

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200710152772.7

[51] Int. Cl.

H01L 43/08 (2006.01)

H01L 43/12 (2006.01)

H01F 10/32 (2006.01)

H01F 10/16 (2006.01)

G11B 5/39 (2006.01)

G11C 11/15 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009年11月4日

[11] 授权公告号 CN 100557840C

[51] Int. Cl. (续)

G11C 11/16 (2006.01)

[22] 申请日 2007.9.20

[21] 申请号 200710152772.7

[30] 优先权

[32] 2006.9.21 [33] JP [31] 2006-255646

[32] 2007.3.14 [33] JP [31] 2007-065628

[73] 专利权人 阿尔卑斯电气株式会社

地址 日本东京都

[72] 发明人 五十岚一聪 梅津英治 田中健一

西村和正 斋藤正路 井出洋介

中林亮 西山义弘 小林秀和

长谷川直也

[56] 参考文献

JP2004-179667A 2004.6.24

US2005/0009211A1 2005.1.13

JP2002-359412A 2002.12.13

CN1542743A 2004.11.3

JP2005-197764A 2005.7.21

审查员 张剑铭

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司

代理人 刘建

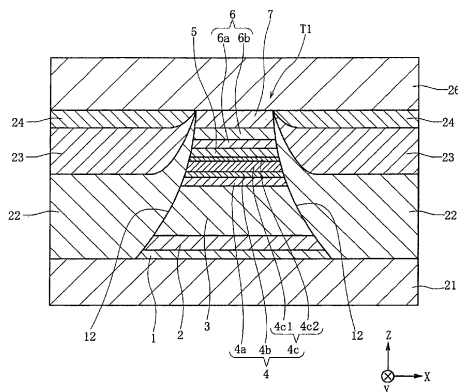
权利要求书3页 说明书18页 附图9页

[54] 发明名称

CoFeB层构成固定层至少一部分的隧道型磁检测元件及其制法

[57] 摘要

本发明特别涉及由 Mg-O 形成绝缘障壁层的隧道型磁检测元件，提供可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的隧道型磁检测元件及其制造方法。第2固定磁性层(4c)，从下面起，以由 CoFeB 或 FeB 形成的第1磁性层(4c1)、以及由 CoFe 或 Fe 形成的第2磁性层(4c2)的顺序层叠。所述第2固定磁性层(4c)上，形成有由 Mg-O 构成的绝缘障壁层(5)。像这样通过使第2固定磁性层(4c)为 CoFeB 或 FeB/CoFe 或 Fe 的层叠构造，可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。



1. 一种隧道型磁检测元件，其从下面起，以磁化被固定的固定磁性层、绝缘障壁层、磁化相对于外部磁场变动的自由磁性层的顺序层叠，或者从下面起，以所述自由磁性层、所述绝缘障壁层、所述固定磁性层的顺序层叠，

所述绝缘障壁层由 Mg—O 形成，

构成所述固定磁性层的至少一部分，且与所述绝缘障壁层相接的障壁层侧磁性层由以下构成：由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性区域；位于所述第 1 磁性区域和所述绝缘障壁层之间的、由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性区域。

2. 如权利要求 1 所述的隧道型磁检测元件，其中，

所述第 1 磁性区域中，存在从与所述第 2 磁性区域的边界的相反侧，朝向所述第 2 磁性区域，B 浓度逐渐减少的组成调制区域。

3. 如权利要求 1 所述的隧道型磁检测元件，其中，

所述障壁层侧磁性层是层叠了由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层、和位于所述第 1 磁性层与绝缘障壁层之间的由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层的层叠构造，在该层叠构造的所述第 1 磁性层与所述第 2 磁性层的界面产生了元素扩散。

4. 如权利要求 3 所述的隧道型磁检测元件，其中，

所述第 1 磁性层由 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{100-x})_{100-y}\text{B}_y$ 形成，B 组成比 Y 为 15~30at%。

5. 如权利要求 3 所述的隧道型磁检测元件，其中，

所述第 1 磁性层的平均膜厚为 10~30Å。

6. 如权利要求 3 所述的隧道型磁检测元件，其中，

所述第 2 磁性层由 $\text{Co}_z\text{Fe}_{100-z}$ 形成，Co 组成比 Z 为 0~80at%。

7. 如权利要求 1 所述的隧道型磁检测元件，其中，

所述障壁层侧磁性层、所述绝缘障壁层、以及至少所述自由磁性层的与所述绝缘障壁层相接的部分，在与膜面平行的面上，作为代表性的{100}

面表示的等价的体心立方结构的结晶面优先取向。

8. 如权利要求 1 所述的隧道型磁检测元件, 其中,

所述固定磁性层是第 1 固定磁性层和第 2 固定磁性层夹着非磁性中间层层叠的层叠铁构造, 所述第 2 固定磁性层是与所述绝缘障壁层相接的所述障壁层侧磁性层。

9. 如权利要求 1 所述的隧道型磁检测元件, 其中,

所述自由磁性层层叠有: 与所述绝缘障壁层相接且由 CoFe 形成的增强层和由 NiFe 合金形成的软磁性层。

10. 一种隧道型磁检测元件, 其从下面起, 以磁化被固定的固定磁性层、绝缘障壁层、磁化相对于外部磁场变动的自由磁性层的顺序层叠, 或者从下面起, 以所述自由磁性层、所述绝缘障壁层、所述固定磁性层的顺序层叠,

所述绝缘障壁层由 Mg—O 形成,

构成所述固定磁性层的至少一部分, 且与所述绝缘障壁层相接的障壁层侧磁性层由以下层的层叠构造形成: 由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层; 位于所述第 1 磁性层与所述绝缘障壁层之间, 由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层。

11. 如权利要求 10 所述的隧道型磁检测元件, 其中,

所述第 2 磁性层的平均膜厚为 6~12Å。

12. 一种隧道型磁检测元件的制造方法, 所述隧道型磁检测元件具备: 从下面起, 以磁化方向被固定的固定磁性层、绝缘障壁层、以及磁化方向相对于外部磁场可变动的自由磁性层的顺序层叠的层叠部分, 其中, 所述隧道型磁检测元件的制造方法具备如下工序:

(a) 在由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层上层叠由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层, 形成构成所述固定磁性层的至少一部分的障壁层侧磁性层的工序;

(b) 在所述障壁层侧磁性层上形成由 Mg—O 构成的绝缘障壁层的工序;

(c) 在所述绝缘障壁层上形成所述自由磁性层的工序。

13. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法, 其中,

形成所述第 1 磁性层时，由 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{100-x})_{100-y}\text{B}_y$ 形成所述第 1 磁性层，此时，在 15~30at% 的范围内调整 B 组成比 Y。

14. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法，其中，所述第 1 磁性层以 10~30Å 的平均膜厚形成。

15. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法，其中，形成所述第 2 磁性层时，由 $\text{Co}_z\text{Fe}_{100-z}$ 形成所述第 2 磁性层，此时，在 0~80at% 的范围内调整 Co 组成比 Z。

16. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法，其中，所述第 2 磁性层以 6~12Å 的平均膜厚形成。

17. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法，其中，形成所述绝缘障壁层时，形成 Mg 层，之后，氧化所述 Mg 层，形成由 Mg—O 构成的所述绝缘障壁层。

18. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法，其中，形成所述绝缘障壁层时，使用 Mg—O 的靶，形成由 Mg—O 构成的所述绝缘障壁层。

19. 如权利要求 12 所述的隧道型磁检测元件的制造方法，其中，形成所述层叠部分后，进行退火处理。

20. 一种隧道型磁检测元件的制造方法，所述隧道型磁检测元件具备：从下面起，以磁化方向相对于外部磁场可变动的自由磁性层、绝缘障壁层、以及磁化方向被固定的固定磁性层的顺序层叠的层叠部分，其中，所述隧道型磁检测元件的制造方法具备如下工序：

(d) 形成所述自由磁性层的工序；

(e) 在所述自由磁性层上形成由 Mg—O 构成的绝缘障壁层的工序；

(f) 在所述绝缘障壁层上层叠由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层以及由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层，形成构成所述固定磁性层的至少一部分的障壁层侧磁性层的工序。

CoFeB 层构成固定层至少一部分的隧道型磁检测元件及其制法

技术区域

本发明涉及例如搭载于硬盘装置或作为 MRAM（磁阻存储器）使用的隧道型磁检测元件，特别是涉及使用 Mg-O 作为绝缘障壁层时，可以得到高电阻变化率（ $\Delta R/R$ ）的隧道型磁检测元件及其制造方法。

背景技术

隧道型磁检测元件，是利用隧道效应产生电阻变化的元件，固定磁性层的磁化和自由磁性层的磁化反平行时，隧道电流变得不容易流过设于所述固定磁性层和自由磁性层之间的绝缘障壁层（隧道障壁层），电阻值达到最大，另一方面，所述固定磁性层的磁化和自由磁性层的磁化平行时，所述隧道电流最容易流动，电阻值达到最小。

利用该原理，通过使自由磁性层的磁化受外部磁场的影响产生变动，作为电压变化获取变化的电阻，检测出来自记录介质的漏磁场。

作为隧道型磁检测元件的重要特性，有电阻变化率（ $\Delta R/R$ ）、RA（元件电阻 $R \times$ 面积 A ）等，为了使这些特性达到最优化，对绝缘障壁层、形成于所述绝缘障壁层上下的固定磁性层以及自由磁性层的材质、膜结构进行了改良。

下述专利文献 1 以及专利文献 2，记载有隧道型磁检测元件。作为相关技术，列举有专利文献 1（日本特开 2004-179667）号公报和专利文献 2（日本特开 2005-197764）号公报。

隧道型磁检测元件的课题之一，列举有通过得到高电阻变化率（ $\Delta R/R$ ），提高检测灵敏度，提高再生头的特性。为了提高隧道型磁检测元件的电阻变化率（ $\Delta R/R$ ），得知在与绝缘障壁层的界面使用旋转极化率高的材料等，合理化自由磁性层或固定磁性层的组成，以及合理化绝缘障壁层和自由磁性层的结晶构造很重要。

然而，改变所述绝缘障壁层的材质，电阻变化率 ($\Delta R/R$) 所代表的特性也会发生变化，因此，有必要对所述绝缘障壁层的材质分别进行研究。

例如，在从下面起，以反铁磁性层、固定磁性层、绝缘障壁层以及自由磁性层的顺序层叠的结构中，所述固定磁性层的结构为，从下面起为第 1 固定磁性层、非磁性中间层、以及第 2 固定磁性层的层叠氧化铁 (フェリ) 构造，由 Mg-O 形成所述绝缘障壁层时，以往，由 CoFeB 形成所述第 2 固定磁性层。

对于 CoFeB，若提高 B 浓度，则在非热处理 (as depo) 状态下，非结晶处于支配地位。由此，通过以非结晶方式形成所述第 2 固定磁性层，从而，形成于其上面的绝缘障壁层以及自由磁性层，不容易受所述第 2 固定磁性层下的结晶取向的影响，考虑通过提高结晶取向性，增大电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

但是，即使在隧道型磁检测元件的制造过程中施加热处理，所述第 2 固定磁性层也难以从非结晶状态充分结晶化，其结果，在上述构成中，不能谋求结晶取向性的充分提高，不能得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

图 12 表示，利用从下面起，以基础层：Ta (30) / 晶种 (seed) 层：Ru (40) / 反铁磁性层：IrMn (70) / 固定磁性层 [第 1 固定磁性层：Co_{70at%}Fe_{30at%} (22) / 非磁性中间层：Ru (9.1) / 第 2 固定磁性层：(Co_{50%}Fe_{50%})_{100-Y}B_Y (20)] / 绝缘障壁层：Mg-O (11) / 自由磁性层 [增强层：Co_{50at%}Fe_{50at%} (10) / 软磁性层：Ni_{87at%}Fe_{13at%} (50)] / 保护层 [Ru (20) / Ta (180)] 的顺序层叠的层叠体，形成第 2 固定磁性层的 CoFeB 的 B 组成比 Y 变化时的电阻变化率 ($\Delta R/R$)。并且括弧内的数值表示平均膜厚，单位是 Å。另外在实验中，对所述层叠体，在 270°C 的温度下，进行 3 小时 30 分钟的退火处理。

如图 12 所示，若使 B 组成比 Y 为 15~20at% 左右，则可以增大电阻变化率 ($\Delta R/R$)，但这还不是充分大的电阻变化率 ($\Delta R/R$)。另外如图 12 所示，B 组成比 Y 的变动使电阻变化率 ($\Delta R/R$) 变动很大，不能得到稳定的高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。另外推测，增大 B 组成比 Y，在非热处理 (as depo) 状态下可以促进非结晶化，但是如图 12 所示，不能得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)，热处理不能促进结晶化。

上述专利文献 1 中，记载有与绝缘障壁层相接的增强层的膜厚为 2nm

以下的磁检测元件，作为绝缘障壁层，记载有使用 Al—O 或 Mg—O 的情况，但是实施例中，都用氧化铝（Al—O）作为绝缘障壁层。

另外，专利文献 2 中记载的隧道型磁检测元件，屏蔽层使用微结晶材料，通过抑制绝缘障壁层的表面粗糙度，可以得到高输出。另外，记载有作为固定层使用 CoFe 或 CoFeB 的情况，但是没有记载由 Mg—O 形成绝缘障壁层的情况。

像这样，哪个专利文献都没有涉及到具备 Mg—O 形成的绝缘障壁层的隧道型磁检测元件。另外，通过合理化自由磁性层或固定磁性层的组成或结构，谋求元件特性的提高。即，哪个专利文献都没有记载为了提高元件的电阻变化率（ $\Delta R/R$ ），谋求合理化绝缘障壁层或自由磁性层、固定磁性层的结晶结构。

发明内容

本发明为了解决以往课题，目的在于提供隧道型磁检测元件及其制造方法，特别是，由 Mg—O 形成绝缘障壁层的隧道型磁检测元件，通过合理化绝缘障壁层的结晶构造，可以得到高电阻变化率（ $\Delta R/R$ ）。

本发明的隧道型磁检测元件，从下面起，以磁化被固定的固定磁性层、绝缘障壁层、磁化相对于外部磁场变动的自由磁性层的顺序层叠，或者从下面起，以所述自由磁性层、所述绝缘障壁层、所述固定磁性层的顺序层叠，

所述绝缘障壁层由 Mg—O 形成，

构成所述固定磁性层的至少一部分，且与所述绝缘障壁层相接的障壁层侧磁性层由以下构成：由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性区域；位于所述第 1 磁性区域和所述绝缘障壁层之间的、由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性区域。

本发明优选，所述第 1 磁性区域中，存在从与所述第 2 磁性区域的边界的相反侧，朝向所述第 2 磁性区域，B 浓度逐渐减少的组成调制区域。

另外本发明优选，所述障壁层侧磁性层是层叠了由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层、和位于所述第 1 磁性层与绝缘障壁层之间的由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层的层叠构造，在该层叠构造的所述第 1 磁性层与所述

第2磁性层的界面产生了元素扩散。

另外本发明的隧道型磁检测元件，从下面起，以磁化被固定的固定磁性层、绝缘障壁层、磁化相对于外部磁场变动的自由磁性层的顺序层叠，或者从下面起，以所述自由磁性层、所述绝缘障壁层、所述固定磁性层的顺序层叠，

所述绝缘障壁层由 Mg—O 形成，

构成所述固定磁性层的至少一部分，且与所述绝缘障壁层相接的障壁层侧磁性层由以下层的层叠构造形成：由 CoFeB 或 FeB 形成的第1磁性层；位于所述第1磁性层与所述绝缘障壁层之间，由 CoFe 或 Fe 形成的第2磁性层。

在本发明中，如上所述，得知由 Mg—O 形成绝缘障壁层的隧道型磁检测元件，与由 CoFeB 单层形成固定磁性层的现有例相比，能得到足够高的电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

在本发明中，优选所述第1磁性层由 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{100-x})_{100-y}\text{B}_y$ 形成，B 组成比 Y 为 15~30at%。

另外在本发明中，优选所述第1磁性层的平均膜厚为 10~30Å。

另外在本发明中，优选所述第2磁性层由 $\text{Co}_z\text{Fe}_{100-z}$ 形成，Co 组成比 Z 为 0~80at%。

另外，在本发明中，优选所述第2磁性层的平均膜厚为 6~12Å。

由此，可以有效得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

另外，在本发明中，适宜的是所述障壁层侧磁性层、所述绝缘障壁层、以及至少所述自由磁性层的与所述绝缘障壁层相接的部分，在与膜面平行的面上，作为代表性的 {100} 面表示的等价的体心立方结构的结晶面优先取向。由此，可以有效得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

另外，在本发明中，优选所述固定磁性层是第1固定磁性层和第2固定磁性层夹着非磁性中间层层叠的层叠氧化铁构造，所述第2固定磁性层是与所述绝缘障壁层相接的所述障壁层侧磁性层。

另外，在本发明中，优选所述自由磁性层层叠有：与所述绝缘障壁层相接且由 CoFe 形成的增强层和由 NiFe 合金形成的软磁性层。

另外，本发明是一种隧道型磁检测元件的制造方法，所述隧道型磁检

测元件具备：从下面起，以磁化方向被固定的固定磁性层、绝缘障壁层、以及磁化方向相对于外部磁场可变动的自由磁性层的顺序层叠的层叠部分，其中，具备如下工序：

(a) 在由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层上层叠由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层，形成构成所述固定磁性层的至少一部分的障壁层侧磁性层的工序；

(b) 在所述障壁层侧磁性层上形成由 Mg—O 构成的绝缘障壁层的工序；

(c) 在所述绝缘障壁层上形成所述自由磁性层的工序。

或者，本发明一种隧道型磁检测元件的制造方法，所述隧道型磁检测元件具备：从下面起，以磁化方向相对于外部磁场可变动的自由磁性层、绝缘障壁层、以及磁化方向被固定的固定磁性层的顺序层叠的层叠部分，其中，具备如下工序：

(d) 形成所述自由磁性层的工序；

(e) 在所述自由磁性层上形成由 Mg—O 构成的绝缘障壁层的工序；

(f) 在所述绝缘障壁层上层叠由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层以及由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层，形成构成所述固定磁性层的至少一部分的障壁层侧磁性层的工序。

在本发明中，根据上述制造方法，在由 Mg—O 形成绝缘障壁层的隧道型磁检测元件中，与以往相比，可以简单并且确切的制造高电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的隧道型磁检测元件。

在本发明中，优选形成所述第 1 磁性层时，由 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{100-x})_{100-y}\text{B}_y$ 形成所述第 1 磁性层，此时，在 15~30at% 的范围内调整 B 组成比 Y。

另外，在本发明中，优选所述第 1 磁性层以 10~30Å 的平均膜厚形成。

另外，在本发明中，优选形成所述第 2 磁性层时，由 $\text{Co}_z\text{Fe}_{100-z}$ 形成所述第 2 磁性层，此时，在 0~80at% 的范围内调整 Co 组成比 Z。

另外，在本发明中，优选所述第 2 磁性层以 6~12Å 的平均膜厚形成。

由此，可以有效得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

另外在本发明中，优选形成所述绝缘障壁层时，形成 Mg 层，之后，氧化所述 Mg 层，形成由 Mg—O 构成的所述绝缘障壁层，或者使用 Mg

—O 的靶，形成由 Mg—O 构成的所述绝缘障壁层。

在本发明中，优选形成所述层叠部分后，进行退火处理。根据退火处理的条件，所述障壁层侧磁性层的内部发生元素扩散，可以形成 B 浓度的组成调制区域。

发明效果

在本发明中，在使用 Mg—O 作为绝缘障壁层的隧道型磁检测元件中，可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

附图说明

图 1 是在与记录介质的相对面平行的面，截断本发明的一个实施方式的隧道型磁检测元件的截面图；

图 2 放大表示图 1 所示的第 2 固定磁性层 4c 附近，是表示特别在第 1 磁性层和第 2 磁性层的界面产生元素扩散的部分放大截面图，和表示 B 浓度的组成调制的图；

图 3 是与图 2 不同形式的放大图 1 所示的第 2 固定磁性层 4c 附近的部分放大截面图，和表示 B 浓度的组成调制的图；

图 4 是表示本发明的一个实施方式的隧道型磁检测元件的制造方法的一个工序图（在与记录介质的相对面平行的面，截断制造工序中的所述隧道型磁检测元件的截面图）；

图 5 是接着图 4 进行的一个工序图（在与记录介质的相对面平行的面，截断制造工序中的所述隧道型磁检测元件的截面图）；

图 6 是接着图 5 进行的一个工序图（在与记录介质的相对面平行的面，截断制造工序中的所述隧道型磁检测元件的截面图）；

图 7 是接着图 6 进行的一个工序图（在与记录介质的相对面平行的面，截断制造工序中的所述隧道型磁检测元件的截面图）；

图 8 是表示第 2 固定磁性层具备由第 1 磁性层和第 2 磁性层 2 层构成的结构，以及具备第 1 磁性层单层的结构的隧道型磁检测元件的 RA 和电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的关系的图；

图 9 是表示第 2 固定磁性层具备由第 1 磁性层和第 2 磁性层 2 层构成的结构的隧道型磁检测元件的第 1 磁性层的膜厚和电阻变化率 ($\Delta R/R$)

的关系的图；

图 10 是表示第 2 固定磁性层具备由第 1 磁性层和第 2 磁性层 2 层构成的结构的隧道型磁检测元件的第 2 磁性层的膜厚和电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的关系的图；

图 11 是表示第 2 固定磁性层具备由第 1 磁性层和第 2 磁性层 2 层构成的结构的隧道型磁检测元件的第 2 磁性层的膜厚和层间结合磁场 (H_{in}) 的关系的图；

图 12 表示在以往结构的隧道型磁检测元件中，第 2 固定磁性层（第 1 磁性层）的 B 组成和电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的关系的图。

具体实施方式

图 1 是在与记录介质的相对面平行的面，截断本发明的一个实施方式的隧道型磁检测元件（隧道型磁阻效应元件）的截面图。

隧道型磁检测元件，设置于硬盘装置上设置的浮上式滑块的拖尾侧端部等，检测硬盘等的记录磁场。或者所述隧道型磁检测元件，也用于 MRAM（磁阻存储器）等。

另外，图中的 X 方向为轨道宽度方向，Y 方向是指来自磁记录介质的漏磁场的方向（高度方向），Z 方向表示硬盘等磁记录介质的移动方向以及所述隧道型磁检测元件各层的层叠方向。

形成于图 1 最下边的是例如由 NiFe 合金形成的下部屏蔽（shield）层 21。所述下部屏蔽层 21 上形成有层叠体 T1。并且所述隧道型磁检测元件由以下构成：所述层叠体 T1；形成于所述层叠体 T1 的轨道宽度方向（图示 X 方向）两侧的下侧绝缘层 22；硬偏压（hard bias）层 23；上侧绝缘层 24。

所述层叠体 T1 的最下层，是由 Ta、Hf、Nb、Zr、Ti、Mo、W 中的 1 种或 2 种以上元素等的非磁性材料形成的基础层 1。该基础层 1 上，设有晶种（seed）层 2。所述晶种层 2，例如由 Ru、NiFeCr 形成。例如，如果所述晶种层 2 由 NiFeCr 形成，则所述晶种层 2，与膜面平行的方向上作为代表性 {111} 面表示的等价的面心立方（fcc）构造的结晶面优先取向。另外，晶种层 2 由 Ru 形成时，所述晶种层 2，与膜面平行的方向上作为

代表性{000}面表示的等价的密排六方(hcp)构造的结晶面优先取向。另外,也可以不形成所述基础层1。

形成于所述晶种层2上的反铁磁性层3,优选由含有元素 α (其中, α 为Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os中1种或2种以上的元素)和Mn的反铁磁性材料形成。

使用了这些铂族元素的 α -Mn合金,具有耐腐蚀性优良,另外阻塞(blocking)温度也高,并且还可以增大交换结合磁场(Hex)等作为反铁磁性材料的优良特性。

另外所述反铁磁性层3,也可以由含有元素 α 和元素 α' (其中,元素 α' 为Ne、Ar、Kr、Xe、Be、B、C、N、Mg、Al、Si、P、Ti、V、Cr、Fe、Co、Ni、Cu、Zn、Ga、Ge、Zr、Nb、Mo、Ag、Cd、Sn、Hf、Ta、W、Re、Au、Pb以及稀土类元素中1种或2种以上元素)和Mn的反铁磁性材料形成。

所述反铁磁性层3上形成有固定磁性层4。所述固定磁性层4,从下面起,是以第1固定磁性层4a、非磁性中间层4b、第2固定磁性层(障壁层侧磁性层)4c的顺序层叠的层叠氧化铁构造。通过在与所述反铁磁性层3界面的交换结合磁场以及经过非磁性中间层4b的反铁磁性交换结合磁场(RKKY的相互作用),所述第1固定磁性层4a和第2固定磁性层4c的磁化方向相互呈反平行状态。这被称为所谓的层叠氧化铁构造,该结构可以使所述固定磁性层4的磁化处于稳定状态,并且在表面上可以增大所述固定磁性层4和反铁磁性层3的界面产生的交换结合磁场。并且,所述第1固定磁性层4a例如形成为1.2~3.2nm(12~32Å),非磁性中间层4b形成为0.8~1nm(8~10Å)左右,第2固定磁性层4c形成1.6~4.2nm(16~42Å)。

所述第1固定磁性层4a由CoFe、NiFe、CoFeNi等强磁性材料形成。另外非磁性中间层4b由Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cu等非磁性导电材料形成。

在本发明的一个实施方式中,所述第2固定磁性层4c进一步由以下构成:CoFeB或FeB形成的第1磁性层4c1;CoFe或Fe形成的第2磁性层4c2。

形成于所述固定磁性层4上的绝缘障壁层5,由Mg-O(氧化镁)形

成。所述绝缘障壁层 5 的膜厚为 0.6~1.2nm 左右。Mg-O 优选 Mg 组成比在 40~60at% 的范围内, 最优选的是 $Mg_{50at\%}O_{50at\%}$ 。

并且, 所述绝缘障壁层 5 与所述第 2 固定磁性层 4c 间, 也可以设有膜厚非常薄(例如 1~6Å)的 Mg 层。

所述绝缘障壁层 5 上, 形成有自由磁性层 6。所述自由磁性层 6, 由以下构成: 软磁性层 6b, 其由 NiFe 合金等磁性材料形成; 增强(enhance)层 6a, 其设于所述软磁性层 6b 和所述绝缘障壁层 5 之间, 由 CoFe 合金形成。所述软磁性层 6b, 优选由软磁特性优良的磁性材料形成, 所述增强层 6a, 由旋转极化率大于所述软磁性层 6b 的磁性材料形成。通过旋转极化率大的 CoFe 合金形成所述增强层 6a, 可以提高电阻变化率($\Delta R/R$)。

另外, 所述自由磁性层 6, 也可以是隔着非磁性中间层层叠多个磁性层的层叠氧化铁构造。另外, 由所述自由磁性层 6 的轨道宽度方向(图示 X 方向)的宽度尺寸决定轨道宽度 Tw。

所述自由磁性层 6 上, 形成有由 Ta 等形成的保护层 7。

所述层叠体 T1 的轨道宽度方向(图示 X 方向)的两侧端面 12 形成倾斜面, 从下侧向上侧所述轨道宽度方向的宽度尺寸逐渐减小。

如图 1 所示, 从在所述层叠体 T1 的两侧伸展的下部屏蔽层 21 上开始, 到所述层叠体 T1 的两侧端面 12 上, 形成有下侧绝缘层 22, 所述下侧绝缘层 22 上形成有硬偏压层 23, 并且所述硬偏压层 23 上形成有上侧绝缘层 24。

所述下侧绝缘层 22 与所述硬偏压层 23 之间, 也可以形成偏压基础层(图中未表示)。所述偏压基础层, 例如由 Cr、W、Ti 形成。

所述绝缘层 22、24, 由 Al_2O_3 或 SiO_2 等绝缘材料形成, 为了抑制在所述层叠体 T1 内与各层的界面垂直方向流动的电流, 向所述层叠体 T1 的轨道宽度方向两侧分流, 使所述硬偏压层 23 上下绝缘。所述硬偏压层 23 例如由 Co-Pt(钴-铂)合金或 Co-Cr-Pt(钴-铬-铂)合金等形成。

所述层叠体 T1 上以及上侧绝缘层 24 上, 形成有由 NiFe 合金等形成的上部屏蔽层 26。

在图 1 所示的实施方式中, 所述下部屏蔽层 21 以及上部屏蔽层 26, 作为相对于所述层叠体 T1 的电极层发挥作用, 电流在相对于所述层叠体

T1 的各层的膜面的垂直方向（与图示 Z 方向平行的方向）流动。

所述自由磁性层 6，接受来自所述硬偏压层 23 的偏压磁场，在与轨道宽度方向（图示 X 方向）平行的方向被磁化。另一方面，构成固定磁性层 4 的第 1 固定磁性层 4a 和第 2 固定磁性层 4c 在与高度方向（图示 Y 方向）平行的方向被磁化。因为所述固定磁性层 4 为层叠氧化铁构造，所以第 1 固定磁性层 4a 和第 2 固定磁性层 4c 各自被反平行磁化。所述固定磁性层 4 的磁化被固定（外部磁场不会引起磁化变动），所述自由磁性层 6 的磁化根据外部磁场发生变动。

若所述自由磁性层 6 根据外部磁场发生磁化变动，则在第 2 固定磁性层 4c 与自由磁性层 6 的磁化反平行时，通过设于所述第 2 固定磁性层 4c 和自由磁性层 6 之间的绝缘障壁层 5 的隧道电流不易流动，电阻值达到最大，另一方面，第 2 固定磁性层 4c 与自由磁性层 6 的磁化平行时，所述隧道电流最容易流动，电阻值达到最小。

利用该原理，通过使自由磁性层 6 的磁化受外部磁场影响发生变动，作为电压变化获取变化的电阻，检测出来自记录介质的漏磁场。

对图 1 的实施方式的特征部分进行说明。

图 1 中所述绝缘障壁层 5，由 Mg—O（氧化镁）形成。构成所述绝缘障壁层 5 的下面形成的固定磁性层 4 的第 2 固定磁性层 4c 与所述绝缘障壁层 5 相接形成。所述第 2 固定磁性层 4c 进一步由以下构成：由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层 4c1；位于所述第 1 磁性层 4c1 与所述绝缘障壁层 5 之间，由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层 4c2。

采用上述构成，根据后述试验，得知与 CoFeB 的单层形成所述第 2 固定磁性层 4c 的现有例相比，能得到高电阻变化率（ $\Delta R/R$ ）。由此，能够形成即使是窄轨道化，也能够得到高头输出的隧道型磁检测元件。

如本发明的一个实施方式推测为，在非磁性中间层 4b 上，非热处理(as depo)状态下，通过形成由容易非结晶化的 CoFeB 或 FeB 构成的第 1 磁性层 4c1，所述第 1 磁性层 4c1 的作用在于，抑制从晶种层 2 到非磁性中间层 4b 的结晶构造的结晶取向（例如面心立方结构{111}面取向）的影响，可以使形成于其上面的第 2 磁性层 4c2、绝缘障壁层 5 以及自由磁性层 6 的结晶构造，不容易受到非磁性中间层 4b 为止的结晶取向的影响。在本

发明的一个实施方式中，通过在第1磁性层4c1上，设置了由CoFe或Fe形成的容易结晶化的第2磁性层4c2，热处理后，第2固定磁性层4c、绝缘障壁层5以及由CoFe形成的增强层6a，作为代表性{100}面表示的等价体心立方(bcc)构造的结晶面容易优先取向。此处，“作为代表性{100}面表示的结晶面”，表示用密勒指数表示的结晶晶格面，所述作为{100}面表示的等价结晶面，存在(100)面、(-100)面、(010)面、(0-10)面、(001)面、(00-1)面。

根据以上，在本发明的一个实施方式中，与以往相比，能够得到高电阻变化率($\Delta R/R$)。

在本发明的一个实施方式中，第1磁性层4c1的膜厚，优选10~30Å的范围，16~24Å的范围更好。根据后述实验，第1磁性层4c1的膜厚即使发生变化，电阻变化率($\Delta R/R$)也没有较大的变化，但是考虑到如果第1磁性层4c1的膜厚变大，则在第2固定磁性层4c整体中所占的B含量变多，影响形成于其上面的第2磁性层4c2的结晶化，因此优选上述膜厚范围。

另外，第2磁性层4c2的膜厚，优选6~12Å的范围，7~11Å的范围更好。根据后述实验，若第2磁性层的膜厚小于6Å或大于12Å，则电阻变化率($\Delta R/R$)不会提高。另外，第2磁性层4c2的膜厚处于7~11Å的范围时，能够得到稳定的更高的高电阻变化率($\Delta R/R$)。根据后述其他实验，第2磁性层4c2的膜厚限制在上述范围，还可以减小作用于自由磁性层6与固定磁性层4之间的层间结合磁场(H_{in})的值。另外，考虑到层间结合磁场(H_{in})，第2磁性层4c2的膜厚优选在上述范围中尽可能大。

在本发明的一个实施方式中，优选第1磁性层4c1由 $(Co_xFe_{100-x})_{100-y}B_y$ 形成，B组成比Y为15~30at%。通过在上述范围中调整组成，可以得到高电阻变化率($\Delta R/R$)。

另外，原子比率 $X\{Co的组成比/(Co的组成比+Fe的组成比)\}$ ，优选0~80%。

优选第2磁性层4c2由 Co_zFe_{100-z} 形成，Co组成比Z为0~80at%。进一步，Co组成比Z优选10~50at%。

隧道型磁检测元件，如后述在制造工序中被施加退火处理（热处理）。退火处理例如在 200~310℃左右的温度进行。该退火处理是用于在构成固定磁性层 4 的第 1 固定磁性层 4a 与所述反铁磁性层 3 之间产生交换结合磁场（Hex）的磁场中退火处理等。

例如，如果所述退火处理的温度低于 200℃，则认为所述第 2 磁性层 4c2 与第 1 磁性层 4c1 的界面不发生构成元素的相互扩散，或者即使产生相互扩散，也是小规模（例如不在整个界面产生扩散，只间断性产生等），几乎保持界面状态。

另一方面，如果所述退火温度处于 200℃~310℃的范围内，且退火时间为 4 小时以上，则如图 2 或图 3 所示，认为第 2 磁性层 4c2 与第 1 磁性层 4c1 的界面发生构成元素的相互扩散，所述界面不复存在，形成 B 浓度的组成调制区域。

在图 2 所示的实施方式中，第 2 磁性层 4c2 与第 1 磁性层 4c1 的界面发生元素扩散，所述第 2 固定磁性层 4c 由以下构成：由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性区域 10；位于所述第 1 磁性区域 10 以及所述绝缘障壁层 5 之间，由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性区域 11。

如图 2 所示，所述第 2 磁性区域 11 中不含 B。如图 2 右图所示，所述第 1 磁性区域 10 中，存在着从下面侧（与非磁性中间层 4b 相接的界面侧）向所述第 2 磁性区域 11，B 浓度逐渐减少的组成调制区域。另外，所述第 1 磁性区域 10 的下面附近，B 浓度低于其内部侧，这是因为与非磁性中间层 4b 之间的元素扩散降低的。

另一方面，在图 3 所示的实施方式中，所述第 2 固定磁性层 4c 整体由 CoFeB 形成，不过，B 浓度在与所述绝缘障壁层 5 相接的上面侧小于与所述非磁性中间层 4b 相接的下面侧。另外，如图 3 所示，在所述第 2 固定磁性层 4c 中，存在从与所述非磁性中间层 4b 相接的下面侧朝向与所述绝缘障壁层 5 相接的上面侧，B 浓度逐渐减少的组成调制区域。另外，如图 3 所示，在所述第 2 固定磁性层 4c 的下面附近，B 浓度低于其内部侧，这是因为与非磁性中间层 4b 之间的元素扩散降低的。

另外，在图 1 所示的实施方式中，所述固定磁性层 4 是第 1 固定磁性层 4a、非磁性中间层 4b 以及第 2 固定磁性层 4c 的层叠氧化铁构造，但是

例如所述固定磁性层 4 为一层或多个磁性层层叠的结构，也可以适用本发明的一个实施方式。其中，如果所述固定磁性层 4 为层叠氧化铁构造，则可以更好的进行所述固定磁性层 4 的磁化固定，谋求再生输出的提高，因此较为合适。

在图 1 所示的实施方式中，是所述绝缘障壁层 5 形成于所述固定磁性层 4 上的所谓的底部型的隧道型磁检测元件，但是，绝缘障壁层 5 上形成固定磁性层 4 的所谓顶部型的层叠结构，也可以适用于本发明的一个实施方式。在顶部型中，从下面起，按照自由磁性层 6、绝缘障壁层 5、固定磁性层 4 以及反铁磁性层 3 的顺序层叠。构成所述固定磁性层 4 的第 2 固定磁性层 4c 是从下面起，以由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层 4c2、由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层 4c1 的顺序层叠的构成，或者所述第 2 磁性层 4c2 以及第 1 磁性层 4c1 元素扩散的构成。

另外，也可以适用于从下面起，下侧反铁磁性层、下侧固定磁性层、下侧绝缘障壁层、自由磁性层、上侧绝缘障壁层、上侧固定磁性层、以及上侧反铁磁性层顺序层叠而构成的双重型的隧道型磁检测元件。所述下侧固定磁性层的构成为图 1~图 3 所示的方式，上侧固定磁性层的构成，如上述顶部型中所说明的那样。

对本发明的一个实施方式的隧道型磁检测元件的制造方法进行说明。图 4 至图 7，是从与图 1 相同的方向，截断制造工序中的隧道型磁检测元件的部分截面图。

在图 4 所示的工序中，下部屏蔽层 21 上，连续成膜基础层 1、晶种层 2、反铁磁性层 3、第 1 固定磁性层 4a、非磁性中间层 4b、以及第 2 固定磁性层 4c。各层例如通过溅射成膜法形成。

在本发明的一个实施方式中，如图 2 所示，从下面起，以由 CoFeB 或 FeB 形成的第 1 磁性层 4c1、以及由 CoFe 或 Fe 形成的第 2 磁性层 4c2 的顺序层叠形成所述第 2 固定磁性层 4c。

此时，优选所述第 1 磁性层 4c1 由 $(\text{Co}_x\text{Fe}_{100-x})_{100-y}\text{B}_y$ 形成，B 组成比 Y 为 15~30at%，原子比率 X 为 0~80%。并且优选所述第 1 磁性层 4c1 的平均膜厚为 10~30Å。由此，可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

另外，优选所述第 2 磁性层 4c2 由 $\text{Co}_z\text{Fe}_{100-z}$ 形成，此时，优选在 0~

80at%的范围内调整 Co 组成比 Z。并且优选所述第 2 磁性层 4c2 的平均膜厚为 6~12Å。由此，可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

其次，对所述第 2 固定磁性层 4c 的表面进行等离子处理。所述等离子处理是为了提高所述第 2 固定磁性层 4c 表面的平坦性而进行的，但是本发明的一个实施方式中，在平坦性优良的第 1 磁性层 4c1 上层叠膜厚很薄的第 2 磁性层 4c2 的构造中，所述第 2 固定磁性层 4c 表面的平坦性本来就处于优良的状态，所以进行所述等离子处理是任意的。

然后，在所述第 2 固定磁性层 4c 上，形成由 Mg-O 构成的绝缘障壁层 5。在本发明的一个实施方式中，准备由 Mg-O 构成的靶 (target)，通过 RF 溅射法等，直接形成由 Mg-O 构成的绝缘障壁层 5。

另外，也可以在所述第 2 固定磁性层 4c 上溅射成膜 Mg 层，氧化所述 Mg 层形成由 Mg-O 构成的绝缘障壁层 5。作为氧化的方法可以列举根氧化、离子氧化、等离子氧化或自然氧化等。此时，所述 Mg 层以 2~10Å 左右的膜厚形成。

其次，在图 5 所示的工序中，在所述绝缘障壁层 5 上，成膜增强层 6a 及软磁性层 6b 构成的自由磁性层 6，以及保护层 7。

在本发明的一个实施方式中，优选由 Fe 组成比为 5at%以上、90at%以下的 CoFe 形成所述增强层 6a。并且，优选由 Ni 的组成比为 78at%~92at%的范围内的 NiFe 合金形成所述软磁性层 6b。

以上，从基础层 1 层叠到保护层 7，形成层叠体 T1。

接着，所述层叠体 T1 上，形成提离 (lift-off) 用抗蚀层 30，没有被所述提离用抗蚀层 30 覆盖的所述层叠体 T1 的轨道宽度方向 (图示 X 方向) 的两侧端部，通过蚀刻法等除去 (参照图 6)。

接着，在所述层叠体 T1 的轨道宽度方向 (图示 X 方向) 的两侧，所述下部屏蔽层 21 上，从下面起，按下侧绝缘层 22、硬偏压层 23、以及上侧绝缘层 24 的顺序层叠 (参照图 7)。

然后除去所述提离用抗蚀层 30，在所述层叠体 T1 以及所述上侧绝缘层 24 上形成上部屏蔽层 26。

在上述隧道型磁检测元件的制造方法中，在其形成过程中包含退火处理。代表性的退火处理，是用于在所述反铁磁性层 3 与第 1 固定磁性层 4a

之间产生交换结合磁场 (Hex) 的退火处理。

如果所述退火处理的温度是例如低于 200°C 的温度, 则认为各层界面不发生构成元素的相互扩散, 或者即使产生相互扩散, 也是小规模 (例如不在整个界面产生扩散, 只间断性产生等), 几乎保持界面状态。

另一方面, 如果所述退火温度处于 200°C ~ 310°C 的范围内, 并且退火时间为 4 小时以上, 则认为各层界面发生构成元素的相互扩散。根据这些相互扩散, 所述第 2 固定磁性层 4c 内部, 第 1 磁性层 4c1 与第 2 磁性层 4c2 的界面不复存在, 形成 B 浓度的组成调制区域。

在本发明的一个实施方式中, 根据上述制造方法, 可以简单并且确切的制造可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的隧道型磁检测元件。

特别是如上所述, 通过使第 2 固定磁性层 4c 为第 1 磁性层 4c1 与第 2 磁性层 4c2 的 2 层层叠结构, 与所述第 2 固定磁性层 4c 由 CoFeB 单层形成的现有例相比, 可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

本发明的一个实施方式的制造方法, 是所谓底部型的隧道型磁检测元件的制造方法, 但是, 本制造方法也可以适用所谓顶部型的隧道型磁检测元件和双重型的隧道型磁检测元件。

实施例

形成了图 1 所示的隧道型磁检测元件。

将层叠体 T1, 从下面起, 以基础层 1: Ta (30) / 晶种层 2: (Ru (40) / 反铁磁性层 3: IrMn (70) / 固定磁性层 4 [第 1 固定磁性层 4a: $\text{Co}_{70\text{at}\%}\text{Fe}_{30\text{at}\%}$ (22) / 非磁性中间层 4b: Ru (9.1) / 第 2 固定磁性层: ($\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%}$) 100 - YBY (20)] / 绝缘障壁层 5: Mg-O (11) / 自由磁性层 6 [增强层 6a: $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (10) / 软磁性层 6b: $\text{Ni}_{87\text{at}\%}\text{Fe}_{13\text{at}\%}$ (50)] / 保护层 7 [Ru (20) / Ta (180)] 的顺序层叠。并且括弧内的数值表示平均膜厚, 单位是 Å。

在形成所述绝缘障壁层 5 之前, 将所述第 2 固定磁性层 4c 的表面进行等离子处理后, 利用 Mg-O 靶, 通过溅射法, 在第 2 固定磁性层 4c 上, 形成所述绝缘障壁层 5。

另外在实验中, 对上述层叠体, 在 270°C 的条件下, 进行了 3 小时 30 分钟的退火处理。

在实验中, 作为第 2 固定磁性层 4c, 形成了以下构造。

(实施例 1)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{85\text{at}\%}\text{B}_{15\text{at}\%}$ (22) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (4) 的顺序层叠的结构。

(实施例 2)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{77\text{at}\%}\text{B}_{23\text{at}\%}$ (20) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (6) 的顺序层叠的结构。

(实施例 3)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{70\text{at}\%}\text{B}_{30\text{at}\%}$ (18) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (8) 的顺序层叠的结构。

(实施例 4)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{70\text{at}\%}\text{B}_{30\text{at}\%}$ (t_1) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (8) 的顺序层叠的结构,此处,第 1 磁性层 4c1 的膜厚 t_1 分别是 16、18、20、22、24Å。

(实施例 5)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{70\text{at}\%}\text{B}_{30\text{at}\%}$ (t_1) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (9) 的顺序层叠的结构,此处,第 1 磁性层 4c1 的膜厚 t_1 分别是 16、18、20、22、24Å。

(实施例 6)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{70\text{at}\%}\text{B}_{30\text{at}\%}$ (t_1) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (10) 的顺序层叠的结构,此处,第 1 磁性层 4c1 的膜厚 t_1 分别是 16、18、20、22、24Å。

(实施例 7) ~ (实施例 13)

从下面起,按照 $(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{70\text{at}\%}\text{B}_{30\text{at}\%}$ (20) / $\text{Co}_{50\text{at}\%}\text{Fe}_{50\text{at}\%}$ (t_2) 的顺序层叠的结构,此处,第 2 磁性层 4c2 的膜厚 t_2 分别是 6、7、8、9、10、11、12Å。

(比较例 1)

$(\text{Co}_{50\%}\text{Fe}_{50\%})_{80\text{at}\%}\text{B}_{20\text{at}\%}$ (26) 的单层构造

上述实施例 1~实施例 12 以及比较例 1 的带括号的表示平均膜厚,单位是 Å。

对具备这些结构的第 2 固定磁性层 4c 的各隧道型磁检测元件,测定

了电阻变化率 ($\Delta R/R$)、RA (元件电阻 $R \times$ 面积 A)、以及层间结合磁场 (H_{in})。

图 8 表示关于实施例 1~3 以及比较例 1, RA 和电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的关系。并且在图 8 的实验中, 关于实施例 1~3 以及比较例 1 的各样品, 在 8~12Å 之间改变由 Mg-O 形成的绝缘障壁层 5 的厚度, 使各样品的 RA 发生变化。

如图 8 所示, 第 2 固定磁性层 4c 为第 1 磁性层 4c1 与第 2 磁性层 4c2 的层叠结构的实施例 1~3, 与由第 1 磁性层单层形成第 2 固定磁性层 4c 的比较例 1 相比, 都表现出高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。另外, 与比较例 1 相比, 实施例 1~3 的 RA 稍微有些大, 可是还不至于给头特性带来很大的影响。

图 9 表示关于实施例 4~6, 第 1 磁性层 4c1 的膜厚 (t_1) 和电阻变化率 ($\Delta R/R$) 的关系。

如图 9 所示, 得知由 CoFeB 形成的第 1 磁性层 4c1 的膜厚处于 16~24Å 的范围内时, 电阻变化率 ($\Delta R/R$) 大致可以保持相同值。

图 10 表示第 2 磁性层 4c2 的膜厚 (t_2) 为 6~12Å 的实施例 7~13, 以及由 CoFeB 单层形成第 2 固定磁性层 4c 的比较例 1 (即第 2 磁性层 4c2 的膜厚为 0Å) 的电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

根据图 10, 第 2 磁性层 4c2 的膜厚为 6~12Å 的实施例 7~13, 与第 2 磁性层 4c2 的膜厚为 0Å 的比较例 1 相比, 得知电阻变化率 ($\Delta R/R$) 都有所提高。还得知, 第 2 磁性层 4c2 的膜厚为 7~11Å, 特别是 8~10Å 时, 可以得到更高的电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

图 11 表示关于实施例 7~13 以及比较例 1, 作用于自由磁性层 6 和固定磁性层 4 之间的层间结合磁场 (H_{in})。

根据图 11 得知, 第 2 磁性层 4c2 的膜厚处于 6~12Å 的范围内时, 与比较例 1 相比, 可以减小层间结合磁场 H_{in} 。由此推测, 与比较例 1 相比, 本实施例的固定磁性层和绝缘障壁层的界面的平坦性有所提高。另外如图 11 所示, 在实施例中, 得知第 2 磁性层 (CoFe 层) 的平均膜厚越大, 层间结合磁场 H_{in} 越小。由此, 当第 2 磁性层 4c2 的平均膜厚处于 6~12Å 的范围内时, 优选在该范围内增加平均膜厚。

由以上实验结果可知，通过使第 2 固定磁性层 4c 为第 1 磁性层 4c1 与第 2 磁性层 4c2 的层叠结构，可以得到高电阻变化率 ($\Delta R/R$)。

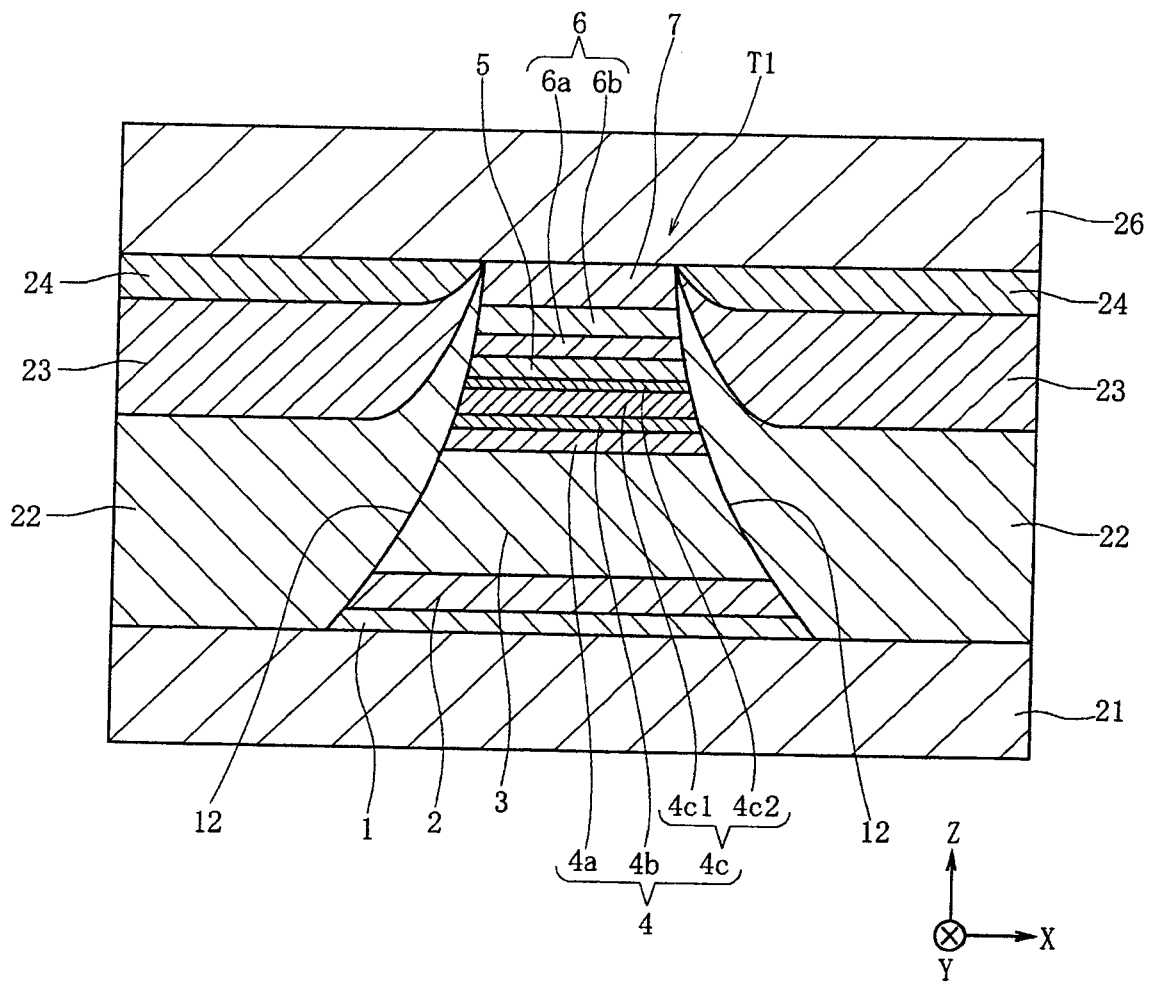


图 1

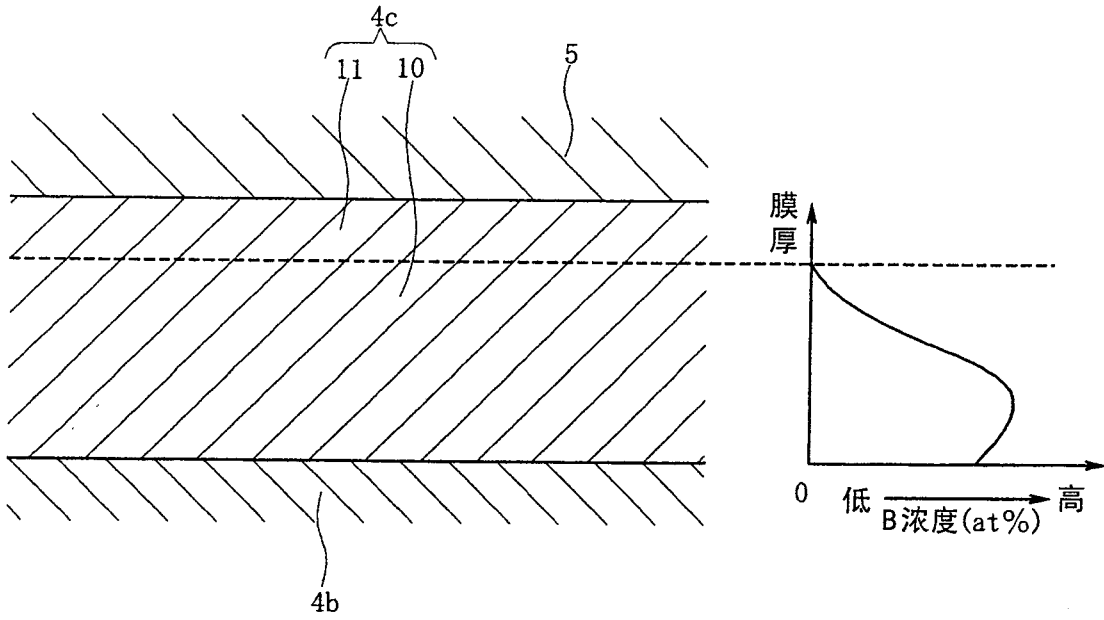


图 2

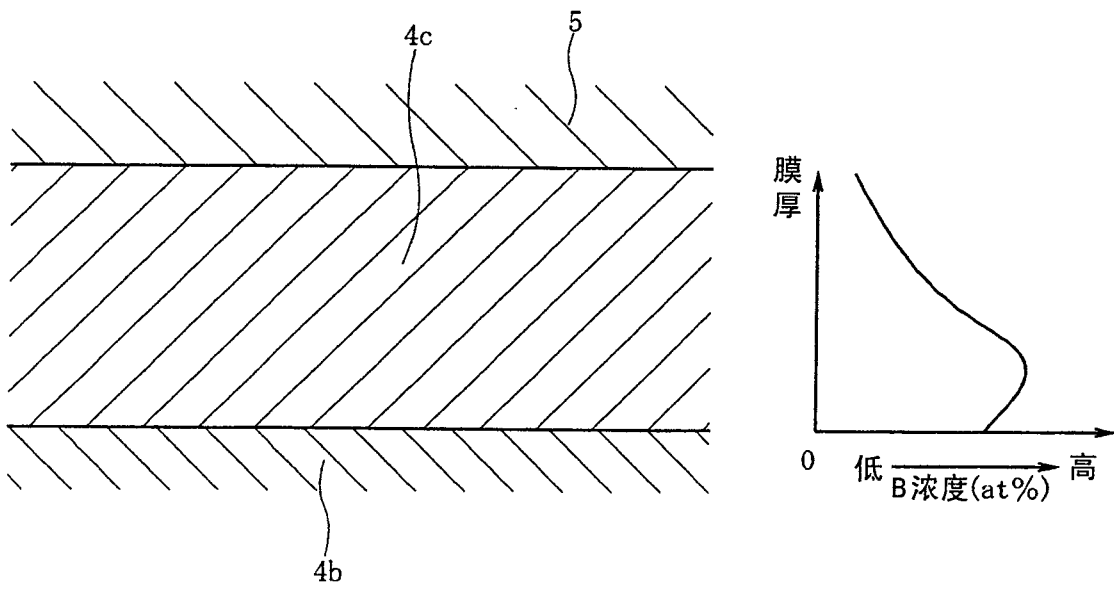


图 3

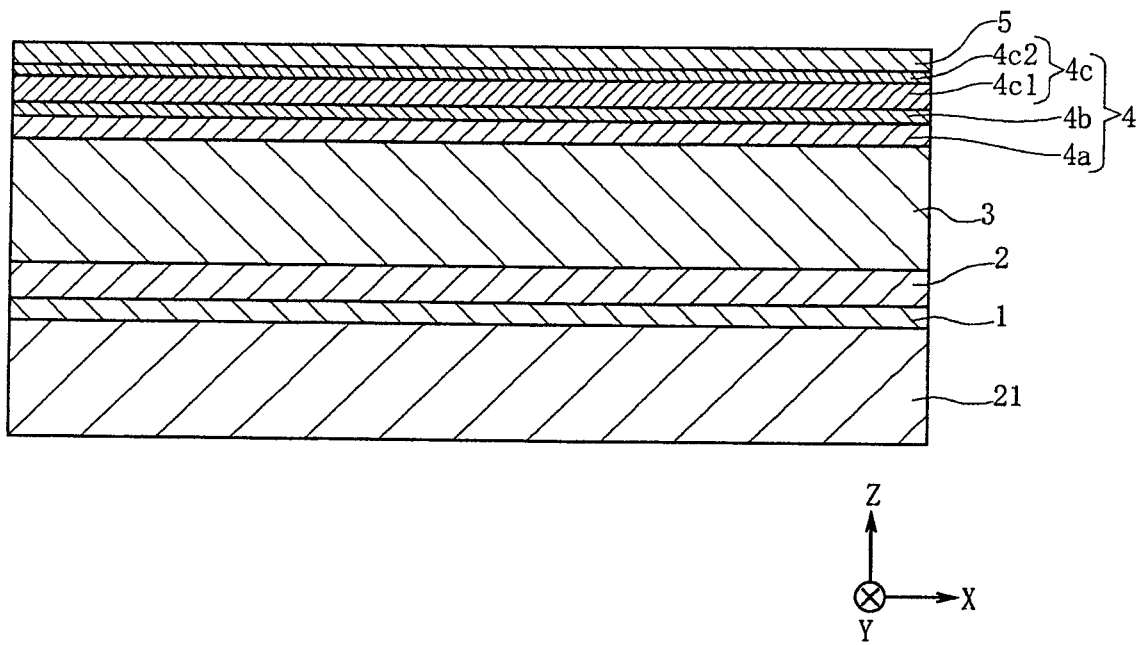


图 4

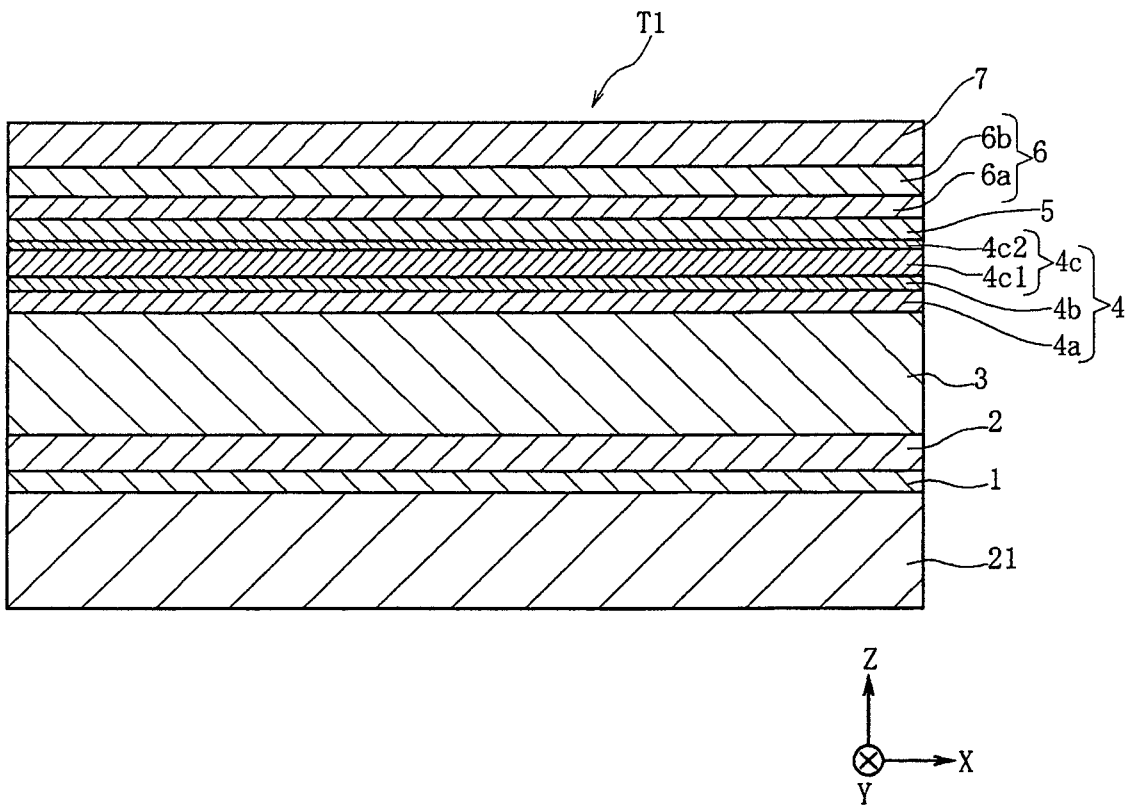


图 5

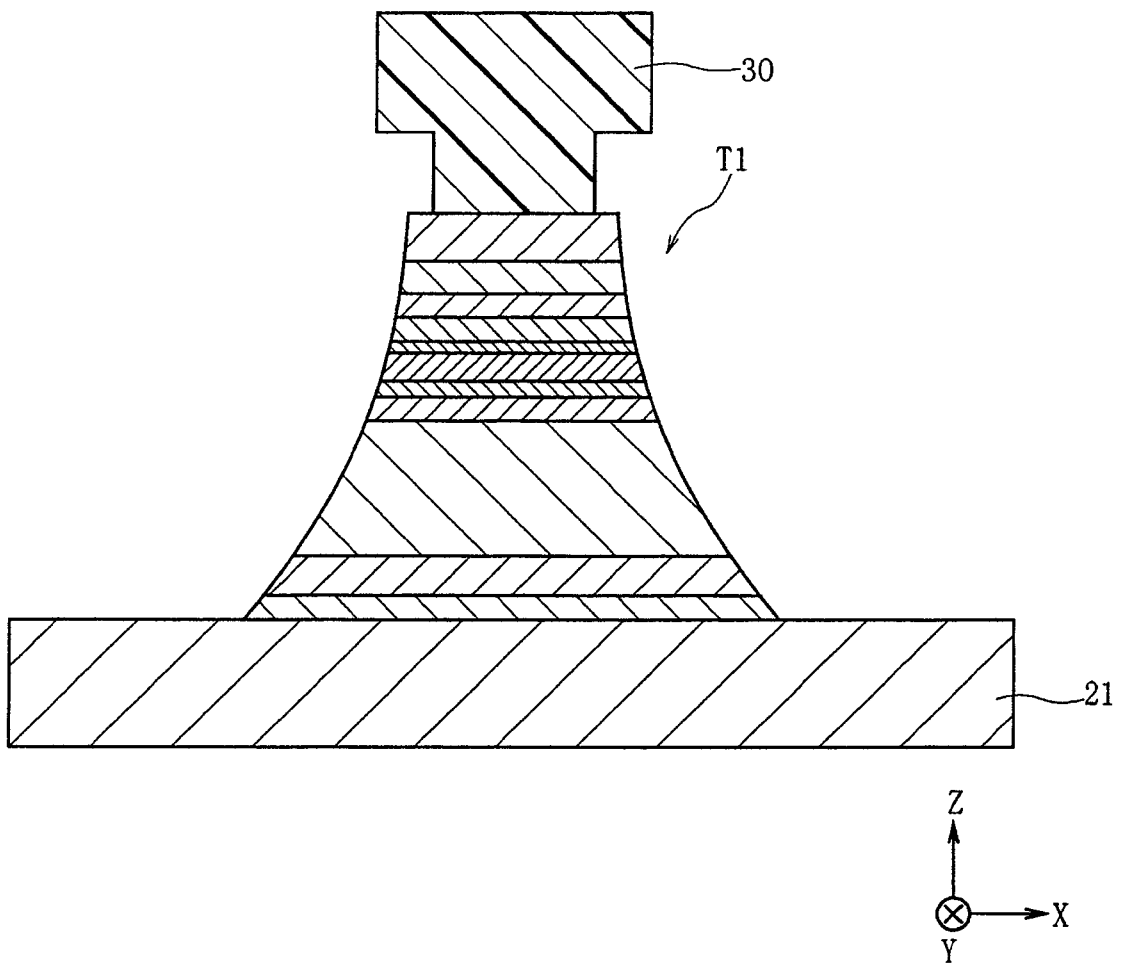


图 6

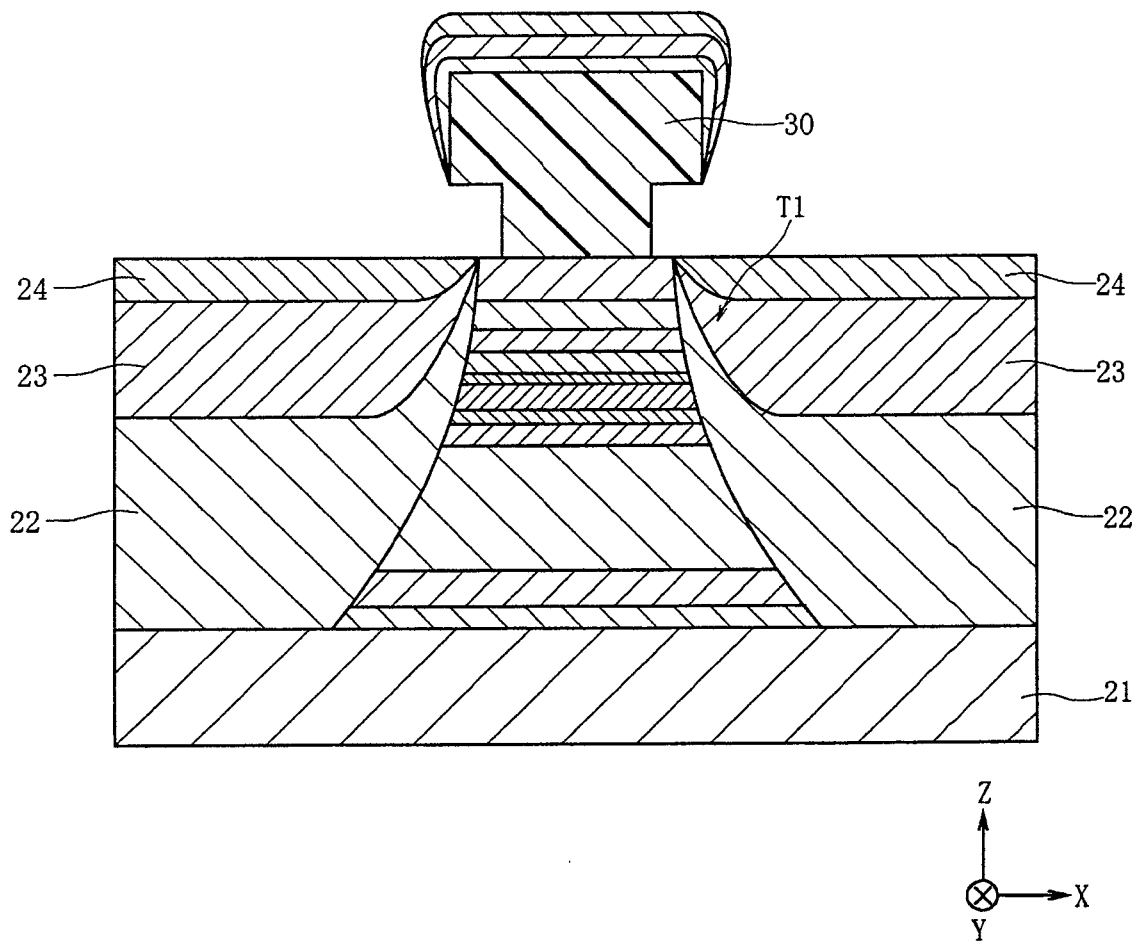


图 7

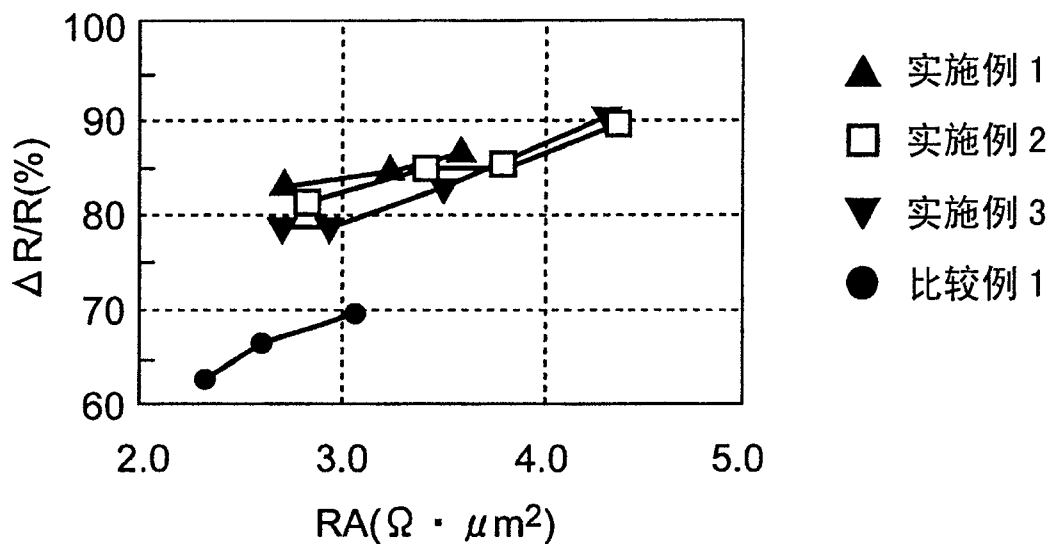


图 8

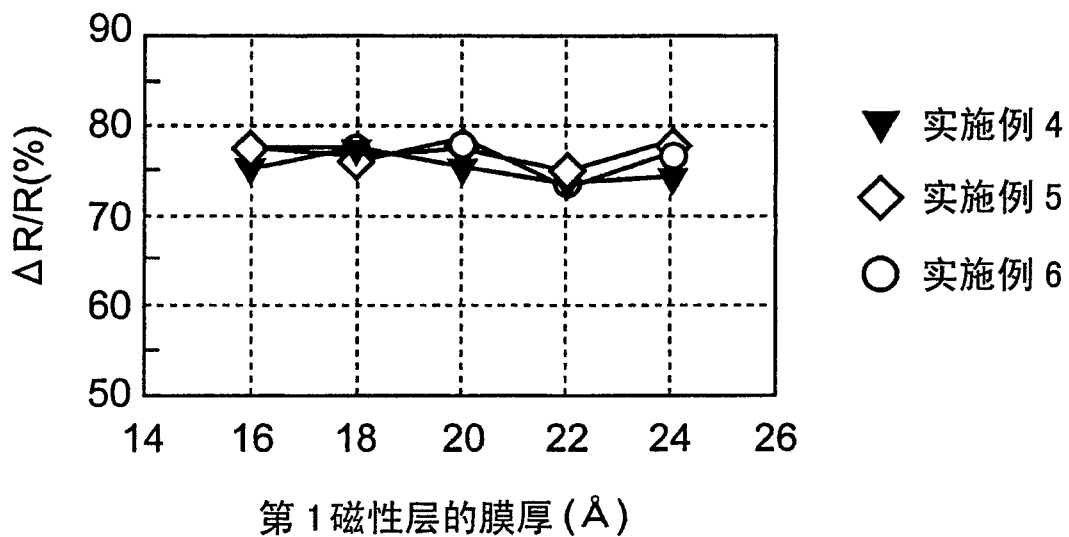


图 9

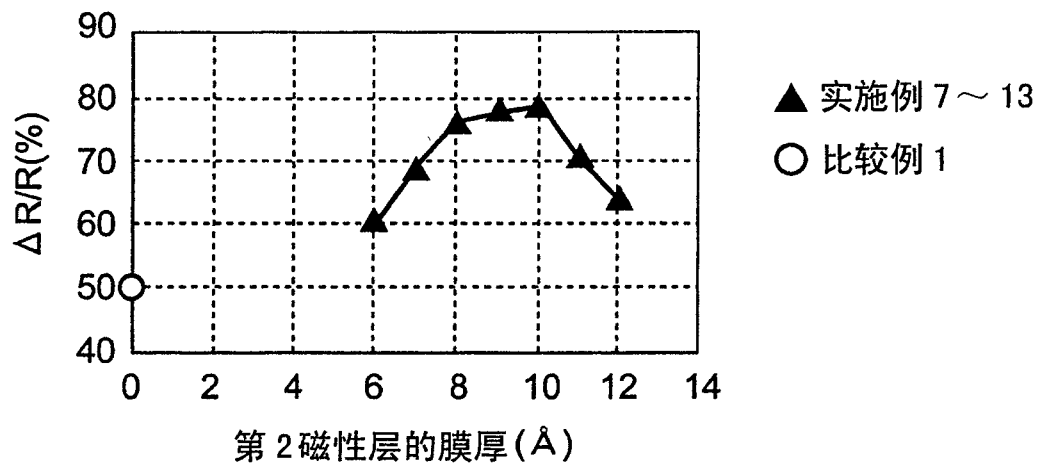


图 10

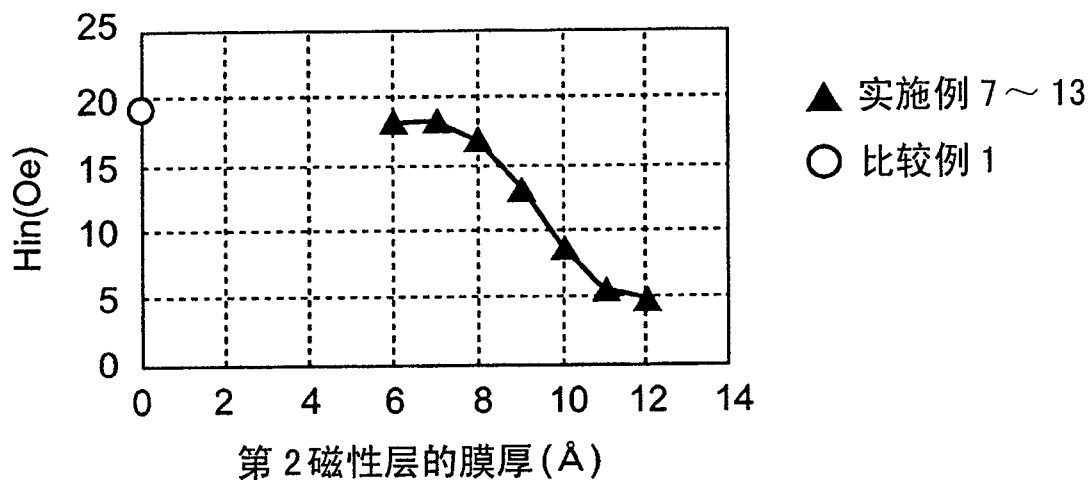


图 11

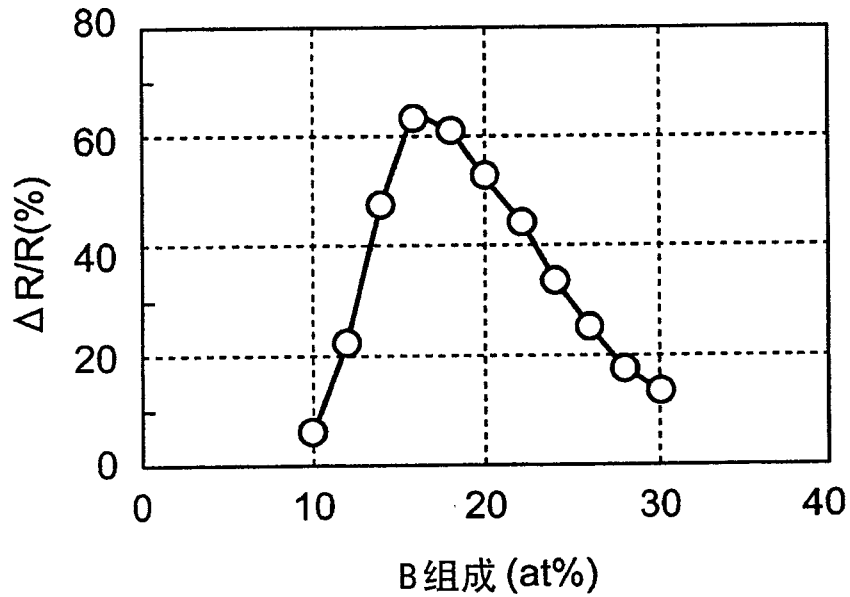


图 12