



Ho-Nd-Fe-B 磁体的性能与结构

曹玉杰^{1,2}, 刘友好², 徐光青^{1,3}, 张鹏杰⁴, 刘家琴^{3,5}, 陈静武², 衣晓飞², 吴玉程^{1,3}

1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009;
2. 稀土永磁材料国家重点实验室, 合肥 231500;
3. 先进功能材料与器件安徽省重点实验室, 合肥 230009;
4. 北矿磁材(阜阳)有限公司, 阜阳 236000;
5. 合肥工业大学 工业与装备技术研究院, 合肥 230009

摘要: 采用 Ho 部分取代 Nd, 制备了不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体, 研究了 Ho 含量对 Ho-Nd-Fe-B 磁体的磁性能、温度稳定性和微观结构的影响。结果表明: Ho 的添加有助于改善主相和富稀土相之间的浸润性, 优化晶界富稀土相的分布, 提高了磁体的内禀矫顽力, 并改善了磁体的温度稳定性, 但磁体的剩磁有所下降。当 Ho 含量(质量分数)由 0 增加到 21.0%时, H_{cj} 由 1281 kA/m 增加到 1637 kA/m, B_r 由 1.342 T 降至 0.919 T; 在 20~100 °C 范围内, 磁体的剩磁温度系数 $|\alpha|$ 和矫顽力温度系数 $|\beta|$ 分别由 0.119%/°C 和 0.692%/°C 降低到 0.049%/°C 和 0.540%/°C; 在 180 °C 烘烤 2 h 后的磁通不可逆损失由 54.80% 降低到 29.17%。

关键词: Ho-Nd-Fe-B 磁体; 磁性能; 温度稳定性; 微观结构

文章编号: 1004-0609(2021)-04-0938-07

中图分类号: TM271

文献标志码: A

引文格式: 曹玉杰, 刘友好, 徐光青, 等. Ho-Nd-Fe-B 磁体的性能与结构[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(4): 938-944. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-35976

CAO Yu-jie, LIU You-hao, XU Guang-qing, et al. Study on properties and structure of Ho-Nd-Fe-B magnets[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(4): 938-944. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-35976

Nd-Fe-B 永磁材料以其优异的磁性能和较高的性价比被广泛应用于汽车工业、仪器仪表和医疗器械等诸多领域^[1-3]。通过对 Nd-Fe-B 永磁材料成分、结构和制备工艺的不断优化, 其各项性能指标得到一定程度的提升^[4-7]。目前, Nd-Fe-B 永磁材料在新能源汽车、智能制造等新兴产业的需求量不断攀升, 已成为推动新兴产业快速发展的关键功能材料, 这些新兴产业要求 Nd-Fe-B 永磁材料具有高的温度稳定性。但是, Nd-Fe-B 永磁材料较差的温度稳定性严重制约了其在新兴产业中的应用。

元素添加是改善 Nd-Fe-B 永磁材料温度稳定性的主要方式, 如添加 Co 可以提高磁体的居里温度,

Nb 添加可以降低磁体的高温磁通不可逆损失^[8-9]。而添加重稀土 Dy、Tb 形成的化合物 $Dy_2Fe_{14}B$ 、 $Tb_2Fe_{14}B$ 具有最优的内禀性能, 尤其是高的磁晶各向异性场 H_A , 分别为 12000 kA/m 和 17000 kA/m, 是 $Nd_2Fe_{14}B$ 的 2~3 倍。因此, 采用 Dy 或 Tb 来取代 Nd, 可以有效提高 Nd-Fe-B 永磁材料的内禀矫顽力, 改善磁体的温度稳定性^[10-14]。但是, Dy 和 Tb 的资源储量有限, 价格昂贵, 从国家可持续发展战略的角度考虑, 应当尽量少用或不用。为促进稀土资源的合理开发和均衡利用, 同为稀土元素的 Ho 与 Nd 在化学性质上具有相似性, 其形成的化合物 $Ho_2Fe_{14}B$ 的磁晶各向异性场仅次于 $Dy_2Fe_{14}B$ 和

基金项目: 安徽省科技重大专项资助项目(17030901063, 18030901098); 安徽省重点研究和开发计划资助项目(1804a09020068); 北京矿冶科技集团有限公司重点基金资助项目(20190898000002)

收稿日期: 2020-04-21; **修订日期:** 2020-07-30

通信作者: 吴玉程, 教授, 博士; 电话: 13605513206; E-mail: ycwu@hfut.edu.cn

Tb₂Fe₁₄B, 因此可用 Ho 替代 Nd 制备 Ho-Fe-B 或 Ho-Nd-Fe-B 磁体^[15]。

姚茂海等^[16]研究了 Ho 对烧结钕铁硼永磁体性能的影响。结果表明, Ho 取代部分 Nd 可优化铸片中 Nd₂Fe₁₄B 柱状晶的生长, 使磁体的显微组织致密化, 从而有效提高其内禀矫顽力和耐腐蚀性能, 减少质量损失。邸敬慧等^[17]研究了少量 Ho 取代 Nd 对磁体耐腐蚀性和热稳定性的影响。结果表明, Ho 的添加提高了磁体的耐腐蚀性能, 改善了磁体的热稳定性。因此, 少量 Ho 替代 Nd 可以提高磁体的耐腐蚀性、内禀矫顽力和温度稳定性^[18-22]。但是, 大量 Ho 取代 Nd 对 Ho-Nd-Fe-B 磁体的磁性能、温度稳定性和微观结构的影响尚不清楚。因此, 本文采用大量 Ho 取代 Nd, 制备了不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体, 研究了 Ho 含量对 Ho-Nd-Fe-B 磁体的磁性能、温度稳定性和微观结构的影响。

1 实验

试验用钕铁硼合金成分设计为 (PrNd)_{31.5-x}Ho_x-FeB (x=0, 4.2, 8.4, 12.6, 16.8, 21.0), 其中 x% 为质量分数。磁体制备采用真空速凝熔炼-氢破碎-气流磨制粉-磁场取向成型-冷等静压-烧结-热处理的制备工艺。其中, 烧结工艺是在 1040~1090 °C 下真空烧结 5 h, 然后分别在 900 °C 和 480 °C 下保温 3 h 进行二级回火热处理, 最终制备出不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体。将制备的 Ho-Nd-Fe-B 磁体加工成 d 10 mm × 10 mm 的圆柱和 10 mm × 10 mm × 2 mm 的片状样品(高 10 mm 和厚 2 mm 方向为磁体取向方向)。

采用 NIM-2000 型磁滞回线测量仪测试样品的磁性能。利用亥姆霍兹线圈和磁通计测试磁体在高温下的磁通不可逆损失。采用 Phenom Pro X 型扫描电子显微镜(SEM)对样品进行微观结构分析, 并利用附带的能谱分析仪(EDS)对样品进行元素分析。

2 结果与讨论

2.1 磁性能

图 1 所示为 Ho-Nd-Fe-B 磁体的剩磁 B_r 、内禀

矫顽力 H_{cj} 和最大磁能积 $(BH)_{max}$ 随 Ho 含量(质量分数)的变化情况。从图 1 可以看出, 磁体的 B_r 和 $(BH)_{max}$ 随 Ho 含量的增加而减小; 但磁体的 H_{cj} 则随 Ho 含量的增加而增大。当 Ho 含量由 0 增加到 21.0% 时, H_{cj} 由 1281 kA/m 增加到 1637 kA/m, B_r 和 $(BH)_{max}$ 则分别由 1.342 T 和 338.8 kJ/m³ 降至 0.919 T 和 161.4 kJ/m³。这是因为 RE₂Fe₁₄B 相作为磁体中的磁性相, 其饱和和磁极化强度 J_s 和磁晶各向异性场 H_A 的大小决定了磁体的 B_r 和 H_{cj} 。由于 Nd₂Fe₁₄B 和 Ho₂Fe₁₄B 的 J_s 、 H_A 分别为 1.61 T、5600 kA/m 和 0.81 T、7600 kA/m, 因此, Ho 部分取代 Nd 会降低磁体的 J_s , 提高磁体的 H_A , 从而导致磁体的剩磁 B_r 降低、内禀矫顽力 H_{cj} 升高。

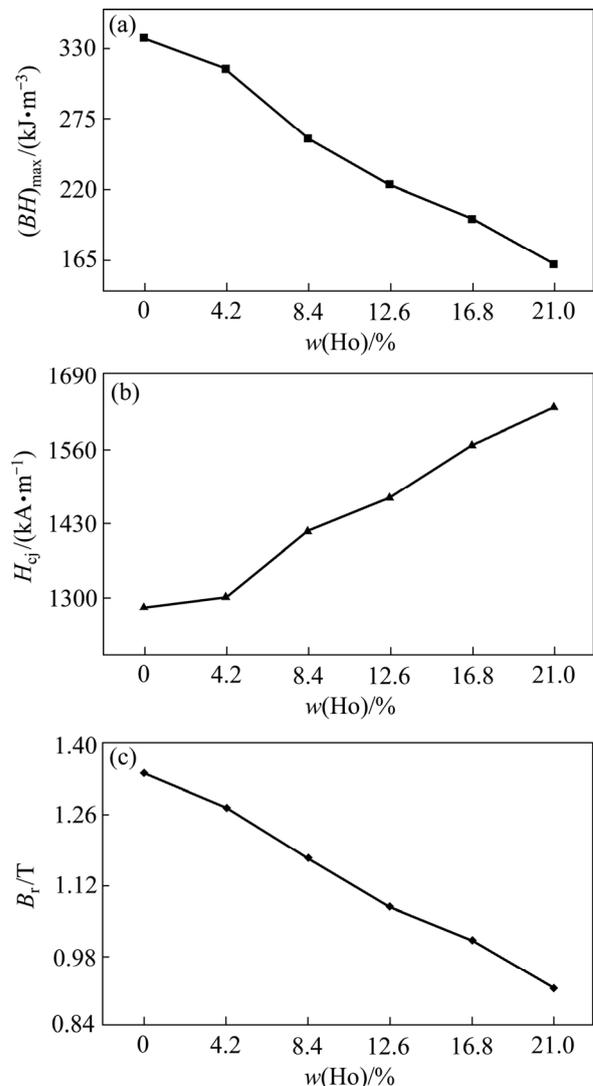


图 1 不同 Ho 含量 Ho-Nd-Fe-B 磁体的磁性能

Fig. 1 Magnetic properties of Ho-Nd-Fe-B magnets with different Ho contents (mass fraction)

2.2 剩磁温度系数 $|\alpha|$ 和矫顽力温度系数 $|\beta|$

温度系数反应的是单位温度变化引起的材料的某一特性的百分比变化，能够直接反应材料的某一特性对温度的敏感程度。剩磁温度系数 $|\alpha|$ 和矫顽力温度系数 $|\beta|$ 分别代表永磁材料的剩磁和内禀矫顽力对温度的敏感程度， $|\alpha|$ 和 $|\beta|$ 的计算公式分别如下所示：

$$|\alpha| = \frac{|B_r(t) - B_r(t_0)|}{B_r(t_0)(t - t_0)} \times 100\% \quad (1)$$

$$|\beta| = \frac{|H_{cj}(t) - H_{cj}(t_0)|}{H_{cj}(t_0)(t - t_0)} \times 100\% \quad (2)$$

式中： $B_r(t)$ 和 $H_{cj}(t)$ 分别是温度为 t 时的剩磁和内禀矫顽力， $t_0=20\text{ }^\circ\text{C}$ 。

不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体在 20~100 $^\circ\text{C}$ 范围内的温度系数 $|\alpha|$ 和 $|\beta|$ 如图 2 所示。从图 2 可以看出， $|\alpha|$ 和 $|\beta|$ 均随 Ho 含量的增加而减小，分别由未添加 Ho 时的 0.119%/ $^\circ\text{C}$ 和 0.692%/ $^\circ\text{C}$ 减小到 Ho 含量为 21.0%时的 0.049%/ $^\circ\text{C}$ 和 0.540%/ $^\circ\text{C}$ ，分别降低了 58.82%和 21.97%。说明 Ho 的添加可以降低磁体的温度系数 $|\alpha|$ 和 $|\beta|$ ，从而提高磁体的温度稳定性。当 Ho 含量为 21.0%时，Ho-Nd-Fe-B 磁体的 $|\alpha|$ 与商用 26H 型 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 磁体的 $|\alpha|$ (0.030%/ $^\circ\text{C}$)接近。

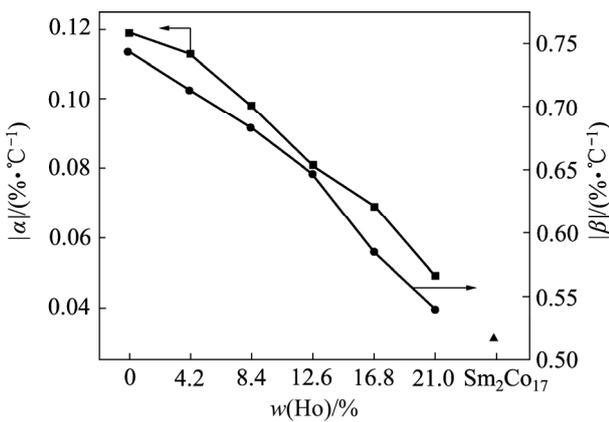


图2 不同Ho含量的Ho-Nd-Fe-B磁体温度系数 $|\alpha|$ 和 $|\beta|$
Fig. 2 Temperature coefficients $|\alpha|$ and $|\beta|$ of Ho-Nd-Fe-B magnets with different Ho contents

2.3 高温磁通不可逆损失

将 10 mm×10 mm×2 mm 的片状样品充磁至饱和状态，在不同温度下烘烤 2 h 并冷却至室温，

采用亥姆赫兹线圈测量样品在烘烤前后的磁通值，并计算样品的磁通不可逆损失，其计算公式如下：

$$h_{irr} = [(\Phi - \Phi') / \Phi] \times 100\% \quad (3)$$

式中： h_{irr} 表示磁体的磁通不可逆损失； Φ 表示磁体在烘烤前的磁通值； Φ' 表示磁体经烘烤后恢复到室温时的磁通值。

不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体高温磁通不可逆损失随温度的变化关系如图 3 所示。从图 3 可以看出，当烘烤温度达到某一临界值之前，磁体的磁通不可逆损失很小，温度变化几乎不会造成磁体的磁通不可逆损失；当烘烤温度超过其临界值后，随着烘烤温度不断升高，磁体的磁通不可逆损失近乎线性地增加，这一临界温度随着 Ho 含量的增加而增大。在超过临界温度后的相同温度条件下，未添加 Ho 的 Nd-Fe-B 磁体的磁通不可逆损失最大；随着 Ho 含量的增加，磁体的磁通不可逆损失逐渐减小。在 180 $^\circ\text{C}$ 下烘烤 2 h，磁体的磁通不可逆损失(h_{irr})由 Ho 含量为 0 时的 54.80%降低到 Ho 含量为 21.0%时的 29.17%，降幅达到 46.77%。因此，Ho 取代 Nd 能够降低磁体的高温磁通不可逆损失，提高磁体的温度稳定性。

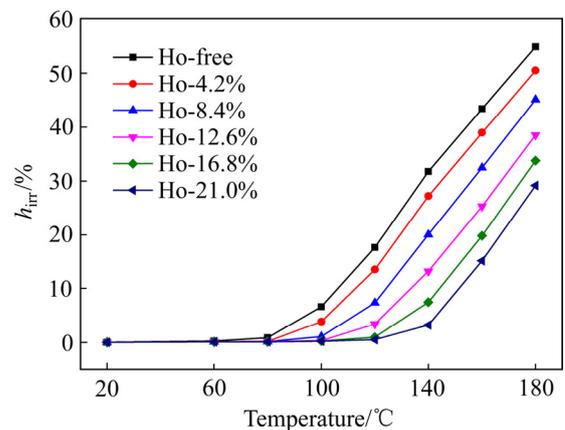


图3 不同 Ho 含量 Ho-Nd-Fe-B 磁体在不同温度下的磁通不可逆损失

Fig. 3 Irreversible flux loss of Ho-Nd-Fe-B magnets (h_{irr}) with different Ho contents at different temperatures

2.4 微观结构

图 4 所示为不同 Ho 含量 Ho-Nd-Fe-B 磁体的 SEM 像，图中白色区域为富稀土相，灰色区域为主相。从图 4(a)可以看出，未添加 Ho 的 Nd-Fe-B 磁

体相邻主相晶粒之间几乎没有连续分布的富稀土相。当 Ho 含量达到 4.2%(见图 4(b))和 8.4%(见图 4(c))时, 能够看到相邻主相晶粒之间连续分布的富稀土相。随着 Ho 含量进一步增加, 如图 4(d)、(e)和(f)所示, 相邻主相晶粒之间连续分布的富稀土相越来越明显, 且晶界角隅处的块状富稀土相逐渐减少。说明 Ho 的添加有助于改善主相和富稀土相之间的浸润性, 使得晶界相分布更加均匀。作为非磁

性连续分布的富稀土相既有助于烧结磁体的致密化, 又能起到去磁耦合作用, 对烧结磁体的磁硬化至关重要, 这也是 Ho-Nd-Fe-B 磁体的 H_{cj} 随着 Ho 含量增加而增大的另一个原因。

图 5 所示为 Ho 含量分别为 0 和 16.8%的 Ho-Nd-Fe-B 磁体的断口 SEM 像。从图 5(a)可以看出, 在未添加 Ho 的磁体中, 主相晶粒的形状不规则, 边角有尖锐的突出部分, 富稀土相主要以团块

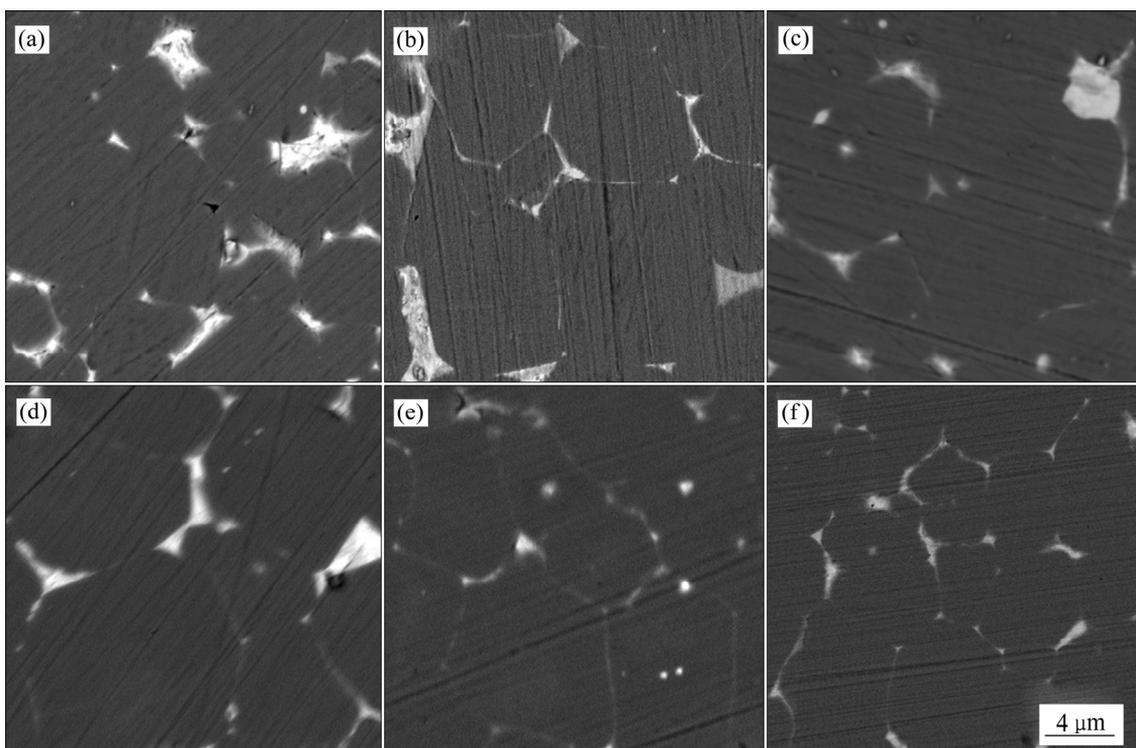


图 4 不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of Ho-Nd-Fe-B magnets with different Ho contents: (a) 0; (b) 4.2%; (c) 8.4%; (d) 12.6%; (e) 16.8%; (f) 21.0%.

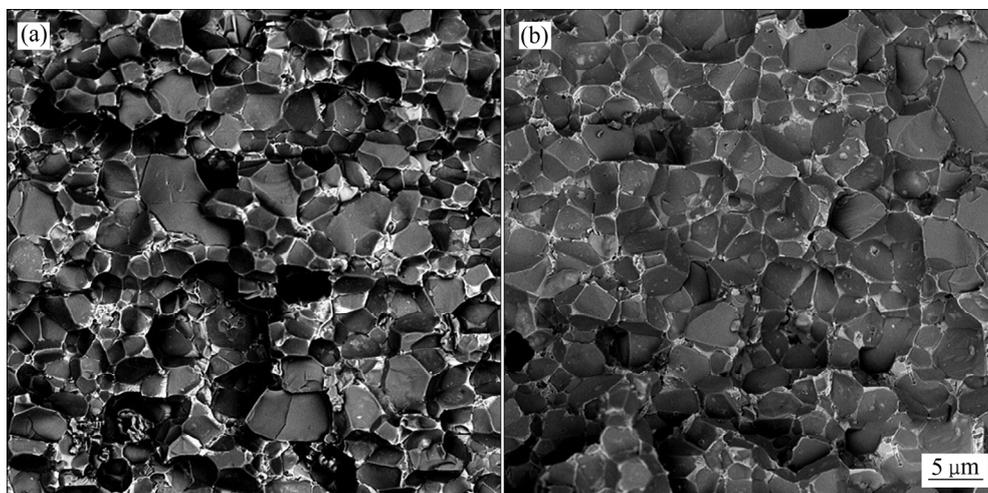


图 5 Ho 含量分别为 0 和 16.8%的 Ho-Nd-Fe-B 磁体的断口 SEM 像

Fig. 5 Fracture SEM images of Ho-Nd-Fe-B magnets with different Ho contents: (a) 0; (b) 16.8%

状的形式分布,主相晶粒表层几乎没有富稀土相;在 Ho 含量为 16.8%的磁体中,主相晶粒的形状较为规则,边角更加圆滑,主相晶粒表层拥有较多的富稀土相。这是因为 Ho 含量为 16.8%的磁体的晶界富稀土相分布更加均匀,连续分布于主相晶粒之间的富稀土相很好地连接了相邻的两个主相晶粒,在沿晶断裂后分布于主相晶粒的表层。

利用 EDS 分析了不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体主相和晶界相中的 $w(\text{Ho})/w(\text{RE})$ (Ho 含量与总稀土含量之比),并与初始配方中的 $w(\text{Ho})/w(\text{RE})$ 进行了比较,结果如表 1 所示。从表 1 可以看出, Ho 在磁体主相中的占比高于初始配方中的占比和在晶界相中的占比,说明 Ho 更倾向于进入主相晶粒。

表 1 不同 Ho 含量的 Ho-Nd-Fe-B 磁体中 Ho 元素分布
Table 1 Distribution of Ho in Ho-Nd-Fe-B magnets with different Ho contents

| $w(\text{Ho})/\%$ | $w(\text{Ho})/w(\text{RE})$ | | |
|-------------------|-----------------------------|-------------|----------------------|
| | Formula | Major phase | Grain boundary phase |
| 4.2 | 13.33 | 15.75 | 10.19 |
| 8.4 | 26.67 | 29.93 | 22.90 |
| 12.6 | 40.00 | 44.37 | 35.21 |
| 16.8 | 53.33 | 58.85 | 48.96 |
| 21.0 | 66.67 | 73.60 | 60.51 |

3 结论

1) Ho 的添加在提高 Ho-Nd-Fe-B 磁体 H_{c_j} 的同时,会在一定程度上降低磁体的 B_r ,当 Ho 含量由 0 增加到 21.0%时, H_{c_j} 由 1281 kA/m 增加到 1637 kA/m, B_r 和 $(BH)_{\max}$ 则分别由 1.342 T 和 338.8 kJ/m³ 降至 0.919 T 和 161.4 kJ/m³。

2) Ho 取代 Nd 可以改善 Nd-Fe-B 磁体的温度稳定性。当 Ho 含量由 0 增加到 21.0%时,在 20~100 °C 范围内,磁体的剩磁温度系数 $|\alpha|$ 和矫顽力温度系数 $|\beta|$ 分别由 0.119%/°C 和 0.692%/°C 降低到 0.049%/°C 和 0.540%/°C,在 180 °C 烘烤 2 h 后的磁通不可逆损失由 54.80%降低到 29.17%。

3) Ho 更倾向于代替 Nd 进入主相晶粒, Ho 的添加有助于改善主相和富稀土相之间的浸润性,优

化晶界富稀土相的分布,不仅有助于烧结磁体的致密化,而且能够起到去磁耦合作用,对烧结磁体的磁硬化至关重要。

REFERENCES

- [1] SAGAWA M, FUJIMURA S, TOGAWA N, et al. New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe (invited)[J]. Journal of Applied Physics, 1984, 55(6): 2083-2087.
- [2] 王静,梁乐,武梦艳,等.烧结 NdFeB 永磁体的晶界微细结构及性能研究进展[J].中国有色金属学报,2014,24(6):1562-1577.
WANG Jing, LIANG Le, WU Meng-yan, et al. Research progress on grain boundary fine microstructure and magnetic properties of sintered NdFeB magnet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(6): 1562-1577.
- [3] HONO K, SEPEHRI-AMIN H. Strategy for high-coercivity Nd-Fe-B magnets[J]. Scripta Materialia, 2012, 67(6): 530-535.
- [4] LIU W, JIANG J H, WU J S, et al. Magnetic force microscope study on anisotropic NdFeB permanent magnets[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 16(3): 1410-1414.
- [5] NI J J, LUO W, HU C C, et al. Relations of the structure and thermal stability of NdFeB magnet with the magnetic alignment[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2018, 468:105-108.
- [6] 王公平,岳明,张久兴,等.放电等离子烧结制备高性能 NdFeB 永磁材料[J].中国有色金属学报,2006,16(3):459-463.
WANG Gong-ping, YUE Ming, ZHANG Jiu-xing, et al. High performance NdFeB permanent magnetic material prepared by spark plasma sintering[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(3): 459-463.
- [7] LIU X Y, WANG X, SUN H F, et al. MC simulation in microstructure evolution and grain growth during desorption-recombination processing of NdFeB alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(S2): s412-s416.
- [8] HU Z H, WANG H J, MA D W, et al. The influence of Co and Nb additions on the magnetic properties and thermal

- stability of ultra-high intrinsic coercivity Nd-Fe-B magnets[J]. *Journal of Low Temperature Physics*, 2013, 170(5/6): 313–321.
- [9] HU Z H, LIU G J, WANG H J. Effect of niobium on thermal stability and impact toughness of Nd-Fe-B magnets with ultra-high intrinsic coercivity[J]. *Journal of Rare Earths*, 2011, 29(3): 243–246.
- [10] LIU Z W, QIAN D Y, ZENG D C. Reducing Dy content by Y substitution in nanocomposite NdFeB alloys with enhanced magnetic properties and thermal stability[J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2012, 48(11): 2797–2799.
- [11] XIE J J, YUAN C, LUO Y, et al. Coercivity enhancement and thermal-stability improvement in the melt-spun NdFeB ribbons by grain boundary diffusion[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2018, 446: 210–213.
- [12] PAN M X, ZHANG P Y, LI X J, et al. Effect of terbium addition on the coercivity of the sintered NdFeB magnets[J]. *Journal of Rare Earths*, 2010, 28(S1): 399–402.
- [13] LI W D, ZHANG Q K, ZHU Q H, et al. Formation of anti-shell/core structure of heavy rare earth elements (Tb, Dy) in sintered Nd-Fe-B magnet after grain boundary diffusion process[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 163: 40–43.
- [14] KARMAKER P C, RAHMAN M O, DAN N H, et al. Thermal behavior and magnetic properties of Nd-Fe-B based exchange spring nanocomposites $\text{Nd}_{4-x}\text{Tb}_x\text{Fe}_{83.5}\text{Co}_5\text{Cu}_{0.5}\text{Nb}_1\text{B}_6$ ($x=0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1$) melt-spun ribbons[J]. *Advances in Materials Physics and Chemistry*, 2017, 7(6): 223–241.
- [15] 周寿增, 董清飞. 稀土铁系永磁材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 136–144.
- ZHOU Shou-zeng, DONG Qing-fei. Rare earth iron based permanent materials[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 136–144.
- [16] 姚茂海, 王川, 刘宇晖, 等. Ho 对烧结钕铁硼永磁体性能的影响[J]. *稀有金属与硬质合金*, 2016, 44(3): 51–55.
- YAO Mao-hai, WANG Chuan, LIU Yu-hui, et al. Effect of Ho on properties of sintered NdFeB permanent magnet[J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2016, 44(3): 51–55.
- [17] DI J H, GUO S, CHEN L, et al. Improved corrosion resistance and thermal stability of sintered Nd-Fe-B magnets with holmium substitution[J]. *Journal of Rare Earths*, 2018, 36(8): 826–831.
- [18] LIANG L P, MA T Y, WU C, et al. Coercivity enhancement of Dy-free Nd-Fe-B sintered magnets by intergranular adding $\text{Ho}_{63.4}\text{Fe}_{36.6}$ alloy[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2016, 397: 139–144.
- [19] 张时茂, 王标, 高海强, 等. 添加 Gd、Ho 对烧结 Nd-Fe-B 磁体微结构与性能的影响[J]. *稀土*, 2013, 34(1): 32–35.
- ZHANG Shi-mao, WANG Biao, GAO Hai-qiang, et al. Effect of Gd and Ho on micro-structure and properties of sintered Nd-Fe-B magnets[J]. *Chinese Rare Earths*, 2013, 34(1): 32–35.
- [20] MA B M, NARASIMHAN K, HURT J. NdFeB magnets with zero temperature coefficient of induction[J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2003, 22(5): 1081–1083.
- [21] POPOV A G, KOLODKIN D A, GAVIKO V S, et al. Structure and properties of R-(Fe,Co)-B(R=Nd,Dy,Ho) permanent magnets with low temperature coefficient of induction[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2018, 60(7/8): 528–533.
- [22] NATTERER F D, DONATI F, PATTHEY F, et al. Thermal and magnetic-field stability of holmium single-atom magnets[J]. *Physical Review Letters*, 2018, 121(2): 027201.1–027201.5.

Properties and structure of Ho-Nd-Fe-B magnets

CAO Yu-jie^{1,2}, LIU You-hao², XU Guang-qing^{1,3}, ZHANG Peng-jie⁴, LIU Jia-qin^{3,5},
CHEN Jing-wu², YI Xiao-fei², WU Yu-cheng^{1,3}

- (1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;
2. State Key Laboratory of Rare Earth Permanent Magnet Materials, Hefei 231500, China;
3. Key Laboratory of Advanced Functional Materials and Devices of Anhui Province, Hefei 230009, China;
4. BGRIMM Magnetic Materials and Technology (Fuyang) Co., Ltd., Fuyang 236000, China;
5. Institute of Industry and Equipment Technology, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: Ho-Nd-Fe-B magnets with different Ho contents were prepared by Ho substitution for part of Nd. The effects of Ho contents on the magnetic properties, temperature stability and microstructure of Nd-Fe-B magnets were studied. The results show that the addition of Ho is helpful to improve the wettability between the main phases and the rare-earth rich (RE-rich) phases, and optimizes the distribution of rare-earth rich (RE-rich) phases in grain boundary, and improves the intrinsic coercivity and the temperature stability of the magnets, but the remanence of the magnets decreases. When Ho content (mass fraction) increases from 0 to 21.0%, H_{cj} increases from 1281 kA/m to 1637 kA/m, and B_r decreases from 1.342 T to 0.919 T; the remanence temperature coefficient $|\alpha|$ and coercivity force temperature coefficient $|\beta|$ of magnets decrease from 0.119%/°C and 0.692%/°C to 0.049%/°C and 0.540%/°C, respectively, in the range of 20–100 °C. And the irreversible flux loss after being baked at 180 °C for 2 h decreases from 54.80% to 29.17%.

Key words: Ho-Nd-Fe-B magnets; magnetic property; temperature stability; microstructure

Foundation item: Projects(17030901063, 18030901098) supported by the Major Science and Technology Special Program of Anhui Province, China; Project(1804a09020068) supported by the Key Research and Development Plan of Anhui Province, China; Project(20190898000002) supported by the BGRIMM Technology Group Key Fund, China

Received date: 2020-04-21; **Accepted date:** 2020-07-30

Corresponding author: WU Yu-cheng; Tel: +86-13605513206; E-mail: ycwu@hfut.edu.cn

(编辑 何学锋)