

Fe₈₃Ga₁₇R_{0.6}(R=Ce, Tb, Dy) 合金 的微结构与磁致伸缩性能

姚占全¹, 田 晓², 郝宏波³, 张光睿³, 吴双霞³, 江丽萍³, 赵增祺³

(1. 内蒙古农业大学, 内蒙古 呼和浩特 010018)

(2. 内蒙古师范大学 功能材料物理与化学自治区重点实验室, 内蒙古 呼和浩特 010022)

(3. 包头稀土研究院, 内蒙古 包头 014030)

摘 要:为改善多晶 Fe-Ga 合金的磁致伸缩性能,在 Fe-Ga 合金中掺杂稀土 Ce、Tb 和 Dy 元素。研究了 Fe₈₃Ga₁₇ 和 Fe₈₃Ga₁₇R_{0.6} (R=Ce, Tb, Dy)合金的相结构和磁致伸缩性能。结果表明, Fe₈₃Ga₁₇ 合金由单一 bcc 结构 Fe(Ga)固溶体相组成,而掺杂稀土后的 Fe₈₃Ga₁₇R_{0.6} 合金中除保持 bcc 结构的 Fe(Ga)固溶体相外,还出现了 R₂Fe₁₇ 第二相。掺杂稀土后的 Fe₈₃Ga₁₇R_{0.6} 合金磁致伸缩系数明显大于 Fe₈₃Ga₁₇ 合金。掺杂不同种类的稀土元素对 Fe-Ga 合金磁致伸缩性能改善的程度不同。在外磁场为 557 kA/m 时, Fe₈₃Ga₁₇Ce_{0.6} 合金的磁致伸缩系数(206×10⁻⁶)明显大于 Fe₈₃Ga₁₇Tb_{0.6} (165×10⁻⁶)和 Fe₈₃Ga₁₇Dy_{0.6} (161×10⁻⁶)合金的磁致伸缩系数。

关键词:磁致伸缩; Fe-Ga 合金; 稀土掺杂; 择优取向

中图分类号: TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)07-1777-05

Fe-Ga 合金是近年来发展起来的一种新型磁致伸缩材料,与 Tb-Dy-Fe 巨磁致伸缩材料相比,在制造成本、机械性能、使用温限及低场性能等方面更具竞争力,这些优异的性能激起人们对 Fe-Ga 合金的高度关注^[1-4]。然而,目前实际制备的多晶 Fe-Ga 合金磁致伸缩系数还很低,能否提高多晶 Fe-Ga 合金的磁致伸缩性能是该类材料能否得到广泛应用的关键。

元素掺杂,即在一个作为基体的晶体结构中掺入少量的其他元素,因为被掺杂元素在化学性质上与原有基体不同,晶格结构会出现各种各样的变化和缺陷,从而或者提升原有基体的性质,或者增添原来不具有的性质。比如,α-Fe 的饱和磁致伸缩系数只有 20×10⁻⁶,非磁性元素 Ga 的掺入可以大幅度提高合金的磁致伸缩^[5]。为改善 Fe-Ga 合金的磁致伸缩性能,在其合金成分中掺杂其他元素是目前 Fe-Ga 合金研究领域的一个重要研究思路。李纪恒等^[6]在 Fe₈₃Ga₁₇ 合金中掺杂了 B 和 Cr。研究发现,Fe₈₃Ga₁₇ 合金中添加原子分数为 1% 的 B,不仅提高了合金的磁致伸缩性能,而且还大幅改善了合金的室温力学性能;掺杂在合金中的 Cr 固溶在 Fe₈₃Ga₁₇ 合金中,也有利于合金的磁致伸缩性能和室温力学性能改善。H. Basumatary 等^[7]对 Fe₇₇Ga₂₃B_x (x=0, 0.025, 0.050, 0.075, 0.1) 合金在

1000 °C 下退火 10 h。发现 B 的掺杂使合金中 L1₂、DO₃ 第二相含量减少,并且使磁致伸缩性能改善。T. Takahashi 等^[8]在 Fe-Ga 合金中掺杂了 Al、C、Zr、Nb 和 Mo,并对(Fe_{0.80}Ga_{0.15}Al_{0.05})₉₉X_{0.5}C_{0.5} (X=Zr, Nb, Mo) 合金进行了系统研究。

近年来,考虑到稀土元素因具有未充满的 4f 电子层结构而表现出特殊磁性,其单晶在特定晶体学方向上具有较大的磁致伸缩系数,以及稀土元素与 Fe 形成的化合物具有巨磁致伸缩性能等^[9],研究者们提出通过稀土元素掺杂来改善 Fe-Ga 合金磁致伸缩性能的研究思路。L. P. Jiang^[10]等研究了稀土 Dy 掺杂的 Fe₈₃Ga₁₇Dy_x (x=0, 0.2, 0.4, 0.6)合金的结构与磁致伸缩性能。研究发现,稀土 Dy 掺杂对合金的晶体结构影响很小,而对显微组织影响却比较显著,Fe₈₃Ga₁₇Dy_{0.2} 合金的磁致伸缩系数达最佳。T. Y. Jin 等^[11]采用快淬方法制备了(Fe_{0.83}Ga_{0.17})_{100-x}Dy_x (0≤x≤0.42)合金薄带。结果表明,掺杂的 Dy 元素固溶于 A₂ 相,稀土 Dy 掺杂的 Fe₈₃Ga₁₇ 合金薄带的磁致伸缩性能有明显的改善。龚沛^[12]等对 Fe₈₃Ga₁₇Tb_x (x=0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8)合金的组织结构与磁致伸缩性能进行了研究。发现铽添加导致磁致伸缩性能增加,可能是由于铽的外层电子影响自旋-轨道耦合,最终导致磁致伸缩性能增加。

收稿日期: 2015-07-15

基金项目: 国家自然科学基金(51461001); 内蒙古自然科学基金(2014MS0540, 2014MS0542); 内蒙古自治区高等学校科学研究项目(NJZY14082); 内蒙古大学高层次人才基金项目(115304)

作者简介: 姚占全,男,1971年生,博士,教授,内蒙古农业大学水利与土木建筑工程学院,内蒙古 呼和浩特,电话: 0471-4300137, E-mail: ndyzq@126.com

鉴于此,本研究将稀土元素 Ce、Tb 和 Dy 分别掺杂在前期研究^[13-15]认为性能优良的 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金中,研究稀土元素 Ce、Tb 和 Dy 掺杂对 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金结构和磁致伸缩性能的影响。此外,在众多稀土金属元素中,选择 Ce、Tb 和 Dy 稀土元素作为掺杂对象是基于以下考虑: Ce 元素属于轻稀土元素,其单晶在特定晶体学方向上的磁致伸缩系数较大、质量最轻且价格低廉; Tb 和 Dy 元素属于重稀土元素,其单晶在其特定晶体学方向上的磁致伸缩系数也比较大、而且在 Tb-Dy-Fe 超磁致伸缩材料中发挥过重要作用。

1 实验

用纯度分别为 99.5 % 的 Fe、99.9 % 的 Ga 和 99.99 % 的 Ce、Tb 和 Dy 做原材料。配制名义成分为 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 和 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($\text{R}=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) 的合金。配料时,添加过量稀土和 Ga,防止熔炼过程中稀土和 Ga 的烧损。采用真空非自耗电弧炉在氩气保护下熔炼制备合金铸锭。

采用 OPTIMA 7300V 型电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP)分析合金成分组成。采用 Philips-PW 型 X 射线衍射 (XRD) 仪分析合金样品的取向及相组成,相关数据采用 Jade 5.0 软件计算完成。用 S-3400 型扫描电镜及能谱 (SEM/EDS) 仪分析合金的组织形貌和测定元素在合金中的分布。采用电阻应变法测量合金的磁致伸缩性能。

2 结果与讨论

表 1 是 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 和 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($\text{R}=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) 合金成分的设计值和 ICP 测试结果。由表 1 可见,ICP 测试出的合金成分含量与合金设计的成分含量基本吻合,特别是掺杂的稀土元素。

图 1 是 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 和 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($\text{R}=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) 合金的 XRD 图谱。由图 1 可见, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 对照合金的 XRD 谱中出现了 3 个明显的衍射峰,均可按 bcc 结构标定。可见, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金由单一的 A_2 相组成,即 Ga 固溶于 Fe 中形成 bcc 结构的 $\text{Fe}(\text{Ga})$ 固溶体相,且合金沿 (110) 晶向择优取向。与 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 对照合金相比,稀

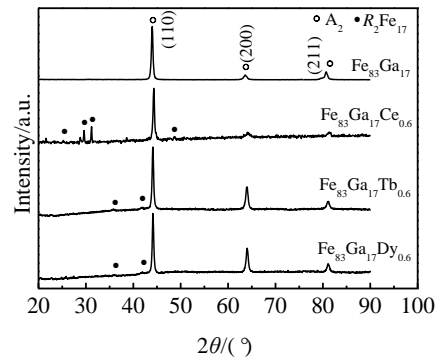


图 1 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 和 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ and $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ alloys

土掺杂后的 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金的 XRD 图谱中除了出现与 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金对应的 3 个明显的衍射峰外, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Ce}_{0.6}$ 在 25°、30°、31° 附近,而 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Tb}_{0.6}$ 和 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Dy}_{0.6}$ 合金均在 36° 和 42° 附近出现了衍射强度较弱的衍射峰 (见图 2 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金放大的 XRD 图谱),表明稀土元素掺杂可能导致第二相产生。很显然第二相的出现与稀土掺杂有关,结合 R-Fe 二元、 R-Fe-Ga 三元相图^[16-18]以及 R_2Fe_{17} 标准 XRD 图谱,推测可能在 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金中形成了 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 结构的 R_2Fe_{17} 相,这与 W. Wu 等报道^[19]的稀土 Tb 掺杂 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金的结果相一致。可见, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金具有多相结构,除保持 bcc 结构的 A_2 主相外,还出现了第二相。

表 2 是 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 和 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金中 A_2 相衍射峰的位置、相对强度及晶格常数。与 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金衍射谱相比, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金相应衍射峰峰位均向高衍射角方向偏移,表明合金的晶胞体积在减小。利用 Jade 5.0 软件计算结果表明, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金的平均晶格常数确实小于 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金的。稀土原子的半径 (Ce, Tb 和 Dy 原子半径分别为 2.70、2.51 和 2.49) 均远大于 Fe (原子半径为 1.72),理论上认为,如果稀土原子固溶于 bcc 结构的 A_2 相中,那么 A_2 相的晶格常数应该增大,而实际计算出的晶格常数却小于 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金中 A_2 相的晶格常数。可见,掺杂在 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金中的稀土元素未固溶于合金,即使固溶,固溶的量也非常少,同时在 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金的 XRD 图谱中也未找到单质稀土元素的相应衍射峰。因此,推断掺杂在 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金中的稀土元素是形成了新相,这与上面的分析是一致的。此外,由图 1 和表 2 可见,与 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ 合金相比, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金中 A_2 相的(200)衍射峰相对强度明显增大,特别是掺杂 Tb 和 Dy 的合金。可见,稀土元素掺杂使合金有沿(100)晶向择优取向的趋势。

为进一步确定合金中相组成以及掺杂稀土在 Fe-

表 1 合金成分的设计值与 ICP 测试结果

Table 1 Design values and ICP results of the alloys (wt%)				
Samples		Fe	Ga	R
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$	Design	79.63	20.37	-
	ICP	79.47	20.53	-
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Ce}_{0.6}$	Design	78.49	20.08	1.43
	ICP	78.74	19.88	1.38
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Tb}_{0.6}$	Design	78.34	20.04	1.62
	ICP	78.18	20.17	1.65
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Dy}_{0.6}$	Design	78.32	20.03	1.65
	ICP	78.28	20.11	1.61

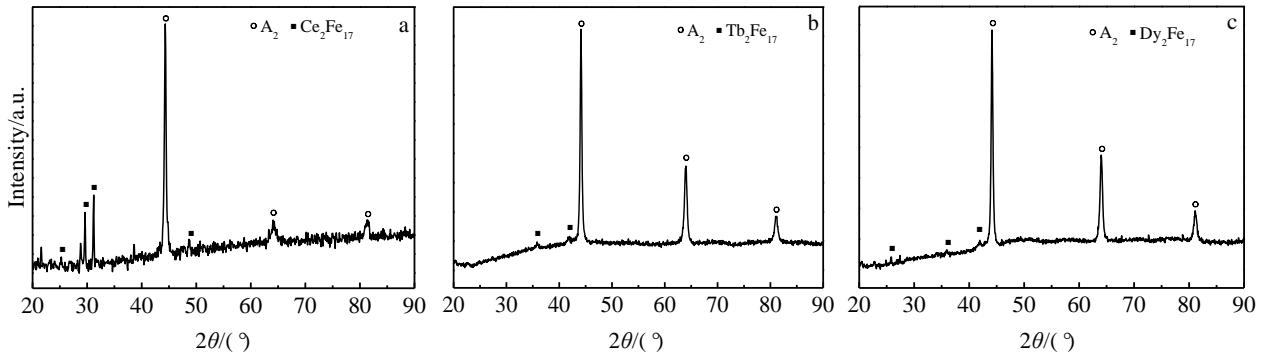


图 2 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金的 XRD 放大图谱

Fig.2 Enlarged XRD patterns of $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ alloys: (a) $R=\text{Ce}$, (b) $R=\text{Tb}$, and (c) $R=\text{Dy}$

表 2 合金中 A_2 相衍射峰位置(2θ)、强度(I)及晶格常数(a)
Table 2 Position and intensity of XRD diffraction peak and lattice parameter for the A_2 phases in alloys

Samples	(110)		(200)		(211)		a/nm
	$2\theta/(\circ)$	$I/\%$	$2\theta/(\circ)$	$I/\%$	$2\theta/(\circ)$	$I/\%$	
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$	43.99	100	63.60	7.7	80.71	14.8	0.2913
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Ce}_{0.6}$	44.32	100	64.11	7.4	81.43	7.0	0.2899
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Tb}_{0.6}$	44.12	100	64.00	34.3	81.18	12.1	0.2907
$\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Dy}_{0.6}$	44.12	100	64.03	41.0	81.09	14.3	0.2903

Ga 合金中的分布, 选取 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($R=\text{Ce}, \text{Dy}$) 合金组织中有代表性的微区进行能谱 (EDS) 分析。图 3 是 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($R=\text{Ce}, \text{Dy}$) 合金扫描电镜照片和微区能谱图, 其分析结果列于表 3。

由图 3 及表 3 可见, $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金显微组织是由深黑色的基体相中夹杂着灰白的网状相组成。深黑色组织(1 区和 3 区)处主要为 Fe 和 Ga , 其原子比分别为 86:14 和 84:16。稀土 Ce 和 Dy 的含量很低, 分别为 0.31% 和 0.33%。推断深黑色基体组织主要是 bcc 结构的固溶体 $\text{Fe}(\text{Ga})$ 相。而灰白的网状组织(2 区和 4 区)中的 Ga 和稀土 Ce 含量很高, 特别是稀土 Ce 含量分别达 29.80% 和 10.03%。分析认为, 该能谱结果是一个两相区的结果, 结合前面 XRD 分析, 网状相是 R_2Fe_{17} 相, 而网状下面是固溶体 $\text{Fe}(\text{Ga})$ 相。利用 $R\text{-Fe-Ga}$ ($R=\text{Nd}, \text{Gd}$ 和 Tb) 三元相图的研究结果^[16-18]分析表 3 微区 4 中各元素的比例, 也可进一步证明合金中形成了 R_2Fe_{17} 相。

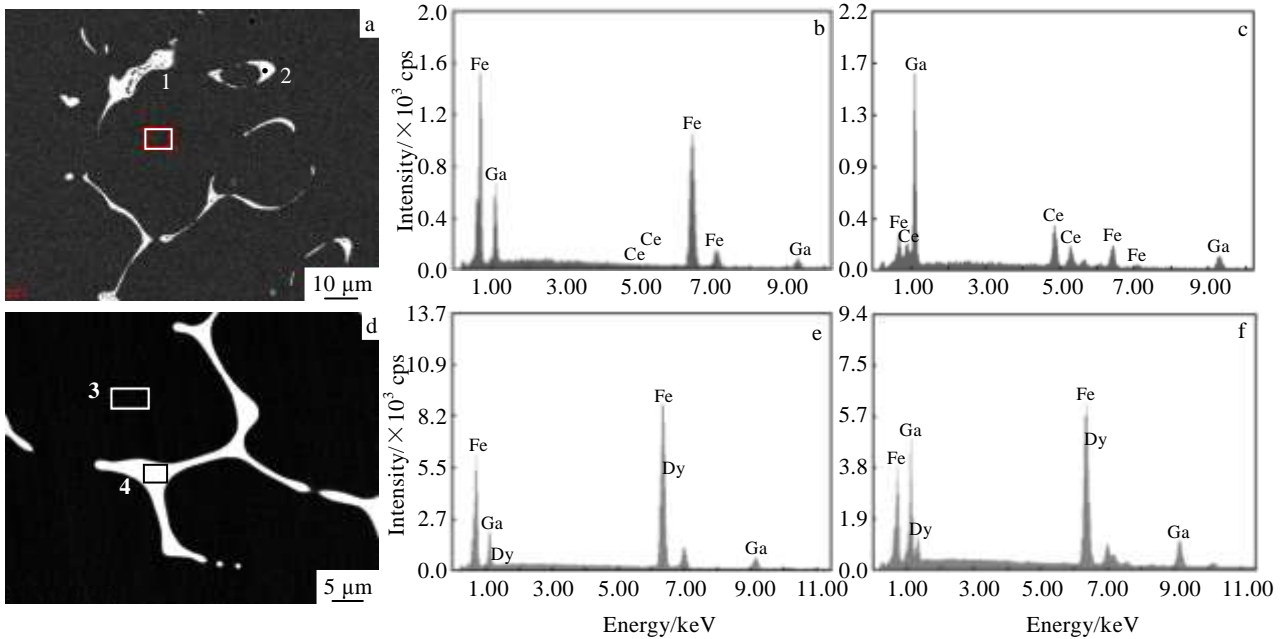


图 3 $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ 合金的 SEM 照片及 EDS 能谱

Fig.3 SEM images of $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Ce}_{0.6}$ (a), $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Dy}_{0.6}$ (d) alloys and EDS spectrum (b, c, e, f) of the marked regions 1 (b), 2 (c) in Fig.3a, 3 (e) and 4 (f) in Fig.3d

表 3 图 3 中 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ ($R=Ce$ 和 Dy) 合金 EDS 成分分析结果

Table 3 EDS analysis of $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ ($R=Ce, Dy$) alloys in Fig.3 (at%)

Samples	Micro-regions	Fe	Ga	R
$Fe_{83}Ga_{17}Ce_{0.6}$	1	86.04	13.65	0.31
	2	43.33	26.87	29.80
$Fe_{83}Ga_{17}Dy_{0.6}$	3	83.61	16.05	0.33
	4	60.46	29.51	10.03

图 4 为 $Fe_{83}Ga_{17}$ 和 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数与外加磁场的关系曲线。由图 4 可见，所有合金的磁致伸缩系数随着外加磁场的增大而正向增大。除 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金外，其他合金的磁致伸缩曲线均未达到完全饱和。 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金的磁致伸缩曲线在外加磁场约为 318 kA/m 时达到饱和，饱和时的磁致伸缩系数值为 82×10^{-6} 。

与 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金相比， $Fe_{83}Ga_{17}Ce_{0.6}$ 合金在外加磁场为 0~250 kA/m 以内磁致伸缩系数增大的幅度与 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金几乎相同，在外加磁场为 250 kA/m 以外，其磁致伸缩系数大幅度增加，明显大于 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金增大的幅度。而 $Fe_{83}Ga_{17}Tb_{0.6}$ 和 $Fe_{83}Ga_{17}Dy_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数随外加磁场增大而增大的幅度一直明显大于 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金，且 $Fe_{83}Ga_{17}Tb_{0.6}$ 和 $Fe_{83}Ga_{17}Dy_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数随外磁场的增大而增加的稳定性比较好。

图 5 是外磁场为 557 kA/m 时， $Fe_{83}Ga_{17}$ 和 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数。掺杂稀土后合金的磁致伸缩系数明显大于 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金。在外磁场为 557 kA/m 时， $Fe_{83}Ga_{17}Ce_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数 (206×10^{-6}) 明显大于 $Fe_{83}Ga_{17}Tb_{0.6}$ (165×10^{-6}) 和 $Fe_{83}Ga_{17}Dy_{0.6}$ (161×10^{-6}) 合金。可见，掺杂不同种类的稀土元素对 Fe-Ga 合金磁致伸缩性能改善的程度不同。

合金的结构决定合金的性能，掺杂稀土对 Fe-Ga 合金磁致伸缩性能的影响与稀土掺杂导致合金的微结

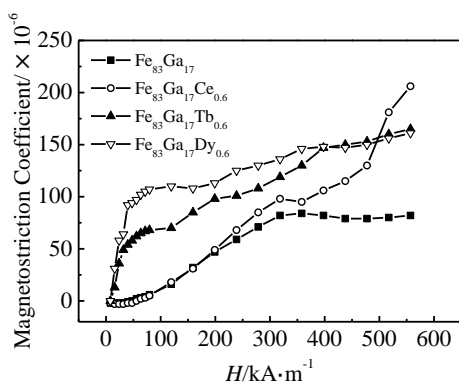


图 4 合金的磁致伸缩系数与外加磁场的关系

Fig.4 Magnetostriction of alloys vs applied magnetic field

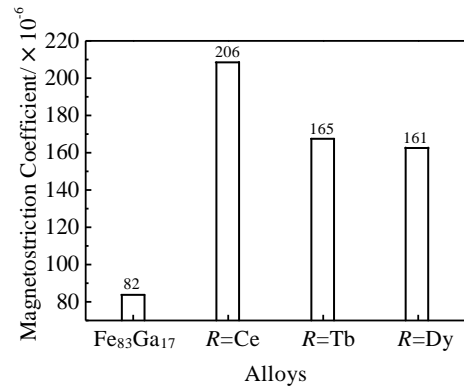


图 5 $Fe_{83}Ga_{17}$ 和 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数

Fig.5 Magnetostriction coefficients of $Fe_{83}Ga_{17}$ and $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ alloys at the magnetic field of 557 kA/m

构变化有密切关系。与 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金相比，掺杂稀土后合金样品的磁致伸缩系数均明显增大。分析认为，磁致伸缩系数增大主要归因于 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金沿 (100) 晶向择优取向和合金中 R_2Fe_{17} 第二相的形成。研究表明^[20, 21]，Fe-Ga 合金中 (100) 方向上的次近邻 Ga-Ga 原子替代能引起周围晶格畸变，从而有利于产生大的磁致伸缩。此外， R_2Fe_{17} 化合物具有较强的本征磁致伸缩性能^[22]。

3 结 论

1) $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金由单一的 A_2 相组成，是 Ga 固溶于 Fe 中形成 bcc 结构的 Fe(Ga) 固溶体相；而 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金具有多相结构，除保持 bcc 结构的 A_2 主相外，还出现了具有较大磁致伸缩性能的 R_2Fe_{17} 第二相。稀土元素掺杂使 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金有沿(100)晶向择优取向的趋势。 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金显微组织是由深黑色的基体相中夹杂着灰白的网状相组成。

2) 掺杂稀土后的 $Fe_{83}Ga_{17}R_{0.6}$ 合金磁致伸缩系数明显大于 $Fe_{83}Ga_{17}$ 合金，性能的改善主要归因于合金沿 (100) 晶向择优取向和合金中形成的 R_2Fe_{17} 第二相。在外磁场为 557 kA/m 时，掺杂轻稀土元素 Ce 的 $Fe_{83}Ga_{17}Ce_{0.6}$ 合金的磁致伸缩系数 (206×10^{-6}) 明显大于掺杂重稀土元素 Tb 和 Dy 的 $Fe_{83}Ga_{17}Tb_{0.6}$ (165×10^{-6}) 和 $Fe_{83}Ga_{17}Dy_{0.6}$ (161×10^{-6}) 合金，表明掺杂不同种类的稀土元素对 Fe-Ga 合金磁致伸缩性能改善的程度不同。

参考文献 References

[1] Guruswamy S, Srisukhumbowornchai N, Clark A E *et al.* *Scripta Mater*[J], 2000, 43(3): 239
 [2] Butera A, Weston J L, Barnard J A. *J Magn Magn Mater*[J], 2004, 284: 17

- [3] Wang Qingwei(王庆伟), Zhang Jingjing(张晶晶), Ma Tianyu(马天宇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1234
- [4] Zhang Jingjing(张晶晶), Yan Mi(严密). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 162
- [5] Clark A E, Hathaway K B, Wun-fogle M *et al. J Appl Phys*[J], 2003, 93(10): 8621
- [6] Li Jiheng(李纪恒), Gao Xuexu(高学绪), Zhu Jie(朱洁) *et al. J Univ Sci Technol Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2009, 31(10): 1281
- [7] Basumatary H, Palit M, Arout Chelvane J *et al. J Magn Magn Mater*[J], 2010, 322(18): 2769
- [8] Takahashi T, Okazaki T, Furuya Y. *Scripta Mater*[J], 2009, 61(1): 5
- [9] Wang Bowen(王博文), Cao Shuying(曹淑英), Huang Wenmei(黄文美). *Magnetostrictive Material and Devices*(磁致伸缩材料与器件)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 13
- [10] Jiang L P, Zhang G R, Yang J D *et al. J Rare Earths*[J], 2010, 28(S1): 409
- [11] Jin T Y, Wu W, Jiang C B. *Scripta Mater*[J], 2014, 74: 100
- [12] Gong Pei(龚沛), Jiang Liping(江丽萍), Zhao Zengqi(赵增祺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2139
- [13] Xu S F, Zhang H P, Wang W Q *et al. J Alloy Compd*[J], 2009, 469(1-2): 203
- [14] Basumatary H, Palit M, Arout Chelvane J *et al. Scripta Mater*[J], 2008, 59(8): 878
- [15] Zhu J, Peng F L, Fang M L *et al. Chin Phys B*[J], 2011, 20(5): 057 504
- [16] Lia J Q, Zhang W H, Yu Y J *et al. J Alloy Compd*[J], 2009, 487: 116
- [17] Liu D C, Li J Q, Ouyang M *et al. J Alloy Compd*[J], 2009, 479: 134
- [18] Li J Q, Ouyang M, Liu D C *et al. Intermetallics*[J], 2009, 17: 733
- [19] Wu W, Liu J H, Jiang C B. *J Alloy Compd*[J], 2015, 622: 379
- [20] Takahashi T, Hashimoto K, Okazaki T *et al. Scripta Mater*[J], 2009, 60: 847
- [21] Lograsso T A, Ross A R, Schlagel D L *et al. J Alloy Compd*[J], 2003, 350: 95
- [22] Hao Yanming(郝延明), Liu Qian(刘倩), Zhou Yan(周严) *et al. Functional Materials*(功能材料)[J], 2004, 35: 700

Microstructure and Magnetostriction of $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($R=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) Alloys

Yao Zhanquan¹, Tian Xiao², Hao Hongbo³, Zhang Guangrui³, Wu Shuangxia³, Jiang Liping³, Zhao Zengqi³

(1. Inner Mongolia Agricultural University, Hohhot 010018, China)

(2. Inner Mongolia Key Laboratory for Physics and Chemistry of Functional Materials,

Inner Mongolia Normal University, Huhhot 010022, China)

(3. Baotou Research Institute of Rare Earths, Baotou 014030, China)

Abstract: In order to improve magnetostrictive properties of the polycrystalline Fe-Ga alloys, rare earth elements Ce, Tb and Dy were doped into Fe-Ga alloys. The microstructures and magnetostrictions of $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ and $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($R=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) alloys were studied. The results indicate that $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ alloy consists of a single Fe(Ga) solid solution phase with bcc structure. However, the $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($R=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) alloys are composed of the Fe(Ga) solid solution phase and a small amount of R_2Fe_{17} secondary phase. The magnetostriction coefficients of the $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{R}_{0.6}$ ($R=\text{Ce}, \text{Tb}, \text{Dy}$) alloys are significantly larger than that of the $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}$ alloy. The improvement degree of magnetostrictive properties of Fe-Ga alloy varies with different rare earth elements doped into the alloy. The magnetostriction coefficient of $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Ce}_{0.6}$ alloy (206×10^{-6}) is larger than that of the $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Tb}_{0.6}$ (165×10^{-6}) and $\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17}\text{Dy}_{0.6}$ (161×10^{-6}) at the magnetic field of 557 kA/m.

Key words: magnetostriction; Fe-Ga alloy; rare earth doping; preferred orientation

Corresponding author: Yao Zhanquan, Ph. D., Professor, School of Water Conservancy and Civil Engineering, Inner Mongolia Agricultural University, Hohhot 010018, P. R. China, Tel: 0086-471-4300137, E-mail: ndyzq@126.com