

文章编号: 1004-0609(2006)02-0289-07

R-Fe 合金在磁场中的凝固^①

邓沛然, 李建国

(上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200030)

摘 要: 研究了在远高于居里点的高温凝固过程中磁场对 TbFe_y 和 $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ ($x=0.3$, $y=1.9\sim 2.0$) 合金取向的影响。结果表明: 对凝固速率、熔体温度和材料成分的控制是在磁场中获得沿易轴取向所应考虑; 在高于 100 mT 的静磁场中, 直径为 16 mm 的 $\text{TbFe}_{1.9}$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ 样品被加热至略高于熔点的温度; 当冷却速率低于 50 °C/h 时, 可以获得 [111] 的择优取向; 但随着合金中 Fe 含量的增加, 合金中的 RFe_3 相将出现, 过多的 RFe_3 相将在包晶反应结束后仍然留在固液相中, 从而影响晶体的取向; 当 Fe 含量 $y \geq 2$ 时, TbFe_y 和 $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ 在磁场中的慢冷条件下很难获得 [111] 择优取向的组织。

关键词: R-Fe 合金; RFe_3 相; 凝固; 冷却速率; 易轴; 磁场

中图分类号: TG 111.4

文献标识码: A

Solidification of R-Fe alloy in magnetic field

DENG Peiran, LI Jianguo

(School of Materials Science and Engineering,

Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030, China)

Abstract: The effect of magnetic field on the orientation of TbFe_y and $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ ($x=0.3$, $y=1.9\sim 2.0$) alloy during the solidification course at high temperature far above Curie point was studied. The results show that the control of solidification rate, melt temperature and chemical composition is necessary for achieving crystal alignment with orientation along the easy magnetic axis in a magnetic field. In a static magnetic field of above 100 mT, $\text{TbFe}_{1.9}$ and $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ alloy were heated to the temperature of slightly above their melting point, and then solidified at cooling rate of below 50 °C/h, the [111] orientation would be dominant in samples. However, with increasing the content of Fe in alloy from 1.93, RFe_3 phases would precipitate in alloy, excessive RFe_3 phases would still exist in liquid-solid phase after peritectic reaction, then degrade the orientation degree in sample. It is difficult to obtain the preferred orientation of [111] direction for TbFe_y and $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ alloy by slow cooling in magnetic field at Fe content $y \geq 2$ in alloy.

Key words: R-Fe alloy; RFe_3 phase; solidification; cooling rate; easy magnetic axis; magnetic field

稀土铁磁致伸缩材料 TbFe_y 和 $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ ($x=0.3$, $y=1.9\sim 2.0$) 不仅在室温时有着优异的磁致伸缩性能, 而且具备较高的能量密度和在低频的高响应速率等特性, 从而在大功率声纳换能器, 微定位和精密加工及磁弹性波器件等高新技术领域有着广泛的应用前景^[1~6]。尤其是 $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$

($x=0.3$, $y=1.9\sim 2.0$) 合金即 Terfenol-D^[3], 在低磁场下有着较大的磁致伸缩而更有实用价值。

但 $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ 合金的磁致伸缩性能有着较强的各向异性, $\lambda_{11} \gg \lambda_{00}$ ^[7], 因而一直希望制备轴向为 [111] 取向的单晶或多晶的 Terfenol-D 制品。多种定向凝固技术被用来制备 $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ 棒

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50125101)

收稿日期: 2005-05-31; 修订日期: 2005-09-31

作者简介: 邓沛然(1970-), 男, 博士研究生

通讯作者: 邓沛然; 电话: 021-62934142; E-mail: peirandeng@yahoo.com.cn

材^[8~11], 但只能获得[112]或[110]的择优取向。运用籽晶技术^[12, 13], 可以获得[111]取向的 $Tb_x Dy_{1-x} Fe_y$ 晶体, 但这种方法对籽晶的要求高, 并且制取成品的工艺稳定性较难控制。

当成分 x 为0.27~0.30, y 为1.9~2.0时, $Tb_x Dy_{1-x} Fe_y$ 合金的具有最大磁致伸缩应变的[111]取向, 同时也是其易磁化轴方向, 因此在材料的加工过程中, 通过施加磁场使晶体易轴平行于磁场方向取向。在粉末冶金法制备 $Tb_x Dy_{1-x} Fe_y$ 成品时, 在烧结前对 $Tb_x Dy_{1-x} Fe_y$ 粉末进行磁场预取向, 可以取得[111]取向略占优势、多种组织并存的组织, 但疏松和孔洞难以避免^[14]。近年来, 对磁性材料高温熔体在强磁场中凝固的研究表明^[15, 16], 在远高于居里点的熔点附近, 晶体残余磁晶各向异性可以被磁场诱导从而形成平行于磁场方向沿易磁化轴取向的晶体结构。在5 T的磁场中, $YBa_2Cu_3O_7$ 从1050℃的液固相中缓慢冷却, 可获得与磁场方向高度一致的沿易轴取向的块状晶体组织^[15], 在该凝固实验中, 熔体中体积为 $1 \mu m^3$ 的晶粒在1500 K时, 晶粒各向异性 ΔE 的计算值为热扰动能的5000倍, 这意味着在实际的工业运用中可在较低的磁场中实现沿易轴的取向。Legrand等^[16]则研究了Sm-Co合金在磁场中的凝固, 在快的凝固速率下(数秒钟内完成凝固), 当磁场强度超过2.5 T时, 可以获得Sm-Co合金的沿易轴的晶体取向。另在微重力条件下, $TbFe_2$ 和 $Tb_{0.3} Dy_{0.7} Fe_{1.9}$ 分别在45和37 uT的静磁场强度中凝固^[17, 18], 获得了[111]取向的多晶样品, 但微裂纹易在急冷中产生, 这种方法目前仍不具备商业价值。

本文作者研究了 $TbFe_y$ 和 $Tb_{0.3} Dy_{0.7} Fe_y$ 合金在磁场中的凝固取向, 考察了冷却速率、凝固温度和材料成分对凝固取向的影响。

1 实验

d 16 mm $\times$ 16 mm 的 $TbFe_y$ 和 $Tb_x Dy_{1-x} Fe_y$ ($x=0.3, y=1.9\sim 2.0$)的母合金按成分分为 $y=1.85$ 和 $y=1.96$ 两组。母合金由纯度高于99.9%的Tb、Dy和Fe高频感应熔炼而得, 熔炼条件为抽真空至50 mPa, 充氩气至压力80 kPa。

凝固实验在超高温梯度凝固装置中进行(见图1)。实验采用SIT高频电源加热。一个自制的磁场装置安置在真空室里, 该装置在工作条件最大磁场强度可达180 mT。将母合金置于内径为 d 16 mm

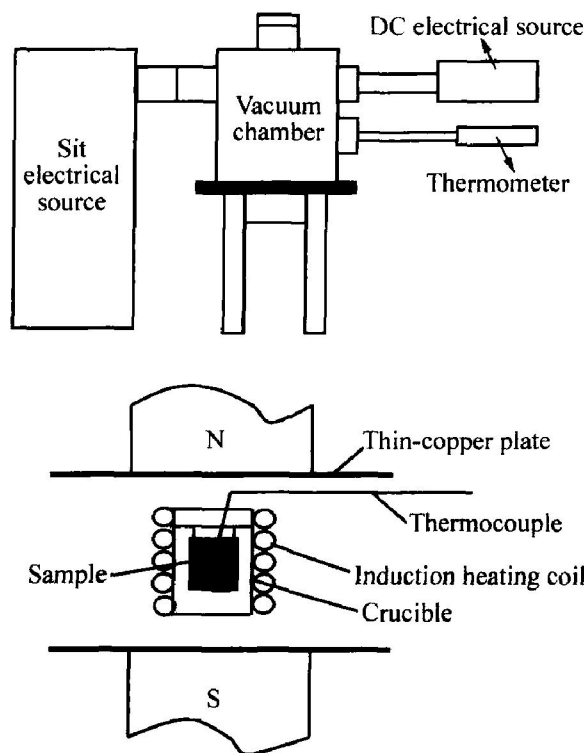


图1 内置磁场的凝固实验装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of apparatus for solidification in static magnetic field

的 Al_2O_3 坩埚中, 然后固定在磁场装置的磁极中心, 圆柱形试样的轴向平行于磁场方向, 磁场方向与重力方向大致一致, 与磁极绝缘的薄铜片用于屏蔽感应线圈对磁极的影响。下述重熔和磁场下凝固实验仍在真空为50 mPa, 氩气压力80 kPa的条件下进行。合金以较快的速率加热到1050℃, 再缓慢升温至预定温度, 然后施加静磁场, 保温8~10 min以均匀熔体的温度场, 再按不同的工艺凝固。

采用扫描电镜和光学显微镜观察试样的微观结构, 用X射线衍射(采用 $CuK\alpha$ 辐射)对垂直于磁场方向的试样表面(试样中部)进行了取向测试, 采用ICP法测定合金成分。试样腐蚀剂为Nital溶剂(5.0% HNO_3/C_2H_5OH , 体积分数)。

2 结果与分析

2.1 凝固速率与晶体取向

将 $Tb_{0.3} Dy_{0.7} Fe_{1.86}$ 母合金加热至1260℃, 在140 mT的磁场中静置10 min后, 分别以较快的冷却速率(约7℃/s), 和较慢的冷却速率1.5℃/min和0.8℃/min在磁场中凝固。X射线衍射的结果如图2所示。从图2中可观察到晶粒取向的明显的变化过程。由图2可看出, 在约7℃/s的冷却速率

下, 晶粒明显的择优取向, 晶粒取向是随机的, 这 和没有磁场影响的普通凝固没有区别; 当冷却速率 降低为 $1.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 平行于外磁场的 $[112]$ 取向在 样品中已占优势, $[112]$ 取向仅偏离 $[111]$ 取向 19.5° ; 在冷却速率为 $0.8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 时, $[111]$ 取向在 样品中已占明显优势, 在图中可观察到 (111) 、 (222) 、 (333) 的衍射峰, 其中 (222) 的衍射峰最强。

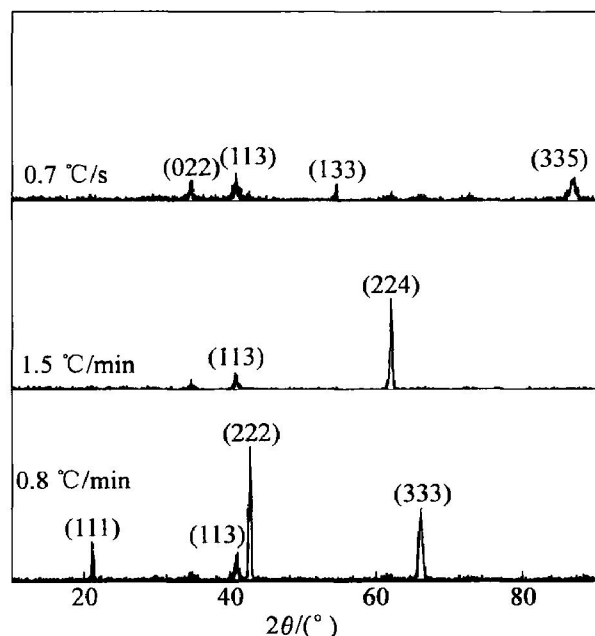


图 2 磁场中不同冷却速率凝固的 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ 合金的 X 射线衍射谱

Fig. 2 XRD patterns of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ alloy solidified in magnetic field of 140 mT at different cooling rates

实验结果表明, 随着冷却速率的降低, 在磁场的诱导下, 样品中织构将出现, 晶体的易轴将逐步转向并最终平行于磁场方向。

将 $\text{TbFe}_{1.86}$ 母合金加热至 $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$, 在 120 mT 的磁场中静置 10 min 后, 在磁场中分别以 $7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、 $2.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 和 $0.7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的冷却速率凝固. 同样可以得到与上类似的取向变化趋势(见图 3)。由图 3 可看出, 在较快冷却速率($7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$)下, 晶体取向是随机分布; 当冷却速度为 $2.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 时, $[110]$ 取向在所测样品中略占优势, $[111]$ 取向开始出现, 反映 $[111]$ 取向的衍射峰强度仅次于 $[110]$ 取向的强度; 当冷却速率为 $0.7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 时, (111) 、 (222) 和 (333) 的衍射强度继续增强, 其他晶面的衍射强度大大降低, 沿易轴的 $[111]$ 取向成为样品的主要织构。在实验中, 当磁场强度大于 100 mT , 冷却速率低于 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 时, 都能获得类似结果。

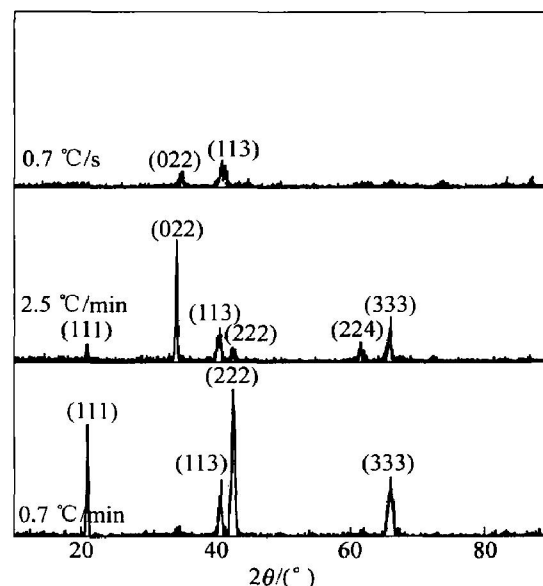


图 3 磁场中不同冷却速率凝固的 $\text{TbFe}_{1.9}$ 合金的 X 射线衍射谱

Fig. 3 XRD patterns of $\text{TbFe}_{1.9}$ alloy solidified in a magnetic field of 120 mT at different cooling rates

TbFe_2 在立方晶系的金属间化合物中具有最强的磁晶各向异性, 室温下磁晶各向异性常数 $k_1 = -7.6\text{ MJ}/\text{m}^3$, 与具有强的磁晶各向异性的六方晶系 SmCo 合金接近, 而由于加入了与 Tb 的磁晶各向异性常数符号相反的 Dy , $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 磁晶的各向异性已经大大降低, 室温中的 $k_1 = -64\text{ kJ}/\text{m}^3$, 各向异性接近软铁磁材料。由图 2 和 3 可见, TbFe_2 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 在室温的磁晶各向异性的差异似乎对它们在磁场中凝固过程的取向的影响并不大。在远高于居里点的熔点附近, 磁性材料的残余的磁化率 κ 的差异应当较小。因此, 室温下的磁晶各向异性的差异对在高温熔体中磁场诱导晶体生长取向的影响是较小的。

2.2 熔体温度与晶体取向

当把熔体温度降低到熔点及液相线以下时, 磁场对晶体取向的诱导作用明显减弱或消失。将 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.86}$ 母合金分别加热至 1240 、 1230 和 $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。 $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 是合金的包晶反应温度, 在 $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 固相已占 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.86}$ 体积的约 80% 。然后在 140 mT 的静磁场中以 $0.6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的冷却速率凝固。晶体取向的结果如图 4 所示。图 4(a) 所示为从 $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 开始凝固样品 X 射线的衍射谱, (111) 、 (222) 和 (333) 的衍射峰均可观察到, 但

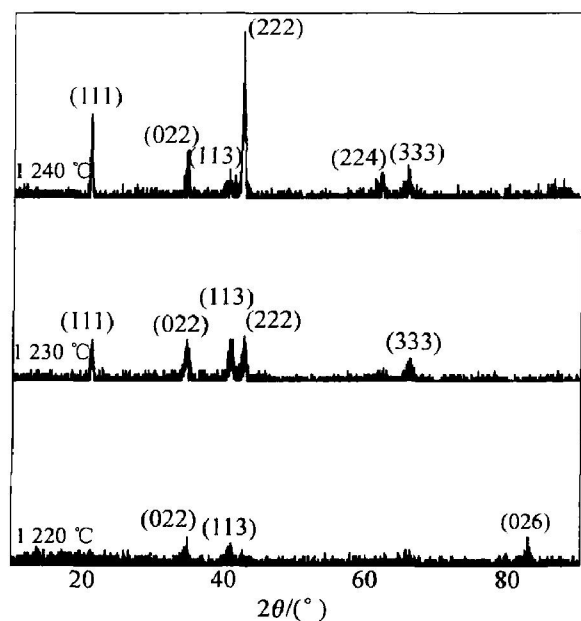


图 4 冷却速度为 0.6 °C/min 时磁场中不同熔体凝固温度的 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} 合金的 X 射线衍射谱

Fig. 4 XRD patterns of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} alloy solidified at 0.6 °C/min in magnetic field of 140 mT at different temperature

衍射强度和图 2 和 3 比较有所下降, (022) 和 (224) 的衍射峰也较突出。图 4(b) 所示为从 1 230 °C 开始凝固的样品的 X 射线衍射谱, 这种凝固条件下多晶的晶体取向是随机分布, 和其他取向相比, [111] 的取向略占优势。图 4(c) 则表明晶体取向保持在普通凝固的随机状态, 不受磁场影响。

实验结果表明, 当合金被刚加热至熔点时, 未被充分熔化的成分存在并影响再结晶过程中的合金取向。磁场能有效作用的高温熔体中晶体取向的温度范围只能发生在低于液相线的狭小区域。

在 5 T 的强静磁场中, YBa₂Cu₃O₇ 从 1 050 °C 的液固相中缓慢冷却, 虽可获得与磁场方向一致的沿易轴取向的块状晶体组织, 但同时其他取向也明显存在^[15]。而在 Legrand 等^[16] 的凝固实验中, 当 SmCo 合金充分熔化后, 在较快的凝固速率下(几秒钟内完成凝固), 当磁场强度超过 2.5 T 时, 可以获得合金的沿易轴的晶体取向, 虽然晶体取向和磁场方向略有偏离(小于 10°), 但其他取向则很少。

2.3 材料成分与凝固过程中晶体取向

将 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.97} 母合金加热至 1 270 °C 时, 在 140 mT 磁场中静置 10 min, 然后以 0.8 °C/min

的冷却速率在磁场中冷却至 1 150 °C。经 X 射线衍射检验, 在平行于磁场的方向竟没有沿易轴的择优取向, 有时甚至没有明显的取向。在光学显微镜下, 可观察到大量的尺寸不一的 RFe₃ 相(见图 5)。TbFe_{1.98} 母合金在相似工艺中也有类似结果。

根据 Tb_{0.3}Dy_{0.7}-Fe 相图^[19], 对于 Tb_{0.3}Dy_{0.7}-Fe_y 合金, 当 $y \geq 1.93$ 时, 基体中将析出 RFe₃ 相(R 代表稀土元素), 这些 RFe₃ 相在 1 270 °C 的熔体中至少在较短时间内不会被溶解; 当温度在熔点以上时, 随着熔化过程中 Tb 和 Dy 的挥发, 尤其是 Dy 的蒸气压较高, 极易挥发, 在缓慢冷却过程中, 熔体中过量的 RFe₃ 相将会析出。这些 RFe₃ 相将会在凝固初期影响晶体取向的形成。因此, 为避免 Tb 和 Dy 的损失, 熔体温度也不宜过高。

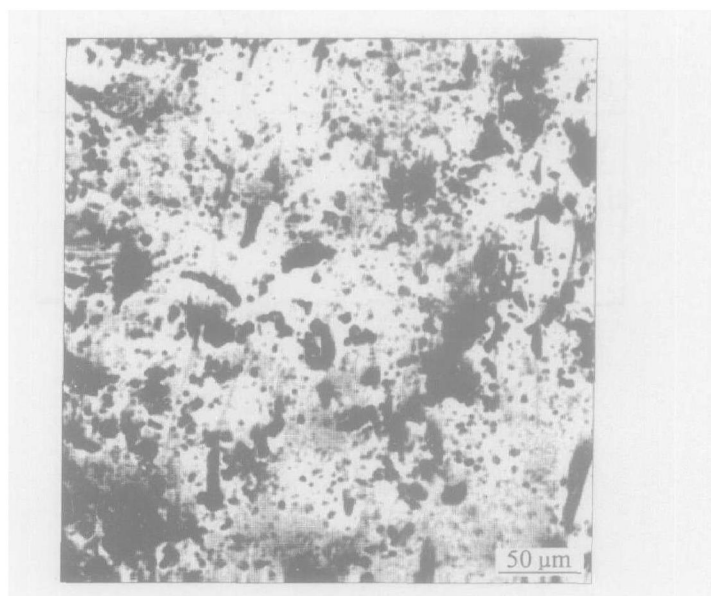


图 5 慢凝的 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{2.0} 合金的微观组织

Fig. 5 Microstructure of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{2.0} alloy solidified at slow cooling

在微重力和磁场中, 在快冷条件下, 所制备的 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9}^[18] 样品的取向度也明显高于 TbFe₂^[17], 其原因也许可用成分中 Fe 含量的影响来解释。

2.4 显微组织

RFe_{1.96} 的母合金的经重熔和凝固后, Fe 的含量一般($y \geq 2$), 在其微观组织中可观察到大量的 RFe₃ 相(见图 5)。

Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.86} 在 140 mT 的静磁场中以 0.8 °C/min 的冷却速率凝固, 其横截面和平行于磁场纵截面的组织形貌如图 6 所示。横截面显示其组织为板条片状组织(见图 6(a)); 图 6(b) 则显示平行

的片状晶粒的宽度为 150~ 1 000 μm, 晶粒大致沿磁场方向整齐堆垛。其微观组织如图 7 所示。从图 7 可看出, 稀土相从基体中析出, 无裂纹和孔洞等缺陷。这种无缺陷的平行于磁场的柱晶组织有利于磁致伸缩性能。在柱晶晶界处(图 6(b) 圆圈标记处), 还可以观察到稀土金属和 Terfenol-D 的共晶组织(见图 8)。这种共晶组织有助于阻止裂纹沿晶界扩展。

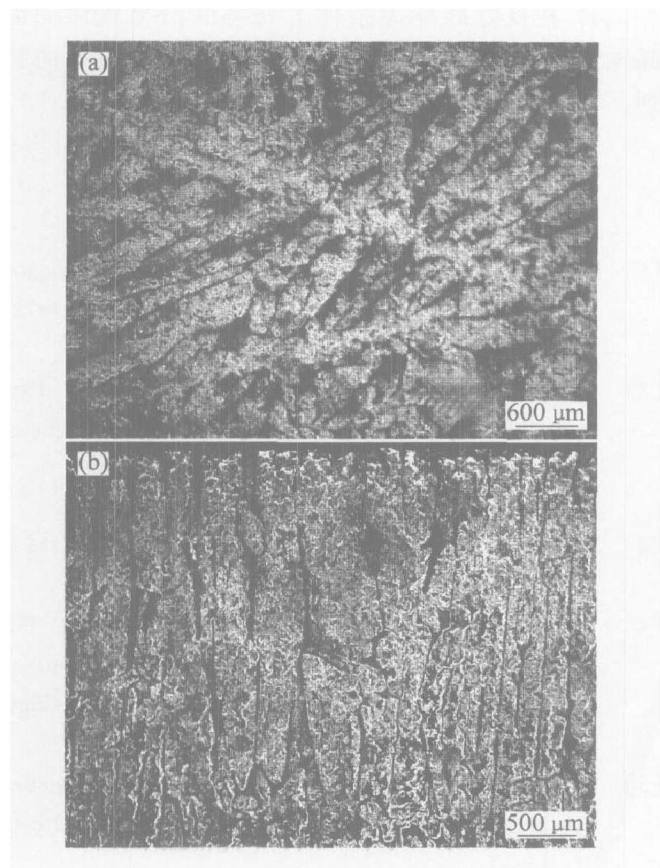
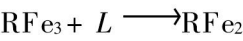


图 6 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} 合金在 140 mT 磁场中以 0.8 °C/min 凝固的宏观组织

Fig. 6 Macrostructures of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} alloy solidified at slowly cooling rate of 0.8 °C/min in magnetic field of 140 mT
(a) —Perpendicular to field;
(b) —Parallel to field

3 讨论

当 TbFe_{1.9} 或 Terfenol-D 合金从熔点之上开始冷却时, RFe₃ 相将首先从熔体中析出, 当温度降至包晶反应温度时, 将发生如下反应:



在凝固过程中, 熔体的湍流状况与冷却速率密切相关, 当冷却速率降低时, 熔体的湍流随之降低, 温度波动也随之下降, 较弱的磁场就能抑制熔

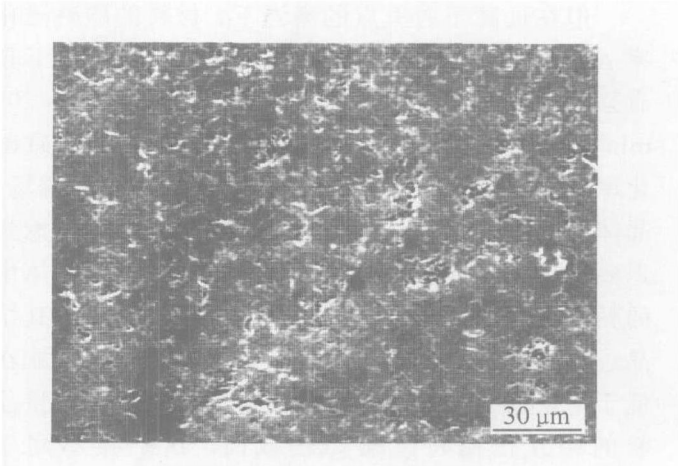


图 7 慢凝的 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} 合金块状晶粒的 SEM 像

Fig. 7 SEM image of bulk crystal grain of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} alloy solidified at slowly cooling rate

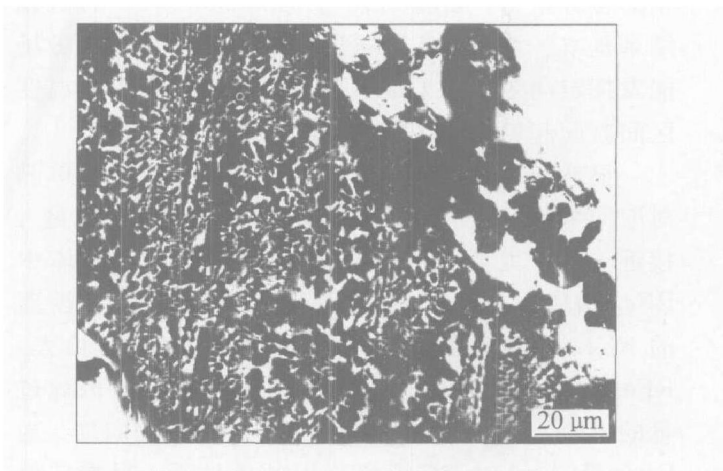


图 8 慢凝 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} 合金晶界的共晶组织

Fig. 8 Eutectic structure of rare earth metal and Terfenol-D phase in crystal interface of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} solidified at slowly cooling rate

体内部的扰动。当熔体内部的扰动被抑制时, 随着冷却速率的降低, 凝固过程趋向于平衡凝固, 这有利于熔体中单晶性质的自由 RFe₂ 晶粒的生长。在一定的磁场中, 当晶粒的体积超过某一临界尺寸时, 磁场诱导的各向异性能 $\Delta E = \mu_0 \Delta K V H_A^2 / 2$ ^[15, 16] 将克服热扰动能, 晶粒将在有效磁矩 $m = \Delta K M^2 V \sin 2\alpha / (2\mu_0)$ ^[19] 的驱动下, 沿易轴向平行于磁场的方向旋转取向, 易轴取向将降低体系自由能。在这里 μ_0 指的是真空磁导率, $\Delta K = K_{||} - K_{\perp}$ 代表晶体的顺磁磁化率各向异性(大小和温度有关); V 指的是晶粒的体积; H_A 为外加磁场强度; M 为磁感应强度; α 是磁场方向和最大磁化率的夹角。

但在远高于居里点的高温下,材料的顺磁磁化率 $\Delta\kappa$ 是非常微弱的, Legrand 等^[16] 测出室温下具有强各向异性的 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 在 1 175 °C 时的 $\Delta\kappa = 300 \text{ mm}^3/\text{kg}$, $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ 在 1 240 °C 附近时顺磁磁化率 $\Delta\kappa$ 应在此之下,由此类推即便是施加强磁场,晶体的各向异性能和磁矩仍是微弱的。如果考虑到退磁场,就更弱小一些,仅能克服高温液态熔体中的粘性阻力。对于远高于居里点的高温熔体,其结晶过程中的沿外磁场方向的充分沿易轴取向只能在低于熔点的一个小温度范围内进行并完成,大量晶粒的相互作用将阻碍易轴取向。这一点不同于 MnBi ^[20] 合金在磁场中的凝固,在后者的固液区间中,铁磁性 MnBi 相在 355 °C 发生铁磁-顺磁转变,温度转变点处于固液温度区间靠近液相线一侧。在低于 355 °C 的固液区间,调节磁场大小可有效地控制磁力矩的大小以克服随着凝固进行而增大的熔体中的各种阻力。实验结果与 Mikelson 等^[19] 的研究结果基本一致,在高于居里点的高温熔体中,磁场能发挥定向效果的温度区间约在液相线下固液温度区间凝固起始的 20% 区段内^[17]。

显然在凝固初期可获得自由取向的 RFe_2 单晶对取向生长是非常重要的,但当材料的 Fe 含量 y 接近 2 时,尤其是在缓慢冷却的情况下,熔体中 RFe_3 相将大大增加,在包晶反应结束后,仍有游离的 RFe_3 相存在熔体中,并作为形核晶粒长大。 RFe_3 的易轴取向与 RFe_2 的易轴取向不同。因此过量的 RFe_3 将降低凝固过程中沿易轴的取向度。当 Fe 含量 $y \geq 2$ 时,在缓慢凝固的条件下,很难获得沿易轴的择优取向,因此合金的最终成分应控制在 $1.9 \leq y \leq 1.93$, 且在这个范围内, Terfenol-D 具有最佳的综合性能。 TbFe_2 或 Terfenol-D 合金作为一种脆性材料,当 Fe 含量由 $y = 2$ 适当降低时,磁致伸缩性能略微下降,但力学性能大为改善^[21]。磁场中熔体织构取向对材料成分的要求与材料性能对材料成分的要求是一致的。

4 结论

1) 通过降低冷却速率,可以在较弱的磁场中(尤其是磁场方向与重力方向一致时)获得满意的凝固条件以实现磁性材料在凝固过程中的沿易轴取向。对于 $d = 16 \text{ mm}$ 的 $\text{TbFe}_{1.9}$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ 试样,当磁场强度大于 100 mT,冷却速率低于 50 °C/h 时,可获得[111]取向占优势的织构。

2) 在高温熔体凝固过程中,磁场能发挥定向

效果的温度区间在液相线下凝固起始的狭窄区段。材料充分熔化后,在磁场中的再结晶生长有利于获得较高的取向度。

3) 在慢冷的条件下, TbFe_y 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_y$ 成分将显著影响晶体的取向,当 $y \geq 1.95$ 时,随着 Fe 含量的升高,熔体中过量的 RFe_3 将会明显降低样品的取向度。因此,合金的最终成分应控制在 $1.9 \leq y \leq 1.93$ 的范围内。

4) 在良好的凝固条件下获得的沿易轴取向的晶体组织无缺陷,彼此平行的柱晶沿磁场方向排列。

REFERENCES

- [1] Clark A E, Belson H. Giant room-temperature magnetostrictions in TbFe_2 and DyFe_2 [J]. *Phys Rev*, 1972, B5: 3642 - 3644.
- [2] Tsavage H, Abbundi R, Clark A E, et al. Permeability, magnetomechanical coupling and magnetostriction in grain-oriented rare earth-iron alloys [J]. *J Appl Phys*, 1979, 50(3): 1674 - 1676.
- [3] Clark A E. *Ferromagnetic Materials (Vol 1)* [M]. Amsterdam: North-Holland, 1980.
- [4] Verhoeven J D, Ostenson J E, Gibson E D, et al. The effect of composition and magnetic heat treatment on the magnetostriction of $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ twinned single crystals [J]. *J Appl Phys*, 1989, 66(2): 772 - 779.
- [5] Jiles D C. The development of highly magnetostrictive rare earth-iron alloys [J]. *J Phys D: Appl Phys*, 1994, 27: 1 - 11.
- [6] Ashley S. Magnetostrictive actuators [J]. *Mech Eng (Am)*, 1998, 120(6): 68 - 71.
- [7] Teter J P, Clark A E, Mcmasters O D. Anisotropic magnetostriction in $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ [J]. *J Appl Phys*, 1987, 1(8): 3787 - 3789.
- [8] Verhoeven J D, Gibson E D, Mcmasters O D, et al. The growth of single crystal Terfenol-D crystal [J]. *Metall Trans*, 1987, 18A: 223 - 231.
- [9] Shi Z, Chen Z, Wang X, et al. Directionally solidified $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}(\text{MYFe}_{1-y})_{1.9}$ giant magnetostrictive materials and their applications in transducer [J]. *Alloys Compd*, 1997, 258: 30 - 33.
- [10] Bi Y J, Abell J S, Hwang A M H. Defects in Terfenol-D crystals [J]. *J Magn Magn Mater*, 1991, 99: 159 - 166.
- [11] Ji C C, Li J G, Ma W Z, et al. Preparation of Terfenol with precise $\langle 110 \rangle$ orientation and observation of the oriented growth crystal morphology [J]. *J Al-*

- loys Compd, 2002, 33: 291 - 295.
- [12] Wu G H, Zhao X G, Wang J H, et al. $\langle 111 \rangle$ oriented and twin-free single crystal of Terfenol-D grown by Czochralski method with cold crucible[J]. Appl Phys Lett, 1995, 67(14): 2005 - 2007.
- [13] Mei W, Yoshizumi M, Okane T, et al. Crystal growth of giant magnetostrictive Tb-Dy-Fe alloy[J]. J Alloys Compd, 1997, 258: 34 - 38.
- [14] Mei W, Umeda T, Zhou S, et al. Preparation and magnetostriction of Tb-Dy-Fe sintered compacts[J]. J Magn Magn Mater, 1997, 174: 100 - 108.
- [15] De Rango P, Lees M, Lejay P, et al. Texturing of magnetic materials at high temperature by solidification in a magnetic field[J]. Nature, 1991, 349: 770 - 771.
- [16] Legrand B A, Chateigner D, Perrier D, et al. Orientation by solidification in a magnetic field: a new process to texture SmCo compounds used as permanent magnets[J]. Magn Magn Mater, 1997, 173: 20 - 28.
- [17] Minggawa H, Kamada K, Konishi T, et al. Unidirectional solidification of TbFe₂ alloy using magnetic field in microgravity[J]. J Magn Magn Mater, 2001, 234: 437 - 442.
- [18] Minggawa H, Kamada K, Nagai H, et al. Synthesis of Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9} magnetostrictive alloy by unidirectional solidification in a magnetic field and microgravity[J]. J Magn Magn Mater, 2002, 248: 230 - 235.
- [19] Mikelson A E, Karklin Y K. Control of crystallization process by means of magnetic fields[J]. J Crystal Growth, 1981, 52(1-4): 524 - 529.
- [20] 王 晖, 任忠鸣, 邓 康, 等. 磁场对 Bi-Mn 合金两相区 MnBi 相定向排列的影响[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(3): 556 - 560.
- WANG Hui, REN Zhong-ming, DENG Kang, et al. Effects of a static magnetic field on alignment structure of MnBi phase in semi-solidified Bi-Mn alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(3): 556 - 560.
- [21] Peterson D T, Verhoeven J D, McMasters O D, et al. Strength of Terfenol-D[J]. J Appl Phys, 1989, 65(9): 3712 - 3713.

(编辑 李艳红)