文章编号:1673-9469(2020)03-0107-06 DOI:10.3969/j.issn.1673-9469.2020.03.016

块体 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体的微结构和磁性能

黄光伟,王亚娜,宋文鹏,郑立允,贺洪江

(河北工程大学 河北省稀土永磁材料与应用工程研究中心,河北 邯郸 056038)

摘要:采用高压热压缩变形技术对高能球磨的SmCo基非晶-纳米晶粉体与商用的Nd-Fe-B纳米晶粉体的混合物冷压块进行变形处理,成功制备出块体各向异性 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体。通过X射线衍射仪(XRD)、透射电子显微镜(TEM)以及振动样品磁强计(VSM)对块体 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体的微结构和磁性能进行分析研究得出:所制备磁体的微结构由 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶区域组成,且 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶具有沿其(00l)方向(平行于压力方向)的择优取向;磁体具有明显的磁各向异性,室温下沿压力方向具有16 MGOe的最大磁能积;磁体具有较好的温度稳定性,其矫顽力温度系数 $\beta_{(RT-250\,℃)}=-0.26\%\ ℃^{-1}$。研究结果表明,所制备磁体具有较高的潜力,可应用于国防军工、轨道交通等科技领域。

关键词:异质纳米复合;永磁体;微结构;磁性能;织构

中图分类号:TG146.4 **文献标识码**:A

Microstructure and Magnetic Properties of the Bulk Anisotropic Nanohybrid $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ Magnets

HUANG Guangwei, WANG Yana, SONG Wenpeng, ZHENG Liyun, HE Hongjiang

(College of Materials Science and Engineering, Hebei University of Engineering, Handan, Hebei 056038, China)

Abstract: By using high-pressure thermal compression (HPTC), the blends of SmCo-based amorphous-nanocrystalline powders and the commercial Nd-Fe-B nanocrystalline powders were deformed, and the bulk anisotropic nanohybrid $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ magnets were successfully prepared. The microstructure and magnetic properties of the obtained magnets were studied by XRD, TEM and VSM. The experimental results show that the obtained $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ magnets are composed of $SmCo_7$ and $Nd_2Fe_{14}B$ nanocrystalline regions, and the $SmCo_7$ and $Nd_2Fe_{14}B$ nanocrystals possess a (00l) texture along the pressure direction (parallel to the pressure direction). Magnets exhibit an obvious magnetic anisotropy and a maximum energy product of 16 MGOe at room temperature (RT) along the pressure direction. Moreover, the obtained magnets have a good thermal stability with a low $\beta_{(RT-250\,℃)}=-0.26\%\ ℃^{-1}$. These findings demonstrate that the bulk anisotropic nanohybrid $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ magnets have high potential to be applied in national defense, military industry, rail transit and other scientific and technological fields.

Key words: nanohybrid; permanent magnets; microstructure; magnetic properties; texture

永磁材料由于存储有高的静磁能,能够实现机械能和电能之间的相互转化,是风能发电、电动汽车、人工智能及5G技术等领域发展的关键材料[1-3]。现有的稀土永磁材料如SmCo和Nd-Fe-B,是当前各领域主要使用的永磁材料。但是,随着社会各高新科技领域的迅猛发展,现存永磁材料已渐渐不能满足各领域的发展需求。这是因为现有的永磁材料在性能和温度稳定性方面存在矛

收稿日期:2020-06-02

基金项目:河北省重点研发计划项目(18211904D,19211008D);河北省高等学校科学技术研究项目(QN2019040);邯郸市科学技术研究与发展计划项目(19422111008-28)

作者简介:黄光伟(1987-),男,贵州黔西人,博士,讲师,长期从事稀土永磁材料方面的研究。

盾,如 Nd-Fe-B 永磁材料,尽管其被誉为“永磁王”,在室温下具有优异的磁性能,市场的使用占比最高。但是,因为 Nd-Fe-B 稀土永磁材料具有较低的居里温度(T_c=312 ℃),使其很难应用于高温环境。通常,要实现 Nd-Fe-B 稀土永磁材料在高温环境的使用,需要采用昂贵、低丰度的重稀土元素 Tb 和 Dy 对 Nd 元素进行取代,或采用较为复杂的晶界扩散技术,对 Nd-Fe-B 稀土永磁材料的晶界结构进行调控[4-5]。相比于 Nd-Fe-B 稀土永磁材料,SmCo 稀土永磁材料具有较低的室温磁性能,但是由于其具有较高的居里温度(680 ℃~920 ℃),因此具有很好的高温稳定性,被广泛应用于高温环境[6]。因此,基于目前科技领域的发展趋势及现有永磁材料的特性,研究制备具有高磁性能同时具有良好温度稳定性的永磁材料成为了永磁材料领域的研究热点。

异质纳米复合永磁材料,即是将不同的磁性相在一定纳米尺度下进行复合,通过纳米尺度下的耦合作用(交换耦合作用和静磁耦合作用),实现将各组成相的优异性能相结合同时避免各自缺点的永磁材料,该类型的材料有潜力实现具有优异磁性能永磁材料的制备,近几年来备受关注[7-10]。本研究基于异质纳米复合的理念,采用已建立的高压热压缩变形技术对高能球磨的 SmCo 基非晶-纳米晶粉体与商用的 Nd-Fe-B 纳米晶粉体的混合物冷压块进行变形处理,制备出块体的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体,并将采用 X 射线衍射仪(XRD)、透射电子显微镜(TEM)以及振动样品磁强计(VSM)对所制备的块体磁体的微结构和磁性能进行深入研究分析。该研究工作将为制备具有高性能,同时具有良好温度稳定性的永磁材料提供一条有效的途径,以推进永磁材料领域的发展。

1 实验方法

本研究工作所用的前驱物为 SmCo 基非晶-纳米晶粉体和商用的 Nd-Fe-B 纳米晶粉体。其中,SmCo 基非晶-纳米晶粉体是通过采用 SPEX8000 高能球磨机球磨选购于阿法埃莎公司的 Sm_2Co_{17} 合金粉体所得,粉体粒径小于或等于 45 μm,球磨时间为 4.5 h,球料比为 20∶1,球磨介质为高纯氩气。Nd-Fe-B 纳米晶粉体为购买于麦格昆磁公司的 MQU-F 型快淬粉体,粉体粒径为小于或等于 50 μm。准备好两种粉体后,将球磨得到的 SmCo 基非晶-纳米晶粉体和商用的 Nd-Fe-B 纳米晶粉体在高纯氩气保护下的手套箱中混合并采用研钵进行研磨混合均匀,本研究混合粉体中 Nd-Fe-B 的含量为 30 wt%。研磨混合均匀后,将混合粉体在此高纯氩气保护下的手套箱中,采用内置液压机对混合粉体进行冷压,得到直径为 6 mm,高为 2 mm 的小圆柱。随后将冷压块进行组合并填满高为 8 mm 的钢套,并采用 Gleeble 3800 热模拟机对其装满冷压块的钢套一起进行高压热压缩变形,从而实现变形磁体的制备。本研究工作中的变形工艺参数分别为:变形量 ε =75%;变形温度 T=650 ℃;变形时间为 t=57 s;变形应力为 σ = 560 MPa,整个变形过程是在真空环境下执行。

获得变形磁体后,采用 X 射线衍射仪(XRD)、透射电子显微镜(TEM)和振动样品磁强计(VSM)对变形后样品进行微结构和磁性能的研究分析,其中 XRD 为 PIXcel-3D,靶材为 Co 靶,衍射线为 K_α;TEM 为 JEOL JEM-2010;VSM 为带有高温测试附件的 Lakeshore 7407,最大磁场为 21 kOe,能够实现室温及高温下的磁性能测试。基于所测试的 XRD 图谱,采用 JADE6 软件深入分析样品的相组成、晶粒取向及各相的晶粒尺寸。变形后块体样品的密度通过阿基米德原理测量所得。本工作在测试磁性能的过程中,采用了传统的方法对样品的退磁因子均进行了修正[10]。

2 结果与讨论

前驱物的微结构表征如图 1 和图 2 中的 XRD 图谱所示。对 XRD 图谱分析可得,经过高能球磨后 SmCo 粉体的微结构由纳米晶粒尺寸为 5~7 nm 的 $SmCo_7$ 相和非晶基体组成。经过分析计算得到球磨后 SmCo 粉体的结晶度为 24%,非晶含量为 76%。这说明通过高能磨后,SmCo 合金发生了由结晶态到非晶态的转变(图 1),且残余有部分纳米晶。由图 2 分析可得,所购买商用的 Nd-Fe-B 快淬粉体是晶粒尺寸约为 56 nm 的晶态相。经过对前驱粉体的微结构研究分析得到,本研究工作中用来进行高压热压缩变形的前驱粉体为 SmCo 基非晶-纳米晶粉体和 Nd-Fe-B 纳米晶粉体的混合物。

图 3 为经过高压热压缩变形后所得到的块体磁体表面垂直于压力方向的 XRD 图。由 XRD 图分析可得,经过高压热压缩变形后,所得到的磁体由 $SmCo_7$ 相和 $Nd_2Fe_{14}B$ 相组成,这说明高压热压

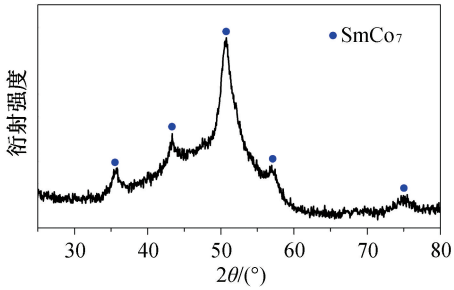

图 1　球磨后 SmCo 粉体的 XRD 图

Fig. 1　The XRD pattern of the as-milled SmCo powders

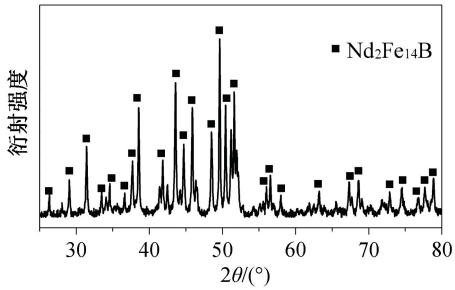

图 2　Nd-Fe-B(MQU-F)快淬粉体的 XRD 图

Fig. 2　The XRD pattern of the Nd-Fe-B (MQU-F) powders

缩变形过程实现了 SmCo 基非晶的晶化,实现了块体 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体的制备。通过对 XRD 图谱的进一步分析,可得到磁体的 $SmCo_7$ 相具有细小的纳米晶粒尺寸约为 11 nm,而 $Nd_2Fe_{14}B$ 相的晶粒尺寸约为 33 nm。因此,通过高压热压缩变形后,所制备的磁体具有细小的纳米晶粒尺寸。此外,从 XRD 图可清晰看出,与各向同性的 $Nd_2Fe_{14}B$ 粉末标准衍射卡片(PDF:39-0473)相比,变形后磁体的 $Nd_2Fe_{14}B$ 相具有增强的(004)、(105)及(008)衍射峰,这表明所制备磁体的 $Nd_2Fe_{14}B$ 相具有沿其易磁化轴(00*l*)方向的择优取向,详细分析可见参考文献[9]。但是,很难从 XRD 图中直观地看出磁体的 $SmCo_7$ 相是否具有沿其易磁化轴的择优取向。

为了进一步研究高压热压缩变形后所得磁体的微结构,对变形后得到的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体进行 TEM 表征,如图 4 和图 5 所示。由图 4 和图 5 分析可得,变形后磁体由两个不同的微结构区域组成,即是 $SmCo_7$ 纳米晶区域和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶区域。$SmCo_7$ 纳米晶区域由类球状的纳米晶组成,纳米晶粒尺寸约为 11 nm,与 XRD 分析相吻合。$Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶区域由板条状 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶组成,这些纳米晶的短轴方向晶粒尺寸分布为 25~54 nm,长轴方向的晶粒尺寸分布为 77~197 nm。由 $SmCo_7$ 纳米晶区域所对应的选

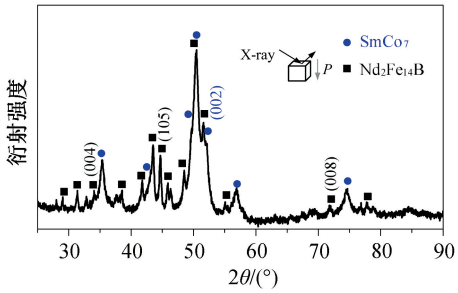

图 3　高压热压缩变形后所得块体磁体垂直于压力方向表面的 XRD 图

Fig. 3　The XRD pattern of the HPTC-deformed magnet measured on the sample surface perpendicular to the pressure direction

区电子衍射图可看出,衍射环具有(002)晶面加强的衍射斑点,这说明在 $SmCo_7$ 纳米晶区域中存在有沿(00*l*)方向的择优取向。此外,由 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶区域的选区电子衍射图同样可以看到 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶(006)晶面加强的衍射斑点,这也说明,变形后样品中的 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米具有沿其易磁化轴(00*l*)方向的择优取向,此结果与 XRD 分析一致。因此,我们可以得到,高压热压缩变形后所得到的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体由 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶区域组成,且 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶同时具有沿其易磁化轴的择优取向。

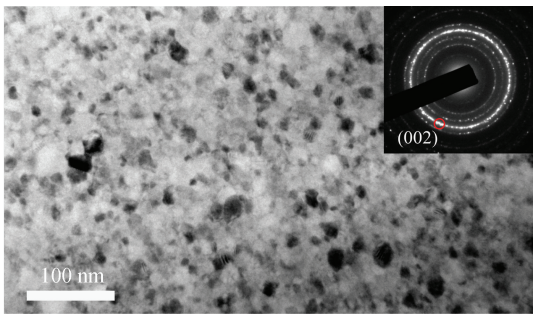

图 4　磁体 $SmCo_7$ 区域的 TEM 明场像及其选区电子衍射图(插图),照片取自样品表面平行于压力方向

Fig. 4　The bright-field TEM image of the magnet $SmCo_7$ region and the corresponding selection area electron diffraction (SAED) patterns (the inset), taken from the sample surface parallel to the pressure direction

为了研究高压热压缩变形所得到的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体的磁性能,对磁体进行 VSM 测试分析。图 6 为室温下高压热压缩变形后磁体平行于压力方向和垂直于压力方向的磁滞回线,表 1 为两个方向磁滞回线所对应的磁性参数值。由两个方向的磁滞回线可看出,变形后磁体

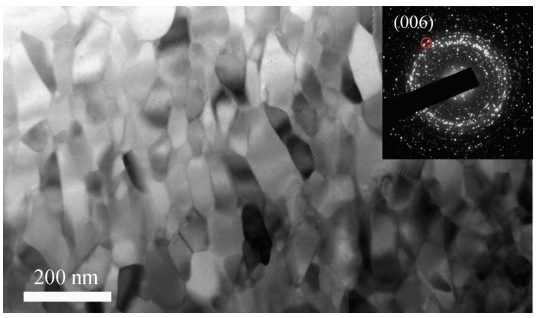

图 5 磁体 $Nd_2Fe_{14}B$ 区域的 TEM 明场像及其选区电子衍射图(插图),照片取自样品表面平行于压力方向

Fig. 5 The bright-field TEM image of the magnet $Nd_2Fe_{14}B$ region and the corresponding SAED pattern (the inset), taken from the sample surface parallel to the pressure direction

具有明显的磁各向异性。如表 1 所示,变形后磁体沿压力方向具有 16 MGOe 的最大磁能积,内禀矫顽力为 9.9 kOe,剩磁比为 0.86。相比平行于压力方向,磁体垂直于压力方向的磁能积仅为 6.3 MGOe,内禀矫顽力为 9.2 kOe,剩磁比为 0.7。这些结果说明,变形后磁体具有明显的磁各向异性,且平行于压力方向为磁体的易磁化轴方向。致使所制备磁体显示出明显磁各向异性的原因,是变形后磁体的 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 相具有沿其易磁化轴的择优取向。由图 6 可得,经过高压热压缩变形后,磁体平行于压力方向和垂直于压力方向均表现出单相磁化行为,这说明所得到的磁体具有较好的磁耦合作用,其中包含短程的交换耦合作用和长程的静磁耦合作用[11-12]。表 1 中平行于压力方向和垂直于压力方向的剩磁之比为 1.55,定量说明了高压热压缩变形后磁体确实具有强的磁各向异性,该磁各向异性主要来源于磁体的 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶具有沿其易磁化轴方向的择优取向。该研究工作中能够实现 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶具有沿其易磁化轴方向的择优取向的根本原因是:高压热压缩变形过程中引入了应变能各向异性,这使得 $SmCo_7$ 纳米晶自非晶基体晶化时能够沿其应变能最低方向择优取向形核和生长,同样,在该变形条件下,Nd-Fe-B 纳米晶也会沿其应变能最低方向生长,最终同时实现了 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶具有沿其易磁化轴方向的择优取向,此研究结果与前期的研究结果相同[8-10,13]。

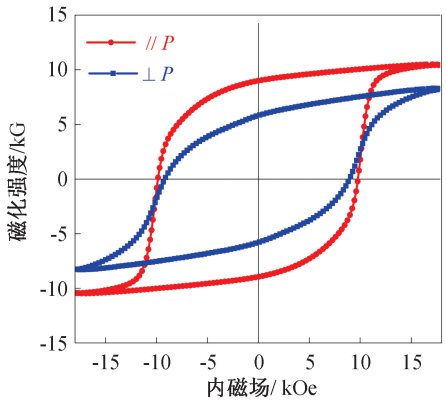

图 6 室温下高压热压缩变形后磁体平行于压力方向(// P)和垂直于压力方向(⊥P)的磁滞回线

Fig. 6 Magnetic hysteresis loops of the HPTC-deformed magnet measured parallel and perpendicular to the pressure direction at RT with a maximum field of 21 kOe. (// P denotes the measured field parallel to the pressure direction; ⊥P denotes the measured field perpendicular to the pressure direction)

为了研究高压热压缩变形后所得到的 $SmCo_7$/$Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体的高温稳定性,采用 VSM 对磁体在不同的温度下进行磁性能的测试,变形后磁体的最大磁能积和内禀矫顽力随温度的变化如图 7 所示。由图 7 可看出,随着温度的升高,变形后磁体的最大磁能积逐渐降低。在温度为 200 ℃下磁体具有 11 MGOe 的最大磁能积,当温度为 300 ℃时,磁体的最大磁能积仍高达 8 MGOe。与传统的 Nd-Fe-B 永磁材料相比,通过高压热压缩变形后所得到的 $SmCo_7$/$Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体具有较好的温度稳定性,能够应用至 Nd-Fe-B 永磁材料的居里温度(312 ℃)附近。因此,此高压热压缩变形所制备的磁体具有良好的温度稳定性,这主要是因为该磁体具有较低的矫顽力温度系数。矫顽力温度系数是用来衡量永磁材料温度稳定性的一个重要指标[14],其计算公式为:

表 1 室温下高压热压缩变形后磁体平行于压力方向和垂直于压力方向的磁性能

Tab. 1 Magnetic properties of the HPTC-deformed magnet measured parallel and perpendicular to the pressure directionat RT

高压热压缩变形磁体	最大磁能积 $(BH)_{max}$/ MGOe	内禀矫顽力 H_{ci}/ kOe	剩余磁化强度 $4\pi M_r$/ kG	饱和磁化强 $4\pi M_s$/ kG	剩磁比 S	两方向的剩磁之比 $4\pi M_r^{//}/4\pi M_r^{\perp}$
平行于压力方向 (// P)	16	9.9	9	10.6	0.86	1.55
垂直于压力方向 (⊥P)	6.3	9.2	5.8	8.3	0.7	

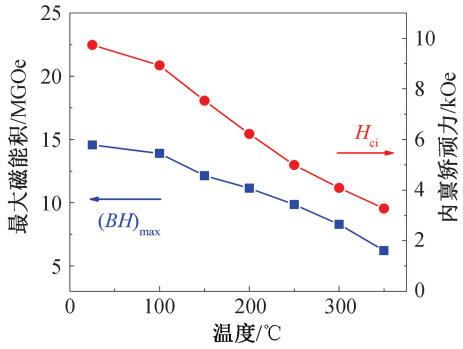

图 7　室温到 350 ℃范围内变形磁体沿压力方向的最大磁能积和内禀矫顽力的变化

Fig. 7　Dependence of $(BH)_{max}$ and H_{ci} on the measurement temperatures from RT to 350 ℃ for the HPTC-deformed magnets measured along the direction of pressure

$$\beta = \frac{H_{ci}(T) - H_{ci}(T_0)}{H_{ci}(T_0)(T - T_0)} \times 100\%$$

式中:$H_{ci}(T)$ 为某一温度下的内禀矫顽力,$H_{ci}(T_0)$ 为室温下的内禀矫顽力。通过该公式可计算出变形后 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体从室温到 250 ℃的矫顽力温度系数为 $-0.26\%\ ℃^{-1}$,即是 $\beta_{(RT-250\,℃)} = -0.26\%\ ℃^{-1}$。该矫顽力温度系数能与传统烧结的 $SmCo_5$ 磁体在该温度区间的矫顽力温度系数($\beta_{(RT-250\,℃)} = -0.26\%\ ℃^{-1}$)相当[2],且比已报道的 Nd-Fe-B 磁体和 Nd-Dy-Fe-Co-B 磁体在该温度范围内的矫顽力温度系数低[15],Nd-Fe-B 磁体和 Nd-Dy-Fe-Co-B 磁体的矫顽力温度系数分别为 $\beta_{(RT-250\,℃)} = -0.42\%\ ℃^{-1}$ 和 $\beta_{(RT-250\,℃)} = -0.4\%\ ℃^{-1}$。以上结果表明,高压热压缩变形所得到的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体具有增强的温度稳定性。该增强的温度稳定性一方面源于所制备的磁体含有大量的具有高的居里温度的 $SmCo_7$ 纳米晶[16],以及细小的纳米晶粒尺寸,这样的微结构在高温下能有效地抑制反向畴的移动,在高温环境中能够使磁体保持较高的磁性能。另一方面,该增强的温度稳定性还可能源于所制备的磁体在高压热压缩变形过程中存在界面扩散,SmCo 合金中的 Co 原子进入 $Nd_2Fe_{14}B$ 晶体结构,形成 $Nd_2(Fe,Co)_{14}B$ 相,从而提高了其居里温度。

3　结论

1)采用高压热压缩变形技术对 SmCo 基非晶-纳米晶粉体与商用的 Nd-Fe-B 纳米晶粉体的混合物冷压块进行变形处理,成功制备出块体各向异性的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体。

2)所制备的块体各向异性 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体由 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶区域组成,且 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 纳米晶具有沿其 $(00l)$ 方向的择优取向。

3)所制备的块体各向异性 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体具有增强的温度稳定性,室温到 250 ℃的矫顽力温度系数为 $\beta_{(RT-250\,℃)} = -0.26\%\ ℃^{-1}$。

尽管本研究工作成功制备出块体各向异性的 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体,且该磁体具有增强的温度稳定性,但磁体的 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 相的织构较弱,导致磁体的磁能积与单相的 $SmCo_7$ 及单相的 $Nd_2Fe_{14}B$ 磁体相比仍有一定的差距。在后续的研究工作中通过对变形工艺参数的调控及成分的设计将能够进一步增强 $SmCo_7$ 和 $Nd_2Fe_{14}B$ 相的织构,从而实现 $SmCo_7/Nd_2Fe_{14}B$ 异质纳米复合永磁体磁性能的进一步提高。

参考文献:

[1]MCCALLUM R W, LEWIS L H, SKOMSKI R, et al. Practical Aspects of Modern and Future Permanent Magnets[J]. Annual Review of Materials Research, 2014, 44: 451-477.

[2]GUTFLEISCH O, WILLARD M A, BRüCK E, et al. Magnetic Materials and Devices for the 21st Century: Stronger, Lighter, and More Energy Efficient[J]. Advanced materials, 2011, 23(7): 821-842.

[3]TRENCH A, SYKES J P. Rare Earth Permanent Magnets and Their Place in the Future Economy[J]. Engineering, 2020,6(2):115-118.

[4]PATHAK A K, KHAN M, GSCHNEIDNER Jr K A, et al. Cerium: An Unlikely Replacement of Dysprosium in High Performance Nd-Fe-B Permanent magnets[J]. Advanced Materials, 2015, 27(16): 2663-2667.

[5]TENAUD P, LEMAIRE H, VIAL F. Recent Improvements in NdFeB Sintered Magnets[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 1991, 101(1-3): 328-332.

[6]KUMAR K. $RETM_5$ and RE_2TM_{17} Permanent Magnets Development[J]. Journal of Applied Physics, 1988, 63(6): R13-R57.

[7]YUE M, ZHANG X Y, LIU J P. Fabrication of Bulk Nanostructured Permanent Magnets with High Energy Density: Challenges and Approaches[J]. Nanoscale, 2017, 9(11): 3674-3697.

[8]LI X H, LOU L, SONG W P, et al. Controllably Manipulating Three-dimensional Hybrid Nanostructures for Bulk Nanocomposites with Large Energy Products[J]. Nano letters, 2017, 17(5): 2985-2993.

[9]HUANG G W, LI X H, LOU L, et al. Engineering Bulk, Layered, Multicomponent Nanostructures with High Energy Density[J]. Small, 2018, 14(22): 1800619.

[10]LI X H, LOU L, SONG W P, et al. Novel Bimorphological Anisotropic Bulk Nanocomposite Materials with High Energy Products[J]. Advanced Materials, 2017, 29(16): 1606430.

[11]CUI W B, MA L, SEPEHRI-AMIN H, et al. The Influence of Grain Morphology and Easy Axis Orientation on the Coercivity of Sm $(Co_{0.9}Cu_{0.1})_5$ Thin Films[J]. Acta Materialia, 2016, 107: 49-58.

[12]CUI W B, SEPEHRI-AMIN H, TAKAHASHI Y K, et al. Hard Magnetic Properties of Spacer-layer-tuned Nd-FeB/Ta/Fe Nanocomposite Films[J]. Acta Materialia, 2015, 84: 405-412.

[13]ZHANG X Y. Heterostructures: New Opportunities for Functional Materials[J]. Materials Research Letters, 2020, 8(2): 49-59.

[14]LIU J F, ZHANG Y, DIMITROV D, et al. Microstructure and High Temperature Magnetic Properties of Sm $(Co,Cu,Fe,Zr)_z$ (z=6.7-9.1) Permanent Magnets[J]. Journal of Applied Physics, 1999, 85(5): 2800-2804.

[15]WALMER M S, CHEN C H, WALMER M H. A New Class of Sm-TM Magnets for OperatingTemperatures up to 550 ℃[J]. IEEE Transactions on Magnetics, 2000, 36(5): 3376-3381.

[16]SONG W P, LI X H, LOU L, et al. Anisotropic Bulk $SmCo_7$ Nanocrystalline Magnets with High Energy Product[J]. APL Materials, 2017, 5(11): 116101.

(责任编辑 王利君)

投稿须知

1. 本刊来稿要求:选题新颖,观点明确,逻辑清晰,结构完整,数据真实可靠;具有省部级及以上科研项目支撑,对于有国家自然科学基金及以上科研项目支撑的来稿,优先刊登;综述类来稿第一作者须为领域内知名专家或学科带头人,且内容要具有较强的学术前瞻性和指导性。

2. 本刊严禁一稿两投、重复内容多次投稿(包括以不同文种分别投稿)以及抄袭他人论文等现象。一旦发现有上述情况,该作者的稿件将作退稿处理。

3. 电子稿件请以 WORD(*.doc)文档上传投稿系统。所投稿件如果有照片和曲线图,则需要尽量提供彩色图片,且做到层次分明、清晰,线条粗细均匀、比例合理美观(建议曲线图用 Origin、化学结构式等用 Chemi Bio Draw 制图,再拷贝到文档中)。

4. 稿件的作者必须是直接参与研究工作或对其有重要指导作用的成员(如研究生导师等),协助做实验的人员可放入致谢中。

5. 请务必在稿件首页页脚处依次注明:收稿日期(格式为 2015-02-20),基金项目(包括项目来源、项目名称及项目编号)和第一作者简介(包括姓名(出生年—)、性别、民族(汉族可不写)、籍贯、职称、学历及研究方向、E-mail 和联系电话)。

6. 通过审查后需要修改和补充实验的稿件,最晚不超过 2 个月将修改稿返回编辑部,如有困难需及时向编辑部说明情况,逾期按自动撤稿处理。

7. 本刊编辑部对拟用稿有权作技术性和文字性修改,作者若不允许对其文稿作修改,务请在来稿时注明;论文发表后,版权即属编辑部所有。凡在投稿时未作特别声明的,本刊均认为作者已同意将其论文编入有关的数据库在网上传播。

投稿系统网址:http://xuebao.hebeu.edu.cn/journal.htm

通讯地址:河北省邯郸市经济技术开发区太极路 19 号 邮编:056038

联系电话:0310-3969121