

烧结钕铁硼中(Al+Cu)含量对晶界扩散的影响

刘 涛^{1,2}, 张 昕^{1,2}, 李 建², 陈 杰², 程星华², 周 磊², 喻晓军², 李 波¹

(1. 钢铁研究总院, 北京 100081)

(2. 安泰科技股份有限公司, 北京 101318)

摘 要: 对(Al+Cu)质量分数分别为 0.25% 和 0.5% 的钕铁硼基体分别进行 Dy 晶界扩散, 并分析了其矫顽力、Dy 含量分布和微观结构。通过比较 2 种磁体的成分、性能发现, 在 Dy 增加量基本相同的情况下, 高(Al+Cu)磁体扩散后的矫顽力提高量相较于低(Al+Cu)磁体高 37~44 kA/m。进一步进行成分和矫顽力的梯度分析发现, 基体的(Al+Cu)含量变化并没有改变扩散后磁体内部 Dy 元素随扩散深度的浓度分布, 但是矫顽力梯度分析结果显示, 高(Al+Cu)样品的各片层矫顽力提升量均比低(Al+Cu)样品各片层高 40~80 kA/m。后续的 EPMA 的 Dy 面分布图显示, 高(Al+Cu)基体扩散后 Dy 在晶界处富集条纹更清晰、连续, 而 TEM 的 EDS 分析结果也显示, 高(Al+Cu)样品中晶界附近 Dy 含量更高。(Al+Cu)含量的提高, 使得晶界相的流动性增强, Dy 更加连续包裹主相晶粒, 使得在整体 Dy 增加量相同的情况下进一步提升矫顽力。

关键词: 烧结钕铁硼; 晶界扩散; 矫顽力; Dy 含量; (Al+Cu)含量

中图分类号: TG174.444; TM272

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3765-06

20 世纪 80 年代钕铁硼材料出现后不久, 磁体制造商逐渐发现对烧结钕铁硼磁体进行机械加工时, 磁体表面的晶粒被破坏, 进而导致磁体整体的矫顽力和抗热退磁性能下降。20 世纪 80 年代末出现的部分专利文献曾指出, 在磁体表面覆盖稀土元素进行表面局部扩散可以使磁体的热退磁性能得到显著改善, 但是当时这项技术并未引起广泛关注^[1]。2005 年, Nakamura 等人^[2]报道了在钕铁硼表面用浸渍法附着 Dy 或 Tb 的氧化物或氟化物微粉并加热后可显著提高矫顽力。此后, 随着世界对稀土资源的关注以及超高矫顽力高端钕铁硼产品的需求量日益提升, 这种可利用少量重稀土就可以大幅提升矫顽力的技术逐渐受到广泛关注, 即为现在钕铁硼相关研究者熟知的晶界扩散技术。

如上所述, 晶界扩散技术是先将重稀土元素附着到较薄尺寸的烧结钕铁硼磁体表面, 后续对其进行高温加热使磁体表面的重稀土扩散源以及磁体内部晶界相熔融, 此过程中重稀土会沿着熔融态的晶界相向磁体内部扩散, 最终在每个主相晶粒外围形成富含重稀土的壳层^[3]。这种富含重稀土的主相外延区壳层刚好能够大幅提高该区域各向异性场, 同时避免了过量的重稀土进入主相导致磁体的剩磁和磁能积降低^[4, 5]。到目前为止, 人们已成功开发了蒸镀、溅射、电泳沉积和涂覆等多种不同重稀土附着方式, 也广泛研究了多种更有利于扩散的扩散源合金, 均取得了良好的矫

顽力提升效果^[6-13]。

晶界扩散技术中核心的 3 个因素主要包括扩散源成分、附着扩散工艺和被扩散的钕铁硼基体。至今扩散相关的研究主要集中于前两者, 但是关于扩散前基体材料的成分和结构状态对晶界扩散的影响研究却寥寥无几^[14]。针对于此, 本研究主要围绕基体中 Al、Cu 元素的含量变化对晶界扩散的影响进行分析, 为晶界扩散技术的进一步发展提供依据。

1 实 验

本研究所有晶界扩散用基础磁体均在安泰科技商用磁体中选择, 主要围绕不同(Al+Cu)含量的钕铁硼磁体作为基础磁体进行晶界扩散。Al 和 Cu 的添加量不宜过多, 超出一定范围后反而将有害于磁性能, 因此只对比(Al+Cu)含量 0.25% (A 系列) 和 0.50% (B 系列) 样品。A 系列中基体不含 Dy 和含 1.0% Dy 的样品分别命名为 A1-1 和 A2-1, 同理 B 系列则分别命名为 B1-1 和 B2-1。此外, 为了进一步研究 Dy 晶界扩散的深度情况, 将 A1-1 和 B1-1 样品规格设计为长 15 mm, 宽 12 mm 及 3、4.5 和 6 mm 3 种厚度 (δ) 进行对比, 其中厚度方向为取向方向, 具体成分和尺寸如表 1 所示。

本研究是在 800~1000 °C 温度下对上述基础磁体进行 Dy 蒸镀晶界扩散, 热处理温度为 550~650 °C, 所有样品在同一个扩散设备中同时进行处理。扩散用

收稿日期: 2020-11-02

基金项目: 安泰科技公司技术创新项目 (2019JC0001ZCGN)

作者简介: 刘 涛, 男, 1978 年生, 高级工程师, 安泰科技股份有限公司, 北京 101318, 电话: 010-80485830, E-mail: liutao133417@163.com

表 1 样品序号、成分及尺寸 15 mm×12 mm×δ

Sample No.	Dy (Al+Cu) content, ω/%		Composition, ω/%	δ/mm
	ω/%	ω/%		
A1-1	0.0	0.25	Nd _{31.3} Cu _{0.1} Al _{0.15} Fe _{bal} B _{1.0}	3
A1-2	0.0	0.25	Nd _{31.3} Cu _{0.1} Al _{0.15} Fe _{bal} B _{1.0}	4.5
A1-3	0.0	0.25	Nd _{31.3} Cu _{0.1} Al _{0.15} Fe _{bal} B _{1.0}	6
A2-1	1.0	0.25	Nd ₃₀ Dy _{1.0} Cu _{0.1} Al _{0.15} Fe _{bal} B _{1.0}	3
B1-1	0.0	0.50	Nd _{31.3} Cu _{0.15} Al _{0.35} Fe _{bal} B _{1.0}	3
B1-2	0.0	0.50	Nd _{31.3} Cu _{0.15} Al _{0.35} Fe _{bal} B _{1.0}	4.5
B1-3	0.0	0.50	Nd _{31.3} Cu _{0.15} Al _{0.35} Fe _{bal} B _{1.0}	6
B2-1	1.0	0.50	Nd ₃₀ Dy _{1.0} Cu _{0.15} Al _{0.35} Fe _{bal} B _{1.0}	3

的样品尺寸为 15 mm×12 mm×3 mm，其中 3 mm 是样品取向方向的尺寸。块状样品的磁性能采用 PFM14 型的脉冲磁场磁强计（pulse field magnetometer）测量，而将块体样品切割为 0.6 mm 厚度的薄片状后的磁性能则用 Quantum Design 公司的综合物理性能测量系统 (PPMS) 测量，样品成分测试设备为 ICP（inductively coupled plasma mass spectrometer IRIS intrepid）。此外，样品元素面分布由日本岛津 EPMA-1720 型电子探针显微镜（EPMA）测得。各元素含量均为质量分数。

2 结果与讨论

2.1 磁性能及成分

表 2 对比了 A1-1、A2-1、B1-1、B2-1 4 种 3 mm 厚度样品晶界扩散处理前后的 Dy 含量、内禀矫顽力 H_{cj} 、剩磁和最大磁能积。A1-1、B1-1、A2-1、B2-1 的矫顽力依次从 1111、1141、1252、1281 kA/m 分别提高至 1544、1618、1666、1732 kA/m，且经扩散后各样品的 Dy 含量也均提高约 0.5%。4 种样品经过晶界扩散后内禀矫顽力 (H_{cj}) 和磁体中的 Dy 含量均有明显增加，说明 4 个样品中均发生 Dy 晶界扩散获得矫顽力提升，而剩磁与磁能积的下降幅度非常小。Dy 含量相对较高的基础磁体样品 A2-1 和 B2-1 初始矫顽力略高于 A1-1 与 B1-1，经过 Dy 扩散之后 2 组高 (Al+Cu) 的矫顽力仍保持着领先。图 1 更直观对比了不同样品的 Dy 增加量和矫顽力增加量。这里发现，4 个样品在 Dy 增加量相近的情况下（均在 0.50%~0.53%），(Al+Cu) 含量较高的 B1-1 和 B2-1 样品矫顽力增加量明显大于其余 2 种样品。其中，B1-1 样品

矫顽力增幅比 A1-1 高 44 kA/m，B2-1 样品矫顽力增幅也比 A2-1 样品高 37 kA/m。参照参考文献[15]中的方式，根据表 2 中的数据，将每组样品的矫顽力提升量除以 Dy 增加量，以计算单位 Dy 扩散量引起的矫顽力提升效果。计算得知，A1-1 和 A2-1 样品的单位 Dy 扩散量的矫顽力增量分别为 815 和 781 (kA m⁻¹)/%，而 B1-1 和 B2-1 样品中的对应值则分别为 954 和 884 (kA m⁻¹)/%。高 (Al+Cu) 含量的 B 系列样品中单位 Dy 扩散量的矫顽力提高效率明显高于 A 系列样品。

为了分析扩散后样品 Dy 元素沿着扩散方向的浓度分布情况，本研究将上述 A1 系列和 B1 系列的样品厚度进行调整，分析了不同厚度样品进行晶界扩散前后的成分及性能，其结果见表 3。在相同样品厚度条件下比较 A1 系列与 B1 系列样品（即 A1-1 与 B1-1 比较、A1-2 与 B1-2、A1-3 与 B1-3 比较）的结果显示，高 (Al+Cu) 的 B1 系列不同厚度样品，即 3、4.5、6 mm 3 种厚度 B1 系列样品的矫顽力增加量全部高于对应的同厚度 A 系列样品，2 种系列的 ΔH_{cj} 值约相差近 50 kA/m，然而在成分方面，仍然显示 A1 系列和 B1 系列在相同厚度下对应的 Dy 扩散量基本一样。

从表 3 中还注意到，在 A1、B1 2 种系列样品中均出现扩散后样品中的 Dy 含量和矫顽力都随着样品厚度增加而逐渐下降，方形度随着厚度逐渐下降的现象，当样品厚度达到 6 mm 时方形度降低至 0.90 以下。这与上述 Dy 浓度受到扩散距离限制有关，即在相同的 Dy 扩散工艺条件下，随着样品厚度增加，磁体芯部的 Dy 浓度将越来越低，从而造成扩散后样品整体内部平均 Dy 含量下降，且因为相同的原因，表层与芯部 Dy 浓度差异也随着样品厚度变厚而加大，导致方形度下降。因此，扩散后浓度梯度也可能是致使 A1、B1 系列矫顽力出现差异的原因。因此，本研究将 A1、B1 系列不同厚度样品分别在扩散深度方向上均匀切割为约 0.6 mm 厚的薄片，系统研究晶界扩散后 Dy 浓度差分布和矫顽力 H_{cj} 值递减情况。各片层的 Dy 含量数据见表 4 所示。在 A1-1、A1-2、A1-3 之间比较可知，3 个样品最外层 Dy 含量基本相同（0.55%~0.60%），但是随着样品厚度的增加，3 个样品的最中心处片层的 Dy 含量则从 A1-1

表 2 4 种样品晶界扩散前后的磁性能

Table 2 Magnetic properties of the samples before and after grain boundary diffusion process (GBDP)

Sample No.	Dy content, ω/%		$H_{cj}/kA m^{-1}$		B_r/T		$(BH)_{max}/kJ m^{-3}$	
	Bef.	Aft.	Bef.	Aft.	Bef.	Aft.	Bef.	Aft.
A1-1	0.00	0.53	1111	1544	1.432	1.404	386.0	370.3
B1-1	0.00	0.50	1141	1618	1.425	1.398	384.0	368.2
A2-1	1.02	1.55	1252	1666	1.402	1.378	370.5	357.7
B2-1	1.01	1.52	1281	1732	1.392	1.366	366.2	351.8

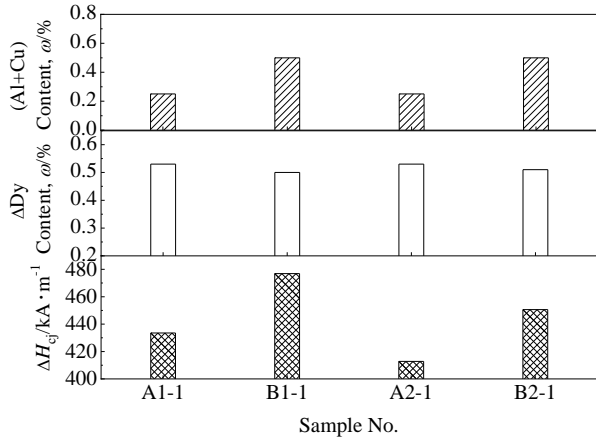


图 1 4 种样品晶界扩散后 Dy 含量和矫顽力的增量

Fig.1 Dy content and coercivity increments of four types of GBDP samples

表 3 不同厚度样品晶界扩散前后磁性能

Table 3 Magnetic properties of the samples with different thicknesses before and after GBDP

Sample No.	Dy content, ω/%		$H_{cj}/kA \cdot m^{-1}$		$\Delta H_{cj}/kA \cdot m^{-1}$	H_k/H_{cj}		B_r/T	
	Aft.	Bef.	Bef.	Aft.		Bef.	Aft.	Bef.	Aft.
A1-1	0.53	1111	1544	433	0.90	0.91	1.432	1.404	
A1-2	0.49	1111	1535	424	0.90	0.90	1.432	1.407	
A1-3	0.42	1111	1520	409	0.90	0.87	1.432	1.412	
B1-1	0.50	1141	1618	477	0.90	0.91	1.425	1.398	
B1-2	0.48	1141	1607	466	0.90	0.90	1.425	1.400	
B1-3	0.40	1141	1595	454	0.90	0.88	1.425	1.405	

系列样品的各片层的增量均比 A1 系列样品高的现象, 两者相差 40~80 kA/m。

2.2 微观结构

图 3 展示了 A1-1 样品和 B1-1 样品内部 Dy 元素的电子探针面分布形态。其中图的右侧对应于样品外层, Dy 元素从右端向左端扩散。底部的颜色对比标尺表示出面分布图中 Dy 元素浓度, 图中区域颜色越接近蓝色, 则对应 Dy 浓度越低, 反之越趋于红色则表示浓度越高。与图 3a 中低(Al+Cu)的样品相比而言, 图 3b 中高(Al+Cu)

表 4 不同厚度晶界扩散样品各片层 Dy 浓度

Table 4 Dy contents of the flakes sliced from the GBDP samples with different thicknesses (ω/%)

Depth/mm	A1-1	A1-2	A1-3	B1-1	B1-2	B1-3
0.00	0.58	0.59	0.55	0.58	0.61	0.58
0.75	0.38	0.37	0.32	0.36	0.36	0.33
1.50	0.36	0.31	0.24	0.34	0.29	0.24
2.25	0.40	0.29	0.18	0.36	0.25	0.17
3.00	0.60	0.33	0.16	0.59	0.27	0.14
3.75	-	0.38	0.19	-	0.33	0.16
4.50	-	0.57	0.26	-	0.57	0.22
5.25	-	-	0.35	-	-	0.30
6.00	-	-	0.57	-	-	0.55

的 0.36%减小至 A1-3 的 0.16%, 相应的最外片层与中心片层的浓度差也逐步增加, 证明了样品厚度增加导致磁体内外 Dy 浓度不均匀性增加, 且样品越厚, 样品内平均 Dy 含量越小。出乎意料的是, 在表 4 中 B1 系列的各片层 Dy 含量与相同厚度的 A1 系列样品中 Dy 含量基本相同, 在相同深度水平下 2 种系列样品的片层 Dy 含量并没有出现差异。为了明确 A1 系列和 B1 系列磁体中内部不同深度区域对应矫顽力变化情况, 对上述片层逐一进行了磁性能测量。由于片层 Dy 含量数据显示样品矫顽力两侧呈对称情况, 在进行片层矫顽力测试时只分析了从外层到心部的样品单侧片层(即样品总厚度的一半)的矫顽力, 如表 5 所示, 而图 2 则是根据表 5 中的矫顽力数值算出的扩散后不同位置各片层相较于初始基础磁体的矫顽力增量。从图 2 中比较 2 种系列样品不同深度片层的矫顽力增加量来看, 再次出现 B1

表 5 不同厚度晶界扩散样品各片层矫顽力

Table 5 Coercivities of the flakes sliced from the GBDP samples with different thicknesses (kA·m⁻¹)

Depth/mm	A1-1	A1-2	A1-3	B1-1	B1-2	B1-3
0.00	1537	1540	1518	1631	1635	1628
0.75	1494	1482	1436	1554	1541	1525
1.50	1475	1445	1385	1539	1497	1471
2.25	-	1430	1332	-	1476	1420
3.00	-	-	1311	-	-	1386

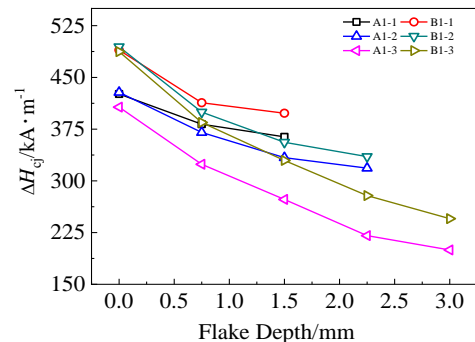


图 2 不同厚度晶界扩散样品各片层矫顽力增量

Fig.2 Coercivity increments of the flakes sliced from the GBDP samples with different thicknesses

的 B1-1 样品的 Dy 元素分布更为连续，形成了清晰明显的 Dy 富集条纹所包裹的每一个主相晶粒。在之前的分析中，基体的(Al+Cu)含量的变化对 Dy 元素总扩散量以及扩散后沿深度方向的浓度梯度都不会产生明显的影响，但是通过 EPMA 分析发现，2 种基体的 Dy 元素分布结构却有较为明显的差异，这很可能就是 2 种基体在 Dy 扩散量基本相同的情况下矫顽力提升量却有差异的原因。

为了进一步表征高、低(Al+Cu)含量样品之间的微观结构差异，对其进行了高分辨透射电镜 HRTEM 观察，并进行了微区能谱分析，如图 4 所示。2 种样品高分辨像的结构非常类似，都是由图像中间的亮白色条纹以及两侧的灰色区域构成，如图 4a 和 4b 所示。在 2 种样品的灰色区域内，均能看见排列整齐的方格，这是 Nd₂Fe₁₄B 主相中的晶体点阵高分辨成像；而在两幅图的中间亮白色条纹内则并没有清晰的方格。按照图中位置 1、2、3、4、5 顺序，依次进行了 EDS 能谱成分点分析，见图 4c 和 4d。通过图中的 Dy、Nd 成分结果可以发现，B1-1 样品中主相的 Dy 含量明显高于 A1-1 样品，前者为 10%~13%，后者为 5%~7.5%。由于本次 HRTEM 观察区域都是选在晶界扩散后样品的表层附近区域，在晶界附近的 Dy 含量都至少在 7% 以上，且

该 HRTEM 成分 EDS 分析结果与之前的 EPMA 分析中的 Dy 含量基本相符。此外在图 4d 中还注意到，无论是 A1-1 还是 B1-1 样品，其 Al 元素在晶界区和主相区中的含量变化不大，其 EDS 分析结果与上述的样品成分设计及 ICP 结果基本相同。Cu 则是更倾向于偏聚在晶界中，而且样品中的 Cu 含量越高，晶界与主相中 Cu 含量差异越明显，如：在 B1-1 样品中晶界 Cu 含量几乎达到 3% 而在主相中则小于 1%，在 A1-1 样品中则都小于 0.5%。虽然 Dy 是通过晶界扩散渗入样品，但

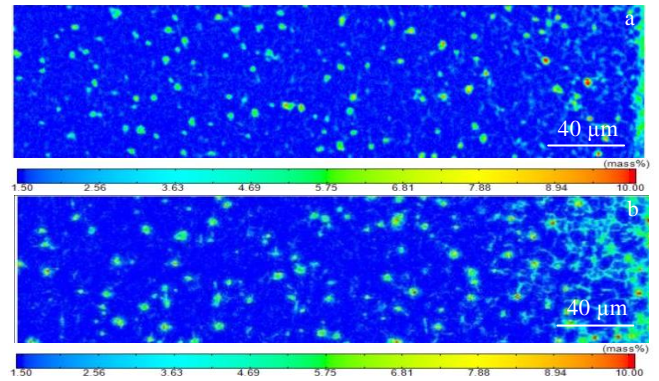


图 3 A1-1 和 B1-1 晶界扩散样品表层区域 Dy 面分布图
Fig.3 Dy mappings of the GBDP samples: (a) A1-1 and (b) B1-1

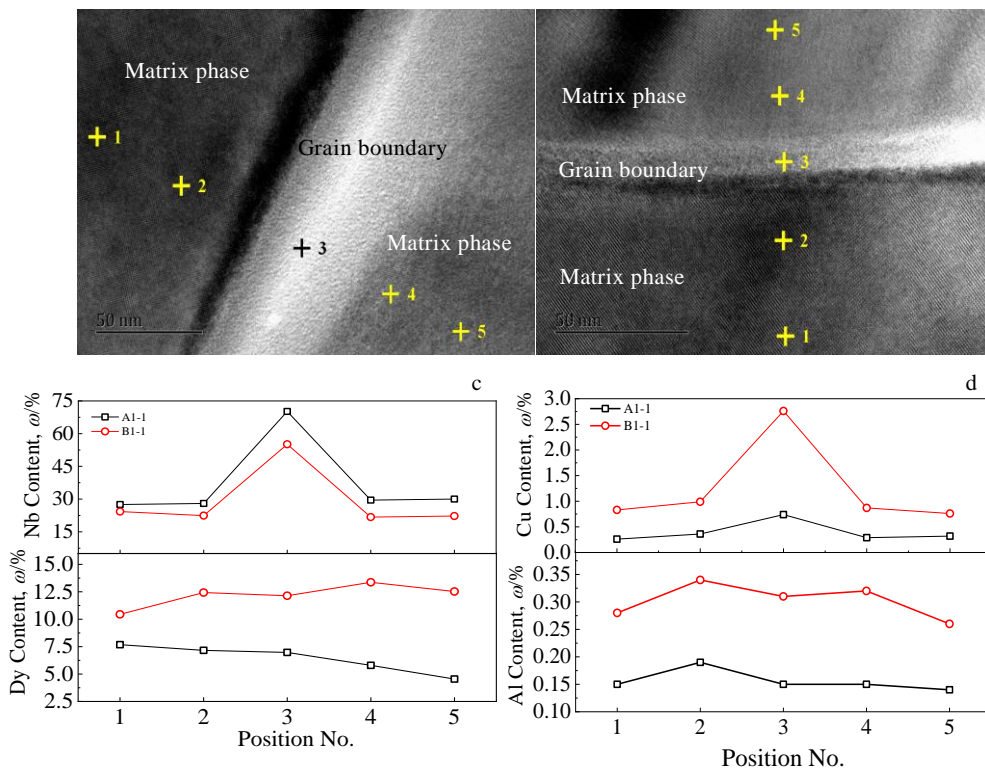


图 4 A1-1 和 B1-1 晶界扩散样品晶界附近 HRTEM 像及对应 EDS 分析结果

Fig.4 HRTEM images (a, b) and corresponding EDS results (c, d) near the grain boundary region in the GBDP samples A1-1 (a) and B1-1 (b); Nb, Dy content (c) and Cu, Al content (d) of position 1~5 marked in Fig.4a, 4b

是图 4 晶界中的 Dy 含量却几乎与主相中含量相同, 说明 Dy 不仅在晶界内, 还进一步高浓度扩散进入主相晶粒的外延区。同时可以看到, B1-1 样品晶界中 Cu 含量比 A1-1 样品晶界中 Cu 含量高约 2.5%, 虽然在样品成分设计中 B1-1 中的 Cu 添加量仅比 A1-1 样品多 0.05%。

2.3 讨论

在晶界扩散过程中, Dy 含量的提高是磁体矫顽力提升的根本原因, 然而在本研究中根据表 2 和图 1 所示结果却显示, 在相同的 Dy 扩散量条件下, 由于基体中 (Al+Cu) 含量不同而导致晶界扩散后矫顽力增加幅度出现差异。不仅如此, 在表 3 结果中, 即便将样品厚度从 3 mm 增加至 4.5 mm 或 6 mm, 仍然显示高(Al+Cu)的 B1 系列的矫顽力高于低(Al+Cu)的 A1 系列样品, 说明高(Al+Cu)样品中矫顽力增加量更大并非个别样品中的偶然现象。因此本研究希望通过后续浓度梯度和微观结构表征等途径找出矫顽力增加幅度差异的原因。

晶界扩散过程是在已烧结完成的基体中进行扩散^[16], 因此扩散完成后的重稀土浓度不可避免地将随着扩散距离的增加呈现逐步衰减的趋势, 而重稀土浓度的衰减梯度也是影响磁体矫顽力提高幅度的重要因素。出乎意料的是, 表 4 和图 2 的结果显示, (Al+Cu) 含量的改变并没有引起磁体内部沿着扩散方向的 Dy 的浓度分布的变化, 却使得晶界扩散过程中磁体内部矫顽力提升幅度从外到内处处增加。

2 种基体扩散后矫顽力出现差异的原因既不是 Dy 扩散总量, 也不是浓度梯度, 则唯一可能导致差异的原因就在于微观结构不同。图 3 和图 4 所示结果证明了这一点。高(Al+Cu)的 B1-1 样品中 Dy 元素沿着晶界形成更加连续的富集条纹。HRTEM 中的成分分析结果显示(图 4), 高(Al+Cu)的 B1-1 样品晶界 Dy 含量还是明显高于 A1-1。在烧结钕铁硼磁体中, (Al+Cu) 含量的提高可以使得晶界相的流动性和浸润性增强^[17], 进而扩散进去的 Dy 更加连续富集在晶界相中, 更好地包裹主相晶粒。因此, 在(Al+Cu) 含量更高的基础磁体中进行晶界扩散, 在内部 Dy 元素的浓度梯度不变的情况下, 矫顽力增量可进一步提高。

3 结 论

1) 在 Dy 增加量基本相同的情况下, 高(Al+Cu)的 B 系列基体扩散后的矫顽力提高量相较于低(Al+Cu)的 A 系列基体高 37~44 kA/m。

2) 基体的(Al+Cu) 含量变化并没有改变扩散后磁体内部 Dy 元素随扩散距离的浓度分布, 但是矫顽力梯度分析结果显示高(Al+Cu)的各片层矫顽力提升量均比

低(Al+Cu)片层高 40~80 kA/m。

3) 高(Al+Cu)基体扩散后 Dy 在晶界处富集条纹更清晰、连续, TEM 的 EDS 分析结果发现高(Al+Cu)样品中晶界及主相内 Dy 含量更高。

4) (Al+Cu) 含量的提高, 使得晶界相的流动性增强, Dy 更加连续包裹主相晶粒, 使得在 Dy 增加量相同的情况下进一步提升矫顽力。

参考文献 References

- [1] Sagawa M. *Chinese Patent*, CN200780034297.1[P], 2007
- [2] Nakamura H, Hirota K, Shimao M *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2005, 41(10): 3844
- [3] Sepehri-Amin H, Ohkubo T, Hono K. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(6): 1982
- [4] Bae K H, Kim T H, Lee S R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 612(1): 183
- [5] L ew K, Brombacher C, Gutfleisch O *et al. Acta Materialia* [J], 2015, 83(1): 248
- [6] Sepehri-Amin H, Ohkubo T, Hono K. *Journal of Applied Physics*[J], 2010, 107(9): 09A745
- [7] Deshan L, Shunji S, Takashi K *et al. Japanese Journal of Applied Physics*[J], 2008, 47(10): 7876
- [8] Hirota K, Nakamura H, Minowa T *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2006, 42(10): 2909
- [9] Cao X J, Chen L, Guo S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 631(1): 315
- [10] Kim T H, Lee S R, Seok J Y *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 112(1): 59
- [11] Cao X J, Chen R J, Yan A R *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 131(1): 24
- [12] Yan Xiaotong(闫小童), Hou Yuhua(侯育花), Chen Cheng(陈诚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2760
- [13] Li Jiajie(李家节), Guo Chengjun(郭诚君), Zhou Toujun(周头军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 995
- [14] Cheng Xinghua(程星华), Li Jian(李建), Zhou Lei(周磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 2009
- [15] Komuro M, Satsu Y, Suzuki H. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2010, 46(11): 3831
- [16] Nakamura H, Hirota K, Minowa T *et al. Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2011, 44(6): 064 003
- [17] Knoch K G, Henig E Th, Fidler J. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 1990, 83(1-3): 209

Influence of (Al+Cu) Content on Grain Boundary Diffusion in Nd-Fe-B Sintered Magnet

Liu Tao^{1,2}, Zhang Xin^{1,2}, Li Jian², Chen Jie², Cheng Xinghua², Zhou Lei², Yu Xiaojun², Li Bo¹

(1. Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Advanced Technology & Materials Co., Ltd, Beijing 101318, China)

Abstract: Nd-Fe-B base magnets with 0.25wt% and 0.5wt% (Al+Cu) were treated by Dy grain boundary diffusion process and the coercivity distribution, Dy content distribution and microstructure were analyzed. By comparing the composition and properties of the two types of magnets, it is found that the coercivity increment of high (Al+Cu) magnet is 37~44 kA/m higher than that of low (Al+Cu) magnet in spite of the same Dy increment. Further gradient analysis of composition and coercivity shows that the change of (Al+Cu) content does not change Dy distribution versus to the diffusion depth, but the coercivity increments of high (Al+Cu) magnet slices are 40~80 kA/m higher than those of low (Al+Cu) slices. The subsequent EPMA Dy mapping images show that Dy-rich shells are distributed more clearly and continuously at the high (Al+Cu) magnet, and the TEM EDS analysis results also show Dy concentration near the grain boundary region is higher in the high (Al+Cu) magnet. With the increase of (Al+Cu) content, the fluidity of grain boundary phase is enhanced and Dy-rich shell wraps the main phase grains more continuously, which further enhances the coercivity with the same Dy increment.

Key words: Nd-Fe-B sintered magnet; grain boundary diffusion; coercivity; Dy content; (Al+Cu) content

Corresponding author: Liu Tao, Senior Engineer, Advanced Technology & Materials Co., Ltd, Beijing 101318, P. R. China, Tel: 0086-10-80485830, E-mail: liutao133417@163.com