(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国 际 局

(43) 国际公布日
2016 年 2 月 4 日 (04.02.2016)

WIPO | PCT

(10) 国际公布号
WO 2016/015662 A1

(51) 国际专利分类号:
H01F 1/057 (2006.01) *H01F 41/02* (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2015/085555

(22) 国际申请日: 2015 年 7 月 30 日 (30.07.2015)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:
201410369180.0 2014 年 7 月 30 日 (30.07.2014) CN

(71) **申请人**: **厦门钨业股份有限公司 (XIAMEN TUNGSTEN CO.,LTD.)** [CN/CN]; 中国福建省厦门市湖里区安岭路 1005 号, Fujian 361009 (CN)。

(72) **发明人**: **永田浩 (NAGATA, Hiroshi)**; 中国福建省厦门市湖里区安岭路 1005 号, Fujian 361009 (CN)。

(74) **代理人**: **厦门市首创君合专利事务所有限公司 (SHOUCHUANG JUNHE PATENT AGENT CO.,LTD.XIAMEN)**; 中国福建省厦门市思明区长青路 191 号劳动力市场大厦五楼, Fujian 361012 (CN)。

(81) **指定国** (除另有指明，要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW。

(84) **指定国** (除另有指明，要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:

— 包括国际检索报告(条约第 21 条(3))。

(54) **Title**: RAPIDLY-QUENCHED ALLOY AND PREPARATION METHOD FOR RARE-EARTH MAGNET

(54) **发明名称**: 稀土磁铁用急冷合金和稀土磁铁的制备方法

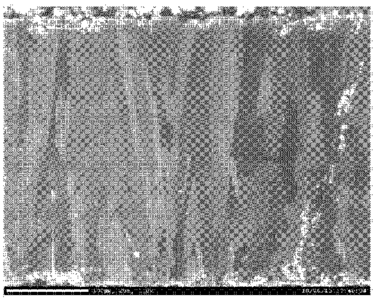

图 1 / FIG. 1

(57) **Abstract**: Disclosed are a rapidly-quenched alloy and a preparation method for a rare-earth magnet, wherein the rapidly-quenched alloy contains an $R_2Fe_{14}B$ main phase, where R is a rare-earth element including Nd, characterized in that a main phase crystal of the alloy has an average particle size in a short-axis direction of 10 to 15 micrometers, and an Nd-rich phase has an average spacing of 1.0 to 3.5 micrometers. Therefore, in a fine powder prepared by the alloy, the quantity of magnetic domains in a single crystal grain is reduced, which magnetic domains are easier to orientate along an external magnetic field to obtain a magnet of easy axis of magnetization; and moreover, squareness, coercivity and heat resistance of the magnet are obviously improved.

(57) **摘要**: 本发明公开了一种稀土磁铁用急冷合金和稀土磁铁的制备方法，其含有 $R_2Fe_{14}B$ 主相，所述的 R 为包括 Nd 的稀土元素，其特征在于，所述合金的主相结晶在短轴方向的平均粒径为 10～15μm，富 Nd 相的平均间隔为 1.0～3.5μm。如此，上述合金所制得的细粉中，单个晶粒内的磁畴数量减少，更容易沿外加磁场取向，获得易磁化的磁体，且磁铁的方形度、矫顽力和耐热性均有明显的改善。

WO 2016/015662 A1

稀土磁铁用急冷合金和稀土磁铁的制备方法

技术领域

本发明涉及磁铁的制造技术领域，特别是涉及一种稀土磁铁用急冷合金和稀土磁铁的制备方法。

背景技术

对于各种高性能电机、发电机中使用的（BH）max 超过 40MGOe 的高性能磁铁而言，为得到高磁化的磁铁，减少非磁性元素 B 的使用量的“低 B 组份磁铁”的开发就变得非常有必要。

现在，“低 B 组份磁铁”的开发采用了各种各样的方式，然而，截止目前，还未能开发出市场化的产品。“低 B 组份磁铁”的最大的缺点在于退磁曲线的方形度（亦称为 Hk 或者 SQ）比较差，导致磁铁的充磁性能变差，其形成原因比较复杂，主要是由于 R_2Fe_{17} 相的出现和富 B 相（$R_1T_4B_4$ 相）的缺乏导致晶界处出现局部 B 不足。

日本专利特开 2013-70062 中公开了一种低 B 的稀土磁铁，其包括 R（R 为包含 Y 的稀土元素中选择的至少一种的元素，Nd 为必有组分）、B、Al、Cu、Zr、Co、O、C 及 Fe 作为主成分的组成，各元素的含量为 R：25～34 重量%，B：0.87～0.94 重量%、Al：0.03～0.3 重量%、Cu：0.03～0.11 重量%、Zr：0.03～0.25 重量%、Co：3 重量%以下（且不包含 0）、O：0.03～0.1 重量%、C：0.03～0.15 重量%、以及残余为 Fe。该发明通过降低 B 的含量，使得富 B 相的含量降低，进而使得主相含有的体积比例增加，并最终获得高 Br 的磁铁。通常，在 B 含量减少的情况下，会形成软磁性的 R_2T_{17} 相（一般为 R_2Fe_{17} 相），极易使得矫顽力（Hcj）降低，而本发明通过添加微量的 Cu，使得 R_2T_{17} 相的析出被抑制，更形成了使 Hcj 和 Br 提高的 $R_2T_{14}C$ 相（一般为 $R_2Fe_{14}C$ 相）。然而，上述的低硼高铜磁铁、或低硼高铜中铝磁铁同样存在 SQ 低，导致最低饱和充磁场极高、不易充磁的问题，磁体的易磁化强度可以用磁化过程中的最低饱和磁化场强度值来表征，一般来说，当磁化场强度由某一值增加 50%时，试样的 Br 和 Hcj 增加均不超过 1%，该磁场值就被认为是这种永磁材料的最低饱和磁化场强度值，

为方便表征，通常使用同一形状尺寸的磁体在开路状态下的磁化曲线来描述磁体的易磁化强度，而磁化曲线的形状受磁体成分及其显微结构的影响。在开路状态下，磁体的磁化过程与其形状、尺寸密切相关，具有相同形状和尺寸的磁体，其最低饱和磁化场越小，磁体越容易磁化。

另一方面，为了达到便于装配、减少杂质吸附及降低管理成本的目的，一些高端产品需采用先安装再充磁的方法，而在开路状态下，高性能 NdFeB 磁体通常需要 2.0T 以上的充磁场才能使其充磁到饱和状态，特别是长径比（磁体取向方向的长度和磁体垂直于充磁方向平面的最大直径之比）越小的磁体，开路状态下磁化到饱和磁化状态所需的磁场越大。然而，由于用户的充磁装置所能提供的磁场受到成本、空间的限制，通常不能使高性能烧结 NdFeB 磁体达到饱和磁化，因此，为了获得足够大的磁通，往往需要更高磁能积的磁体，如本来可以使用磁能积为 35MGOe 磁体，被迫使用 38MGOe 以上的磁体，增加了使用成本。因此，如何改善 Nd-Fe-B 系磁铁的 SQ 和充磁特性，从而使磁体更加容易充磁到饱和磁化状态，是目前的技术难题。高 SQ、高充磁性能的磁铁开发变得尤为重要。

发明内容

本发明的目的在于克服现有技术之不足，提供一种稀土磁铁用急冷合金，在上述合金所制得的细粉中，单个晶粒内的磁畴数量减少，更容易沿外加磁场取向，获得易磁化的高性能磁体。

本发明提供的技术方式如下：

稀土磁铁用急冷合金，其含有 $R_2Fe_{14}B$ 主相结晶，所述的 R 为包括 Nd 的稀土元素，其特征在于，所述主相结晶在短轴方向的平均粒径为 10～15μm，富 Nd 相的平均间隔为 1.0 ～ 3.5μm。

由于合金主相结晶的粒径变小（与本发明的急冷合金不同，普通的急冷合金片的主相结晶在短轴方向的平均粒径为 20～30μm，富 Nd 相的平均间隔为 4 ～10μm），因此，可以在氢破碎和气流磨之后获得细化的合金粉末。上述合金所制得的细粉中，单个晶粒内的磁畴数量减少，更容易沿外加磁场取向，获得易磁化的高性能磁体。同时，磁铁的方形度、矫顽

力和耐热性均有明显改善。

本发明中提及的稀土元素包括钇元素在内。

通常来讲，在一个结晶粒的中间具有复数的薄层状富 Nd 相，文献中非常常见的错误观点是以薄层状富 Nd 相作为间隔来判断主相结晶粒粒径，而本发明采用正确的方法来判断主相结晶粒的粒径。本发明中，主相结晶粒径的定义为在急冷合金片厚度方向的大约中间位置，用 kerr 成像（克尔成像）的浓淡结果来判断的、在短轴方向的 $Nd_2Fe_{14}B$ 系结晶粒粒径的平均值。

在推荐的实施方式中，所述的稀土磁铁为 Nd-Fe-B 系磁铁。

在推荐的实施方式中，所述急冷合金的平均厚度为 0.2～0.4mm。

在推荐的实施方式中，按重量比计，95%以上的急冷合金的厚度为 0.1～0.7mm。

本发明通过控制急冷合金的厚度来改善结晶的微观结构。具体地，片厚小于 0.1mm 的急冷合金中包含较多的非晶相及等轴晶，会导致主相结晶粒径变小，相邻富 Nd 相的平均间隔缩短，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，磁化性能变差。与此相对地，片厚超过 0.7mm 的急冷合金中包含较多的 α-Fe 及 R_2Fe_{17} 相，形成较大的富 Nd 相，进而同样导致相邻富 Nd 相的平均间隔缩短，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，磁化性能变差。

在推荐的实施方式中，所述稀土磁铁用急冷合金是将原料合金熔融液用带材铸件法，以 10^2℃/秒以上、10^4℃/秒以下的冷却速度冷却得到的，其使用包括如下成分的原料制成：

R：13.5at%～15.5at%，

B：5.2at%～5.8at%，

Cu：0.1at%～0.8at%，

Al：0.1at%～2.0at%，

W：0.0005at%～0.03at%，

T：0at%～2.0at%，T 为选自 Ti、Zr、V、Mo、Co、Zn、Ga、Nb、Sn、Sb、Hf、Bi、Ni、Si、Cr、Mn、S 或 P 中的至少一种元素，

以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

本发明中，在将 Cu 的含量控制到 0.1at%～0.8at%、Al 的含量控制到 0.1at%～2.0at%，B 的含量控制在 5.2at%～5.8at%，W 的含量控制在 0.0005at%～0.03at%之后，Cu 不进入 $Nd_2Fe_{14}B$ 主相内，主要分布在晶界富 Nd 相内，W 则在熔融液的冷却过程中，随着 $R_2Fe_{14}B$ 主相的析出，向结晶晶界浓缩，并以微小并且均一的方式实现析出，使主相晶粒变小，部分 Al 占据主相的 8j2 晶位，在主相内部与邻近的 Fe 形成α-Fe 层，控制主相结晶粒径，而 Al 的添加使合金晶粒细化，同时使富 Nd 相和富 B 相的块度变小，部分 Al 则进入富 Nd 相与 Cu 共同作用，改善富 Nd 相与主相之间的浸润角，使富 Nd 相极为均匀地沿边界分布，在 Cu、Al 和 W 的共同作用下，使低 B 磁铁实现主相结晶平均粒径为 10～15μm，富 Nd 相的平均间隔为 1.0～3.5μm。由此，上述成分的合金所制得的细粉中，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力变小，畴壁可以迅速移动，使所有的磁畴都转动至磁场相同方向，充磁饱和。

所述不可避免的杂质可选自 O、C、N 等元素的至少一种。

在本发明中，W 也可以是原料（如纯铁、稀土金属、B 等）等的杂质，其根据原料中杂质的含量选定本发明所使用的原料；当然，也可以选择 W 含量在现有设备的检测限以下（可视为不含有 W）的原料（如纯铁、稀土金属、B 等），采用加入本发明所描述含量的 W 金属原料的方式。简而言之，只要原料中含有必要量的 W 即可，不管 W 的来源为何。表 1 中举例显示了不同产地不同工场的金属 Nd 的 W 元素含量。

表 1 不同产地不同工场的金属 Nd 的 W 元素含量

金属 Nd 原料	纯度	W 浓度(ppm)
A	2N5	小于检测限
B	2N5	1
C	2N5	11
D	2N5	28
E	2N5	89
F	2N5	150
G	2N5	251

表 1 中的 2N5 所代表的含义为 99.5%。

需要说明的是，在目前较多采用的稀土制备方法中，有采用石墨坩埚电解槽，圆桶形石墨坩埚作阳极，坩埚轴线上配置钨（W）棒做阴极，且底部用钨坩埚收集稀土金属的方式。在上述制备稀土元素（如 Nd）的过程中，不可避免有少量 W 混入其中。当然，也可以使用钼（Mo）等其他高熔点金属做阴极，同时使用钼坩埚收集稀土金属的方式，获得完全不含 W 的稀土元素。

在推荐的实施方式中，Cu 的含量优选为 0.3at%～0.7at%。在 Cu 的含量为 0.3at%～0.7at% 之时，方形度超过 99%，可制造出耐热性能好、充磁性能佳的磁铁。而在 Cu 的含量在 0.3at%～0.7at%之外时，方形度徐徐下降，一旦方形度变差，磁铁的热检磁变差，耐热性能也变差。

在推荐的实施方式中，所述稀土磁铁用合金在急速冷却至 500～750℃之后，在收料桶中以 500～700℃的温度保温 0.5～5 小时。在经过保温工序之后，主相结晶的狭长富 Nd 相向中心区域缩短，富 Nd 相变得紧凑、集中，富 Nd 相的平均间隔得到更好地控制。

需要说明的是，本发明中，R：13.5at%～15.5at%的含量范围为本行业的常规选择，因此，在实施例中，没有对 R 的含量范围加以试验和验证。

本发明的另一目的在于提供稀土磁铁的制备方法。

稀土磁铁的制备方法，其特征在于，包括如下的步骤：

1）将上述稀土磁铁用急冷合金粗粉碎后再通过微粉碎制成细粉的工序；

2）将所述细粉放入磁场进行预取向，后经磁场成形法获得成形体的工序；

3）以及在真空或惰性气体中以 900℃～1100℃的温度对所述成形体进行烧结的工序。

与现有技术相比，本发明具有如下的特点：

1）该稀土磁铁急冷合金的主相结晶粒径平均粒径（短轴方向）为 10～15μm，富 Nd 相的平均间隔为 1.0 ～3.5μm，上述合金所制得的细粉中，单个晶粒内的磁畴数量减少，更容易沿外加磁场取向，获得易磁化的高性能磁体。

2）在不影响磁铁剩磁的情况下，本发明合金所制得的细粉中，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力变小，畴壁可以迅速移动，获得易磁化的磁体。

3）本发明通过控制 Al 含量，使 Al 在主相和晶界相中均有最适的含量分布，由此，部

分 Al 进入主相内部，控制主相结晶粒径，部分 Al 则与 Cu 共同作用，改善富 Nd 相与主相之间的浸润角，使富 Nd 相极为均匀地沿边界分布，实现主相结晶平均粒径（短轴方向）为 10～15μm，富 Nd 相的平均间隔为 1.0 ～3.5μm。

4）本发明将 95 重量%以上的急冷合金的厚度控制为 0.1～0.7mm，通过控制急冷合金的厚度，以此改善结晶的微观结构，使主相结晶平均粒径和富 Nd 相的分布更为均匀。

5）通过在原料中加入 W，W 以微小并且均一的方式实现析出，因此，添加适量的 W 可以控制急冷合金的主相结晶粒径，使主相结晶粒径变小。

附图说明

图 1 为实施例一中实施例 2 的 SC 片放在克尔金相显微镜下放大 200 倍的主相晶示意图；

图 2 为实施例一中实施例 2 的 SC 片放在 3D 彩色扫描激光显微镜下放大 1000 倍的富钕相间隔示意图。

具体实施方式

以下结合实施例对本发明作进一步详细说明。

实施例一

在原料配制过程：准备纯度 99.5%的 Nd、纯度 99.8%的 Dy、工业用 Fe-B、工业用纯 Fe、纯度 99.5%的 Cu、Al 和纯度 99.999%的 W，以原子百分比 at%配制。

各元素的含量如表 1 所示：

表 1　各元素的配比（at%）

序号	Nd	Dy	B	Cu	Al	W	Fe
对比例 1	13.8	1.0	5.2	0.05	0.4	0.01	余量
实施例 1	13.8	1.0	5.2	0.1	0.4	0.01	余量
实施例 2	13.8	1.0	5.2	0.3	0.4	0.01	余量
实施例 3	13.8	1.0	5.2	0.5	0.4	0.01	余量
实施例 4	13.8	1.0	5.2	0.6	0.4	0.01	余量
实施例 5	13.8	1.0	5.2	0.7	0.4	0.01	余量
实施例 6	13.8	1.0	5.2	0.8	0.4	0.01	余量
对比例 2	13.8	1.0	5.2	0.9	0.4	0.01	余量

各序号组按照表 1 中元素组成进行配制，分别称量、配制了 10Kg 的原料。

熔炼过程：每次取 1 份配制好的原料放入氧化铝制的坩埚中，在高频真空感应熔炼炉

中在 10^{-2}Pa 的真空中以 1500℃以下的温度进行真空熔炼。

铸造过程：在真空熔炼后的熔炼炉中通入 Ar 气体使气压达到 5 万 Pa 后，使用单辊急冷法进行铸造，以 10^2℃/秒～10^4℃/秒的冷却速度获得急冷合金，急冷合金的平均厚度为 0.3mm，95%以上的急冷合金的厚度为 0.1～0.7mm，将急冷合金在 500℃进行 5 小时的保温热处理，然后冷却到室温。

氢破粉碎过程：在室温下将放置急冷合金的氢破用炉抽真空，而后向氢破用炉内通入纯度为 99.5%的氢气至压力 0.1MPa，放置 2 小时后，边抽真空边升温，在 500℃的温度下抽真空 2 小时，之后进行冷却，取出氢破粉碎后的粉末。

在微粉碎工序：在氧化气体含量 100ppm 以下的气氛下，在粉碎室压力为 0.4MPa 的压力下对氢破粉碎后的试料进行气流磨粉碎，得到细粉，细粉的平均粒度为 3.4μ m。氧化气体指的是氧或水分。

对部分微粉碎后的细粉（占细粉总重量 30%）过筛，除去粒径 1.0μm 以下的粉粒，再将过筛后的细粉与剩余未过筛的细粉混合。混合后的细粉中，粒径 1.0μm 以下的粉末体积减少至全体粉末体积的 10%以下。

在气流磨粉碎后的粉末中添加辛酸甲酯，辛酸甲酯的添加量为混合后粉末重量的 0.15%，再用 V 型混料机充分混合。

磁场成形过程：使用直角取向型的磁场成型机，在 1.8T 的取向磁场中，在 0.2ton/cm^2 的成型压力下，将上述添加了辛酸甲酯的粉末一次成形成边长为 25mm 的立方体，一次成形后在 0.2T 的磁场中退磁。

为使一次成形后的成形体不接触到空气，将其进行密封，再使用二次成形机（等静压成形机）在 1.4ton/cm^2 的压力下进行二次成形。

烧结过程：将各成形体搬至烧结炉进行烧结，烧结在 10^{-3}Pa 的真空下，在 200℃和 850℃的温度下各保持 1.5 小时后，以 1080℃的温度烧结 2 小时，之后通入 Ar 气体使气压达到 0.1MPa 后，冷却至室温。

热处理过程：烧结体在高纯度 Ar 气中，以 600℃温度进行 1 小时热处理后，冷却至室

温后取出。

磁性能评价过程：烧结磁铁使用中国计量院的 NIM-10000H 型 BH 大块稀土永磁无损测量系统进行磁性能检测。

最低饱和磁化场强度：当充磁电压继续增加，使磁化场强度由某一值增加 50%时，测得试样的(BH)max 或 Hcb 增加量不超过 1%，此磁场值就被认为是最低饱和磁化场强度。

主相结晶平均粒径测试：SC 片（急冷合金片）放在克尔金相显微镜下放大 200 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 445μm 的直线，通过数出通过直线的主相结晶个数，计算主相结晶平均粒径。检测结果参见图 1。

富钕相间隔测试：用稀 $FeCl_2$ 溶液（$FeCl_2$+HCl+酒精）腐蚀过的 SC 片放在 3D 彩色扫描激光显微镜下放大 1000 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 283μm 的直线，通过数出通过直线的二次晶个数，计算富钕相间隔。检测结果参见图 2。

实施例和比较例的磁铁的评价结果如表 2 中所示：

表 2　实施例和比较例的磁性能评价情况

序号	主相结晶平均粒径（短轴，μm）	富 Nd 相平均间隔(μm)	Br (kGs)	Hcj（kOe）	(BH)max (MGOe)	SQ（%）	最低充磁饱和电压（伏特）
对比例 1	25.22	3.80	13.4	13.5	41.7	87.5	2800
实施例 1	14.88	2.42	13.8	15.2	45.7	96.8	2600
实施例 2	13.81	2.11	13.9	15.4	46.3	99.5	2600
实施例 3	13.26	1.82	14.1	15.4	48.2	99.7	2500
实施例 4	12.96	1.57	14.0	15.4	46.9	99.6	2500
实施例 5	11.99	1.26	14.0	15.9	46.8	99.6	2500
实施例 6	10.62	1.15	13.9	15.5	46.4	97.2	2500
对比例 2	9.22	0.93	13.3	13.6	41.1	88.2	3000

表中的最低充磁饱和电压值代表样品在最低饱和磁化场强度下被磁化到饱和时所需的电压值。本发明中，使用同一充磁设备进行充磁，因此，可选用充磁电压来表征充磁磁场强度。

从表 2 可以看到，在磁铁的 Cu 含量小于 0.1at%之时，Cu 在晶界富 Nd 相内的分布不足，难以与 Al 在晶界中形成复合相，进而导致主相结晶平均粒径变大，富 Nd 相的平均间隔也过

大，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，剩磁、BH（max）下降，磁铁性能降低。

在Cu的含量超过0.8at%之时，则会导致晶体内部Cu的含量过量，进而主相结晶晶粒的平均粒径变小，富Nd相的平均间隔也变小，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，最低饱和磁化场强度增加，而不适合在开路状态的磁场中使用。

在Cu的含量为0.1at%～0.8at%之时，磁铁的方形度超过95%，充磁性能好。

在Cu的含量为0.3at%～0.7at%之时，磁铁的方形度进一步超过99%，具有非常好的方形度，可生产出耐热性能良好的磁铁。

对比例1、2的5%热减磁（耐热）温度依次为60℃和80℃，而实施例1～实施例6的5%热减磁（耐热）温度依次为110℃、125℃、125℃、125℃、125℃和120℃。

实施例 2

在原料配制过程：准备纯度 99.5%的 Nd、纯度 99.8%的 Ho、工业用 Fe-B、工业用纯 Fe 和纯度 99.5%的 Cu、Al 和纯度 99.999%的 W，以原子百分比 at%来配制。

各元素的含量如表 3 所示：

表 3　各元素的配比（at%）

序号	Nd	Ho	B	Cu	Al	W	Fe
对比例 1	14	1.0	5.8	0.5	0.05	0.005	余量
实施例 1	14	1.0	5.8	0.5	0.1	0.005	余量
实施例 2	14	1.0	5.8	0.5	0.5	0.005	余量
实施例 3	14	1.0	5.8	0.5	0.8	0.005	余量
实施例 4	14	1.0	5.8	0.5	1.2	0.005	余量
实施例 5	14	1.0	5.8	0.5	1.6	0.005	余量
实施例 6	14	1.0	5.8	0.5	2.0	0.005	余量
对比例 2	14	1.0	5.8	0.5	2.2	0.005	余量

各序号组按照表 3 中元素组成进行配制，分别称量、配制了 10Kg 的原料。

熔炼过程：每次取 1 份配制好的原料放入氧化铝制的坩埚中，在高频真空感应熔炼炉中在 10^{-2}Pa 的真空中以 1500℃以下的温度进行真空熔炼。

铸造过程：在真空熔炼后的熔炼炉中通入 Ar 气体使气压达到 5 万 Pa 后，使用单辊急冷法进行铸造，以 10^{2}℃/秒～10^{4}℃/秒的冷却速度获得急冷合金，急冷合金的平均厚度为 0.25mm，95%以上的急冷合金的厚度为 0.1～0.7mm，将急冷合金在 700℃进行 0.5 小时的保

温热处理，然后冷却到室温。

氢破粉碎过程：在室温下将放置急冷合金的氢破用炉抽真空，而后向氢破用炉内通入纯度为99.5%的氢气至压力0.08MPa，放置2小时后，边抽真空边升温，在480℃的温度下抽真空1.5小时，之后进行冷却，取出氢破粉碎后的粉末。

在微粉碎工序：在氧化气体含量100ppm以下的气氛下，在粉碎室压力为0.45MPa的压力下对氢破粉碎后的试料进行气流磨粉碎，得到细粉，细粉的平均粒度为3.6μm。氧化气体指的是氧或水分。

在气流磨粉碎后的粉末中添加辛酸甲酯，辛酸甲酯的添加量为过筛后粉末重量的0.2%，再用V型混料机充分混合。

磁场成形过程：使用直角取向型的磁场成型机，在1.8T的取向磁场中，在0.2ton/cm^{2}的成型压力下，将上述添加了辛酸甲酯的粉末一次成形成边长为25mm的立方体，一次成形后在0.2T的磁场中退磁，将成形体从空间取出，再向成形体施加另一磁场，对附着在成形体表面的磁粉进行第二次退磁处理。

为使一次成形后的成形体不接触到空气，将其进行密封，再使用二次成形机（等静压成形机）在1.4ton/cm^{2}的压力下进行二次成形。

烧结过程：将各成形体搬至烧结炉进行烧结，烧结在10^{-3}Pa的真空下，在200℃和900℃的温度下各保持2小时后，以1020℃的温度烧结2小时，之后通入Ar气体使气压达到0.1MPa后，冷却至室温。

热处理过程：烧结体在高纯度Ar气中，以620℃温度进行1小时热处理后，冷却至室温后取出。

磁性能评价过程：烧结磁铁使用中国计量院的NIM-10000H型BH大块稀土永磁无损测量系统进行磁性能检测。

最低饱和磁化场强度：当充磁电压继续增加，使磁化场强度由某一值增加50%时，测得试样的(BH)max或Hcb增加量不超过1%，此磁场值就被认为是最低饱和磁化场强度。

主相结晶平均粒径测试：SC片（急冷合金片）放在克尔金相显微镜下放大200倍进行

拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 445μm 的直线，通过数出通过直线的主相结晶个数，计算主相结晶平均粒径。检测结果参见图 1。

富钕相间隔测试：用稀 $FeCl_2$ 溶液（$FeCl_2$+HCl+酒精）腐蚀过的 SC 片放在 3D 彩色扫描激光显微镜下放大 1000 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 283μm 的直线，通过数出通过直线的二次晶个数，计算富钕相间隔。检测结果参见图 2。

实施例和比较例的磁铁的评价结果如表 4 中所示：

表 4　实施例和比较例的磁性能评价情况

序号	主相结晶平均粒径（短轴，μm）	富 Nd 相平均间隔（μm）	Br (kGs)	Hcj（kOe）	(BH)max (MGOe)	最低充磁饱和电压（伏特）
对比例 1	19.34	3.80	13.4	13.8	42.8	2800
实施例 1	14.90	3.47	14.2	15.0	48.6	2600
实施例 2	13.62	3.03	14.1	15.3	48.2	2600
实施例 3	12.25	2.77	14.0	16.0	47.1	2500
实施例 4	11.90	2.40	13.9	16.4	46.6	2500
实施例 5	11.44	1.52	13.7	16.8	45.3	2500
实施例 6	10.22	1.21	13.5	17.2	44.0	2600
对比例 2	9.29	0.92	13.4	13.8	42.2	2900

表中的最低充磁饱和电压值代表样品在最低饱和磁化场强度下被磁化到饱和时所需的电压值。本发明中，使用同一充磁设备进行充磁，因此，可选用充磁电压来表征充磁磁场强度。

实施例 1～6 的 SQ 全部达到 99%以上，而对比例 1～2 的 SQ 在 85%以下。

从表 4 可以看到，在磁铁的 Al 含量小于 0.1at%之时，Al 在晶界富 Nd 相和主相内的分布均不足，难以与 Cu 在晶界中形成复合相，进而导致主相结晶平均粒径变大，富 Nd 相的平均间隔也过大，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，剩磁、BH（max）下降，磁铁性能降低。

在Al的含量超过2.0at%之时，则会导致晶体内部Al的含量过量，进而主相结晶晶粒的平均粒径变小，富Nd相的平均间隔也变小，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，最低饱和磁化场强度增加，而不适合在开路状态的磁场中使用。

实施例3

在原料配制过程：准备纯度 99.5%的 Nd、纯度 99.5%的 Ho、工业用 Fe-B、工业用纯 Fe、和纯度 99.5%的 Al、Cu、Zr、Co 和纯度为 99.999%的 W，以原子百分比 at%来配制。

各元素的含量如表 5 所示：

表 5　各元素的配比（at%）

序号	Nd	Ho	B	Cu	Al	Co	Zr	W	Fe
对比例 1	14	1.2	5.0	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
对比例 2	14	1.2	5.1	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 1	14	1.2	5.2	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 2	14	1.2	5.3	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 3	14	1.2	5.4	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 4	14	1.2	5.5	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 5	14	1.2	5.6	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 6	14	1.2	5.7	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
实施例 7	14	1.2	5.8	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量
对比例 3	14	1.2	5.9	0.5	0.6	0.3	0.5	0.002	余量

各序号组按照表 5 中元素组成进行配制，分别称量、配制了 10Kg 的原料。

熔炼过程：每次取 1 份配制好的原料放入氧化铝制的坩埚中，在高频真空感应熔炼炉中在 10^{-2}Pa 的真空中以 1500℃以下的温度进行真空熔炼。

铸造过程：在真空熔炼后的熔炼炉中通入 Ar 气体使气压达到 6 万 Pa 后，使用单辊急冷法进行铸造，以 10^2℃/秒～10^4℃/秒的冷却速度获得急冷合金，急冷合金的平均厚度为 0.38mm，95%以上的急冷合金的厚度为 0.1～0.7mm，将急冷合金在 600℃进行 3 小时的保温热处理，然后冷却到室温。

氢破粉碎过程：在室温下将放置急冷合金的氢破用炉抽真空，而后向氢破用炉内通入纯度为 99.5%的氢气至压力 0.09MPa，放置 2 小时后，边抽真空边升温，在 520℃的温度下抽真空 2 小时，之后进行冷却，取出氢破粉碎后的粉末。

在微粉碎工序：在氧化气体含量 100ppm 以下的气氛下，在粉碎室压力为 0.5MPa 的压力下对氢破粉碎后的试料进行气流磨粉碎，得到细粉，细粉的平均粒度为 3.6μｍ。氧化气体指的是氧或水分。

在气流磨粉碎后的粉末中添加辛酸甲酯，辛酸甲酯的添加量为过筛后粉末重量的 0.2%，

再用 V 型混料机充分混合。

磁场成形过程：使用直角取向型的磁场成型机，在 1.8T 的取向磁场中，在 0.2ton/cm^2 的成型压力下，将上述添加了辛酸甲酯的粉末一次成形成边长为 25mm 的立方体，一次成形后在 0.2T 的磁场中退磁，将成形体从空间取出，再向成形体施加另一磁场，对附着在成形体表面的磁粉进行第二次退磁处理。

为使一次成形后的成形体不接触到空气，将其进行密封，再使用二次成形机（等静压成形机）在 1.4ton/cm^2 的压力下进行二次成形。

烧结过程：将各成形体搬至烧结炉进行烧结，烧结在 10^{-3}Pa 的真空下，在 200℃和 800℃的温度下各保持 2 小时后，以 1030℃的温度烧结 2 小时，之后通入 Ar 气体使气压达到 0.1MPa 后，冷却至室温。

热处理过程：烧结体在高纯度 Ar 气中，以 580℃温度进行 1 小时热处理后，冷却至室温后取出。

磁性能评价过程：烧结磁铁使用中国计量院的 NIM-10000H 型 BH 大块稀土永磁无损测量系统进行磁性能检测。

最低饱和磁化场强度：当充磁电压继续增加，使磁化场强度由某一值增加 50%时，测得试样的(BH)max 或 Hcb 增加量不超过 1%，此磁场值就被认为是最低饱和磁化场强度。

主相结晶平均粒径测试：SC 片（急冷合金片）放在克尔金相显微镜下放大 200 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 445μm 的直线，通过数出通过直线的主相结晶个数，计算主相结晶平均粒径。检测结果参见图 1。

富钕相间隔测试：用稀 $FeCl_2$ 溶液（$FeCl_2$+HCl+酒精）腐蚀过的 SC 片放在 3D 彩色扫描激光显微镜下放大 1000 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 283μm 的直线，通过数出通过直线的二次晶个数，计算富钕相间隔。检测结果参见图 2。

实施例和比较例的磁铁的评价结果如表 6 中所示：

表 6 实施例和比较例的磁性能评价情况

序号	主相结晶平均粒径（短轴，μm）	富 Nd 相平均间隔（μm）	Br (kGs)	Hcj （kOe）	(BH)max (MGOe)	最低充磁饱和电压（伏特）
对比例 1	20.56	3.96	12.8	14.5	38.1	3200
对比例 2	18.27	3.65	13.0	14.9	39.3	3100
实施例 1	14.86	3.34	13.7	16.0	44.6	2500
实施例 2	14.49	3.04	13.8	16.1	45.7	2500
实施例 3	14.25	2.50	14.1	16.2	48.2	2500
实施例 4	13.76	2.04	14.1	16.3	48.0	2500
实施例 5	12.53	1.65	13.9	16.3	46.6	2500
实施例 6	11.23	1.46	13.8	16.3	45.8	2500
实施例 7	10.21	1.42	13.8	16.2	45.8	2500
对比例 3	9.20	1.36	13.2	14.8	40.1	2800

表中的最低充磁饱和电压值代表样品在最低饱和磁化场强度下被磁化到饱和时所需的电压值。本发明中，使用同一充磁设备进行充磁，因此，可选用充磁电压来表征充磁磁场强度。

实施例 1～7 的 SQ 全部达到 99%以上，而对比例 1～3 的 SQ 在 85%以下。

从表 6 可以看到，在磁铁的 B 含量小于 5.2at%之时，由于 B 在晶界富 Nd 相和主相内的分布均不足，进而导致主相结晶平均粒径变大，富 Nd 相的平均间隔也过大，晶粒内的磁畴在取向过程中形核长大阻力增加，剩磁、BH（max）下降，磁铁性能降低。

而在 B 的含量超过 5.8at%之时，磁铁的剩磁、BH（max）有所下降，难以获得高性能的磁铁。

实施例4

在原料配制过程：准备纯度 99.5%的 Nd、工业用 Fe-B、工业用纯 Fe、和纯度 99.5%的 Al、Cu、Zr、Co 和纯度 99.999%的 W，以原子百分比 at%来配制。

为准确控制 W 的使用配比，该实施例中，所选用的 Nd、Fe、B、Al、Cu、Zn 和 Co 中均不含有 W，W 的来源全部 W 金属。

各元素的含量如表 7 所示：

表 7　各元素的配比（at%）

序号	Nd	B	Cu	Al	Co	Zr	W	Fe
对比例 1	14.5	5.5	0.4	0.5	0.3	0.3	0.0001	余量
实施例 1	14.5	5.5	0.4	0.5	0.3	0.3	0.0005	余量

实施例 2	14.5	5.5	0.4	0.5	0.3	0.3	0.002	余量
实施例 3	14.5	5.5	0.4	0.5	0.3	0.3	0.01	余量
实施例 4	14.5	5.5	0.4	0.5	0.3	0.3	0.03	余量
对比例 2	14.5	5.5	0.4	0.5	0.3	0.3	0.04	余量

各序号组按照表 7 中元素组成进行配制，分别称量、配制了 100Kg 的原料。

熔炼过程：每次取 1 份配制好的原料放入氧化铝制的坩埚中，在高频真空感应熔炼炉中在 10^{-2}Pa 的真空中以 1500℃以下的温度进行真空熔炼。

铸造过程：在真空熔炼后的熔炼炉中通入 Ar 气体使气压达到 4.5 万 Pa 后，使用单辊急冷法进行铸造，以 10^2℃/秒～10^4℃/秒的冷却速度获得急冷合金，急冷合金的平均厚度为 0.21mm，95%以上的急冷合金的厚度为 0.1～0.7mm，将急冷合金在 560℃进行 1 小时的保温热处理，然后冷却到室温。

氢破粉碎过程：在室温下将放置急冷合金的氢破用炉抽真空，而后向氢破用炉内通入纯度为 99.5%的氢气至压力 0.085MPa，放置 2 小时后，边抽真空边升温，在 540℃的温度下抽真空 2 小时，之后进行冷却，取出氢破粉碎后的粉末。

在微粉碎工序：在氧化气体含量 100ppm 以下的气氛下，在粉碎室压力为 0.55MPa 的压力下对氢破粉碎后的试料进行气流磨粉碎，得到细粉，细粉的平均粒度为 3.6μm。氧化气体指的是氧或水分。

磁场成形过程：使用直角取向型的磁场成型机，在 1.8T 的取向磁场中，在 0.2ton/cm^2 的成型压力下，将上述添加了辛酸甲酯的粉末一次成形成边长为 25mm 的立方体，一次成形后在 0.2T 的磁场中退磁，将成形体从空间取出，再向成形体施加另一磁场，对附着在成形体表面的磁粉进行第二次退磁处理。

为使一次成形后的成形体不接触到空气，将其进行密封，再使用二次成形机（等静压成形机）在 1.4ton/cm^2 的压力下进行二次成形。

烧结过程：将各成形体搬至烧结炉进行烧结，烧结在 10^{-3}Pa 的真空下，在 200℃和 700℃的温度下各保持 2 小时后，以 1050℃的温度烧结 2 小时，之后通入 Ar 气体使气压达到 0.1MPa 后，冷却至室温。

热处理过程：烧结体在高纯度 Ar 气中，以 620℃温度进行 1 小时热处理后，冷却至室

温后取出。

磁性能评价过程：烧结磁铁使用中国计量院的 NIM-10000H 型 BH 大块稀土永磁无损测量系统进行磁性能检测。

最低饱和磁化场强度：当充磁电压继续增加，使磁化场强度由某一值增加 50%时，测得试样的(BH)max 或 Hcb 增加量不超过 1%，此磁场值就被认为是最低饱和磁化场强度。

主相结晶平均粒径测试：SC 片（急冷合金片）放在克尔金相显微镜下放大 200 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 445μm 的直线，通过数出通过直线的主相结晶个数，计算主相结晶平均粒径。检测结果参见图 1。

富钕相间隔测试：用稀 $FeCl_2$ 溶液（$FeCl_2$+HCl+酒精）腐蚀过的 SC 片放在 3D 彩色扫描激光显微镜下放大 1000 倍进行拍摄，拍摄时贴辊面与视场下边平行。测量时，在视场中心位置画一长度为 283μm 的直线，通过数出通过直线的二次晶个数，计算富钕相间隔。检测结果参见图 2。

实施例和比较例的磁铁的评价结果如表 8 中所示：

表 8　实施例和比较例的磁性能评价情况

序号	主相结晶平均粒径（短轴，μm）	富 Nd 相平均间隔（μm）	Br (kGs)	Hcj（kOe）	(BH)max (MGOe)	最低充磁饱和电压（伏特）
对比例 1	16.23	2.25	12.8	13.2	38.1	2800
实施例 1	13.01	2.10	13.9	16.1	46.4	2500
实施例 2	12.48	1.98	14.2	16.2	48.4	2500
实施例 3	11.94	1.90	14.2	16.3	48.3	2500
实施例 4	11.45	1.86	14.0	16.3	47.0	2500
对比例 2	9.90	1.82	12.9	14.3	38.3	2800

表中的最低充磁饱和电压值代表样品在最低饱和磁化场强度下被磁化到饱和时所需的电压值。本发明中，使用同一充磁设备进行充磁，因此，可选用充磁电压来表征充磁磁场强度。

实施例 1～4 的 SQ 全部达到 99%以上，而对比例 1～2 的 SQ 在 90%以下。

从表 8 可以看到，由于 W 与主要构成元素的稀土元素、铁、硼的离子半径及电子构造不同，所以，$R_2Fe_{14}B$ 主相中几乎不存在 W，微量的 W 在熔融液的冷却过程中，随着 $R_2Fe_{14}B$

主相的析出，向结晶晶界浓缩，W 以微小并且均一的方式实现析出，因此，添加适量的 W 可以控制合金的主相结晶粒径，并提高磁铁的取向度。

上述实施例仅用来进一步说明本发明的几种具体的实施方式，但本发明并不局限于实施例，凡是依据本发明的技术实质对以上实施例所作的任何简单修改、等同变化与修饰，均落入本发明技术方案的保护范围内。

工业实用性

本发明提供一种稀土磁铁用急冷合金，在上述合金所制得的细粉中，单个晶粒内的磁畴数量减少，更容易沿外加磁场取向，获得易磁化的高性能磁体。

权 利 要 求 书

1. 稀土磁铁用急冷合金，其含有 $R_2Fe_{14}B$ 主相结晶，所述的 R 为包括 Nd 的稀土元素，其特征在于，所述主相结晶在短轴方向的平均粒径为 10～15μm，富 Nd 相的平均间隔为 1.0 ～3.5μm。

2. 根据权利要求 1 所述的稀土磁铁用急冷合金，其特征在于：所述急冷合金的平均厚度为 0.2～0.4mm。

3. 根据权利要求 2 所述的稀土磁铁用急冷合金，其特征在于：按重量比计，95%以上的急冷合金的厚度为 0.1～0.7mm。

4. 根据权利要求 3 中所述的稀土磁铁用急冷合金，其特征在于，由包括如下成分的原料制成：

R：13.5at%～15.5at%，

B：5.2at%～5.8at%，

Cu：0.1at%～0.8at%，

Al：0.1at%～2.0at%，

W 的含量在 0.0005at%以上、0.03at%以下，

T：0at%～2.0at%，T 为选自 Ti、Zr、V、Mo、Co、Zn、Ga、Nb、Sn、Sb、Hf、Bi、Ni、Si、Cr、Mn、S 或 P 中的至少一种元素，

以及余量为 Fe 和不可避免的杂质，

所述稀土磁铁用合金是将原料合金熔融液用带材铸件法，以 10^2℃/秒以上、10^4℃/秒以下的冷却速度冷却得到的。

5. 根据权利要求 4 所述的稀土磁铁用急冷合金，其特征在于：Cu 的含量优选为 0.3at%～0.7at%。

6. 根据权利要求 4 所述的稀土磁铁用急冷合金，其特征在于：所述稀土磁铁用合金在急速冷却至 500～750℃之后，在收料桶中以 500～700℃的温度保温 0.5～5 小时。

7. 稀土磁铁的制备方法，其特征在于，包括如下的步骤：

1）将权利要求 1、2、3、4、5 或 6 的稀土磁铁用急冷合金粗粉碎后再通过微粉碎制成细粉的工序；

2）将细粉放入磁场进行预取向，后经磁场成形法获得成形体的工序；

3）以及在真空或惰性气体中以 900℃～1100℃的温度对所述成形体进行烧结的工序。

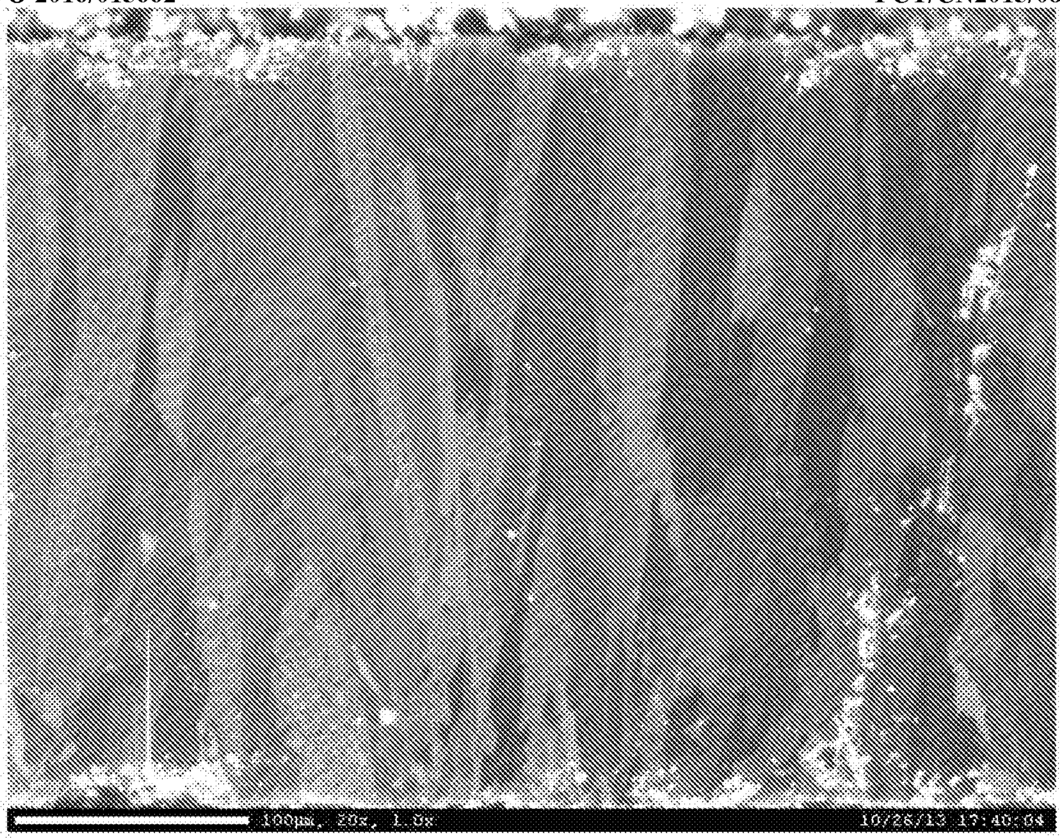

图 1

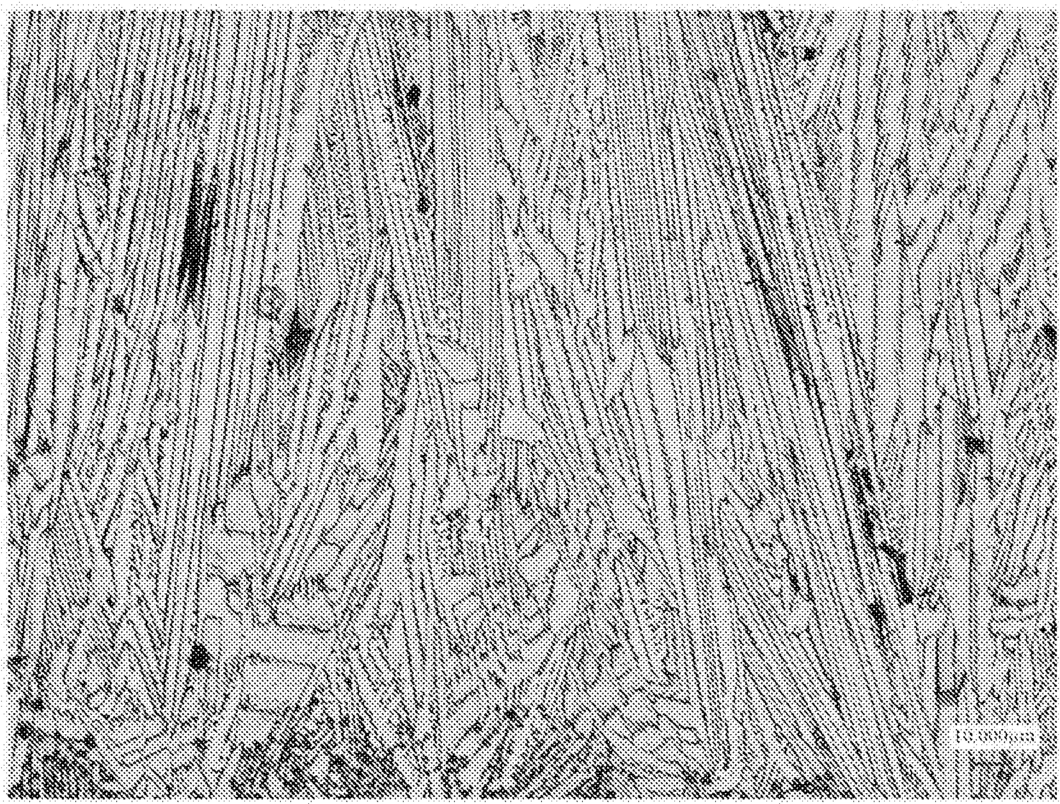

图 2

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/CN2015/085555

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

H01F 1/057 (2006.01) i; H01F 41/02 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

H01F 1/-; H01F 41/-

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

CNABS, VEN: magnetic body, rapid cooling, rapid quenching, intergranular phase, nd-rich, rare earth-enriched, magnet, quench, cool, main phase, boundary phase, rare earth, rich, neodymium

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 1409332 A (GENERAL RESEARCH INSTITUTE FOR NONFERROUS METALS), 09 April 2003 (09.04.2003), description, page 2, line 27 to page 4, line 18, and page 6, 3rd line from the bottom to page 9, bottom line	1-8
A	WO 2009004994 A1 (TDK CORP.), 08 January 2009 (08.01.2009), the whole document	1-8

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
26 October 2015 (26.10.2015)	**11 November 2015 (11.11.2015)**

Name and mailing address of the ISA/CN:
State Intellectual Property Office of the P. R. China
No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao
Haidian District, Beijing 100088, China
Facsimile No.: (86-10) 62019451

Authorized officer
WANG, Nanye
Telephone No.: (86-10) **62089300**

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2015/085555

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 1409332 A	09 April 2003	CN 1220220 C	21 September 2005
WO 2009004994 A1	08 January 2009	US 2010233016 A1	16 September 2010
		CN 101542644 A	23 September 2009
		EP 2172947 A1	07 April 2010
		US 8152936 B2	10 April 2012
		JP 5153643 B2	27 February 2013
		JP 5310923 B2	09 October 2013
		JP 2013070062 A	18 April 2013

国际检索报告

国际申请号
PCT/CN2015/085555

A. 主题的分类

H01F 1/057(2006.01)i；H01F 41/02(2006.01)i

按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类

B. 检索领域

检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)

H01F 1/-; H01F 41/-

包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献

在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称，和使用的检索词（如使用））

CNABS,VEN:磁铁，磁体，急冷，快冷，快淬，主相，晶界相，富钕，富稀土，magnet,quench,cool,main phase, boundary phase,rare earth, rich,neodymium

C. 相关文件

类 型*	引用文件，必要时，指明相关段落	相关的权利要求
X	CN 1409332 A (北京有色金属研究总院) 2003年 4月 9日 (2003 - 04 - 09) 说明书第2页第27行-第4页第18行，第6页倒数第3行-第9页倒数第1行	1-8
A	WO 2009004994 A1 (TDK CORP) 2009年 1月 8日 (2009 - 01 - 08) 全文	1-8

☐ 其余文件在C栏的续页中列出。　　☑ 见同族专利附件。

* 引用文件的具体类型：

“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件
“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利
“L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件，或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件（如具体说明的）
“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件
“P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件

“T” 在申请日或优先权日之后公布，与申请不相抵触，但为了理解发明之理论或原理的在后文件
“X” 特别相关的文件，单独考虑该文件，认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性
“Y” 特别相关的文件，当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时，要求保护的发明不具有创造性
“&” 同族专利的文件

国际检索实际完成的日期	国际检索报告邮寄日期
2015年 10月 26日	2015年 11月 11日

ISA/CN的名称和邮寄地址	受权官员
中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088 中国	王南野
传真号 (86-10)62019451	电话号码 (86-10)62089300

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2015/085555

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利			公布日 (年/月/日)
CN	1409332	A	2003年 4月 9日	CN	1220220	C	2005年 9月 21日
WO	2009004994	A1	2009年 1月 8日	US	2010233016	A1	2010年 9月 16日
				CN	101542644	A	2009年 9月 23日
				EP	2172947	A1	2010年 4月 7日
				US	8152936	B2	2012年 4月 10日
				JP	5153643	B2	2013年 2月 27日
				JP	5310923	B2	2013年 10月 9日
				JP	2013070062	A	2013年 4月 18日