洪良) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1685
- [27] Jiang Q Z, Zhong M L, Quan Q C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 363
- [28] Jiang Q Z, Lei W K, Zeng Q W *et al. AIP Advances*[J], 2018, 8(5): 056 203
- [29] Wu Y Q, Ping D H, Hono K *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2000, 87: 8658
- [30] Li W F, Ohkubo T, Akiya T *et al. Journal of Materials Research*[J], 2009, 24(2): 413
- [31] Ni Junjie (倪俊杰), Shao Xin (邵鑫), Zhou Shutai (周书台) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2536
- [32] Fidler J, Groiss C, Tokunaga M. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1990, 26(5): 1948
- [33] Sasaki T T, Ohkubo T, Takada Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 113: 218
- [34] Sepehri-Amin H, Li W F, Ohkubo T *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(4): 1309
- [35] Liu X B, Altounian Z. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2012, 48(11): 3144
- [36] Strzeszewski J, Hadjipanayis G C, Kim A S. *Journal of Applied Physics*[J], 1988, 64(10): 5568
- [37] Quan Q C, Zhang L L, Jiang Q Z *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2017, 442: 377
- [38] Zhang L L, Jiang Q Z, Wang L *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2019, 474: 305
- [39] Ni B J, Xu H, Tan X H *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2016, 401: 784
- [40] Zhang Y J, Ma T Y, Jin J Y *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 128(1): 22
- [41] Fuerst C D, Capehart T W, Pinkerton F E *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 1995, 139: 359
- [42] Chacon C, Isnard O. *Journal of Applied Physics*[J], 2000, 88(6): 3570
- [43] Jiang Q Z, Zhong M L, Lei W K *et al. AIP Advances*[J], 2017, 7(8): 085 013
- [44] Huang Youlin(黄有林), Hou Yuhua(侯育花), Ma Shengcan(马胜灿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(11): 2748
- [45] Chen W, Huang Y L, Luo J M *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2019, 476: 134
- [46] Hono K, Sepehri-Amin H. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67: 530

Permanent Magnetic Properties of Rapidly Quenched $\text{Ce}_{17}\text{Fe}_{78-x}\text{B}_6\text{M}_x$ ($M=\text{Cu, Al, Ga}$; $x=0\sim 1.0$) Alloys

Jiang Qingzheng, He Lunke, Sajjad Ur Rehman, Song Jie, Ouyang Han, Zhong Zhenchen
(Jiangxi Key Laboratory for Rare Earth Magnetic Materials and Devices, Jiangxi University of Science and Technology,
Ganzhou 341000, China)

Abstract: The effects of low melting point elements Cu, Al and Ga on the magnetic properties of $\text{Ce}_{17}\text{Fe}_{78}\text{B}_6$ alloys prepared by melt spinning technique were studied. The results show that the addition of these elements decreases the saturation magnetization, while the coercivity increases to a certain extent. Among the additive elements, the additions of Cu and Ga optimize grain size distribution, Ga addition is the most effective way to improve the coercivity of $\text{Ce}_{17}\text{Fe}_{78}\text{B}_6$ alloy. The recoil loop of $\text{Ce}_{17}\text{Fe}_{78}\text{B}_6$ alloy is slightly open. The best overall magnetic properties are obtained for $\text{Ce}_{17}\text{Fe}_{77.25}\text{B}_6\text{Ga}_{0.75}$ alloy. Compared with that of Ce-Fe-B alloy, the exchange coupling interaction between the grains of Ce-Fe-B-Ga alloy is enhanced. The recoil loops closes completely and the average recovery permeability decreases, which effectively enhance the resistance of Ce-Fe-B based alloys to external magnetic field interference.

Key words: Ce-Fe-B alloy; magnetic properties; exchange coupling; recoil loop

Corresponding author: Zhong Zhenchen, Ph. D., Professor, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, P. R. China,
Tel: 0086-797-8312705, E-mail: zczhong2013@163.com