

Al 替代 Fe 对<110>取向 Tb-Dy-Fe 合金显微组织、 磁致伸缩性能和力学性能的影响

胡 勇^{1,2}, 丁雨田^{1,2}, 王晓莉¹, 李晓诚¹, 王国斌¹

(1. 兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料重点实验室, 兰州 730050;

2. 兰州理工大学 温州泵阀工程研究院, 温州 325105)

摘 要: 采用区熔定向凝固方法制备<110>取向的 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 超磁致伸缩合金, 研究不同含量 Al 原子替代 Fe 原子对于合金微观组织、磁致伸缩性能和力学性能的影响。结果表明: Al 原子替代不改变定向凝固样品形成的<110>轴向择优取向, 合金依然保持 MgCu_2 型立方 Laves 相和部分稀土相结构。随着 Al 含量的增加, 黑色 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相和白色富稀土 $\text{RE}(\text{Al})$ 相的析出数量、尺寸及分布发生变化。微量 Al 原子 ($x \leq 0.05$) 替代可以显著提高材料低磁场下的动态响应及饱和磁致伸缩系数, 随着 Al 含量进一步提高, 合金系饱和磁致伸缩系数降低。 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 合金的压缩强度随着 Al 原子含量增加而增加, 合金发生解理断裂。当 Al 替代量 $x \leq 0.1$ 时, 合金具有良好的综合性能。

关键词: Tb-Dy-Fe 合金; 显微组织; 磁致伸缩; 力学性能

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

Effects of substituting Al for Fe on microstructure, magnetostriction and mechanical properties of <110> oriented Tb-Dy-Fe alloy

HU Yong^{1,2}, DING Yu-tian^{1,2}, WANG Xiao-li¹, LI Xiao-cheng¹, WANG Guo-bin¹

(1. State Key Laboratory of Gansu Advanced Nonferrous Materials,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. Wenzhou Pump & Valve Engineering Research Institute, Lanzhou University of Technology, Wenzhou 325105, China)

Abstract: The <110> oriented $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) alloy was prepared by the method of zone-melting directional solidification. The effects of substituting Al for Fe on the microstructure, magnetostriction and mechanical properties were systemically investigated. The results show that the primary phase of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ alloy were MgCu_2 -type cubic Laves phase structure and some RE phase, and the Al substitution doesn't change the axial preferred orientation. With the increase of Al content, there are some $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ phase and $\text{RE}(\text{Al})$ phase precipitated from the REFe_2 matrix, and the quantity, size and distribution of the second phase vary with Al content increasing. The magnetization and magnetostriction measurements show that a small amount of Al substitution ($x \leq 0.05$) is beneficial to a decrease in the magneto crystalline anisotropy, and the saturation magnetostriction and dynamic response in low magnetic field increase drastically. With the increase of Al content, the saturation magnetostriction decreases distinctly, while the compressive strength increases. The fracture of the $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ alloy is cleavage fracture. The alloy with Al substitution range from 0 to 0.1 has optimal performances.

Key words: Tb-Dy-Fe alloy; microstructure; magnetostriction; mechanical property

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(11004091); 浙江省自然科学基金资助项目(Y4090219); 甘肃省自然科学基金资助项目(0916RJZA025); 兰州理工大学红柳青年教师培养计划项目

收稿日期: 2011-10-20; 修订日期: 2012-04-28

通信作者: 丁雨田, 教授, 博士; 电话: 0931-2757285; E-mail: dingyt@lut.cn

$\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ 合金($x=0.28\sim 0.32$, $y=1.9\sim 2.0$)是一种高性能超磁致伸缩材料,该系列合金在室温下具有很高的饱和磁致伸缩系数和磁-机械耦合系数^[1-2],在超声传感器和微动制动器等领域得到了广泛应用。然而,这种材料尚存在一些不足:材料使用重稀土元素成本较高,合金低电阻率导致高频涡流损耗过大,驱动到饱和和需要相对高的磁化场等,特别是 TbDyFe 合金中对磁致伸缩性能起主要贡献的 REFe_2 相($\text{RE}=\text{Tb}, \text{Dy}$)是立方 Laves 相,具有极大的本征脆性,因而该合金的塑性、抗冲击振动能力极差,难于进行机械加工,制约着材料的实际应用。由于 TbDyFe 超磁致伸缩材料通常需要在一定压力下工作,这样做一方面避免材料在使用过程中因受到拉伸应力或剪切应力而发生脆断,另一方面该合金的磁畴在预压力作用下转至与应力轴垂直的方向分布,当施加轴向磁化场时伴随磁畴在易磁化方向间的“跳跃”会出现长度的“跳跃”,进一步提高磁致伸缩效应。因此,制备兼有良好磁致伸缩性能和力学性能的 TbDyFe 合金成为该材料研究领域的热点^[3]。

多年来人们在关注 TbDyFe 合金磁致伸缩性能的同时,针对该合金力学性能也开展了一些相应的研究。PETERSON 等^[4]研究发现,定向凝固后的 TbDyFe 合金由 REFe_2 相和韧性富稀土双相组成有助于改善脆性,但是富稀土相的分布及形态会影响到合金的磁致伸缩性能。WU 等^[5]报道了 TbDyFe 材料的抗压强度、弯曲强度和压缩疲劳强度,为器件的设计提供了数据支持。武伟等^[6]研究了回火热处理对取向 TbDyFe 超磁致伸缩材料冲击韧性的影响,发现随着回火温度的提高,富稀土相的形态、尺寸、分布发生变化,冲击韧性逐渐增大, TbDyFe 合金断裂为穿晶解理断裂。上述研究为提高 TbDyFe 合金的力学性能提供了参考依据。为了进一步改善该合金系的宏观应用性能,人们也对 Mn, Co, Ti, Nb, Zr, Si、Al 和 B 等替代 Fe 原子对合金所产生的影响进行了相关研究^[7-13]。研究发现,延展性好、熔点低、物丰价廉的 Al 是一种理想的替代物,Al 对 Fe 的替代在保持较大磁致伸缩的基础上^[13],提高了合金系的电阻率和抗压强度^[14],同时降低了各向异性^[15]。虽然有关于 TbDyFe 合金的磁致伸缩性能、力学性能和原子替代影响方面的研究工作已取得了一定的进展,但是系统研究不同含量 Al 原子替代 Fe 原子对于定向凝固 TbDyFe 合金显微组织、磁致伸缩性能和力学性能影响的文章却鲜见报道,因此,本文作者采用区熔定向凝固方法制备<110>取向的 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0,0.05,0.10,0.15$)超磁致伸缩合金,并就 Al 原子替代含量对其所产生的影响展开系统

研究,以求为改善 TbDyFe 材料的脆性,提高其综合使用性能提供方法和理论依据。

1 实验

将原材料 Tb、Dy、Fe 和 Al(Tb: 99.99%, Dy: 99.9%, Fe: 99.98%, Al: 99.9%(质量分数))配制成名义成分为 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0,0.05,0.10,0.15$)的合金,按 5%(质量分数)烧损加入过量的 Tb 和 Dy,以补偿蒸发损失。利用高真空非自耗电弧熔炼设备,在高纯氩气保护下,对样品反复熔炼 4 次后吸铸成 $d\ 7\text{ mm}\times 120\text{ mm}$ 的合金棒。在高真空区熔定向凝固设备上,将吸铸好的试棒置于内径 7.5 mm 的刚玉管内,以 $30\ \mu\text{m/s}$ 的提拉速度,使合金棒定向凝固。截取定向凝固合金棒中段试样,经 3%的硝酸酒精溶液腐蚀后,通过 MeF3 型金相显微镜观察凝固组织形态。采用 D8ADVANC 型 X 射线衍射仪对定向凝固样品进行物相分析并确定样品晶体生长的轴向择优取向。利用 JSM-6700F 扫描电子显微镜及 EDS 分析确定样品析出相组成及其形貌、分布。在 JDAW-2015 型磁致伸缩测量系统上,采用电阻应变法测量样品的磁致伸缩性能,样品直径 7.5 mm,长度 25 mm,测试方向沿棒材轴向。在综合力学性能测量系统上测试样品的抗压强度,样品长度 10 mm,压缩速度为 0.1 mm/min。

2 结果与讨论

2.1 Al 元素替代 Fe 对<110>取向 TbDyFe 合金相结构的影响

图 1(a)所示为铸态 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 合金的 XRD 谱。从图 1(a)可以看出,铸态样品具有典型 MgCu_2 型 Laves 相结构,(311)峰为主峰,除主相外还有部分稀土相存在。图 1(b)所示为定向凝固态 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0,0.05,0.10,0.15$)合金样品的 XRD 谱。对比铸态样品 XRD 谱可以看出,定向凝固后的 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 合金以(220)、(440)峰为主峰,具有明显的<110>轴向择优取向。而不同含量 Al 原子替代 Fe 原子的定向凝固合金棒样品,其基体相依然保持 MgCu_2 型立方 Laves 相结构,由于 Al^{3+} 的离子半径比 Fe^{3+} 的小,Al 原子部分替代 Fe 原子使得晶格间距减小,衍射峰整体较未发生替代时候出现一定的右偏。根据计算,晶格常数 a 随 Al 含量 x 的增多而增大,这与 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Be}_x)_2$ 的情形相似,遵循 Vegard

线性关系。与此同时,经过定向凝固后的 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0.05, 0.10, 0.15$) 合金样品(311)衍射峰强度降低,合金仍然以(220)、(440)峰为主峰,说明 Al 原子替代 Fe 原子不改变定向凝固样品形成的 $\langle 110 \rangle$ 轴向择优取向。

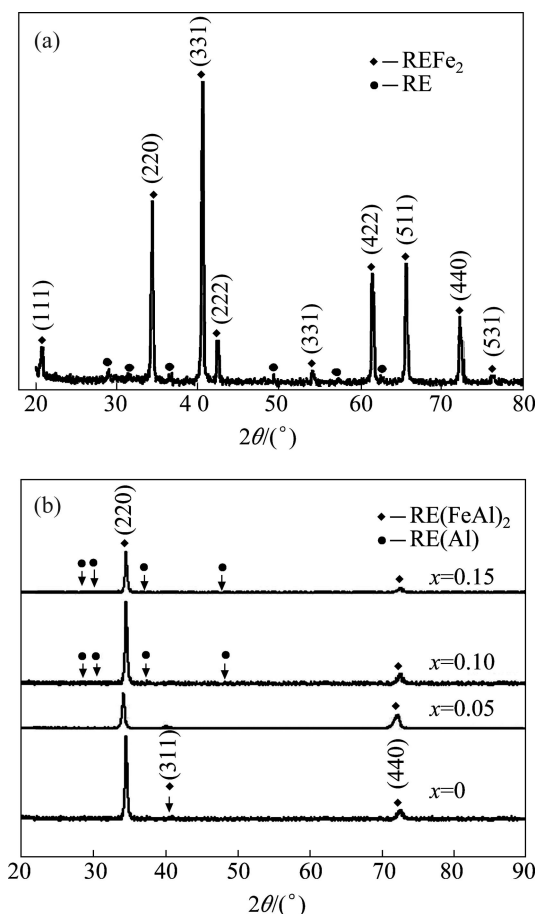


图 1 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 合金样品的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) alloys: (a) As-cast, $x=0$; (b) Directional solidification ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$)

图 2 所示为定向凝固 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 合金横截面金相组织。对于成分为 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 的合金,其平衡凝固组织由包晶反应 $L+\text{REFe}_3\rightarrow\text{REFe}_2$ 得来的 REFe_2 相和由共晶反应 $L\rightarrow\text{Re}+\text{REFe}_2$ 得来的 $(\text{Re}+\text{REFe}_2)$ 共晶相共同组成^[16]。但在实际定向凝固过程中,随着温度的降低, REFe_2 相晶体长大,同时不断向周围排出稀土元素。当析出的稀土元素在 REFe_2 相周围富集到一定程度时,便形成了小平面对生长的灰白色层片状 REFe_2 基体相和沿 REFe_2 层片相间分布的黑色富稀土相组成的离异共晶组织,同时在基体内也会有少量黑色富稀土相,在晶界有极

少量的 REFe_3 相存在^[17],如图 2(a)所示。当以 Al 替代 Fe 时,由于在 Fe-Al 合金中,室温下存在 0~18.75%Al (摩尔分数)成分范围的无序体心立方结构固溶体,其中 Fe 原子和 Al 原子随机占据体心立方点阵的体心和顶角位置,因此会有部分 Al 固溶于 REFe_2 相中,图 1(b)所示的 X 射线偏移现象证明了固溶现象的存在。当添加微量的 Al($x=0.05$)后,灰白色基体中的黑色富稀土析出相相对较少,主要分布在晶界处,基体内有离散分布的灰色相存在,如图 2(b)所示;随着 Al 替代量的增加($x=0.10$),晶粒以及晶界处可以观察到的大量黑色富稀土相,基体内的灰色相也不断析出,如图 2(c)所示;当 Al 替代量 $x=0.15$ 时,基体内析出的灰色相大量增加并呈现均匀分布,如图 2(d)所示。

图 3 所示为 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0.05, 0.10, 0.15$) 合金的背散射电子照片。从图 3 可以明显的看到,各成分合金中除灰色基体外,还有黑色和白色的第二相析出。当 Al 的替代量很少($x=0.05$)时,如图 3(a)所示,基体上的白色相和黑色相相对较少;随着 Al 替代量的增加($x=0.10$),如图 3(b)所示,基体内的白色相和黑色相都有所增加,晶界处黑色相析出尤为明显。当 Al 替代量 $x=0.15$ 时,大量的白色相的析出并在晶界处呈现出密集分布,基体内的黑色相相对减少,如图 3(c)所示。为了进一步确定 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0.05, 0.10, 0.15$) 合金中基体相与析出相的组成,选取 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ 合金做能谱分析,结果如图 4 所示。

表 1 所列为 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ 合金基体相和析出相中各元素的摩尔分数。从表 1 可以看出,基体相中没有检测出 Al 原子,依成分判断对应于 REFe_2 相。析出的黑色第二相中含有一定量的 Al 原子,且黑色相中 Fe 含量较基体中的偏高,经过判断黑色相对应于 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相。在白色析出相中,稀土元素含量较基体中的有所增加,同时有较多的 Al 原子存在,经判断为富稀土 $\text{RE}(\text{Al})$ 相。当 Al 替代量 $x\leq 0.1$ 时,随着 Al 替代量增加,不断诱发黑色 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相析出,当 Al 替代量进一步增加到 $x=0.15$ 时,黑色 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相的析出得到了抑制,富余的 Al 元素与富稀土 RE 元素结合形成白色 $\text{RE}(\text{Al})$ 相并在晶界密集分布。

2.2 Al 替代 Fe 对 $\langle 110 \rangle$ 取向 TbDyFe 合金磁致伸缩性能的影响

图 5 所示为 $\langle 110 \rangle$ 取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 合金样品的磁致伸缩变化曲线。从图 5 可以看到,随着磁场强度的增加, $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 合金的磁致伸缩不断增大,并逐渐

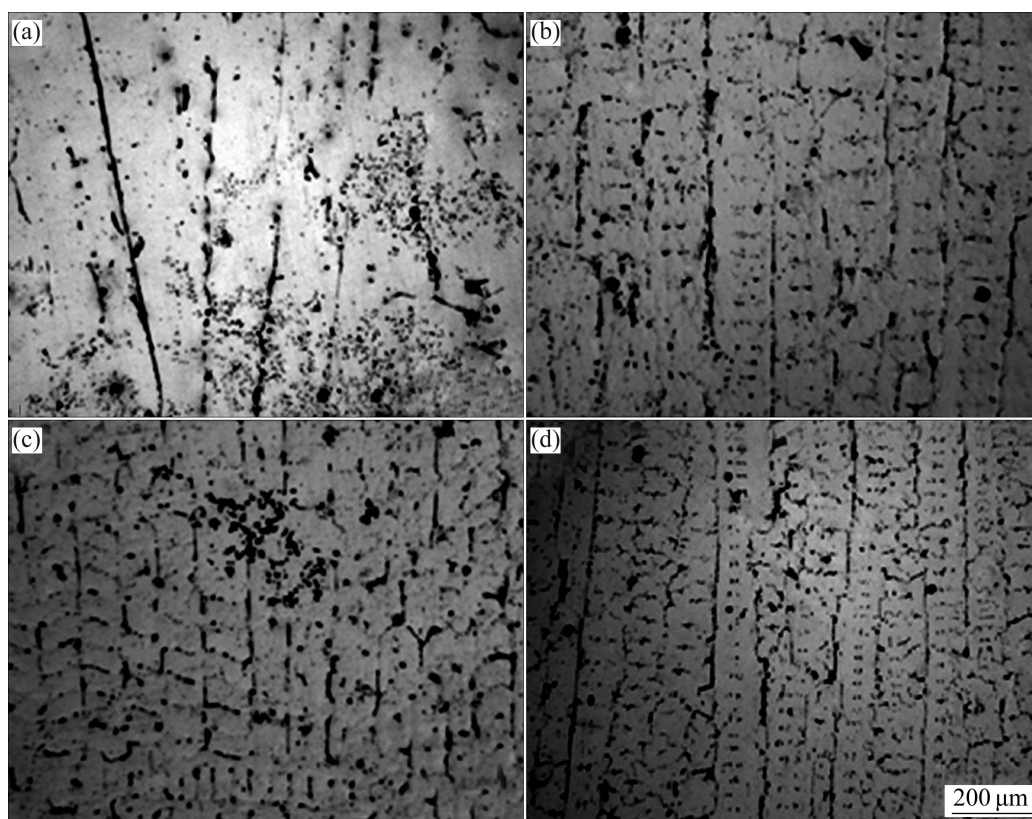


图 2 <110>轴向取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) 合金横截面的金相照片

Fig. 2 Transverse section metallographs of <110> oriented $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) alloys: (a) $x=0$; (b) $x=0.05$; (c) $x=0.10$; (d) $x=0.15$

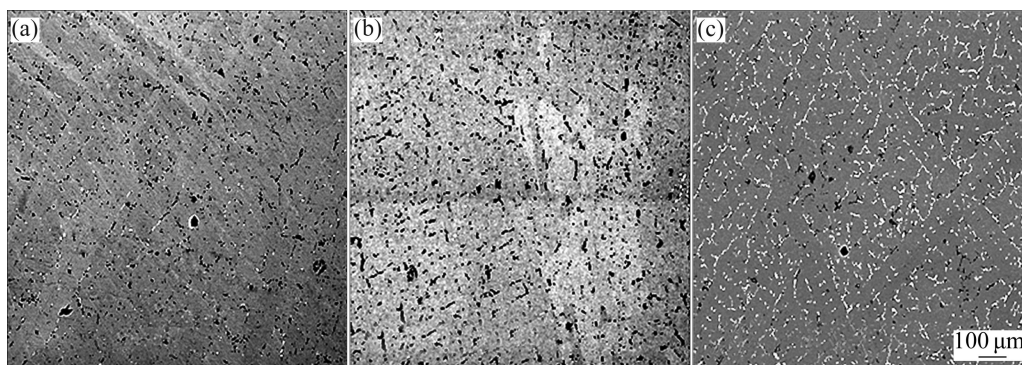


图 3 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0.05, 0.10, 0.15$) 合金 SEM 背散射像

Fig. 3 SEM back-scattering images of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0.05, 0.10, 0.15$) alloys: (a) $x=0.05$; (b) $x=0.10$; (c) $x=0.15$

趋于饱和。当 Al 替代量 $x=0.05$ 时, 合金在低磁场下的动态响应增加明显, 其磁致伸缩较未替代合金的显著提高。在磁场达到 400 kA/m 时, 其磁致伸缩趋近饱和, 饱和磁致伸缩系数为 $1\,086 \times 10^{-6}$, 明显高于 $x=0$ 时合金的饱和磁致伸缩系数 921×10^{-6} 。随着 Al 替代量的增加($x=0.1, x=0.15$), 合金在低磁场下的磁致伸缩有所提高; 相反在高磁场下, 含 Al 原子合金的磁致伸缩明显低于无 Al 原子合金的磁致伸缩, 而且随着 Al

替代量的增多, 合金的磁致伸缩性能明显降低, 并且磁致伸缩易趋于饱和。当 Al 替代量 $x=0.1$ 时, 磁致伸缩在 280 kA/m 达到饱和, 饱和磁致伸缩系数为 822×10^{-6} , 当 Al 替代量 $x=0.15$ 时, 磁致伸缩性能下降较大, 磁致伸缩在 200 kA/m 达到饱和, 饱和磁致伸缩系数为 650×10^{-6} 。这说明添加少量 Al 的有利于降低合金的磁晶各向异性, 而合金系磁致伸缩系数的变化和各向异性的减少均源自 Al 元素对 Fe 元素替代所引起的易

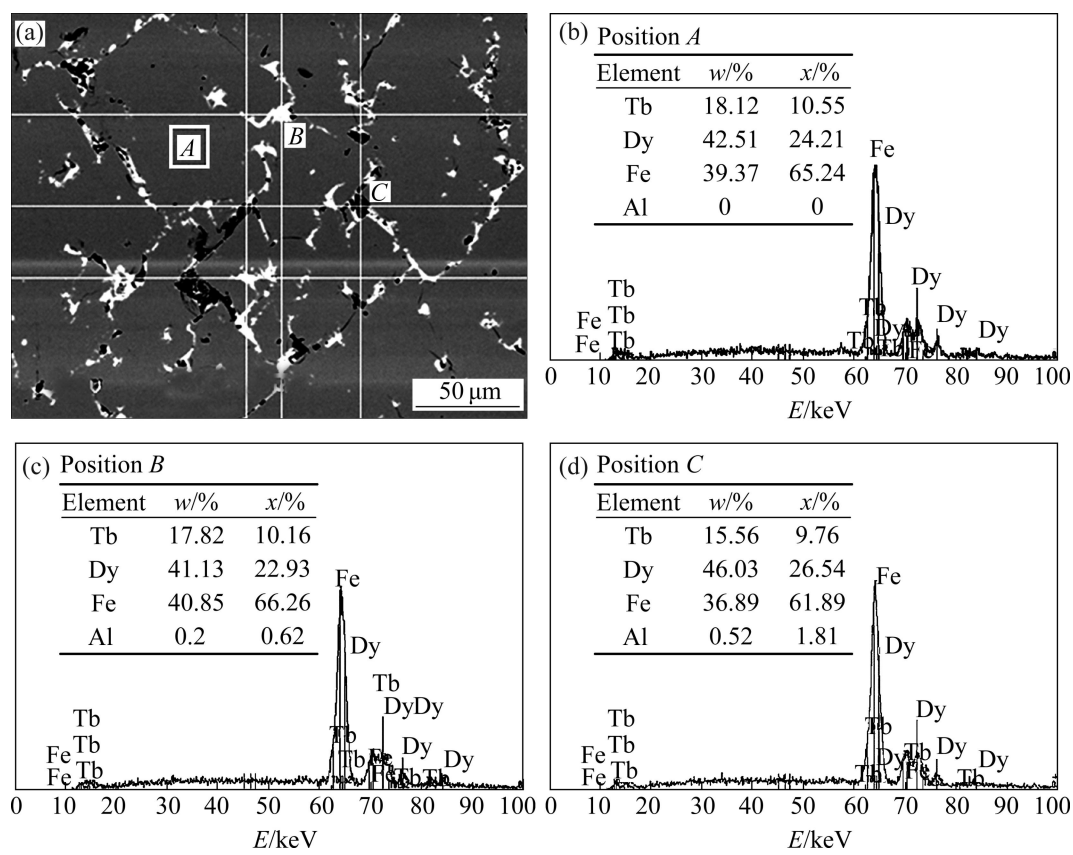


图 4 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ 合金的 SEM 像和 EDS 谱

Fig. 4 SEM image and EDS patterns of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ alloy: (a) SEM image; (b) Matrix; (c) White phase; (d) Black phase

表 1 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ 合金基体相和析出相的成分

Table 1 Composition of matrix and precipitation phases of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ alloy

$\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$	Mole fraction/%			
	Tb	Dy	Fe	Al
Matrix	10.55	24.21	65.24	0
Black phase	10.16	22.93	66.26	0.66
White phase	9.76	26.54	61.89	1.81

磁化轴的转动，即发生了自旋磁矩的重新取向^[18]。

TbDyFe 超磁致伸缩合金的磁致伸缩性能由其成分和微观组织决定。研究发现， TbDyFe 合金取向晶体的择优取向程度主要影响无预应力时的磁致伸缩，而富稀土相的分布影响其在预压应力下的磁致伸缩，尤其是低磁场下的磁致伸缩^[19]。经过定向凝固的 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0,0.05,0.10,0.15$) 合金虽然都保持了 $\langle 110 \rangle$ 择优取向，但是添加不同含量 Al 元素的合金其析出相的形态及分布有所不同，因而对其磁致伸缩性能也有不同的影响。 TbDyFe 合金的磁致伸缩性能

能是由 REFe_2 相的磁畴在磁场中转动产生，合金中存在第二相时会增加相界面积，当沿样品轴向加磁场时，相应地增加 REFe_2 相 90° 磁畴转动的阻力，使合金的磁致伸缩性能下降。同时，由于第二相和 REFe_2 相具

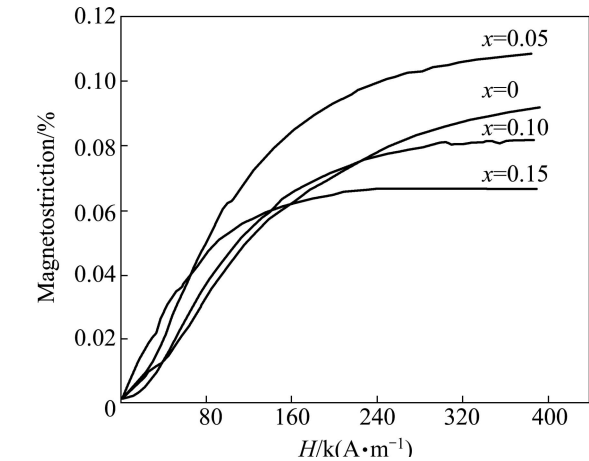


图 5 $\langle 110 \rangle$ 取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0,0.05,0.10,0.15$) 合金的磁致伸缩性能曲线

Fig. 5 Magnetostriiction curves of $\langle 110 \rangle$ oriented $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0,0.05,0.10,0.15$) alloys

有不同的磁性能,在磁化过程中,相界处往往产生内应力,这种诱发的内应力也会阻碍磁矩的转动,使磁致伸缩性能下降。当 Al 替代量 $x=0.05$ 时,灰色基体上的黑色和白色析出相相对较少并弥散分布在晶粒内和晶界处,如图 3(a)所示。当沿样品轴向加磁场时,阻碍基体 REFe_2 相 90° 磁畴转动的阻力相对于无 Al 元素时的要小,因此,磁致伸缩性能提高。随着 Al 替代量的增加,合金显微组织中黑色 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相析出物逐渐增多,相界面积和内应力不断增大,从而使 REFe_2 相 90° 磁畴转动的阻力增大,因此,磁致伸缩性能下降。当 Al 替代量 $x=0.15$ 时,黑色 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相析出得到了抑制,白色富稀土 $\text{RE}(\text{Al})$ 相在基体中大量析出并密集分布于晶界,相界面处存在很大的内应力。当沿样品轴向施加磁场时,由于有较多的第二相存在, REFe_2 相 90° 磁畴转动的阻碍增大,材料的饱和磁致伸缩下降。

2.3 Al 替代 Fe 对<110>取向 TbDyFe 合金力学性能的影响

表 2 所列为<110>取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$)合金的压缩强度。从表 2 中可以看出,随着 Al 替代量的增加,合金材料的压缩强度不断提高;当 Al 替代量 $x=0.15$ 时,压缩强度达到 328 MPa,较无 Al 的合金的压缩强度提高约 46%。

图 6 所示为<110>取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$ 合金的断口组织照片。从图 6 可以看出, $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 试样断裂前几乎没有任何塑性变形,其断口具有闪烁的金属光泽,还可以观察到河流状花样、解理台阶以及较大的解理面等穿晶解理断裂的典型形貌特征,说明<110>取向 TbDyFe 合金的断裂属于典型的穿晶解理断裂。添加 Al 元素后,虽然合金中析出的黑色 $\text{RE}(\text{FeAl})_2$ 相和白色富稀土 $\text{RE}(\text{Al})$ 相作为韧性相弥散分布于合金的脆性基体上,起到了强化作用,使得合金的压缩强度有所提高,但是合金仍以脆性 REFe_2 相作为基体。从图 6(b)中可以看出,添加 Al 元素后合金仍为解理脆性断裂。对于力学性能而言,金属间化合物脆性基体相中的塑性第二相有双重的影响,一方面可以起到钝化裂纹甚至阻碍裂纹扩展的作用,另一方面又因为其相界面上的应力集中而加速微裂纹的萌生。

在制备 Tb-Dy-Fe 材料时,一般加入过量的稀土元素,以形成延性相来增加材料的韧性。然而,第二相的析出会造成内应力,阻碍材料的磁化过程,降低其磁致伸缩性能。通过热处理可以促进稀土元素重新被吸收进基体相,因而减少稀土元素的数量并改变其分

布形态,使磁致伸缩性能提高。另外,短时间的退火处理也可以改变材料的应力状态,普遍提高其性能^[20]。因此,可以考虑采取适当的热处理工艺以改变析出相的形态、尺寸和分布,以进一步提高该合金的综合性能,后续工作正在进展中。

表 2 <110>取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$)合金的压缩强度

Table 2 Compressive strength of <110> oriented $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$) alloy

Sample of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$	Diameter/mm	Length/mm	Compressive strength/MPa
$x=0$	7.5	10	225
$x=0.05$	7.5	9.8	240
$x=0.10$	7.5	10	276
$x=0.15$	7.5	10	328

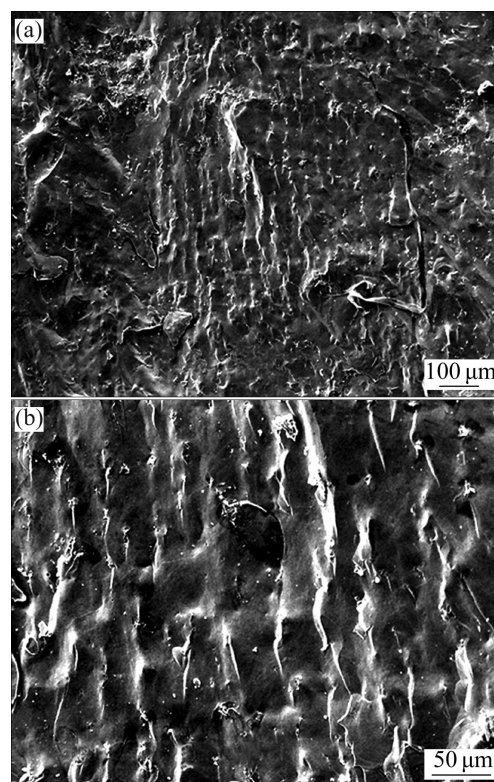


图 6 <110>取向 Tb-Dy-Fe 合金的断口组织照片

Fig. 6 Fractographs of <110> oriented Tb-Dy-Fe alloys: (a) $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$; (b) $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{0.85}\text{Al}_{0.15})_2$

3 结论

1) Al 替代 Fe 不改变定向凝固样品形成的<110>轴向择优取向,合金依然保持 MgCu_2 型立方 Laves 相和

部分稀土相结构。

2) 当 Al 替代量很少($x=0.05$)时, 基体上的白色富稀土 RE(Al)相和黑色 RE(FeAl)₂ 相相对较少; 随着 Al 原子替代量的增加($x=0.10$), 基体内的白色富稀土 RE(Al)相和黑色 RE(FeAl)₂ 相都有所增加, 黑色相析出尤为明显; 当 Al 替代量达到 $x=0.15$ 时, 大量的白色富稀土 RE(Al)相析出并在晶界处呈现出密集分布, 基体内的黑色相相对减少。

3) 微量 Al 原子($x \leq 0.05$)替代可以显著提高材料在低磁场下的动态响应及饱和磁致伸缩系数, 随着 Al 替代量的提高, 饱和磁致伸缩系数降低。

4) Tb_{0.3}Dy_{0.7}(Fe_{1-x}Al_x)₂ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.15$)合金的压缩强度随着 Al 替代量的增加而增加, 导致合金发生解理断裂。当 Al 替代量 $x \leq 0.1$ 时, 合金具有良好的综合性能。

REFERENCES

- [1] CLARK A E. Ferromagnetic materials[M]. Amsterdam: North-Holland, 1980: 531–563.
- [2] 胡 勇, 丁雨田, 刘芬霞, 张艳龙, 王 璟. 快淬 Fe₈₅Ga₁₅ 合金的显微组织和磁致伸缩性能[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(6): 16–20.
HU Yong, DING Yu-tian, LIU Fen-xia, ZHANG Yan-long, WANG Jing. Microstructure and magnetostriction of melt-spun Fe₈₅Ga₁₅ alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(6): 16–20.
- [3] WANG Zhi-bin, LIU Jing-hua, JIANG Cheng-bao, XU Hui-bin. The stress-induced anisotropy in the (110) plane of the magnetostrictive TbDyFe[110] oriented crystal[J]. Journal of Applied Physics, 2010, 108(6): 063908–063911.
- [4] PETERSON D T, VERHOEVEN J D, MCMASTERS O D, SPITZIG W A. Strength of Terfenol-D[J]. Journal of Applied Physics, 1989, 65(9): 3712–3713.
- [5] WU Wei, ZHANG Mao-cai, GAO Xue-xu, ZHOU Shou-zeng. Effect of two-steps heat treatment on the mechanical properties and magnetostriction of <110> oriented TbDyFe giant magnetostrictive material[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 416(1/2): 256–260.
- [6] 武 伟, 张茂才, 高学绪, 周寿增. 回火处理对<110>取向 TbDyFe 超磁致伸缩材料冲击韧性的影响[J]. 金属学报, 2005, 41(10): 1009–1012.
WU Wei, ZHANG Mao-cai, GAO Xue-xu, ZHOU Shou-zeng. Effect of tempering treatment on impact toughness of <110> oriented TbDyFe giant magnetostrictive material[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(10): 1009–1012.
- [7] MA Tian-yu, JIANG Cheng-bao, XIAO Fu, YU Li-ming, XU Hui-bin, PEI Yong-mao, FANG Dai-ning. Magnetomechanical damping capacity of Tb_{0.36}Dy_{0.64}(Fe_{1-x}T_x)₂ (T=Co, Mn) alloys[J]. Journal of Applied Physics, 2006, 100(2): 023901–023906.
- [8] 崔 跃, 蒋成保, 徐惠彬. Tb-Dy-Fe-Co 合金本征磁致伸缩性能[J]. 金属学报, 2011, 47(2): 214–218.
CUI Yue, JIANG Cheng-bao, XU Hui-bin. Intrinsic magnetostriction of Tb-Dy-Fe-Co alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(2): 214–218.
- [9] XU Li-hong, JIANG Cheng-bao, XU Hui-bin. Magnetostriction and electrical resistivity of Si doped TbDyFe oriented crystals[J]. Applied Physics Letters, 2006, 89(19): 192507–192509.
- [10] ILYUSHIN A S, NIKITIN S A, VAN NGIEP NGUEN, OPALENKO A A, TERESHINA I S, FIROV A I. X-ray and Mössbauer studies of the Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{2-x}Co_x system alloys[J]. Moscow University Physics Bulletin, 2007, 62(4): 237–239.
- [11] AROUT CHELVANE J, PALIT M, BASUMATARY H, PANDIAN S, CHANDRASEKARAN V. Effects of Ti addition on the microstructure and magnetic properties of magnetostrictive Tb-Dy-Fe alloys[J]. Scripta Materialia, 2009, 61(5): 548–551.
- [12] PALIT M, AROUT CHELVANE J, BASUMATARY H, PANDIAN S, CHANDRASEKARAN V. The effect of Nb and Zr addition on the microstructural features and magnetic properties of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.95}[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(1): 56–59.
- [13] ZHENG Xiao-ping, ZHANG Pei-feng, LI Fa-shen, HAO Yuan. A study of magnetostriction, spin reorientation, and Mössbauer spectra of Tb_{0.3}Dy_{0.6}Pr_{0.1}(Fe_{1-x}Al_x)_{1.95} alloys with substitution of Fe by Al[J]. Science China Physics, Mechanics & Astronomy, 2010, 53(3): 449–453.
- [14] ZHENG Xiao-ping, ZHANG Pei-feng, FAN Duo-wang, LI Fa-shen. Magnetic, magnetostrictive properties, spin reorientation and Mössbauer effect of Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95} alloys[J]. Science in China Series G: Physics, Mechanics & Astronomy, 2009, 52(1): 52–57.
- [15] PRAJAPATI K, JENNER A G, GREENOUGH R D. Magnetoelastic behaviour of aluminium substituted Terfenol-D at elevated temperatures[J]. Magnetics, IEEE Transactions on, 1995, 31(6): 3976–3978.
- [16] WESTWOOD P, ABELL J S, PITMAN K C. Phase relationships in the Tb-Dy-Fe ternary system[J]. Journal of Applied Physics, 1990, 67(9): 4998–5000.
- [17] 马天宇, 严 密, 王庆伟. <110>取向 Tb-Dy-Fe-Co 合金棒的磁致伸缩均匀性[J]. 金属学报, 2007, 43(7): 688–692.
MA Tian-yu, YAN Mi, WANG Qing-wei. Homogeneity of magnetostriction of Tb-Dy-Fe-Co <110> oriented alloy rod[J].

- Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(7): 688–692.
- [18] 郑小平, 张佩峰, 范多旺, 李发伸, 成昭华, 沈保根. $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_{1.95}$ 合金的结构、磁致伸缩和 Mössbauer 研究[J]. 中国科学 G 辑: 物理学 力学 天文学, 2005, 35(2): 176–183.
- ZHENG Xiao-ping, ZHANG Pei-feng, FAN Duo-wang, LI Fa-shen, CHENG Zhao-hua, SHEN Bao-gen. Structure, magnetostriction and Mössbauer spectrum study of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_{1.95}$ alloy[J]. Science in China Series G: Physics, Mechanics & Astronomy, 2005, 35(2): 176–183.
- [19] WU Mei, UMEDA T, ZHOU Shou-zeng, WANG Run. Magnetostriction of grain-aligned $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1995, 224(1): 76–80.
- [20] 周白杨, 雷德辉. 悬臂梁结构 Sm-Fe GMFs 的磁致伸缩及幅频特性[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1407–1411.
- ZHOU Bai-yang, LEI De-hui. Magnetostriction and amplitude-frequency characteristics of cantilever beam structure Sm-Fe GMFs[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(7): 1407–1411.

(编辑 何学锋)