



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106029604 B

(45)授权公告日 2019.03.05

(21)申请号 201580009757.X

井藁正史

(22)申请日 2015.02.12

(74)专利代理机构 隆天知识产权代理有限公司

(65)同一申请的已公布的文献号

72003

申请公布号 CN 106029604 A

代理人 李英艳 张永康

(43)申请公布日 2016.10.12

(51)Int.Cl.

(30)优先权数据

C04B 35/00(2006.01)

2014-037022 2014.02.27 JP

G23C 14/34(2006.01)

2014-163148 2014.08.08 JP

G23C 14/58(2006.01)

2014-263621 2014.12.25 JP

H01L 21/363(2006.01)

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

(56)对比文件

2016.08.22

CN 102362004 A, 2012.02.22,

(86)PCT国际申请的申请数据

JP 特开2014-95144 A, 2014.05.22, 权利要

PCT/JP2015/053848 2015.02.12

求1,7.

(87)PCT国际申请的公布数据

CN 103233204 A, 2013.08.07,

W02015/129468 JA 2015.09.03

CN 101558184 A, 2009.10.14,

(73)专利权人 三井金属矿业株式会社

CN 1545567 A, 2004.11.10,

地址 日本东京都

JP 特开2010-202451 A, 2010.09.16,

(72)发明人 中山德行 西村英一郎 松村文彦

CN 101897031 A, 2010.11.24,

审查员 龚希珂

权利要求书1页 说明书12页

(54)发明名称

氧化物烧结体、溅射靶以及使用该溅射靶而得到的氧化物半导体薄膜

(57)摘要

本发明提供一种氧化物烧结体以及使用所述氧化物烧结体的溅射靶,在通过溅射法将所述氧化物烧结体制成氧化物半导体薄膜时,能够获得低载流子浓度、高载流子迁移率。该氧化物烧结体含有作为氧化物的镓、镓和锌。由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓的含量为0.20以上且0.49以下,由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的锌的含量为0.0001以上且小于0.08。将该氧化物烧结体作为溅射靶而形成的非晶质氧化物半导体薄膜所获得的载流子浓度为 $4.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下,载流子迁移率为 $10 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上。

1. 一种氧化物烧结体,其特征在于,含有作为氧化物的镧、镓和锌,

由作为生成相的方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相和除 In_2O_3 相以外的生成相构成,所述除 In_2O_3 相以外的生成相选自 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相、 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相和 $(\text{Ga}, \text{In})_2\text{O}_3$ 相、 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相和 $\text{Yb}_2\text{Fe}_3\text{O}_7$ 型结构的 $\text{In}_2\text{Ga}_2\text{ZnO}_7$ 相、 $(\text{Ga}, \text{In})_2\text{O}_3$ 相和 $\text{Yb}_2\text{Fe}_3\text{O}_7$ 型结构的 $\text{In}_2\text{Ga}_2\text{ZnO}_7$ 相、以及 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相和 $(\text{Ga}, \text{In})_2\text{O}_3$ 相和 $\text{Yb}_2\text{Fe}_3\text{O}_7$ 型结构的 $\text{In}_2\text{Ga}_2\text{ZnO}_7$ 相所组成的组中,

并且所述生成相中实质上不含有同系结构化合物,

由 $\text{Ga}/(\text{In}+\text{Ga})$ 原子数比所表示的所述镓的含量为0.20以上且0.49以下,

由 $\text{Zn}/(\text{In}+\text{Ga}+\text{Zn})$ 原子数比所表示的所述锌的含量为0.0001以上且小于0.08。

2. 如权利要求1所述的氧化物烧结体,其中,由 $\text{Zn}/(\text{In}+\text{Ga}+\text{Zn})$ 原子数比所表示的所述锌的含量为0.01以上且0.05以下。

3. 如权利要求1或2所述的氧化物烧结体,其中,由 $\text{Ga}/(\text{In}+\text{Ga})$ 原子数比所表示的所述镓的含量为0.20以上且0.40以下。

4. 如权利要求1或2所述的氧化物烧结体,其中,所述氧化物烧结体实质上不含有除锌以外的正二价元素、以及除镧和镓以外的正三价至正六价的元素。

5. 如权利要求1所述的氧化物烧结体,其中,由下述式1所定义的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相的X射线衍射峰强度比为3%以上且58%以下的范围,

$$100 \times I[\text{GaInO}_3\text{相}(-111)] / \{I[\text{In}_2\text{O}_3\text{相}(400)] + I[\text{GaInO}_3\text{相}(-111)]\} [\%] \quad \text{式1}$$

式中, $I[\text{In}_2\text{O}_3\text{相}(400)]$ 是方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相的(400)峰强度, $I[\text{GaInO}_3\text{相}(-111)]$ 表示 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的复合氧化物 $\beta\text{-GaInO}_3$ 相(-111)峰强度。

6. 一种溅射靶,其是通过加工权利要求1或2所述的氧化物烧结体而获得。

7. 一种非晶质氧化物半导体薄膜,其通过使用权利要求6所述的溅射靶以溅射法形成在基板上后,进行热处理而成。

8. 如权利要求7所述的氧化物半导体薄膜,其中,载流子浓度小于 $4.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$,且载流子迁移率为 $10 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上。

9. 如权利要求8所述的氧化物半导体薄膜,其中,载流子浓度为 $3.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下。

10. 如权利要求8所述的氧化物半导体薄膜,其中,载流子迁移率为 $15 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上。

氧化物烧结体、溅射靶以及使用该溅射靶而得到的氧化物半导体薄膜

技术领域

[0001] 本发明涉及一种氧化物烧结体、靶以及使用所述靶而得到的氧化物半导体薄膜，具体而言，本发明涉及：通过含有锌而能降低晶质氧化物半导体薄膜的载流子浓度的溅射靶、为得到所述溅射靶而优选的含锌的氧化物烧结体、以及使用所述溅射靶而得到的表现出低载流子浓度和高载流子迁移率的非晶质含锌的氧化物半导体薄膜。

背景技术

[0002] 薄膜晶体管(Thin Film Transistor, TFT)是场效应晶体管(Field Effect Transistor, 下面记作FET)的1种。对于TFT而言，其是作为基本构成而具有栅极端子、源极端子和漏极端子的三端子元件，其是一种有源元件，可将成膜于基板上的半导体薄膜作为电子或空穴移动的沟道层而加以使用，对栅极端子施加电压，从而控制流过沟道层的电流，并具有对源极端子与漏极端子间的电流进行切换的功能。目前，TFT是实际应用中使用最多的电子器件，作为其代表性的用途，可举出液晶驱动用元件。

[0003] 作为TFT，目前最广泛使用的是以多晶硅膜或非晶硅膜作为沟道层材料的金属-绝缘体-半导体-FET(Metal-Insulator-Semiconductor-FET, MIS-FET)。使用硅的MIS-FET相对于可见光不透明，因而无法构成透明电路。因此，对该器件而言，在将MIS-FET用作液晶显示器的液晶驱动用开关元件时，显示器像素的开口率变小。

[0004] 另外，近来，伴随着对液晶的高精细化的需求，液晶驱动用开关元件也需要高速驱动。为实现高速驱动，需要将作为载流子的电子或空穴的迁移率至少比非晶硅更高的半导体薄膜用于沟道层中。

[0005] 针对这种情况，在专利文献1中提出了一种透明半绝缘性非晶质氧化物薄膜，其是一种通过气相成膜法进行成膜的、由In、Ga、Zn和O的元素所构成的透明非晶质氧化物薄膜，其特征在于，对该氧化物的组成而言，已结晶化时的组成为 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_m$ (m 是小于6的自然数)，在不添加杂质离子的条件下，为载流子迁移率(也称作载流子电子迁移率)大于 $1\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{秒})$ 、且载流子浓度(也称作载流子电子浓度)为 $10^{16}/\text{cm}^3$ 以下的半绝缘性。专利文献1中还提出了一种薄膜晶体管，其特征在于，将前述透明半绝缘性非晶质氧化物薄膜作为沟道层。

[0006] 然而，对于在专利文献1中提出的通过溅射法、脉冲激光沉积法中的任一种气相成膜法进行成膜的、由In、Ga、Zn和O元素所构成的透明非晶质氧化物薄膜(a-IGZO膜)而言，指出了其电子载流子迁移率停留在大约 $1 \sim 10\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{秒})$ 的范围，对于显示器的进一步高精细化，载流子迁移率不足。

[0007] 另外，在专利文献2公开了一种溅射靶，其是一种以形成专利文献1所述的非晶氧化物薄膜为目标的溅射靶，即，一种至少含In、Zn、Ga的烧结体靶，其特征在于，在其组成中含有In、Zn、Ga，相对密度为75%以上，且电阻值 ρ 为 $50\Omega \cdot \text{cm}$ 以下。然而，专利文献2中的靶是表现出同系相的结晶结构的多结晶氧化物烧结体，因此，由所述靶所得到的非晶氧化物薄

膜与专利文献1同样地,载流子迁移率停留在约 $10\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 左右。

[0008] 作为可实现高载流子迁移率的材料,在专利文献3中提出了薄膜晶体管,其特征在于,使用一种氧化物薄膜,该氧化物薄膜的镓固溶于氧化铟中,原子数比 $\text{Ga}/(\text{Ga}+\text{In})$ 为 $0.001\sim 0.12$,铟和镓相对于全部金属原子的含有率为80原子%以上,并且具有 In_2O_3 的方铁锰矿结构,并且还提出了作为所述薄膜晶体管的原料的氧化物烧结体,其特征在于,镓固溶于氧化铟中,原子比 $\text{Ga}/(\text{Ga}+\text{In})$ 为 $0.001\sim 0.12$,铟和镓相对于全部金属原子的含有率为80原子%以上,且具有 In_2O_3 的方铁锰矿结构。

[0009] 然而,在将如专利文献3所提出的晶质氧化物半导体薄膜应用于TFT时,由晶界而引起的TFT特性的偏差的问题还有待解决。特别地,在第8代以上的大型玻璃基板上均匀地形成TFT是极为困难的。

[0010] 在专利文献4中记载了一种氧化物烧结体,其具有方铁锰矿结构,并含有氧化铟、氧化镓和氧化锌,铟(In)、镓(Ga)和锌(Zn)的组成量位于以原子%计满足式: $\text{In}/(\text{In}+\text{Ga}+\text{Zn}) < 0.75$ 的组成范围内,还公开了实施例:在对TFT的评价中,表现出 $20\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 左右的高迁移率。

[0011] 然而,在由专利文献4的烧结体所得到的氧化物半导体薄膜中易于生成微结晶等问题也有待解决,特别地,难以在大型玻璃基板上以良好的成品率形成TFT。通常,在氧化物半导体的薄膜晶体管的制造工序中,暂时形成非晶质膜,然后通过退火处理获得非晶质或晶质的氧化物半导体薄膜。在非晶质膜形成工序后,为了进行图案加工以形成所需的沟道层的形状,使用含草酸、盐酸等的水溶液等弱酸来进行湿式蚀刻。但是,在使用专利文献4中的实质上仅由方铁锰矿结构所构成的氧化物烧结体的情况下,会产生如下问题:所形成的非晶质膜的结晶化温度变低,在成膜后的阶段既已生成微结晶,从而会在蚀刻工序中产生残渣,或者,局部结晶化,从而无法进行蚀刻。即,会产生如下问题:利用光刻技术等,通过湿式蚀刻法,难以形成所需的TFT 沟道层的图案,或者,即使TFT能够形成,也不会稳定地工作。

[0012] 现有技术文献

[0013] 专利文献

[0014] 专利文献1:日本特开2010-219538号公报;

[0015] 专利文献2:日本特开2007-073312号公报;

[0016] 专利文献3:W02010/032422号公报;

[0017] 专利文献4:W02009/148154号公报。

[0018] 非专利文献

[0019] 非专利文献1:A.Takagi,K.Nomura,H.Ohta,H.Yanagi,T.Kamiya,M. Hirano,and H.Hosono,Thin Solid Films 486,38(2005)。

发明内容

[0020] 发明要解决的课题

[0021] 本发明的目的在于,提供一种能形成可表现出良好的湿式蚀刻性和高载流子迁移率的非晶质氧化物半导体薄膜的溅射靶、为获得所述溅射靶而优选的氧化物烧结体、以及使用所述溅射靶而得到的可表现出低载流子浓度和高载流子迁移率的氧化物半导体薄膜。

[0022] 解决课题的方法

[0023] 本发明人等新发现了,使用氧化物烧结体而制作的非晶质氧化物半导体薄膜与氧化物烧结体具有同样的原子量比,可表现出良好的湿式蚀刻性、低载流子浓度和高载流子迁移率,所述氧化物烧结体含有作为氧化物的镓、铟和锌,由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的铟含量为0.20以上且0.49以下,且由Zn/(In+Ga+Zn)的原子数比所表示的锌含量为0.0001以上且小于0.08。

[0024] 即,本发明的第1发明是一种氧化物烧结体,其特征在于,其含有作为氧化物的镓、铟和锌,由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的前述铟的含量为0.20以上且0.49以下,由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的前述锌的含量为0.0001以上且小于0.08。

[0025] 本发明的第2发明是如第1发明所述的氧化物烧结体,其中,由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的前述锌的含量为0.01以上且0.05以下。

[0026] 本发明的第3发明是如第1或第2发明所述的氧化物烧结体,其中,由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的前述铟的含量为0.20以上且0.40以下。

[0027] 本发明的第4发明是如第1至第3发明中任一项所述的氧化物烧结体,其中,其实质上不含有除锌以外的正二价元素、以及除镓和铟以外的正三价至正六价的元素。

[0028] 本发明的第5发明是如第1至第4发明中任一项所述的氧化物烧结体,其中,方铁锰矿型结构的In₂O₃相和除In₂O₃相以外的生成相,是由选自β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相、β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相和(Ga, In)₂O₃相、β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相和Yb₂Fe₃O₇型结构的In₂Ga₂ZnO₇相、(Ga, In)₂O₃相和Yb₂Fe₃O₇型结构的In₂Ga₂ZnO₇相、以及β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相和(Ga, In)₂O₃相和Yb₂Fe₃O₇型结构的In₂Ga₂ZnO₇相所组成的组中的生成相所构成。

[0029] 本发明的第6发明是如第5发明所述的氧化物烧结体,其中,由下述式1所定义的β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相的X射线衍射峰强度比在3%以上且58%以下的范围。

[0030] $100 \times I[\text{GaInO}_3\text{相}(-111)] / \{I[\text{In}_2\text{O}_3\text{相}(400)] + I[\text{GaInO}_3\text{相}(-111)]\} [\%]$ 式1

[0031] (式中, I[In₂O₃相(400)]是方铁锰矿型结构的In₂O₃相的(400)峰强度, I[GaInO₃相(-111)]是β-Ga₂O₃型结构的复合氧化物β-GaInO₃相(-111)峰强度。)

[0032] 本发明的第7发明是一种溅射靶,其是通过加工第1至第6发明中任一项所述的氧化物烧结体而获得。

[0033] 本发明的第8发明是一种非晶质氧化物半导体薄膜,其通过使用第7发明所述的溅射靶以溅射法形成在基板上后,进行热处理而成。

[0034] 本发明的第9发明是如第8发明所述的非晶质氧化物半导体薄膜,其中,载流子浓度为小于 $4.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$,且载流子迁移率为 $10 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上。

[0035] 本发明的第10发明是如第9发明所述的非晶质氧化物半导体薄膜,其中,载流子浓度为 $3.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下。

[0036] 本发明的第11发明是如第9发明所述的非晶质氧化物半导体薄膜,其中,载流子迁移率为 $15 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上。

[0037] 发明的效果

[0038] 在将氧化物烧结体用作溅射靶的情况下,通过溅射成膜而形成后、通过热处理能够获得本发明的非晶质氧化物半导体薄膜,对于所述氧化物烧结体而言,其含有作为氧化物的镓、铟和锌,由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的铟的含量为0.20以上且0.49以下,且由

Zn/(In+Ga+Zn) 原子数比所表示的锌的含量为0.0001以上且小于0.08。对于通过前述溅射成膜而形成的薄膜而言,通过含有规定量的镓和锌的效果,不会产生微结晶等,因而具有充分的非晶性,因此,能够通过湿式蚀刻法进行图案加工,形成所需的形状。另外,根据同一效果,本发明的非晶质氧化物半导体薄膜表现出低载流子浓度和高载流子迁移率。由此,本发明的非晶质氧化物半导体薄膜能够用作TFT的沟道层。因此,使用氧化物烧结体和靶所获得的本发明的氧化物半导体薄膜在工业上非常有用。

具体实施方式

[0039] 下面,针对本发明所使用的氧化物烧结体、溅射靶、本发明的氧化物半导体薄膜、以及氧化物半导体薄膜的制造方法进行详细说明。

[0040] 1. 氧化物烧结体

[0041] (a) 组成

[0042] 本发明所使用的氧化物烧结体是一种含有作为氧化物的镓、镓和锌的氧化物烧结体,由Ga/(In+Ga) 原子数比所表示的镓的含量为0.20以上且0.49以下,且由Zn/(In+Ga+Zn) 原子数比所表示的锌的含量为0.0001以上且小于0.08。通过将氧化物烧结体设于该范围,能够使本发明的非晶质氧化物半导体薄膜具有同样的原子量比。

[0043] 由Ga/(In+Ga) 原子数比所表示的镓的含量优选为0.20以上且0.49以下,更优选为0.20以上且0.40以下。镓具有提高本发明的非晶质氧化物半导体薄膜的结晶化温度的效果。另外,镓与氧的结合力较强,且具有降低本发明的非晶质氧化物半导体薄膜的氧缺损量的效果。当由Ga/(In+Ga) 原子数比所表示的镓的含量小于0.20时,无法充分获得这些效果。另一方面,当镓的含量超过0.49时,作为氧化物半导体薄膜,无法获得充分高的载流子迁移率。

[0044] 对本发明所使用的氧化物烧结体而言,除了含有如上规定的组成范围的镓和镓以外,还含有锌。由Zn/(In+Ga+Zn) 的原子数比所表示的锌浓度为 0.0001以上且小于0.08,优选为0.01以上且0.05以下。通过添加前述范围内的锌,本发明的非晶质氧化物半导体薄膜的载流子浓度受到抑制。通过这一效果,在将本发明的非晶质氧化物半导体薄膜用于TFT中时,能提高TFT的接通/断开(on/off) 性能。

[0045] 此外,在本发明所使用的氧化物烧结体中,优选实质上不含元素M,所述元素M是除锌以外的正二价元素、以及除镓和镓以外的正三价至正六价的元素。其中,所谓实质上不含元素M是指,由M/(In+Ga+M) 的原子数比所表示的各个单独的M为500ppm以下,优选200ppm以下,更优选 100ppm以下。作为具体的元素M的示例,作为正二价元素,能够例举Mg、Ni、Co、Cu、Ca、Sr、Pb;作为正三价元素,能够例举Al、Y、Sc、B、镧系元素;作为正四价元素,能够例举Sn、Ge、Ti、Si、Zr、Hf、C、Ce;作为正五价元素,能够例举Nb、Ta;作为正六价元素,能够例举W、Mo。

[0046] (b) 烧结体组织

[0047] 本发明所使用的氧化物烧结体主要由方铁锰矿型结构的In₂O₃相以及β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相所构成,但是,除了上述相以外,还可以含有少许(Ga, In)₂O₃相。其中,优选镓固溶于In₂O₃相,或者构成GaInO₃相以及(Ga, In)₂O₃相。基本上,作为正三价离子的镓在固溶于In₂O₃相的情况下,对同样作为正三价离子的镓的晶格位置进行取代。当所述镓构成

GaInO₃相和 (Ga, In)₂O₃相时,基本上,Ga占据本来的晶格位置,但是,也可以作为空位而少量置换固溶于In的晶格位置。另外,由于不进行烧结等理由,镓难以固溶于In₂O₃相,或者β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相以及 (Ga, In)₂O₃相难以生成,作为其结果,不优选形成β-Ga₂O₃型结构的Ga₂O₃相。由于Ga₂O₃相缺乏导电性,因而会导致异常放电。

[0048] 另外,本发明的氧化物烧结体可以含有Yb₂Fe₃O₇型结构的In₂Ga₂ZnO₇相,但是,在通过In₂O₃相和In₂Ga₂ZnO₇相这两个相来构成烧结体的情况下,载流子迁移率下降,因而不优选。在含有Yb₂Fe₃O₇型结构的In₂Ga₂ZnO₇相时,通过另外含有β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相、(Ga, In)₂O₃相、或者β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相和 (Ga, In)₂O₃相,载流子迁移率上升,因而能够制成优选的氧化物烧结体。

[0049] 本发明所使用的氧化物烧结体主要由β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相所构成,并且,有时还含有少许 (Ga, In)₂O₃相,但是,优选这些相的晶粒的平均粒径为5μm以下。对于这些相的晶粒而言,与方铁锰矿型结构的In₂O₃相的晶粒相比,较难进行溅射,因此,有时,由于蚀刻残留而导致生成结节,从而引发电弧放电。

[0050] 本发明所使用氧化物烧结体主要由方铁锰矿型结构的In₂O₃相和β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相所构成,并且,有时还含有少许 (Ga, In)₂O₃相,但是,特别地,对于β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相,优选在如下述式1所定义的X射线衍射峰强度比为3%以上且58%以下的范围内含有所述相。通过将X射线衍射峰强度比设为3%以上且58%以下的范围,能够将制成氧化物半导体膜时的载流子迁移率设在优选的范围。

[0051] $100 \times I[\text{GaInO}_3 \text{相}(-111)] / \{I[\text{In}_2\text{O}_3 \text{相}(400)] + I[\text{GaInO}_3 \text{相}(-111)]\} [\%]$ 式1

[0052] (式中, I[In₂O₃相(400)]是方铁锰矿型结构的In₂O₃相的(400)峰强度, I[GaInO₃相(-111)]表示β-Ga₂O₃型结构的复合氧化物β-GaInO₃相(-111)峰强度。)

[0053] 另外,优选本发明所使用的氧化物烧结体实质上不含同系结构化合物。其中,所谓同系结构,对于含In、Ga和Zn的氧化物而言,是指由InGaO₃(ZnO)_m(m是2~20的自然数)的组成式所表示的六方晶系的层状结构。例如,m=1时的InGaZnO₄具有InO₂层和(Ga, Zn)O层沿c轴方向反复的结构。其存在能够通过X射线衍射测定进行确认。在本发明中,氧化物烧结体通过实质上不含同系结构化合物,可获得如下效果:所得到的非晶质氧化物半导体薄膜表现出高载流子迁移率。此外,所谓实质上不含同系结构化合物是指,对于由同系化合物所构成的相(下面,有时也称作同系相)相对于构成本发明所使用的氧化物烧结体的全部的相而言,例如,通过全谱结构拟合分析(リートベルト解析)所求出的重量比为8%以下,优选5%以下,更优选3%以下,进一步优选1%以下,更进一步优选0%。

[0054] 2. 氧化物烧结体的制备方法

[0055] 在制备本发明所使用的氧化物烧结体时,将氧化铟粉末、氧化镓粉末以及氧化锌粉末用作原料粉末。

[0056] 在本发明所使用的氧化物烧结体的制备工序中,在将这些原料粉末进行混合后,进行成型,并通过常压烧结法对成型物进行烧结。本发明所使用的氧化物烧结体组织的生成相很大程度上依赖于氧化物烧结体的各工序中的制备条件,例如,原料粉末的粒径、混合条件以及烧结条件。

[0057] 对于本发明所使用的氧化物烧结体的组织而言,β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相、以及 (Ga, In)₂O₃相的各晶粒被控制在5μm以下,因而优选将前述原料粉末的平均粒径设为1.5μm

以下,更优选设为 $1.0\mu\text{m}$ 以下。如前所述,在由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓含量为0.08以上的情况下,除 In_2O_3 相以外,还含有 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相,或者,含有 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相和 $(\text{Ga},\text{In})_2\text{O}_3$ 相,但是,为了极力抑制这些相的生成,优选将各原料粉末的平均粒径设为 $1.0\mu\text{m}$ 以下。

[0058] 氧化铟粉末是ITO(添加锡的铟氧化物)的原料,在对ITO进行改良的同时,对烧结性优越的微细氧化铟粉末的开发也一直处于推进之中。由于氧化铟粉末作为ITO用原料而大量地继续使用,近来,能获得平均粒径为 $1.0\mu\text{m}$ 以下的原料粉末。

[0059] 氧化锌粉末也是AZO(添加铝的锌氧化物)的主要原料,因此,根据与氧化铟粉末相同的理由,能获得平均粒径为 $1.0\mu\text{m}$ 以下的原料粉末。

[0060] 但是,对氧化镓粉末而言,其与氧化铟粉末相比,用量仍然较少,因而有时难以获得平均粒径为 $1.0\mu\text{m}$ 以下的原料粉末。在只能获得粗大的氧化镓粉末的情况下,需要将它们粉碎至平均粒径为 $1.0\mu\text{m}$ 以下。

[0061] 在本发明所使用的氧化物烧结体的烧结工序中,优选使用常压烧结法。常压烧结法是一种简便且工业上有利的方法,从低成本的观点出发也优选。

[0062] 在使用常压烧结法的情况下,如前所述,首先制备成型体。将原料粉末加入树脂制加料腔中,与粘结剂(例如,PVA)等一同在湿式球磨机等中进行混合。本发明所使用的氧化物烧结体由方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相以及 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相所构成,并且有时还含有 $(\text{Ga},\text{In})_2\text{O}_3$ 相,但是,优选将这些相的晶粒控制在平均粒径为 $5\mu\text{m}$ 以下,并进行精细地分散。另外,优选尽可能地对 $(\text{Ga},\text{In})_2\text{O}_3$ 相的生成进行抑制。此外,除这些相以外,需要不使引起电弧放电的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 Ga_2O_3 相生成。为了满足这些要件,优选进行18小时以上的上述利用球磨机进行的混合。此时,作为混合用球,可以使用硬质 ZrO_2 球。在混合后,取出浆料,并进行过滤、干燥、造粒。然后,通过冷等静压机对所得到的造粒物施加 9.8MPa ($0.1\text{吨}/\text{cm}^2$) $\sim 294\text{MPa}$ ($3\text{吨}/\text{cm}^2$)左右的压力以进行成型,从而形成成型体。

[0063] 在常压烧结法的烧结工序中,优选设为氧存在的环境,更优选环境中的氧体积分数超过20%。特别地,由于氧体积分数超过20%,氧化物烧结体的密度更进一步升高。在烧结的初始阶段,通过环境中的过剩的氧,成型体表面的烧结首先进行。接着,在成型体内部进行还原状态下的烧结,最终获得高密度的氧化物烧结体。

[0064] 在不存在氧的环境中,由于不会首先进行成型体表面的烧结,因此,其结果是不会促进烧结体的高密度化。如果不存在氧,特别是在 $900\sim 1000^\circ\text{C}$ 温度左右,氧化铟进行分解,生成金属铟,因此,难以获得作为目标的氧化物烧结体。

[0065] 常压烧结的温度范围优选 $1200\sim 1550^\circ\text{C}$,更优选在烧结炉内的大气中导入氧气的环境条件下为 $1350\sim 1450^\circ\text{C}$ 。烧结时间优选 $10\sim 30$ 小时,更优选 $15\sim 25$ 小时。

[0066] 通过将烧结温度设为上述范围,并将前述平均粒径调节为 $1.0\mu\text{m}$ 以下的氧化铟粉末、氧化镓粉末以及氧化锌粉末作为原料粉末来使用,在主要由方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相所构成、特别是由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓含量为0.08以上的情况下,趋向于更容易生成 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相,在由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的锌含量小于0.08的情况下,倾向于更容易获得实质上不含同系结构化合物的氧化物烧结体。

[0067] 在烧结温度小于 1200°C 时,烧结反应无法充分地进行。另一方面,如果烧结温度超过 1550°C ,则难以促进高密度化的进行,另一方面,烧结炉的部件与氧化物烧结体进行反

应,无法获得作为目标的氧化物烧结体。由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的本发明所使用的氧化物烧结体的镓含量为0.20以上,因而优选将烧结温度设为1450℃以下。这是因为,在1500℃前后的温度范围内,有时(Ga,In)₂O₃相的生成变得显著。如果(Ga,In)₂O₃相的量较少,则不会产生问题,但是,当量较多时,可能导致成膜速度下降、电弧放电等问题,因而不优选。

[0068] 对于至烧结温度为止的升温速度而言,为了防止烧结体的破裂,并促进脱粘结剂的进行,优选将升温速度设在0.2~5℃/分钟的范围。只要温度在该范围内,可以根据需要而组合不同的升温速度以升温至烧结温度。在升温过程中,出于促进脱粘结剂的进行、烧结的目的,可以在特定的温度条件下保持一定时间。在烧结后,在进行冷却时停止导入氧,优选以0.2~5℃/分钟、特别是以0.2℃/分钟以上且1℃/分钟以下的范围的降温速度将温度降低至1000℃。

[0069] 3. 靶

[0070] 本发明所使用的靶能通过将本发明所使用的氧化物烧结体加工成规定的大小来获得。在用作靶的情况下,能够通过进一步对表面进行研磨加工,并粘合至背板而获得。对于靶形状而言,优选平板形,但是,也可以设为圆筒形。在使用圆筒形靶的情况下,优选抑制由靶旋转而导致的颗粒的产生。另外,对于上述氧化物烧结体,例如,能够加工成圆柱状以制成料片,并用于基于蒸镀法、离子镀法进行的成膜中。

[0071] 在用作溅射靶的情况下,本发明所使用的氧化物烧结体的密度优选为6.3g/cm³以上,更优选为6.7g/cm³以上。当密度小于6.3g/cm³时,会导致批量生产使用时产生结节。另外,在作为离子电镀用料片使用的情况下,氧化物烧结体的密度优选小于6.3g/cm³,更优选为3.4~5.5g/cm³。在此情况下,有时将烧结温度设为小于1200℃较佳。

[0072] 4. 氧化物半导体薄膜及其成膜方法

[0073] 本发明的非晶质氧化物半导体薄膜主要通过如下方式获得:使用前述溅射靶,通过溅射法在基板上暂时形成非晶质氧化物薄膜,接着实施退火处理。

[0074] 前述溅射靶能够由氧化物烧结体来获得,但是,所述氧化物烧结体组织,即,基本上由方铁锰矿型结构的In₂O₃相和β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相所构成的组织很重要。为了获得本发明的非晶质氧化物半导体薄膜,重要的是非晶质氧化物半导体薄膜的结晶化温度要高,氧化物烧结体组织与此相关。即,如本发明所使用的氧化物烧结体那样,在其不仅包含方铁锰矿型结构的In₂O₃相,还包含β-Ga₂O₃型结构的GaInO₃相的情况下,由所述氧化物烧结体所获得的氧化物薄膜可表现出高结晶化温度,即,300℃以上、更优选350℃以上的结晶化温度,从而成为稳定的非晶质。相对于此,在氧化物烧结体仅由方铁锰矿型结构的In₂O₃相所构成的情况下,由所述氧化物烧结体所获得的氧化物薄膜的结晶化温度低,为200~250℃左右,因而非晶质不再保持稳定。因此,如后文所述,如果在250℃以上、进而在300℃以上进行退火处理,则会导致结晶化。此外,在此情况下,在成膜后既已生成微结晶,不再能保持非晶质,因而难以通过湿式蚀刻法进行图案加工。对此,在通常的ITO(添加锡的氧化铟)透明导电膜中是周知的。

[0075] 在本发明的非晶质氧化物半导体薄膜的成膜工序中,常规的溅射法被加以使用,但是,特别地,如果使用直流(DC)溅射法,则成膜时的热影响小,能进行高速成膜,因而在工业上有利。为了通过直流溅射法来形成本发明的氧化物半导体薄膜,作为溅射气体,优选使

用由非活性气体与氧气所组成的混合气体,特别是由氩气与氧气所组成的混合气体。另外,优选将溅射装置的腔室内的压力设定为0.1~1Pa,特别是设定为0.2~0.8Pa以进行溅射。

[0076] 对于基板而言,代表性的基板为玻璃基板,优选无碱玻璃基板,但是,也能够使用树脂板、树脂薄膜中的能承受上述工艺条件的基板。对于基板温度而言,在溅射成膜时优选设为600℃以下,特别优选设为室温附近的温度以上且300℃以下。

[0077] 对于前述非晶质氧化物薄膜形成工序而言,例如,能够在进行真空排气至压力为 2×10^{-4} Pa以下后,导入由氩气和氧气所组成的混合气体,将气体压力设为0.2~0.8Pa,施加直流功率以使相对于靶面积的直流功率即直流功率密度为1~7W/cm²左右的范围,从而产生直流等离子体,并实施预溅射。优选:在进行5~30分钟的所述预溅射后,根据需要,在对基板位置进行修正的基础上进行溅射。此外,在进行前述成膜工序中的溅射成膜时,为使成膜速度升高,在不会对膜质造成不利影响的范围内提高施加的直流功率。

[0078] 本发明的非晶质氧化物半导体薄膜可通过在对前述非晶质氧化物薄膜进行成膜后,对其进行退火处理而获得。作为进行退火处理前的方法之一,例如在室温附近等低温条件下暂时形成非晶质氧化物薄膜,然后,在低于结晶化温度的条件下进行退火处理,从而在保持非晶质的状态下获得氧化物半导体薄膜。作为另一种方法,将基板加热至低于结晶化温度的温度,优选加热至100~300℃,从而对非晶质氧化物半导体薄膜进行成膜。接着,可进一步进行退火处理。这两种方法中的加热温度大致为600℃以下即可,能够设为无碱玻璃基板的应变点以下。

[0079] 本发明的非晶质氧化物半导体薄膜是通过在暂时形成非晶质氧化物薄膜后,进行退火处理而获得。退火处理条件为,在氧化性环境中,低于结晶化温度的温度。作为氧化性环境,优选含有氧、臭氧、水蒸汽或者氮氧化物等的环境。退火温度为250~600℃,优选300~550℃,更优选350~500℃。对于退火时间而言,保持在退火温度的时间优选为1~120分钟,更优选为5~60分钟。

[0080] 前述非晶质氧化物薄膜和非晶质氧化物半导体薄膜的镓、铟和锌的组成与本发明所使用的氧化物烧结体的组成基本相同。即,是一种含有作为氧化物的镓和铟、且含有锌的非晶质氧化物半导体薄膜。由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓的含量为0.20以上且0.49以下,由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的前述锌的含量为0.0001以上且小于0.08,优选为0.05以下。

[0081] 本发明的非晶质氧化物半导体薄膜能通过如下方法获得:通过将控制成如前述的组成和组织的氧化物烧结体用于溅射靶等以进行成膜,并在上述的适当条件下进行退火处理而获得,载流子浓度降低至小于 4.0×10^{18} cm⁻³,更优选载流子浓度为 3.0×10^{18} cm⁻³以下,特别优选为 2.0×10^{18} cm⁻³以下。如非专利文献1所述,对于由镓、铟和锌所构成的非晶质氧化物半导体薄膜而言,载流子浓度为 4.0×10^{18} cm⁻³以上,成为缩退状态,因此,将所述非晶质氧化物半导体薄膜用于沟道层的TFT不再表现常断特性。因此,对于本发明的非晶质氧化物半导体薄膜而言,由于载流子浓度被控制在上述TFT可表现常断特性的范围内,因而合适。另外,载流子迁移率为10cm²/V·s以上,更优选载流子迁移率为15cm²/V·s以上。

[0082] 对于本发明的非晶质氧化物半导体薄膜,可通过湿式蚀刻法或干式蚀刻法进行用于TFT等所需的微细加工。通常,能够在低于结晶化温度的温度,例如,在从室温至300℃为止的范围内选择合适的基板温度以暂时形成非晶质氧化物薄膜,然后,实施基于湿式蚀刻

法进行的微细加工。作为蚀刻液,只要是弱酸,大体都能够使用,但是,优选以草酸或盐酸为主要成分的弱酸。例如,能够使用关东化学制造的ITO-06N等市售品。根据TFT构成的不同,也可以选择干式蚀刻法。

[0083] 对于本发明的非晶质氧化物半导体薄膜的膜厚而言,没有限定,但是,膜厚为10~500nm,优选为20~300nm,进一步优选为30~100nm。如果膜厚小于10nm,则无法获得充分的半导体特性,作为结果,无法实现高载流子迁移率。另一方面,如果超过500nm,则会产生生产率的问题,因而不优选。

[0084] 实施例

[0085] 下面,使用本发明的实施例进一步详细说明本发明,但是,本发明并不受这些实施例的限定。

[0086] <氧化物烧结体的评价>

[0087] 通过ICP发光分光分析法对所得到的氧化物烧结体的金属元素的组成进行测定。使用所得到的氧化物烧结体的端材,利用X射线衍射装置(飞利浦公司制造),基于粉末法对生成相进行鉴定。

[0088] <氧化物薄膜的基本特性评价>

[0089] 通过ICP发光分光分析法对所得到的氧化物薄膜的组成进行测定。氧化物薄膜的膜厚通过表面粗糙度计(科磊公司(KLA Tencor)制造)进行测定。成膜速度根据膜厚与成膜时间进行计算。氧化物薄膜的载流子浓度和迁移率通过霍尔效应测量装置(日本东阳科技公司制造)来求出。膜的生成相通过X射线衍射测定进行鉴定。

[0090] (制备例)

[0091] 制备氧化镓粉末、氧化镓粉末以及氧化锌粉末,以使它们的平均粒径为1.0 μ m以下,从而制成原料粉末。将这些原料粉末调配成如表1和表2中的实施例和比较例的Ga/(In+Ga)原子数比、Zn/(In+Ga+Zn)原子数比,与水一同加入树脂制加料腔中,通过湿式球磨机进行混合。此时,使用硬质ZrO₂球,并设定混合时间为18小时。在混合后,取出浆料,进行过滤、干燥、造粒。通过冷等静压机对造粒物施加3吨/cm²的压力以进行成型。

[0092] 接着,以下述方式对成型体进行烧结。相对于炉内容积每0.1m³以5升/分钟的比例,在烧结炉内的大气中导入氧,在此环境下,以1350~1450℃的烧结温度进行20小时的烧结。此时,以1℃/分钟的速率进行升温,在烧结后进行冷却时,停止导入氧,并以1℃/分钟的速率降温至1000℃。

[0093] 通过ICP发光分光分析法,对所得到的氧化物烧结体进行组成分析,在所有的实施例中都确认了:对于金属元素而言,所得到的氧化物烧结体的组成与原料粉末配合时所添加的组成基本相同。

[0094] 接着,基于X射线衍射测定对氧化物烧结体的相进行鉴定。此外,在含有 β -Ga₂O₃型结构的GaInO₃相的情况下,将由下述式1所定义的 β -Ga₂O₃型结构的GaInO₃相的X射线衍射峰强度比示于表1中。

[0095] $100 \times I[\text{GaInO}_3 \text{相}(-111)] / \{I[\text{In}_2\text{O}_3 \text{相}(400)] + I[\text{GaInO}_3 \text{相}(-111)]\} [\%]$ 式1

[0096] (式中,I[In₂O₃相(400)]是方铁锰矿型结构的In₂O₃相的(400)峰强度,I[GaInO₃相(-111)]表示 β -Ga₂O₃型结构的复合氧化物 β -GaInO₃相(-111)峰强度。)

[0097] 表1

[0098]

	Ga/(In+Ga) 原子数比	Zn/(In+Ga+Zn) 原子数比	烧结温度 (°C)	烧结体密度 (g/cm ³)	GaInO ₃ (-111) 峰强度比	烧结体的结晶结构
比较例 1	0.15	0.01	1400	6.92	9	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
比较例 2	0.20	0.00005	1150	6.84	14	In ₂ O ₃ /GaInO ₃
实施例 1	0.20	0.0001	1400	6.83	14	In ₂ O ₃ /GaInO ₃
实施例 2	0.20	0.01	1400	6.84	12	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 3	0.20	0.05	1400	6.85	14	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 4	0.20	0.07	1400	6.87	3	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /In ₂ Ga ₂ ZnO ₇
比较例 3	0.20	0.08	1350	6.85	0	In ₂ O ₃ /In ₂ Ga ₂ ZnO ₇
实施例 5	0.25	0.01	1400	6.74	12	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 6	0.25	0.05	1400	6.80	13	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 7	0.3	0.01	1400	6.68	21	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 8	0.4	0.01	1400	6.50	43	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 9	0.4	0.05	1400	6.47	45	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 10	0.4	0.07	1400	6.45	46	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 11	0.45	0.01	1400	6.39	47	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
比较例 4	0.45	0.08	1350	6.42	48	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 12	0.49	0.0001	1400	6.38	54	In ₂ O ₃ /GaInO ₃
实施例 13	0.49	0.01	1400	6.39	55	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 14	0.49	0.05	1400	6.34	58	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
实施例 15	0.49	0.07	1400	6.31	57	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃
比较例 5	0.5	0.08	1400	6.28	62	In ₂ O ₃ /GaInO ₃ /(Ga, In) ₂ O ₃

[0099] 将氧化物烧结体加工成直径152mm、厚度5mm的大小,用杯形砂轮对溅射面进行研磨以使最大高度Rz为3.0μm以下。使用金属钎将已加工的氧化物烧结体焊接于无氧铜制背板,从而制成溅射靶。

[0100] 使用实施例和比较例的溅射靶和无碱玻璃基板(康宁EagleXG),以表2中所示的基板温度,通过直流溅射进行成膜。在装备了不具电弧抑制功能的直流电源的直流磁控溅射装置(日本特机(トツキ)公司制造)的阴极上安装上述溅射靶。此时将靶—基板(保持部件)间的距离固定为60mm。进行真空排气至压力为 2×10^{-4} Pa以下,然后,根据各靶的镓量和锌量,导入氩气和氧气的混合气体,以达到适当的氧气的比率,并将气压调节成0.6Pa。施加直流功率300W(1.64W/cm²)以产生直流等离子体。进行10分钟的预溅射后,在溅射靶的正上方,即,在静止相向位置设置基板,从而形成膜厚为50nm的氧化物薄膜。确认了所得到的氧化物薄膜的组成与靶基本上相同。

[0101] 如表2所示,在氧气中,在300~500°C温度范围对已成膜的氧化物薄膜进行30~60分钟的热处理,并通过X射线衍射测定对热处理后的氧化物薄膜的结晶性进行检测。其结果

是,实施例与比较例都保持了非晶质。另外,对于已结晶化的氧化物半导体薄膜,对构成氧化物半导体薄膜的结晶相进行鉴定。对实施例和比较例中的氧化物半导体薄膜进行霍尔效应测定,求出载流子浓度以及载流子迁移率。将所得到的评价结果统一记载在表2中。

[0102] 表2

[0103]

	基板温度 (°C)	热处理温度 (°C)	膜厚 (nm)	薄膜的结晶结构	载流子浓度 ($\times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$)	载流子迁移率 ($\text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$)
比较例 1	室温	325	50	非晶质	120	15.4
比较例 2	室温	350	50	非晶质	42	22.5
实施例 1	室温	350	50	非晶质	32	21.3
实施例 2	室温	350	50	非晶质	13	22.2
实施例 3	室温	350	50	非晶质	9.0	20.2
实施例 4	室温	350	50	非晶质	5.3	15.6
比较例 3	室温	350	50	非晶质	0.64	9.8
实施例 5	室温	500	50	非晶质	20	23.8
实施例 6	室温	500	50	非晶质	15	22.6
实施例 7	室温	500	50	非晶质	12	20.3
实施例 8	室温	500	50	非晶质	2.5	15.6
实施例 9	室温	500	50	非晶质	1.9	15.0
实施例10	室温	500	50	非晶质	0.92	12.2
实施例11	200	450	50	非晶质	1.0	12.5
比较例 4	200	450	50	非晶质	0.33	7.8
实施例12	200	450	50	非晶质	1.3	13.4
实施例13	200	450	50	非晶质	0.86	12
实施例14	200	450	50	非晶质	0.65	11
实施例15	200	450	50	非晶质	0.5	10.2
比较例 5	200	450	50	非晶质	0.29	7.5

[0104] 评价

[0105] 根据表1的结果,在实施例1~15中,当由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓含量为0.20以上且0.49以下、由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的锌含量为0.0001以上且小于0.08时,由方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相和 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相所构成,或者由方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相和 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相和 $(\text{Ga}, \text{In})_2\text{O}_3$ 相所构成,或者由方铁锰矿型结构的 In_2O_3 相和 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 型结构的 GaInO_3 相和 $\text{Yb}_2\text{Fe}_3\text{O}_7$ 型结构的 $\text{In}_2\text{Ga}_2\text{ZnO}_7$ 相所构成。

[0106] 另外,根据表2的结果,由铟、镓和锌所构成的非晶质氧化物半导体薄膜显示出以

下氧化物半导体薄膜的特性:由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓含量为0.20以上且0.49以下,由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的锌含量被控制在0.0001以上且小于0.08。

[0107] 可知实施例的氧化物半导体薄膜都是非晶质。另外,可知,对于实施例的氧化物半导体薄膜而言,载流子浓度小于 $4.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$,载流子迁移率为 $10 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上,特别是由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓含量为0.20以上且0.40以下、由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的锌含量为0.01以上且0.05 以下的实施例2、3、5~9的氧化物半导体薄膜表现出优异的特性:载流子浓度为 $3.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下,载流子迁移率为 $15 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 以上。

[0108] 另外,对比较例1而言,可知由Zn/(In+Ga+Zn)原子数比所表示的锌含量满足本发明的范围,但是,由Ga/(In+Ga)原子数比所表示的镓含量低于本发明的下限0.20,对于比较例2而言,前述镓含量满足本发明的范围,但是,前述锌含量低于本发明的下限0.0001,其结果是载流子浓度为 $4.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以上。另外,对于比较例3~5的氧化物半导体薄膜而言,可知前述锌含量过剩,为0.08,因此其载流子迁移率小于 $10 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ 。