



(19)  
Bundesrepublik Deutschland  
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 698 24 247 T2** 2006.02.09

(12)

## Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) **EP 0 902 445 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **698 24 247.5**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **98 307 030.1**

(96) Europäischer Anmeldetag: **02.09.1998**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **17.03.1999**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **02.06.2004**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **09.02.2006**

(51) Int Cl.<sup>8</sup>: **H01F 10/00** (2006.01)

**H01F 10/08** (2006.01)

**G11B 5/187** (2006.01)

**H01F 10/30** (2006.01)

**G11B 5/31** (2006.01)

(30) Unionspriorität:

**23677997      02.09.1997      JP**

(73) Patentinhaber:

**Matsushita Electric Industrial Co., Ltd., Kadoma,  
Osaka, JP**

(74) Vertreter:

**Hössle Kudlek & Partner, Patentanwälte, 70184  
Stuttgart**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**DE, FR, GB**

(72) Erfinder:

**Hiramoto, Masayoshi, Ikoma-shi, Nara, 630-0243,  
JP; Sakakima, Hiroshi, Kyotanable-shi, Kyoto,  
610-0352, JP; Matsukawa, Nozomu,  
Yamatokoriyama-shi, Nara, 639-1123, JP**

(54) Bezeichnung: **Magnetische Dünnschicht und Magnetkopf unter Benützung desselben**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

**Beschreibung**

**[0001]** Die Erfindung betrifft einen magnetischen Dünnsfilm. Insbesondere betrifft die Erfindung einen weichmagnetischen Dünnsfilm, der für einen magnetischen Sensor geeignet ist, wie bspw. einen magnetischen Impedanzsensor, eine magnetische Schaltkreiskomponente, wie bspw. eine magnetische Spule und ein Induktor, einen magnetischen Aufzeichnungskopf und einen magnetischen Wiedergabekopf. Die vorliegende Erfindung betrifft ebenfalls einen magnetischen Kopf, der einen solchen magnetischen Dünnsfilm verwendet.

**[0002]** In letzter Zeit wurde ein magnetisches Material mit sowohl exzellenten magnetischen Eigenschaften als auch einer hohen magnetischen Sättigungsflussdichte in einem Hochfrequenzband von mehreren MHz zu mehreren GHz in dem Bereich einer magnetischen Vorrichtung gefordert, die ein weichmagnetisches Material verwendet, wie bspw. ein magnetischer Aufzeichnungskopf, ein magnetischer Impedanzsensor und eine magnetische Schaltkreiskomponente, wie bspw. ein Mikroinduktor. In einem solchen hohen Frequenzband ist es bekannt, dass die magnetischen Eigenschaften sich aufgrund eines Verlusts bedingt durch eine magnetische Blochwandresonanz, einer ferromagnetischen Resonanz oder dergleichen verschlechtern. Herkömmlich wird bspw. die Anzahl an magnetischen Blochwänden in einer Filmebene für den Fall eines Co-basierten amorphen Materials mit einer geringen Curie-Temperatur reduziert, um eine solche Verschlechterung zu verhindern. Um eine ferromagnetische Resonanzfrequenz anzuheben, wurde eine Technik des Erzeugens einer starken uniachsialen bzw. einachsigen Anisotropie in einem Material durch Durchführen einer Wärmebehandlung in einem magnetischen Feld oder Bilden eines Films in einem magnetischen Feld verwendet (Senda und andere MAG-94-95, Seiten 77-83). Für Fe- oder FeCo-basiertes kristallines Material mit einer hohen Curie-Temperatur wurde eine Technik des Erzeugens eines uniachsialen anisotropischen magnetischen Felds durch Verwenden eines inversen Magnetostriktionseffekts in einer Filmebene verwendet, zusätzlich zu der vorstehend genannten Technologie.

**[0003]** Es ist bekannt, dass die relative Permeabilität  $\mu_r'$  und die ferromagnetische Resonanz  $f_k$  einer magnetischen Substanz die folgenden Gleichungen erfüllen:

$$\mu_r'(0) = 4\pi M_s / H_k \quad (1)$$

$$f_k = (\gamma/2\pi)(4\pi M_s \cdot H_k)^{1/2} \quad (2)$$

wobei  $4\pi M_s$  eine Sättigungsmagnetisierung wiedergibt,  $H_k$  ein uniachiales anisotropisches Magnetfeld wiedergibt und  $\gamma$  eine gyromagnetische Konstante wiedergibt.

**[0004]** Wie in Gleichung (2) zu sehen ist, ist für eine magnetische Vorrichtung eines Hochfrequenzbands eine hohe Sättigungsmagnetisierung oder ein hohes uniachiales anisotropisches Magnetfeld erforderlich. Im allgemeinen hat ein Co-basiertes amorphes Material eine geringe Sättigungsmagnetisierung von etwa 10 kG, so dass ein hohes uniachiales anisotropisches Magnetfeld erforderlich ist. Wie jedoch anhand Gleichung (1) zu sehen ist, führt ein hohes uniachiales anisotropisches Magnetfeld zu einer geringen relativen Permeabilität. Darüber hinaus kann ein solches amorphes Material nicht ausreichend Magnetisierung für eine magnetische Aufzeichnung in einem Medium mit einer hohen Koerzitivkraft bereitstellen.

**[0005]** Andererseits hat ein Fe- oder FeCo-basiertes kristallines Material mit einer hohen Sättigungsmagnetisierung eine hohe Curie-Temperatur, so dass eine Wärmebehandlung in einem magnetischen Feld oder eine Bildung eines Films in einem magnetischen Feld nicht ein ausreichendes uniachiales anisotropisches Magnetfeld bereitstellen kann. Darüber hinaus ist es schwierig, die Anisotropiegrößenordnung zu steuern.

**[0006]** Insbesondere bei einem Magnetron-Sputter-Verfahren, das oft zum Bilden eines magnetischen Dünnsfilms verwendet wird, ist das magnetostatische Streufeld von einem Ziel nicht gleichmäßig, so dass es schwierig ist, eine geeignete uniachiale Anisotropie bereitzustellen. Darüber hinaus ist die uniachiale Anisotropie, die durch einen inversen Magnetostriktionseffekt proportional zu einem Produkt einer inneren Spannung bzw. Eigenspannung und einer Sättigungsmagnetostriktion bereitgestellt werden kann, durch eine Spannungs- bzw. Belastungsverteilung in Abhängigkeit der Form des Films beschränkt. Außerdem verschlechtert eine hohe Sättigungsmagnetostriktion die magnetischen Eigenschaften.

**[0007]** Mit der Entwicklung der Miniaturisierung magnetischer Vorrichtungen in den letzten Jahren werden magnetische Materialien eher in weiter miniaturisierte Muster verarbeitet. Beispielsweise wird für einen magnetischen Kopf, wie bspw. einen MIG-Kopf (MIG: Metal In Gap: Metall in Spalt) und einen Kopf für eine Festplatte, ein magnetischer Dünnsfilm in einen rechteckförmigen Quader verarbeitet, mit Dimensionen in dem Be-

reich von mehreren hundert Nanometern bis zu mehreren Mikrometern. Bei einer solchen Form ist die Formanisotropie relativ gering, so dass die Magnetisierung nicht nur in einer bestimmten Ebene rotiert, sondern sich leicht in anderen Ebenen bewegt.

**[0008]** Insbesondere ein sogenanntes Granulat hat eine hohe magnetische Sättigungsflussdichte, aber die Filmstruktur ist dreidimensional isotrop. Daher ist es, da der Freiheitsgrad in der Richtung der Dreh- bzw. Rotationsmagnetisierung groß ist, schwierig, die Ebene für die Drehmagnetisierung zu steuern. Darüber hinaus ist es schwierig, die magnetische Anisotropie in einem Mikrogebiet gleichmäßig durch Verwenden eines externen magnetischen Felds bereitzustellen.

**[0009]** Daher ist es unter Berücksichtigung des Vorstehenden das Ziel, zumindest bei den bevorzugten Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung, einen kristallinen magnetischen Dünnsfilm bereitzustellen, der ausgezeichnete Eigenschaften bei einer hohen Frequenz zeigt, und einen magnetischen Kopf, der diesen verwendet. Gemäß der vorliegenden Erfindung ist ein magnetischer Dünnsfilm nach Anspruch 1 bereitgestellt.

**[0010]** Um das vorstehende Ziel zu erreichen, umfasst ein magnetischer Dünnsfilm einer bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung magnetische Kristallkörner. Der magnetische Dünnsfilm umfasst einen Bereich, in dem eine durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang einer ersten Richtung kleiner ist als eine durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang einer zweiten Richtung, die orthogonal zu der ersten Richtung ist. Die Magnetisierung entlang der ersten Richtung ist durch ein externes magnetisches Feld bewirkt, das kleiner ist als ein externes magnetisches Feld für die Magnetisierung entlang der zweiten Richtung.

**[0011]** In einem solchen magnetischen Dünnsfilm in dem vorstehend beschriebenen Bereich ist eine magnetische Interaktion zwischen magnetischen Kristallkörnern entlang der ersten Richtung größer als eine magnetische Interaktion zwischen magnetischen Kristallkörnern entlang der zweiten Richtung. Die Verwendung der magnetischen Interaktion zwischen magnetischen Kristallkörnern stellt einen magnetischen Dünnsfilm bereit, der ausgezeichnete magnetische Eigenschaften in einem Bereich hoher Frequenz bzw. Hochfrequenzbereich zeigt. Dieser magnetische Dünnsfilm kann bspw. eine magnetische Sättigungsflussdichte von 1 T oder mehr haben.

**[0012]** Darüber hinaus umfasst der magnetische Kopf einer bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung, um das vorstehende Ziel zu erreichen, den vorstehend beschriebenen magnetischen Dünnsfilm.

**[0013]** Diese und andere Vorteile der vorliegenden Erfindung werden für Fachleute beim Lesen und Verstehen der folgenden detaillierten Beschreibung unter Bezugnahme auf die beigefügte Zeichnung deutlich werden.

**[0014]** [Fig. 1](#) zeigt eine perspektivische Ansicht eines MIG (Metal In Gap) Typ-Magnetkopfs einer Ausführungsform eines Magnetkopfs der bevorzugten Ausführungsform.

**[0015]** [Fig. 2](#) zeigt eine perspektivische Ansicht und eine teilweise vergrößerte Ansicht eines LAM (Lamination: Schicht) Typ-Magnetkopfs einer weiteren Ausführungsform eines Magnetkopfs der vorliegenden Erfindung.

**[0016]** [Fig. 3](#) zeigt einen Teilquerschnitt durch einen Magnetkopf für eine Festplatte einer weiteren Ausführungsform eines Magnetkopfs der vorliegenden Erfindung.

**[0017]** Wie vorstehend beschrieben ist, umfasst in einer bevorzugten Ausführungsform der magnetische Dünnsfilm der vorliegenden Erfindung magnetische Kristallkörner als eine Mutterphase und umfasst ein Gebiet, in dem eine durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang der ersten Richtung kleiner ist als eine durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang der zweiten Richtung. Die durchschnittliche Kristallgröße ist ein Durchschnittswert von Längen von Kristallkörnern, bspw. entlang jeder Richtung in der Ebene einschließlich der ersten und der zweiten Richtung.

**[0018]** Es ist bevorzugt, dass dieses Gebiet zumindest einen Bereich umfasst, in dem eine magnetische Interaktion zwischen den magnetischen Kristallkörnern bewirkt wird. Obwohl dies in Abhängigkeit der magnetischen Kristallkörner variieren kann, umfasst dieses Gebiet vorzugsweise einen Bereich mit einem Durchmesser mit 100 nm oder mehr, noch bevorzugter 300 nm, in einer Ebene einschließlich der ersten und der zweiten Richtung in dem Dünnsfilm. In dem magnetischen Dünnsfilm, in dem die Kristallgröße lokal eine Anisotropiever-

teilung hat, wird eine lokale magnetische Anisotropie erzeugt. Dies ist dadurch bedingt, dass die Größe einer Austauschinteraktion zwischen Kristallkörnern durch die Anzahl an Kristallkörnern beeinflusst ist, die innerhalb eines Bereichs in einem vorgegebenen Abstand von den Kristallkörnern enthalten sind.

**[0019]** Die magnetische Anisotropie erlaubt einem Kristallkornhaufen bzw. -cluster unter dem Einfluss der Interaktion sich scheinbar als ein unabhängiges Kristallkorn zu verhalten. Folglich beeinflusst der Kristallkorncluster ebenfalls magnetische Kristallkörner in den umliegenden Gebieten. Daher wird angenommen, dass die lokale magnetische Anisotropie zu dem Ausdruck der magnetischen Anisotropie in dem gesamten magnetischen Dünnfilm beiträgt. Die magnetische Anisotropie, die in dem gesamten magnetischen Dünnfilm ausgedrückt ist, kann scheinbar klein sein. Es wird jedoch angenommen, dass wenn der magnetische Kristallkorncluster eine Drehmagnetisierung zur selben Zeit beginnt, die lokale magnetische Anisotropie dominant wird. Daher kann der magnetische Dünnfilm mit einer starken lokalen magnetischen Anisotropie eine hohe ferromagnetische Resonanzfrequenz bereitstellen.

**[0020]** Bei dem vorstehend beschriebenen magnetischen Dünnfilm ist es bevorzugt, dass die Beziehung zwischen den durchschnittlichen Kristallgrößen der magnetischen Kristallkörner in dem gesamten Dünnfilm die vorstehende vorgegebene Beziehung erfüllt. Gemäß dieser bevorzugten Ausführungsform ist das anisotropische Magnetfeld einheitlich in dem gesamten magnetischen Dünnfilm erzeugt und die ferromagnetische Resonanzfrequenz wird hoch. Zusätzlich ist die Anzahl an magnetischen Blochwänden in dem magnetischen Dünnfilm verringert, so dass die magnetische Blockwandresonanz unterdrückt werden kann. Daher können exzellente weichmagnetische Eigenschaften in einem Hochfrequenzband erreicht werden.

**[0021]** Das vorstehend beschriebene Verhältnis zwischen den durchschnittlichen Kristallgrößen kann bekräftigt werden, indem die Anisotropie in der Form der magnetischen Kristallkörner in einer vorgegebenen Ebene des magnetischen Dünnfilms beobachtet wird. Beispielsweise sind im Falle eines magnetischen Dünnfilms mit einer Ebene parallel zu einer Grenzfläche mit dem Substrat als eine Ebene für eine Drehmagnetisierung die Richtungen der kürzeren Seite in den Abschnitten (nachfolgend als „Richtungen der Breite nach“ bezeichnet) der magnetischen Kristallkörner auf dieser Ebene vorzugsweise in einer vorgegebenen Richtung orientiert (eine erste Richtung in gleicher Ebene). Andererseits sind die Richtungen der längeren Seiten der Abschnitte (nachfolgend als „longitudinale Richtungen“ bezeichnet) der magnetischen Kristallkörner vorzugsweise in einer Richtung orthogonal zu der ersten Richtung in gleicher Ebene orientiert (eine zweite Richtung in gleicher Ebene). In einem solchen magnetischen Dünnfilm ist die erste Richtung in gleicher Ebene die Achse einer leichten Magnetisierung und die zweite Richtung in gleicher Ebene ist die Achse einer harten Magnetisierung. Dies ist dadurch bedingt, dass in der zweiten Richtung in gleicher Ebene die Interaktion zwischen den magnetischen Kristallkörnern verhältnismäßig gering ist und daher das Aufheben der kristallinen magnetischen Anisotropie verhältnismäßig gering ist. Die Ebene für eine Drehmagnetisierung hängt von der Nutzform des magnetischen Dünnfilms ab und ist daher nicht auf die Richtungen in gleicher Ebene beschränkt.

**[0022]** Die magnetischen Kristalle, die in dem magnetischen Dünnfilm enthalten sind, haben vorzugsweise eine Kristallgröße, die eine Austauschinteraktion untereinander bewirken kann. Die durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner liegt vorzugsweise zwischen 2 nm und 200 nm, bevorzugter zwischen 2 nm bis 100 nm in der ersten Richtung. Wenn die Größe geringer als 2 nm ist, kann eine ausreichende Magnetisierung nicht ausgedrückt werden. Wenn diese 200 nm übersteigt, ist die Interaktion zwischen den Kristallkörnern verringert.

**[0023]** Bei einer bevorzugten Ausführungsform des magnetischen Dünnfilms der vorliegenden Erfindung liegt in einem Abschnitt einschließlich der ersten Richtung und der zweiten Richtung in dem Gebiet die durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang zumindest einer Richtung zwischen 2 nm und 200 nm, bevorzugter 2 nm bis 100 nm. Eine Durchschnittsrichtung von Normalen zumindest einer Gruppe von äquivalenten (dieselbe Art von) Kristallebenen der magnetischen Kristallkörner in dem Gebiet ist in einer vorgegebenen Richtung ausgerichtet. Die Orientierung der Kristallorientierungen der magnetischen Kristallkörner stellt eine Anisotropie für die Interaktion zwischen den magnetischen Kristallkörnern bereit.

**[0024]** Auf ähnliche Weise wie das Vorstehende ist es bevorzugt, dass dieses Gebiet zumindest einen Bereich mit einem Durchmesser von 100 nm oder mehr umfasst, bevorzugter 300 nm oder mehr, in einer Ebene einschließlich der ersten Richtung und der zweiten Richtung in dem Dünnfilm. In dem magnetischen Dünnfilm, in dem eine bestimmte Kristallebene in jedem magnetischen Kristallkorn (bspw. (110) Ebene) lokal orientiert ist, wird eine lokale magnetische Anisotropie erzeugt. Daher kann, wie vorstehend beschrieben ist, der magnetische Dünnfilm bei dieser Ausführungsform eine hohe ferromagnetische Resonanzfrequenz bereitstellen. Darüber hinaus liegt in dem magnetischen Dünnfilm die durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kris-

tallkörner in einer bestimmten Richtung vorzugsweise zwischen 2 nm und 200 nm über den gesamten Dünnfilm und bestimmte Kristallebenen sind vorzugsweise in einer vorgegebenen Richtung orientiert.

**[0025]** Außerdem hat in dem magnetischen Dünnfilm, in dem die Kristallorientierungen in einer vorgegebenen Richtung orientiert sind, die Achse einer Hartmagnetisierung jedes magnetischen Kristallkorns bewirkt durch die kristalline magnetische Anisotropie eine Orientierung. In diesem magnetischen Dünnfilm ist es bevorzugt, dass die Richtung, in der die Achsen einer Hartmagnetisierung der Kristallkörner orientiert sind, mit der Achse einer Hartmagnetisierung des magnetischen Dünnfilms übereinstimmt. Dies ist bevorzugt, da eine noch stärkere magnetische Anisotropie erreicht werden kann.

**[0026]** Der magnetische Dünnfilm der vorliegenden Erfindung kann realisiert werden, bspw. durch Züchten von Kristallkörnern mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform auf einem Substrat. Der magnetische Dünnfilm umfasst vorzugsweise diese magnetischen Kristallkörner zumindest in dem Gebiet. Die longitudinalen Richtungen der annähernd nadel- oder säulenförmigen magnetischen Kristallkörner sind vorzugsweise in einer vorgegebenen Richtung orientiert. Darüber hinaus neigt sich die Orientierungsrichtung vorzugsweise bezüglich der Grenzfläche mit dem Substrat (die Oberfläche des Substrats).

**[0027]** Der Grad dieser Neigung ist nicht besonders beschränkt, aber ein Winkel, der bspw. durch die Normalenrichtung der Grenzfläche mit dem Substrat und der longitudinalen Richtung gebildet ist, liegt vorzugsweise zwischen  $5^\circ$  und  $45^\circ$ . Darüber hinaus ist der Neigungswinkel vorzugsweise in dem Bereich, in dem die folgende Beziehung erfüllt ist, wenn diese in einem Abschnitt senkrecht zu der Grenzfläche mit dem Substrat beobachtet ist:

$$0 \leq |\alpha e| < |\alpha h| < \pi/2[\text{rad}](90^\circ)$$

wobei  $\alpha e$  einen Winkel repräsentiert, der durch die longitudinale Richtung der magnetischen Kristallkörner in einem Abschnitt parallel zu der Achse einer leichten Magnetisierung und senkrecht zu der Grenzfläche mit dem Substrat und mit der Normalenrichtung der Grenzfläche gebildet ist, und  $\alpha h$  einen Winkel repräsentiert, der durch die longitudinale Richtung des magnetischen Kristallkorns in einem Abschnitt parallel zu der Achse einer Hartmagnetisierung und senkrecht zu der Grenzfläche mit dem Substrat und der Normalenrichtung der Grenzfläche gebildet ist.

**[0028]** Darüber hinaus liegt die Neigung bevorzugter in dem Bereich, in dem folgende Beziehung erfüllt ist.

$$0 \leq |\alpha e| < |\alpha h| \leq \pi/4[\text{rad}](45^\circ)$$

**[0029]** Wenn magnetische Kristallkörner mit einer näherungsweise Nadel- oder Säulenform mit einer Neigung zu der Grenzfläche mit dem Substrat wachsen, werden verlängerte magnetische Kristallkörner in einer Filmebene parallel zu der Grenzfläche mit dem Substrat (bspw. die Oberfläche des Films) beobachtet. Daher wird der magnetische Kristallkorn-cluster beobachtet, in dem vorzugsweise die Richtungen der Breite nach in der ersten Richtung in gleicher Ebene orientiert sind und die longitudinalen Richtungen in der zweiten Richtung in gleicher Ebene orthogonal zu der ersten Richtung in gleicher Ebene orientiert sind. Wenn die Ebene für eine Drehmagnetisierung parallel zu der Grenzfläche mit dem Substrat in dieser Form ist, wie vorstehend beschrieben ist, ist die erste Richtung in gleicher Ebene die Achse einer leichten Magnetisierung und die zweite Richtung in gleicher Ebene ist die Achse einer Hartmagnetisierung, was durch den Grad des Aufhebens der kristallinen magnetischen Anisotropie bewirkt ist.

**[0030]** Wenn die Magnetisierungsebene parallel zu der Grenzfläche mit dem Substrat liegt, ist die durchschnittliche Kristallbreite der Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform (eine durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach der Kristallkörner) in dieser Ebene vorzugsweise zwischen 2 nm und 200 nm, bevorzugter zwischen 2 nm bis 100 nm.

**[0031]** In dem magnetischen Dünnfilm kann der Abstand von dem Substrat die Kristallstruktur ändern. Durch Verwenden dieser Änderung kann die durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform eingestellt werden. Insbesondere ist, wenn eine durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach der magnetischen Kristallkörner in einem Bereich von 500 nm oder weniger von der Grenzfläche mit dem Substrat (in der Normalenrichtung der Grenzfläche) durch  $d_1$  repräsentiert ist, und eine durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach der magnetischen Kristallkörner in einem Bereich von mehr als 500 nm von der Grenzfläche mit dem Substrat durch  $d_2$  repräsentiert ist, die Beziehung:  $d_1 > d_2$  vorzugsweise erfüllt.

**[0032]** Darüber hinaus ist in dem Bereich von 500 nm oder weniger von der Grenzfläche mit dem Substrat die durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach der magnetischen Kristallkörner vorzugsweise zwischen 2 nm und 200 nm. Andererseits ist in dem Bereich von mehr als 500 nm von der Grenzfläche mit dem Substrat die durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach der magnetischen Kristallkörner vorzugsweise zwischen 2 nm und 100 nm.

**[0033]** Bei dem vorstehend beschriebenen magnetischen Dünnschicht ist ein Spalt zwischen den magnetischen Kristallkörnern in einer Ebene parallel zu der Grenzfläche mit dem Substrat vorzugsweise kleiner in der Richtung der Breite nach als in der longitudinalen Richtung der magnetischen Kristallkörner in der Ebene. Mit anderen Worten ist es bevorzugt, dass beispielsweise in der Oberfläche des Dünnschicht mehr Einschlüsse in den Kristallkörnern in der longitudinalen Richtung (die zweite Richtung in gleicher Ebene) vorliegen als in der Richtung der Breite nach (die erste Richtung in gleicher Ebene) der magnetischen Kristallkörner und die magnetischen Kristallkörner dichter in der Richtung der Breite nach gepackt sind. Das Vorliegen von Einschlüssen unterdrückt die Austauschinteraktion zwischen den magnetischen Kristallkörnern.

**[0034]** Der vorstehend beschriebene magnetische Dünnschicht kann verzweigte bzw. gabelförmige Körper (verzweigte magnetische Kristallkörner) umfassen, die durch Kombination der magnetischen Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform gebildet sind, anstelle lediglich der magnetischen Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform. In diesem Fall ist es ähnlich wie vorstehend bevorzugt, wenn das magnetische Kristallkorn, das den Stammabschnitt bzw. -teil der Gabelform bildet und das Kristallkorn mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform, das den Schenkelabschnitt bildet, in einer Ebene parallel zu der Grenzfläche mit dem Substrat beobachtet werden, dass eine Orientierung bei der Interaktion zwischen magnetischen Kristallkörnern in der Ebene erzeugt wird. Daher ist es bspw. bevorzugt, verzweigte magnetische Kristallkörner zu bilden, so dass die Form, die Anzahl und der Wachstumswinkel der magnetischen Kristallkörner, die den Schenkelabschnitt bilden, zwischen Richtungen in gleicher Ebene verschieden sind.

**[0035]** In dem Fall, bei dem die verzweigten magnetischen Kristallkörner umfasst sind, ist es bevorzugt, dass die Richtungen in den Stammabschnitten (Hauptachsen) der verzweigten Körper geneigt bzgl. des Substrats orientiert sind, wie in dem Fall der longitudinalen Richtungen der magnetischen Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform.

**[0036]** Bei dem vorstehend beschriebenen magnetischen Dünnschicht ist es bevorzugt, dass eine Ebene parallel zu einer Grenzfläche mit einem Substrat, auf dem der Film gebildet ist, eine Ebene für eine Drehmagnetisierung ist, obwohl dies nicht konkret darauf beschränkt ist. Darüber hinaus ist es bevorzugt, dass der magnetische Dünnschicht zumindest eine Ebene senkrecht zu einer Grenzfläche mit einem Substrat umfasst, auf dem der Film als eine Ebene für eine Drehmagnetisierung gebildet ist.

**[0037]** Gemäß dem vorstehend beschriebenen magnetischen Dünnschicht kann ein anisotropisches Magnetfeld ohne Durchführen eines Magnetfeldglühens erzeugt werden, während eine hohe magnetische Sättigungsflussdichte von 1 T oder mehr erhalten wird.

**[0038]** Darüber hinaus kann der magnetische Dünnschicht auf einem Substrat als eine einzelne Schicht gebildet werden, oder er kann in Kombination mit anderen Dünnschichten als ein mehrschichtiger Film verwendet werden, wenn es notwendig ist, eine gewünschte magnetische Eigenschaft zu erhalten.

**[0039]** Beispielsweise umfasst der mehrschichtige magnetische Dünnschicht auf einem Substrat vorzugsweise eine magnetische Schicht, die aus dem vorstehend beschriebenen Dünnschicht gebildet ist, und eine Zwischenschicht zwischen der magnetischen Schicht und dem Substrat. Die Zwischenschicht umfasst zumindest ein Ausgewähltes aus der Gruppe, die aus einem Oxid, einem Carbid, einem Nitrit und einem Borid besteht. Insbesondere erleichtert der magnetische Dünnschicht, der die magnetischen Schichten und die Zwischenschichten umfasst, die alternierend bzw. abwechselnd gebildet sind, die Steuerung der ferromagnetischen Resonanzfrequenz. Dies ist dadurch bedingt, dass der Isolationseffekt der Zwischenschicht einen Überstrom in dem magnetischen Film unterdrücken kann. Außerdem kann eine Reduktion in der Filmdicke für eine Schicht eine Magnetisierung in Ebenen unterdrücken, die sich von der Ebene für eine Drehmagnetisierung unterscheiden. Daher ist es leicht, ausgezeichnete magnetische Eigenschaften in einem Hochfrequenzband zu realisieren. Darüber hinaus ist, selbst wenn der magnetische Dünnschicht einer Miniaturisierungstechnik ausgesetzt ist, die für verschiedene magnetische Vorrichtungen, wie bspw. für einen Magnetkopf und magnetischen Schaltkreiskomponente, erforderlich ist, die magnetische Anisotropie kaum verteilt bzw. dispergiert. Die kommt daher, da die Formanisotropie, die innere Spannung bzw. Eigenspannung oder dergleichen kaum den magnetischen Dünnschicht beeinflusst.

**[0040]** Außerdem umfasst in dem magnetischen Dünnschicht der bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung die Zwischenschicht vorzugsweise 5 Atom% oder mehr eines Elements mit zumindest einer Bildungsenergie, die ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus einer Oxidbildungsenergie und einer Nitridbildungsenergie, höher als die entsprechende Bildungsenergie von Mn besteht. Dies reduziert den Unterschied in der Ätzrate zwischen dem Magnetfilm und der Zwischenschicht, wenn Mikromuster erzeugt werden, wodurch der Miniaturisierungsprozess erleichtert ist. Insbesondere kann zumindest ein Element als das vorstehende Element verwendet werden, das aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus Fe, Co, Ni, Cu, Ru, Rh, Pd, Ag, Os, Ir, Pt, Au, Zn und Cr besteht.

**[0041]** Der magnetische Dünnschicht der bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung umfasst eine unterliegende Schicht zwischen der Zwischenschicht und der magnetischen Schicht. Die unterliegende Schicht umfasst vorzugsweise eine Substanz mit einer geringeren freien Oberflächenenergie als die freie Oberflächenenergie von zumindest einem, das aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus Fe und der magnetischen Schicht besteht. Gemäß dieser bevorzugten Ausführungsform ist es leicht, eine bevorzugte Form oder Größe der magnetischen Kristallkörner in der magnetischen Schicht unabhängig von dem Typ der Zwischenschicht zu realisieren. Die Dicke der unterliegenden Schicht beträgt vorzugsweise 0,1 nm oder mehr. Als die unterliegende Schicht kann ein Oxid, ein Nitrid, ein Carbid oder Borid von zumindest einem Element, das ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus Al, Ba, Ca, Mg, Si, Ti, V, Zn, Ga und Zr besteht, und/oder zumindest eine Substanz, die ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus C, Al, Si, Ag, Cu, Cr, Mg, Au, Ca und Zn besteht, verwendet werden.

**[0042]** Darüber hinaus umfasst der magnetische Dünnschicht der bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung vorzugsweise eine unterliegende Schicht zwischen der Zwischenschicht und der magnetischen Schicht. Die unterliegende Schicht umfasst vorzugsweise zumindest eines, das ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus magnetischen Kristallkörnern und einer amorphen magnetischen Substanz als die Mutterphase besteht. Wenn solche Mikrokristallkörner verwendet werden, ist es leicht, eine bevorzugte Form oder Größe der magnetischen Kristallkörner in der magnetischen Schicht unabhängig von dem Typ der Zwischenschicht zu realisieren. Die durchschnittliche Kristallgröße der Mikrokristallkörner beträgt vorzugsweise 100 nm oder weniger. Zudem ist, ähnlich zu dem Vorstehenden, die Dicke der unterliegenden Schicht vorzugsweise 0,1 nm oder mehr. Außerdem ist es bevorzugt, dass die unterliegende Schicht 5 Atom% oder mehr von zumindest einem umfasst, das ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus Stickstoff und Sauerstoff besteht, da die Grenzfläche mit der magnetischen Schicht stabilisiert wird.

**[0043]** Der magnetische Dünnschicht, wie vorstehend beschrieben ist, kann geeignet für eine magnetische Vorrichtung verwendet werden, wie bspw. für einen magnetischen Sensor und magnetische Schaltkreiskomponenten, und ist insbesondere für einen Magnetkopf geeignet, wie bspw. ein MIG (Metal In Gap-Kopf) ein LAM (Laminationskopf) und ein Kopf für eine Festplatte.

**[0044]** Nachfolgend wird die vorliegende Erfindung beispielhaft für magnetische Köpfe unter Bezugnahme auf die beigefügte Zeichnung beschrieben.

**[0045]** Ein MIG-Kopf, der in [Fig. 1](#) dargestellt ist, umfasst einen magnetischen Dünnschicht **2** einer bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung in der Nähe eines Magnetluftspalts **4** eines Magnetkerns **1**, der aus Ferrit gebildet ist. Der Magnetluftspalt **4** ist zwischen Glaselementen **3** gelegt. Ein Loch **6** ist so gebildet, dass eine elektromagnetische Spule (nicht dargestellt) durch das Loch ragen kann.

**[0046]** Ein LAM-Kopf, der in [Fig. 2](#) gezeigt ist, umfasst magnetische Dünnschichten **16** einer bevorzugten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung, die zwischen nicht-magnetischen Elementen **11** gelegt sind. Die magnetischen Dünnschichten **16** und isolierende Schichten **17** sind geschichtet, um ein mehrschichtiges Element zu bilden. Dieses mehrschichtige Element ist so gebildet, dass es orthogonal zu einem Magnetluftspalt **12** ist und so angeordnet, dass der Abschnitt des mehrschichtigen Elements einer Bandtransportoberfläche **13** gegenüberliegt. Dieser Kopf umfasst ein Loch **14**, durch das eine elektromagnetische Spule gewickelt sein kann, wie der Magnetkopf aus [Fig. 1](#).

**[0047]** Ein Kopf für eine Festplatte, der in [Fig. 3](#) gezeigt ist, umfasst ein Substrat **40**, einen reproduzierenden unteren Abschirmfilm **39**, einen reproduzierenden unteren Spaltfilm **38**, einen GMR-Film **33** (GMR: giant magnetoresistance) und einen hartmagnetischen Film **35**, einen reproduzierenden oberen Spaltfilm **34**, einen reproduzierenden oberen Abschirmfilm und einen unteren aufzeichnenden Magnetpol **36** und einen aufzeichnenden Spaltfilm **32** in dieser Reihenfolge. Ein Anschluss **37** ist zwischen dem hartmagnetischen Film **35** und dem reproduzierenden oberen Spaltfilm **34** von beiden Enden zu dem GMR-Abschnitt **33** gebildet. Ein oberer

aufzeichnender Magnetpol **31** mit einer vorgegebenen Dicke **42** und einer Breite, die als eine Aufzeichnungsbreite **41** dient, ist auf dem aufzeichnenden Spaltfilm **32** vorgesehen.

**[0048]** Wenn der magnetische Dünnschicht der vorliegenden Erfindung für einen Magnetkopf verwendet wird, insbesondere für einen LAM-Kopf mit magnetischen Dünnschichten und isolierenden Filmen, die geschichtet sind, einen MIG-Kopf mit Ferrit als der Kern und einen Aufzeichnungskopf für eine Festplatte, kann auf diese Weise ein Magnetkopf, der kaum Aufzeichnungsfehler in einem Hochfrequenzband macht, erhalten werden. Für den LAM-Kopf können, wenn die Richtungen der Anisotropie eines magnetischen Dünnschicht, der zu bilden ist, isotropisch in Ebenen parallel zu der Oberfläche des Substrats verteilt sind, ausgezeichnete Eigenschaften bei einer hohen Frequenz erhalten werden. Darüber hinaus werden für den MIG-Kopf, wenn eine Anisotropie in der Richtung in gleicher Ebene parallel zu der Oberfläche des Ferritsubstrats bereitgestellt ist, die Aufzeichnungs-/Reproduzierungseigenschaften verbessert. Außerdem wird für den Kopf für eine Festplatte, wenn eine Anisotropie in der Richtung in gleicher Ebene parallel zu der Oberfläche des Substrats bereitgestellt ist, die Schreibfähigkeit verbessert.

**[0049]** Der magnetische Dünnschicht der vorliegenden Erfindung kann durch irgendeine Technik bzw. Technologie realisiert werden, die herkömmlicherweise verwendet wurde, wie bspw. eine Galvanisierungstechnologie, ein sehr schnelles Abkühlverfahren und ein Aufdampfverfahren. Wenn jedoch eine gewünschte Dicke eines Films in dem Bereich von mehreren zehn Nanometern zu mehreren Mikrometern liegt, ist es bevorzugt, den Film durch ein Aufdampfverfahren in einer Atmosphäre mit geringen Druck herzustellen. Für das Aufdampfverfahren sind Sputterverfahren, wie bspw. ein Magnetron-Sputtern bei hoher Frequenz (HF-Sputterverfahren), ein Gleichstrom-Magnetron-Sputtern (DC-Sputter), ein Sputtern mit gegenüberliegendem Ziel und ein Ionenstrahlsputtern bevorzugt. Insbesondere die Verwendung eines DC-Magnetron-Sputtern macht es leicht, ein Material zu erhalten, das ausgezeichnete weichmagnetische Eigenschaften unmittelbar nach Bildung eines Films zeigt, selbst wenn die Substrattemperatur Zimmertemperatur oder weniger ist.

**[0050]** Um den magnetischen Dünnschicht der vorliegenden Erfindung durch Bedampfen bzw. Sputtern zu bilden, wird zunächst eine Verbindung des magnetischen Dünnschicht angesichts der magnetischen Sättigungsflussdichte, der weichmagnetischen Eigenschaften, des Werts eines Widerstands eines magnetischen Materials, der Korrosionsbeständigkeit oder dergleichen bestimmt. Dann wird die Zusammensetzung eines Sputterziels angesichts einer Diskrepanz in der Zusammensetzung bestimmt. Dann wird ein magnetischer Dünnschicht durch Sputtern eines Legierungsziels auf einem Substrat in einem Schutzgas gebildet. Alternativ dazu wird ein magnetischer Dünnschicht durch gleichzeitiges Sputtern eines Metallziels und zusätzlicher Elementpellets gebildet, die auf dem metallischen Ziel angeordnet sind. Alternativ wird ein magnetischer Dünnschicht durch Einführen eines Teils einer zusätzlichen Substanz in einem Gaszustand in eine Vorrichtung und durch Durchführen eines reaktiven Sputterns gebildet. Wenn der Entladungsgasdruck, die Entladungsleistung, die Temperatur des Substrats, der Vorspannzustand des Substrats, der magnetische Feldwert oberhalb des Ziels oder in der Nähe des Substrats die Form des Ziels oder die Richtung, in der die Teilchen auf das Substrat fallen, geändert wird, können nicht nur die Struktur des magnetischen Dünnschicht der vorliegenden Erfindung, sondern auch der scheinbare Koeffizient einer thermischen Ausdehnung, die magnetischen Eigenschaften des Films oder dergleichen gesteuert werden.

**[0051]** Darüber hinaus ist es angesichts des Maximums der Prozesstemperatur für eine Verarbeitung des gebildeten magnetischen Dünnschicht in verschiedenen Vorrichtungen bevorzugt, die Eigenspannung unmittelbar nach Bilden des Films zu steuern bzw. zu kontrollieren, so dass die Eigenspannung bei dieser Temperatur am geringsten ist. Außerdem kann, wenn es notwendig ist, die magnetische Anisotropie des magnetischen Dünnschicht der vorliegenden Erfindung weiter zu erhöhen, eine Wärmebehandlung in dem magnetischen Feld oder eine Bildung eines Films in dem magnetischen Feld auch durchgeführt werden.

**[0052]** Als ein zu verwendendes Substrat wird, wenn der magnetische Dünnschicht zu einem MIG-Kopf verarbeitet wird, ein Ferritsubstrat verwendet. Wenn der magnetische Dünnschicht zu einem LAM-Kopf verarbeitet wird, wird ein nicht-magnetisches isolierendes Substrat verwendet. Darüber hinaus wird, wenn der magnetische Dünnschicht als eine IC-Schaltkreiskomponente verwendet wird, ein Siliziumwafer oder dergleichen als Substrat verwendet. Eine unterliegende Schicht oder ein Sperrfilm können auf dem Substrat gebildet werden, wenn dies notwendig ist, um zu verhindern, dass das Substrat mit dem Magnetfilm reagiert, um den Kristallzustand zu steuern, um die Adhäsion zu verbessern oder dergleichen.

#### Beispiele

**[0053]** Nachfolgend wird die vorliegende Erfindung ausdrücklich beispielhaft beschrieben. Die vorliegende

Erfindung ist jedoch nicht auf die nachfolgenden Beispiele beschränkt. Beispielsweise wird bei den nachfolgenden Beispielen der magnetische Dünnschicht einer Wärmebehandlung ausgesetzt, aber die Wärmebehandlung ist nicht unabdingbar.

**[0054]** In dem nachfolgenden Beispiel wurde die Struktur des Films mit einer Röntgenbeugung (XRD), einem Übertragungselektronenmikroskop (TEM) und einem Abtastelektronenmikroskop mit hoher Auflösung (HR-SEM) analysiert. „Magnetisches Kristallkorn“, das in den Beispielen beschrieben ist, betrifft ein kontinuierliches Kristallgebiet, von dem angenommen wird, dass es eine im wesentlichen gleichmäßige Kristallorientierung kristallografisch durch den Vergleich eines hellen Bilds und eines dunklen Bilds des TEM hat. Die Analyse der Zusammensetzung wurde durch EPMA (electron probe microanalysis) und RBS (Rutherford backscattering: Rutherford Rückstreuung) evaluiert. Insbesondere die Zusammensetzung in einem Mikrogebiet wurde durch Energieverteilungsspektroskopie (EDS) zusätzlich zu dem TEM untersucht. Die Koerzitivkraft wurde durch einen BH-Schleifen-Taster und eine supraleitende Quanteninterferenzvorrichtung (SQUID) bewertet. Die magnetische Sättigungsflussdichte wurde durch Vibrationspobenmagnetometrie (VSM) untersucht. Die Permeabilität in einem Band von mehreren MHz zu mehreren GHz wurde durch Verwenden einer Spule mit einer Windung untersucht. Nachfolgend werden die Beispiele der vorliegenden Erfindung im Detail beschrieben.

#### Beispiel 1

**[0055]** In diesem Beispiel werden magnetische Dünnschichten durch ein HF-Magnetron-Sputtern gebildet. Die magnetischen Filme werden unter verschiedenen Sputterbedingungen gebildet, wie bspw. ein Entladungsgasdruck, eine Substrattemperatur und ein Winkel, bei dem Teilchen auf eine Substrat mit verschiedenen Zusammensetzungen eines Ziels und Flussraten von einem Reaktionsgas einfallen. Das Substrat war bei einer Position angeordnet, die im wesentlichen nicht durch das magnetostatische Streufeld von dem Ziel beeinflusst war. Darüber hinaus war die Dicke des magnetischen Dünnschicht jeder Probe 3µm. Die magnetischen Eigenschaften wurden nach einer Wärmebehandlung bei 480°C bewertet. Tabelle 1 zeigt die Ergebnisse der Bewertung zu allen Proben aus Beispiel 1

**[0056]** Probe aa bis az, ba bis bz und ca bis cf wurden unter den folgenden Bedingungen gebildet.  
 Substrat: nicht-magnetisches keramisches scheibenförmiges Substrat mit einem Durchmesser von 3 mm  
 Einfallswinkel auf Substrat: 0, 15 oder 30 Grad  
 Substrattemperatur: Raumtemperatur  
 Magnetisches Filmziel: Legierungsziel  
 Zielgröße: 3 Zoll (7,6 cm)  
 Entladungsgasdruck: 1 bis 4 mTorr (0,13 bis 0,53 Pa)  
 Hauptputtergas: Ar  
 Stickstoffflussverhältnis: 2 bis 4  
 Sauerstoffflussverhältnis: 0 bis 2 %  
 Entladungsleistung: 400 W

**[0057]** Der Einfallswinkel auf das Substrat ist durch einen Winkel zwischen der Senkrechten zu der Oberfläche des Substrats und der Richtung, in der die gesputterten Teilchen auf das Substrat fallen, gezeigt.

**[0058]** Proben dg bis dj werden durch Ändern der vorstehenden Bedingungen zu den folgenden Bedingungen gebildet.  
 Magnetisches Filmziel: Legierungsziel, das aus in der Tabelle beschriebenen Elementen besteht.  
 Stickstoffflussverhältnis: von 2 bis 4 % bis 0 %  
 Sauerstoffflussverhältnis: von 0 bis 2 % bis 0 %

**[0059]** Abtastungen dk bis dm werden durch Ändern der vorstehenden Bedingungen zu den folgenden Bedingungen gebildet.  
 Substrattemperatur: von Raumtemperatur zu 300°C

Tabelle 1

Probe	Filmzusammensetzung (Atom%)	anisotropisches Magnetfeld (Oe)		
		Einfallwinkel 0°	Einfallwinkel 15°	Einfallwinkel 30°
<i>aa</i>	(Fe <sub>98</sub> Ti <sub>1</sub> Ta <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.3	7	18
<i>ab</i>	(Fe <sub>98</sub> Ti <sub>1</sub> Hf <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.2	4	16
<i>ac</i>	(Fe <sub>98</sub> Ti <sub>1</sub> Zr <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.3	3	10
<i>ad</i>	(Fe <sub>98</sub> Ti <sub>1</sub> V <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.1	6	15
<i>ae</i>	(Fe <sub>98</sub> Ti <sub>1</sub> Cr <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.4	5	13
<i>af</i>	(Fe <sub>98</sub> Ti <sub>1</sub> Al <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.2	4	12
<i>ag</i>	(Fe <sub>98</sub> Ga <sub>1</sub> Ti <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.3	6	12
<i>ah</i>	(Fe <sub>98</sub> Ga <sub>1</sub> Zr <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.4	5	15
<i>ai</i>	(Fe <sub>98</sub> Ga <sub>1</sub> Hf <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.2	4	14
<i>aj</i>	(Fe <sub>98</sub> Ga <sub>1</sub> Ta <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.6	6	13
<i>ak</i>	(Fe <sub>98</sub> Ga <sub>1</sub> V <sub>1</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.3	8	15
<i>al</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.3	7	13
<i>am</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.5	6	17
<i>an</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.4	4	16
<i>ao</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> V <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.2	6	13
<i>ap</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> V <sub>0.5</sub> Hf <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.3	6	14
<i>aq</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.5	3	16
<i>ar</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.7	4	15
<i>as</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.6	6	13
<i>at</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> Ti <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.9	5	12
<i>au</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.7	6	16
<i>av</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> Hf <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.5	4	11
<i>aw</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.6	5	16
<i>ax</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> Zr <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	1.0	7	19
<i>ay</i>	(Fe <sub>98</sub> Ge <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.4	5	18
<i>az</i>	(Fe <sub>98</sub> Ge <sub>1</sub> Al <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>93</sub> O <sub>2</sub> N <sub>5</sub>	0.6	5	15

<i>ba</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{Ta}_1)_{92}\text{N}_8$	0.7	3	12
<i>bb</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{Hf}_1)_{92}\text{N}_8$	0.6	5	15
<i>bc</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{Zr}_1)_{92}\text{N}_8$	0.5	6	13
<i>bd</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{V}_1)_{92}\text{N}_8$	0.3	4	14
<i>be</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{Cr}_1)_{92}\text{N}_8$	0.2	5	12
<i>bf</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{Al}_1)_{92}\text{N}_8$	0.3	6	14
<i>bg</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ga}_1\text{Ti}_1)_{92}\text{N}_8$	0.2	8	15
<i>bh</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ga}_1\text{Zr}_1)_{92}\text{N}_8$	0.4	8	12
<i>bi</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ga}_1\text{Hf}_1)_{92}\text{N}_8$	0.6	7	13
<i>bj</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ga}_1\text{Ta}_1)_{92}\text{N}_8$	0.6	6	17
<i>bk</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ga}_1\text{V}_1)_{92}\text{N}_8$	0.7	6	16
<i>bl</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.9	5	12
<i>bm</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.5	5	15
<i>bn</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.2	7	13
<i>bo</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{V}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.6	8	19
<i>bp</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{V}_{0.5}\text{Hf}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.7	7	12
<i>bq</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.5	6	15
<i>br</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.5	5	17
<i>bs</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.7	8	16
<i>bt</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Al}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.6	8	20
<i>bu</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Al}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.8	7	15
<i>bv</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Al}_{0.5}\text{Hf}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.3	5	13
<i>bw</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Al}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.7	6	12
<i>bx</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Al}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.1	5	11
<i>by</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ge}_1\text{Al}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.3	6	16
<i>bz</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ge}_1\text{Al}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{92}\text{N}_8$	0.6	7	17
<i>ca</i>	$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Ti}_2)_{93}\text{O}_1\text{N}_6$	0.1	3	8
<i>cb</i>	$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Ti}_2)_{92}\text{N}_8$	0.2	4	9
<i>cc</i>	$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{V}_2)_{93}\text{O}_1\text{N}_6$	0.1	3	6
<i>cd</i>	$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{V}_2)_{92}\text{N}_8$	0.1	4	7
<i>ce</i>	$(\text{Fe}_{77}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Ta}_1)_{92}\text{N}_8$	0.1	2	5
<i>cf</i>	$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Nb}_2)_{92}\text{N}_8$	0.1	3	6
<i>dg</i>	$\text{Fe}_{73}\text{Si}_{18}\text{Al}_9$	0.3	0.2	0.3
<i>dh</i>	NiFe	1.5	1.5	1.7
<i>di</i>	CoNbZrTa	1.7	2.2	2.3
<i>dj</i>	CoZrTa	1.3	1.8	2.2
<i>dk</i>	$(\text{Fe}_{93}\text{Ti}_1\text{Ta}_1)_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0.5	0.7	1.5
<i>dl</i>	$(\text{Fe}_{93}\text{Ti}_1\text{Hf}_1)_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0.3	0.6	1.2
<i>dm</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Ti}_1\text{Zr}_1)_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0.3	0.9	2.1

[0060] Das Maximum der Differenz bei dem magnetischen Sättigungsfeld, das in zwei Richtungen gemessen wird, die orthogonal zueinander in der Richtung parallel zu der Oberfläche des Substrats sind (die Richtung parallel zu der Oberfläche des Dünnsfilms), ist als die Anisotropie von Tabelle 1 gezeigt.

[0061] Wenn der Filmabschnitt senkrecht zu der Oberfläche des Substrats des erhaltenen magnetischen Dünnsfilms beobachtet wurde, wurde herausgefunden, dass der magnetische Dünnsfilm Kristallkorncluster als seine Mutterphase mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform aufwies. Außerdem wurde der magnetische Kristallkorncluster in die Richtung des Einfallwinkels der Teilchen auf das Substrat gezüchtet.

[0062] Wenn die Oberflächen der Dünnsfilme der Proben aa bis cf, die bei einem Einfallwinkel von 15° oder

30° gebildet werden, beobachtet wurden, wurde der magnetische Kristallkorncluster als eine Anhäufung von langen Kristallkörnern gesehen, bei denen die longitudinalen Richtungen in einer einheitlichen Richtung orientiert waren. Zu diesem Zeitpunkt entsprach die longitudinale Richtung des magnetischen Kristallkorns der Achse einer Hartmagnetisierung und die Richtung der Breite nach entsprach der Achse einer leichten Magnetisierung.

**[0063]** Die magnetischen Kristallkörner waren weiter geneigt und wurden gezüchtet, wenn der Einfallswinkel größer wurde von 15° zu 30°. Folglich wurde das Verhältnis der langen Seite zu der kurzen Seite des magnetischen Kristallkornclusters, der auf der Oberfläche des Dünnsfilms beobachtet wurde, vergrößert. Außerdem wurde, wie in Tabelle 1 gezeigt ist, als der Einfallswinkel größer wurde, das anisotropische magnetische Feld größer. Wenn jedoch der Einfallswinkel mehr als 45° betrug, wurde das Verhältnis der langen Seite zu der kurzen Seite klein und das anisotropische Magnetfeld wurde kleiner. Außerdem wurde, wenn der Einfallswinkel näher zu 90° wurde, die weichmagnetischen Eigenschaften vermindert.

**[0064]** Daher liegt der Einfallswinkel auf das Substrat vorzugsweise zwischen 5° und 45°.

**[0065]** Außerdem war die durchschnittliche Kristallbreite (die durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach) des magnetischen Kristallkorns 2 nm bis 100 nm auf der Filmebene parallel zu dem Substrat der Proben aa bis cf, die bei einem Einfallswinkel von 15° oder 30° gebildet werden. Diese durchschnittliche Kristallbreite änderte sich mit der Dicke des Dünnsfilms. Die durchschnittliche Kristallbreite lag in dem Bereich von 2 nm bis 200 nm in Gebieten mit einer Dicke von 500 nm oder weniger von der Oberfläche des Substrats, wobei es in dem Bereich von 2 nm bis 100 nm in Gebieten mit einer Dicke von mehr als 500 nm von der Oberfläche des Substrats war.

**[0066]** Die durchschnittliche Kristallbreite der Proben dg bis dh lag bei etwa 250 nm bis 300 nm und die durchschnittliche Kristallbreite der Proben dk bis dn lag bei etwa 210 nm bis 230 nm. Bei den Proben di und dj wurde eine amorphe Phase beobachtet und die Kristallbreite der enthaltenen Kristallkörner lag bei höchstens etwa 2 nm. Bei diesen Proben konnte ein starkes anisotropisches magnetisches Feld nicht beobachtet werden, selbst wenn der Einfallswinkel eingestellt wurde. Daher wurde bestätigt, dass eine bevorzugte durchschnittliche Kristallbreite bei 2 nm bis 200 nm lag, um das anisotropische magnetische Feld zu erzeugen.

**[0067]** Wenn die magnetischen Dünnsfilme der Proben aa bis cf, die bei einem Einfallswinkel von 30° gebildet wurden, was ein großes anisotropisches magnetisches Feld zeigte, in dem Abschnitt des Films senkrecht zu der Oberfläche des Substrats und parallel zu der Wachstumsrichtung der magnetischen Kristallkörner beobachtet wurden, wurden Lücken, von denen angenommen wurde, dass sie aufgrund eines Schatteneffekts erzeugt wurden, gesehen. Die Lücken zwischen den Kristallkörnern waren anisotropisch. Wenn der magnetische Dünnsfilm in dem Abschnitt des Films parallel zu dem Substrat beobachtet wurde, wurde herausgefunden, dass die Spalte zwischen den Kristallkörnern in der longitudinalen Richtung der magnetischen Kristallkörner größer waren als diejenigen in der Richtung der Breite nach aufgrund der Wirkung der Lücken. Mit anderen Worten waren die magnetischen Kristallkörner dichter in der Richtung der Breite nach gepackt. Anhand der Ergebnisse, die in Tabelle 1 gezeigt sind, wurde angenommen, dass die Anisotropie in dem Zustand, in dem die Kristallkörner gepackt sind, ebenfalls zu dem Ausdruck der Anisotropie beiträgt.

**[0068]** Die magnetische Sättigungsflussdichte des magnetischen Dünnsfilms der Proben aa bis cf (außer für diese, die bei einem Einfallswinkel auf das Substrat von 0° gebildet wurden) war 1,3 bis 1,9 T.

**[0069]** Bei den vorstehenden Proben wurde, wenn O und N im wesentlichen teilweise oder vollständig durch B und C ersetzt waren, im wesentlichen die gleiche Korrelation zwischen den magnetischen Eigenschaften und der Kristallstruktur erhalten.

**[0070]** Darüber hinaus wurden, wenn die magnetischen Dünnsfilme durch DC-Magnetron-Sputtern gebildet wurden, im wesentlichen die gleiche Zusammensetzung und Kristallstruktur durch Ändern des Entladungsgasdrucks auf 0,5 bis 2 mTorr (0,07 bis 0,27 Pa) und der Leistung auf 100 W erhalten. Der magnetische Dünnsfilm, der auf diese Weise gebildet wurde, wurde bestätigt, das anisotropische Magnetfeld und ausgezeichnete weichmagnetische Eigenschaften unmittelbar nach Bilden des Films zu zeigen. Außerdem zeigten diese magnetischen Dünnsfilme ebenfalls die weichmagnetischen Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung bei 520°. Das anisotropische Magnetfeld wurde ebenfalls in diesen magnetischen Dünnsfilmen beobachtet, selbst wenn die Dicke so dünn wie etwa 30 nm wurde.

## Beispiel 2

**[0071]** In diesem Beispiel wurden Änderungen in der magnetischen Anisotropie, die bei einem Miniaturisierungsprozess für den magnetischen Dünnsfilm, der in Beispiel 1 erzeugt wurde, umfasst waren, untersucht. Die Form der magnetischen Substanz nach Verarbeiten betrug  $3 \times 3 \times 3 \mu\text{m}$ . Bei diesem Beispiel wurden die magnetischen Sättigungsfelder in der Richtung in gleicher Ebene wie das Substrat und in der Richtung senkrecht zu dem Substrat gemessen, und das anisotropische Magnetfeld wurde durch Abziehen eines Werts in der Achse einer leichten Magnetisierung von einem Wert in der Achse einer Hartmagnetisierung berechnet. Das magnetische Sättigungsfeld wurde durch Verwenden eines SQUID gemessen. Tabelle 2 zeigt die Ergebnisse.

**[0072]** Die Proben al bis as aus Beispiel 1 (Einfallswinkel auf das Substrat: 0 oder  $15^\circ$ ) wurden unter den folgenden Bedingungen verarbeitet.

Substrat: nicht-magnetisches keramisches Substrat

Verarbeitungsverfahren: Dicing-Säge

Filmform:  $3 \times 3 \times 3 \mu\text{m}$

Schnittwinkel: senkrecht zu der Oberfläche des Substrats

Messrichtung: X-Achse (die Richtung der Achse der Hartmagnetisierung in der Filmebene vor einer Verarbeitung)

Messrichtung: Y-Achse (die Richtung der Achse der leichten Magnetisierung in der Filmebene vor einer Verarbeitung)

Messrichtung: Z-Achse (die Richtung senkrecht zu der Filmebene vor einer Verarbeitung)

Anisotropisches Magnetfeld:

|magnetisches Sättigungsfeld auf der X-Achse | – | magnetisches Sättigungsfeld auf der Y-Achse | , was durch X-Y repräsentiert ist.

|magnetisches Sättigungsfeld auf der Z-Achse | – | magnetisches Sättigungsfeld auf der Y-Achse | , was durch Z-Y repräsentiert ist.

**[0073]** Hierin bezeichnet „Filmebene“ eine Ebene parallel zu der Oberfläche des Substrats.

**[0074]** Zum Vergleich wurde die Probe dg aus Beispiel 1 (der Einfallswinkel auf das Substrat:  $15^\circ$ ) auf dieselbe Weise wie vorstehend beschrieben verarbeitet.

**[0075]** Darüber hinaus wurden die Proben di und dj aus Beispiel 1 (der Einfallswinkel auf das Substrat:  $15^\circ$ ) einer Wärmebehandlung in dem Magnetfeld unmittelbar nach Bilden der Filme ausgesetzt und mit anisotropischen Magnetfeldern von 6 Oe (474 A/m) bzw. 7 Oe (553 A/m) versehen, um Proben ea und eb vorzubereiten.

Tabelle 2

	Filmzusammensetzung (Atom%)	Einfallswinkel	anisotropisches Magnetfeld	
			X-Y	Z-Y
<i>al</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	7	27
<i>am</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	6	21
<i>an</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	4	36
<i>ao</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{V}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	6	28
<i>ap</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{V}_{0.5}\text{Hf}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	6	26
<i>aq</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	3	27
<i>ar</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	4	20
<i>as</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	15	6	30
<i>al</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.2	40
<i>am</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.3	38
<i>an</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.2	33
<i>ao</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{V}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.3	41
<i>ap</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Al}_1\text{V}_{0.5}\text{Hf}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.2	39
<i>aq</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.1	35
<i>ar</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.3	37
<i>as</i>	$(\text{Fe}_{98}\text{Si}_1\text{Ti}_{0.5}\text{V}_{0.5})_{93}\text{O}_2\text{N}_5$	0	0.0	2.5
<i>dg</i>	$\text{Fe}_{78}\text{Si}_{18}\text{Al}_2$	15	0.2	2.5
<i>ea</i>	$\text{CoNbZrTa}$	15	1.8	1.9
<i>eb</i>	$\text{CoZrTa}$	15	2.2	2.0

[0076] Wie in Tabelle 2 gezeigt ist, waren für die magnetischen Substanzen, die durch eine Verarbeitung des magnetischen Dünnsfilms erhalten wurden, in dem die magnetischen Kristallkörner schräg zu der Oberfläche des Substrats gezüchtet wurden (die Proben *al* bis *as* wurden bei einem Einfallswinkel von 15° gebildet), wenn die Richtung der Achse einer leichten Magnetisierung die Y-Achse war, die X-Achse und die Z-Achse Richtungen, die orthogonal zu der Y-Achse waren, die Achsen einer Hartmagnetisierung. In diesen magnetischen Substanzen ist die magnetische Anisotropie auf die X-Achse verhältnismäßig klein. Daher tritt, wenn ein externes Magnetfeld in der X-Achse bereitgestellt ist, die Drehmagnetisierung hauptsächlich in der X-Y-Ebene auf. Daher sind die Proben *al* bis *as*, die bei einem Einfallswinkel von 15° gebildet werden, geeignet für einen magnetischen Teil einer Vorrichtung für eine hohe Frequenz, die eine hohe Permeabilität in der Filmebene erfordert.

[0077] Andererseits werden für die magnetischen Substanzen, die durch ein Verarbeiten des magnetischen Dünnsfilms erhalten werden, in dem die magnetischen Kristallkörner senkrecht zu der Oberfläche des Substrats gezüchtet werden (die Proben *al* bis *as*, die bei einem Einfallswinkel von 0° gebildet werden) sowohl die X-Achse als auch die Y-Achse als die Achsen einer leichten Magnetisierung betrachtet. Daher sind sie für einen magnetischen Teil einer Vorrichtung für eine hohe Frequenz geeignet, die eine hohe Permeabilität in der Richtung senkrecht zu der Filmebene erfordert.

[0078] In der Probe *dg* war die Anisotropie in der Z-Achsen-Richtung verhältnismäßig groß, aber die magnetische Kristallbreite in der Achse einer leichten Magnetisierung war dicker als 100 nm. Daher wurde ein ausreichend starkes anisotropisches Magnetfeld nicht ausgedrückt. Darüber hinaus wurde in den amorphen magnetischen Substanzen, die einer Wärmebehandlung in einem Magnetfeld ausgesetzt wurden, wie die Proben *ea* und *eb*, das anisotropische Magnetfeld, das vor der Miniaturisierungsbearbeitung 6 (474 A/m) oder 7 Oe (553 A/m) betrug, kleiner nach der Verarbeitung. Daher ist das anisotropische Magnetfeld, das durch eine Wärmebehandlung in dem Magnetfeld bereitgestellt wurde, signifikant nach der Miniaturisierungsbearbeitung verringert.

[0079] Bei den Proben *al* bis *as*, die bei einem Einfallswinkel von 0° gebildet wurden, was ein starkes anisotropisches Magnetfeld zeigt, war die durchschnittliche Kristallorientierung entlang der Z-Achsen-Richtung, die die Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung ist, auf der <110>-Achse. In den Richtungen der X-Achse und der Y-Achse, die die Richtungen der Achse der Hartmagnetisierungsrichtungen waren, gab es keine Ori-

entierung. Daher ist es für den Ausdruck des anisotropischen Magnetfelds bevorzugter, dass vorgegebene Kristallachsen (Kristallebenen) der magnetischen Kristallkörner in einer einheitlichen Richtung orientiert sind. Bei den Proben al bis as, die bei einem Einfallwinkel von 15° gebildet sind, war ungleich zu den Proben al bis as, die bei einem Einfallwinkel von 0° gebildet waren, die Ebene, die in der Richtung senkrecht zu der Oberfläche des Substrats orientiert war, nicht übereinstimmend mit der (110)-Ebene. Die <110>-Achse ist die Richtung der Achse der Hartmagnetisierung der Kristallmagnetanisotropie. Daher ist es, um eine starke Anisotropie auszudrücken, bevorzugt, die Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung der magnetischen Substanz mit der Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung der Kristallmagnetanisotropie der magnetischen Kristallkörner in Übereinstimmung zu bringen, die die magnetischen Substanzen bilden.

### Beispiel 3

**[0080]** In diesem Beispiel wurden Dünnschichten, die durch ein HF-Magnetronspütern gebildet wurden, hinsichtlich des Verhältnisses zwischen den magnetischen Eigenschaften und der Struktur des Films, wie beispielsweise die Kristallform, die sich in Abhängigkeit der Sputterbedingungen ändert, wie bspw. ein Entladungsgasdruck oder der gleichen, untersucht. Tabelle 3 zeigt die Ergebnisse der Bewertung aller Proben aus Beispiel 3. Die Kristallform wurde durch Beobachten mit einem SEM oder einem TEM bewertet. Außerdem war die Dicke der folgenden Proben 3µm. Die magnetischen Eigenschaften wurden nach einer Wärmebehandlung bei 520°C unter Vakuum bewertet. Der Wert des anisotropischen Magnetfelds ist durch die Differenz gezeigt, die durch Subtrahieren des Sättigungsmagnetfelds in der longitudinalen Richtung von dem Sättigungsmagnetfeld in der Richtung der Breite nach des Ziels erhalten wurde.

**[0081]** Proben wurden unter den folgenden Bedingungen gebildet.

Substrat: nicht-magnetisches keramisches Substrat, das in eine Scheibe mit einem Durchmesser von 3 mm zur Messung eines Magnetismus verarbeitet wurde.

Substrattemperatur: Wasserkühlung

Magnetisches Filmziel: FeAlSiTi Legierungsziel

Zielgröße: 5 × 15 Zoll (12,7 × 38,1 cm)

Entladungsgasdruck: 2 bis 8 mTorr (0,27 – 1,06 Pa)

Hauptspütern: Ar

Stickstoffflussverhältnis: 2

Sauerstoffflussverhältnis: 1

Entladungsleistung: 2 kW

Tabelle 3

Probe	Gasdruck (mTorr)	Anisotropisches Magnetfeld (Oe)
ka	2	-0,1
ja	3	2,1
jb	4	5,0
jc	5	7,5
jd	6	11
je	7	13
jf	8	17
kc	10	25

**[0082]** Die Proben ja bis jc hatten die Struktur, die verzweigte magnetische Kristallkörner umfasst, die aus Kristallkörnern mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform bestehen, und Kristallkörnern mit näherungsweise säulen- oder nadelförmigen Teilen als die Mutterphase. Wie in Tabelle 3 gezeigt ist, wird, wenn der Entladungsgasdruck höher wird, das anisotropische Magnetfeld mit der Achse einer Hartmagnetisierung in der longitudinalen Richtung des Ziels und der Achse einer leichten Magnetisierung in der Richtung der Breite nach stärker.

**[0083]** Die Strukturen in den Abschnitten parallel zu der Achse einer leichten Magnetisierung und der Achse einer Hartmagnetisierung der Filme dieser Proben wurden verglichen. Dann wurde in allen Abschnitten herausgefunden, dass eines der Volumen von Verzweigungen, das von der Hauptachse (Stammteil) der verzweigten Form, die Anzahl davon und der Winkel zwischen dem Stammteil und dem Verzweigungsteil größer wurde, wenn der Gasdruck größer wurde.

**[0084]** Diese Tendenz wurde in der Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung mehr gesehen. Außerdem lag die durchschnittliche Kristallbreite (die durchschnittliche Kristallgröße in der Richtung der Breite nach) der magnetischen Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform in dem Bereich von 2 bis 100 nm. Die durchschnittliche Kristallbreite wurde eher größer, wenn der Gasdruck höher war. In Gebieten innerhalb 500 nm von der Oberfläche des Substrats wurden weniger verzweigte Kristallkörner gesehen und es wurden mehr säulenförmige Kristalle gesehen, die mit einer Neigung zu der Normalenrichtung der Oberfläche des Substrats gezüchtet waren. Die Richtungen des Wachstums der säulenförmigen Kristalle bezüglich der Oberfläche des Substrats waren nicht einheitlich und die durchschnittliche Kristallbreite davon lag in dem Bereich von 2 bis 200 nm.

**[0085]** Bei den Proben ka, jd, je, jf und kc bestanden die magnetischen Kristallkörner lediglich aus Kristallkörnern mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform. Bei der Probe kc war das anisotropische Magnetfeld groß, aber die Koerzitivkraft war hoch und die weichmagnetischen Eigenschaften waren vermindert. Bei der Probe kc bestanden die magnetischen Kristallkörner aus säulenförmigen Kristallkörnern und die durchschnittliche Kristallbreite der Körner lag oberhalb 200 nm. Andererseits bestanden die magnetischen Kristallkörner der Probe ka aus nadelförmigen Kristallkörnern.

**[0086]** Die magnetischen Sättigungsflussdichten aller Proben lagen zwischen 1,3 und 1.4 T.

**[0087]** Wenn die Strukturen von Ebenen parallel zu der Oberfläche des Substrats der Proben ja bis js in einem Dunkelfeld beobachtet wurden, gab es einige Kristallkornabschnitte, in denen die Kristallorientierungen in einem Gebiet mit einer Länge von etwa 100 nm oder mehr einheitlich waren. Diese Abschnitte wurden bestätigt Kristallkornabschnitte der Stammabschnitte und der Verzweigungsteile der verzweigten magnetischen Kristallkörner zu sein. Diese Kristallkornabschnitte waren lang entlang der longitudinalen Richtung des Substrats (die longitudinale Richtung des Ziels). Daher hatte die durchschnittliche Kristallgröße die anisotropische Verteilung in der Ebene parallel zu der Oberfläche des Substrats (die Ebene für eine Drehmagnetisierung) in den vorstehenden Proben.

**[0088]** Außerdem ist es angesichts der Tatsache, dass eine Beugungslinie eines Dunkelfeldbilds in Kristallkornabschnitten in der Ebene parallel zu der Oberfläche des Substrats eine Elektronenbeugung von einer Kristallebene im wesentlichen senkrecht zu dieser Ebene ist, bevorzugt für den Ausdruck der Anisotropie, das in einem bestimmten Gebiet (bspw. ein Gebiet einschließlich eines Bereichs von zumindest 10nm) in einer Ebene parallel zu der Ebene für eine Drehmagnetisierung, die Kristallorientierungen eine anisotropische Verteilung bezüglich der Richtung in der gleichen Ebene haben.

**[0089]** Außerdem wurde ein Gebiet, in dem die Kristallorientierungen verhältnismäßig gleichmäßig waren, in die Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung aufgrund der verzweigten magnetischen Kristallkörner gebildet, die mit der Anisotropie in dieser Richtung in der Filmebene gezüchtet waren. Somit ist es bevorzugt, dass die durchschnittliche Kristallorientierung entlang der Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung eine höhere Orientierung als die durchschnittliche Kristallorientierung entlang der Richtung der Achse einer leichten Magnetisierung hat.

**[0090]** Es wurde bestätigt, dass die verzweigten magnetischen Kristallkörner durch einen Ansatz des Bildens eines Films realisiert wurden, während periodisch der Einfallswinkel geändert wurde, bei dem die Teilchen auf das Substrat fielen, beispielsweise durch relatives Bewegen des Substrats und des Ziels. In diesem Fall ist es wichtig, für den Einfallswinkel eine Anisotropie bereitzustellen, bei dem die Teilchen auf das Substrat angesichts der Bewegungsrichtung und der Zielform einfallen. Im Falle einer Karussell-Typ-Sputtervorrichtung beispielsweise, bei der ein Ziel um ein Substrat rotiert, wurde bestätigt, dass der Einfallswinkel der Teilchen weniger als 90° sein musste, um eine ausreichende Anisotropie zu erhalten.

**[0091]** Es wurde bestätigt, dass magnetische Substanzen, die unter den Bedingungen aus Beispiel 1 hergestellt wurden, anders als der magnetische Dünnsfilm, der die vorstehend beschriebenen Elemente umfasst, dieselben Ergebnisse wie vorstehend bereitstellte. Somit ergeben sich die Eigenschaften des magnetischen Dünnsfilms der vorliegenden Erfindung hauptsächlich aus den Effekten nicht der Zusammensetzungsabhängig-

keit, sondern der Strukturabhängigkeit. Darüber hinaus wurde bestätigt, dass ein Bereitstellen einer Orientierung, so dass die Hauptachsen der verzweigten Kristallkörner sich zu der Oberfläche des Substrats neigten, es möglich machte, die Anisotropie zu erhöhen.

**[0092]** Wenn die magnetischen Dünnschichten durch ein DC-Magnetronspütern gebildet wurden, wurden im wesentlichen dieselbe Zusammensetzung und Kristallstruktur erhalten. Der magnetische Dünnschicht, der auf diese Weise gebildet wurde, wurde bestätigt, das anisotropische Magnetfeld und ausgezeichnete weichmagnetische Eigenschaften unmittelbar nach Bilden des Films zu zeigen. Darüber hinaus zeigten diese magnetischen Dünnschichten die weichmagnetischen Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung bei 520°. Das anisotropische Magnetfeld wurde in diesen magnetischen Dünnschichten auch beobachtet, selbst wenn die Dicken so dünn wie etwa 30 nm wurden.

#### Beispiel 4

**[0093]** Bei diesem Beispiel wurden magnetische Dünnschichten durch HF-Magnetronspütern unter verschiedenen Sputterbedingungen gebildet, wie bspw. ein Entladungsgasdruck, eine Substrattemperatur und ein Einfallswinkel auf ein Substrat und mit verschiedenen zusätzlichen Elementen und Flussraten eines Reaktionsgases. Dann wurden die Filmstruktur, wie bspw. die Zusammensetzung und die Kristallform, und die Resonanzfrequenz untersucht. Das Substrat wurde bei einer Position angeordnet, die im wesentlichen nicht durch das magnetostatische Streufeld von dem Ziel beeinflusst war. Die Frequenz, bei der  $\mu''$  am höchsten war, wurde als die Resonanzfrequenz genommen. Der berechnete Wert ( $f_k$ ) für die ferromagnetische Resonanzfrequenz in Tabelle 4 wurde in der folgenden Gleichung mit dem anisotropischen Magnetfeld und der Sättigungsmagnetisierung eines einschichtigen Film mit 100 nm berechnet.

$$f_k = (\gamma/2\pi)(4\pi M_s \cdot H_k)^{1/2}$$

**[0094]** Proben fl bis fs wurden unter den folgenden Bedingungen gebildet.

Struktur: mehrschichtiger Film aus Magnetfilmen, gebildet aus den Substanzen, die in der Tabelle beschrieben sind (jede Schicht hat eine Dicke von 100 nm) und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (jede Schicht hat eine Dicke von 50 nm) (zwei magnetische Schichten und zwei nicht-magnetische Schichten einschließlich unterliegender Schichten: magnetische Schicht/unterliegende Schicht/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht/magnetische Schicht/unterliegende Schicht/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht/Substrat)

Substrat: nicht-magnetisches keramisches scheibenförmiges Substrat mit einem Durchmesser von 10 mm

Einfallswinkel auf Substrat: 15 Grad

Substrattemperatur: Raumtemperatur

magnetisches Filmziel: Legierungsziel

Zielgröße: 3 Zoll (7,6 cm)

Entladungsgasdruck: 3 mTorr (0,40 Pa)

Hauptspütergas: Ar

Stickstoffflussverhältnis: 2 bis 4

Entladungsleistung: 400 W

**[0095]** Proben gl bis gs wurden unter den folgenden Bedingungen gebildet:

Struktur: mehrschichtiger Film aus Magnetfilmen, gebildet aus den Substanzen, die in der Tabelle beschrieben sind (jede Schicht hat eine Dicke von 100 nm) und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (jede Schicht hat eine Dicke von 50 nm) (zwei magnetische Schichten und zwei nicht-magnetische Schichten einschließlich unterliegender Schichten: magnetische Schicht/unterliegende Schicht/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht/magnetische Schicht/unterliegende Schicht/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht/Substrat)

Substrat: nicht-magnetisches keramisches Substrat; verarbeitet in ein scheibenförmiges Substrat mit einem Durchmesser von 10 mm

Substrattemperatur: Wasserkühlung

magnetisches Filmziel: Legierungsziel

Zielgröße: 5 × 15 Zoll (12,7 × 38,1 cm)

Entladungsgasdruck: 5 mTorr (0,665 Pa)

Hauptspütergas: Ar

Stickstoffflussverhältnis: 2 bis 4

Entladungsleistung: 2 kW

**[0096]** Zum Vergleich wurden Filme mit der folgenden Struktur unter denselben Bedingungen wie vorstehend gebildet (die vergleichenden Filme sind durch „Einschichtfilm“ in Tabelle 4 gezeigt)

Struktur: magnetischer Einschichtfilm (Dicke: 100 nm), der aus dem in Tabelle 4 beschriebenen Substrat gebildet ist, unterliegende Schicht, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht (Dicke: 50 nm), (magnetische Schicht/unterliegende Schicht/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht/Substrat).

[0097] Die unterliegende Schicht wurde aus Mikrokristallen eines Nitrids und eines amorphen Nitrids gebildet. Diese Nitride wurden durch die magnetische Substanz in Tabelle 4 aufgebaut. Die Dicke der unterliegenden Schicht betrug 1 nm.

Tabelle 4

	$f_k$ -berechneter Wert	Frequenz eines maximalen $\mu''$ (GHz)		
		Einschichtfilm	Mehrschichtfilm	
<i>fl</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	0.9	0.7	1.2
<i>fm</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	0.9	0.7	1.1
<i>fn</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	0.0	0.9	1.3
<i>fo</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> V <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.1	1.0	1.3
<i>fp</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> V <sub>0.5</sub> Hf <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.0	1.0	1.3
<i>fq</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	0.9	0.8	1.2
<i>fr</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	0.9	0.8	1.2
<i>fs</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.1	1.2	1.3
<i>gl</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.1	1.0	1.5
<i>gm</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.1	1.1	1.4
<i>gn</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.2	1.2	1.5
<i>go</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> V <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.2	1.1	1.6
<i>gp</i>	(Fe <sub>98</sub> Al <sub>1</sub> V <sub>0.5</sub> Hf <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.2	1.1	1.4
<i>gq</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Nb <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.1	1.0	1.5
<i>gr</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> Ta <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.0	0.9	1.2
<i>gs</i>	(Fe <sub>98</sub> Si <sub>1</sub> Ti <sub>0.5</sub> V <sub>0.5</sub> ) <sub>92</sub> N <sub>8</sub>	1.2	1.3	1.4

[0098] Für die magnetischen Dünnschichten der Proben fl bis fs wurden magnetische Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform in der Richtung gezüchtet, in die die Teilchen einfielen. Andererseits wurden für die Proben gl bis gs magnetische Kristallkörner mit näherungsweise Nadel- oder Säulenform und verzweigte magnetische Kristallkörner in Kombination damit auf eine solche Weise gezüchtet, dass die Hauptachsen (Stammteil) der verzweigten Kristallkörner zu der Oberfläche des Substrats geneigt waren. Insbesondere wurden Kristallkörner, die in dem Substrat wuchsen, das in der Position entgegengesetzt zu dem zentralen Teil des Ziels angeordnet war, auf eine solche Weise gezüchtet, dass deren Stammteile relativ wahllos in der longitudinalen Richtung des Ziels wuchsen.

[0099] Bei den vorstehenden Proben lag die durchschnittliche Kristallbreite in dem Bereich von 2 bis 200 nm. Gemäß den Ergebnissen, die in Tabelle 4 gezeigt sind, entsprach die Frequenz des maximalen  $\mu''$  eines Einschichtfilms im wesentlichen dem berechneten Wert. Andererseits war für den magnetischen Dünnschichtfilm, der mit Zwischenschichten beschichtet war, die erhaltene Resonanzfrequenz höher als die berechnete ferromagnetische Resonanzfrequenz. Daher ist, wenn magnetische Schichten und Zwischenschichten geschichtet sind, eine höhere ferromagnetische Resonanzfrequenz als diejenige eines Einschichtfilms mit dem magnetischen Dünnschichtfilm bereitgestellt.

[0100] Außerdem wurden die vorstehend beschriebenen magnetischen Dünnschichtfilme in einen Streifen von 50  $\mu\text{m}$   $\times$  2000  $\mu\text{m}$   $\times$  einer Dicke durch eine Abhebe-(lift off) Technologie verarbeitet und die Frequenz, bei der  $\mu''$  am höchsten war, wurde geprüft. Folglich wurde herausgefunden, dass  $\mu''$  einer Probe eines Einschichtfilms weit ausgedehnt war, verglichen mit einer Probe mit einem Durchmesser von 10 nm. Somit kann die Mehrschichtstruktur mit Zwischenschichten einen Faktor einer magnetischen anisotropen Dispersion verringern, wie bspw. eine uniaxiale Eigenspannung während einer Miniaturisierungsverarbeitung des magnetischen Dünnschichtfilms.

**[0101]** Die Dicken der zwischenliegenden Schicht und der magnetischen Schicht wurden geändert und der Mehrschichteffekt wurde untersucht. Als ein Ergebnis wurde bestätigt, dass im Falle eines Betriebsfrequenzbands von mehreren hundert MHz bis mehreren GHz die Mehrschicht wirksam war, wenn die Dicke der magnetischen Substanz in dem Bereich von 10 nm bis 3  $\mu\text{m}$  lag und die Dicke der Zwischenschicht in dem Bereich von 1 nm bis 100 nm lag, obwohl sich diese mit der Widerstandsfähigkeit eines Materials änderte. Insbesondere im Falle von GHz-Bändern, war die Mehrschicht wirksam, wenn die Dicke der Zwischenschicht bei 10 bis 100 nm war.

**[0102]** Als ein Material für die Zwischenschicht ist ein Material mit einer anfänglichen Permeabilität von 10 oder weniger in einem Betriebsfrequenzband bevorzugt, und ein Carbid, ein Oxid, ein Nitrid oder Borid mit einem Widerstand von 200  $\mu\Omega\text{cm}$  oder mehr ist bevorzugter. Insbesondere ein Carbid, ein Borid, ein Oxid oder ein Nitrid von zumindest einem Element, das ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus Al, Ba, Ca, Mg, Si, Ti, V, Zn, Ga und Zr besteht, ist am besten geeignet. Wenn eine mikrokristalline magnetische Substanz oder eine amorphe magnetische Substanz mit einer durchschnittlichen Kristallkorngröße von 100 nm oder weniger als eine Zwischenschicht oder eine unterliegende Schicht verwendet wird (eine Schicht, die unmittelbar unter einer magnetischen Schicht gebildet wird), kann eine bevorzugte Kristallstruktur, um den Effekt der vorliegenden Erfindung zu erreichen, leichter realisiert werden. Es wurde bestätigt, dass, wenn diese Substanzen als eine unterliegende Schicht unter einer einschichtigen Magnetschicht verwendet wurden, derselbe Effekt erzielt wurde.

**[0103]** Wenn eine mikrokristalline magnetische Substanz oder eine amorphe magnetische Substanz mit einer durchschnittlichen Kristallkorngröße von 100 nm oder weniger mit 5 Atom% Stickstoff oder Sauerstoff verwendet wurde, wird die Grenzfläche mit der magnetischen Schicht stabilisiert. Obwohl es von der Glätte des Substrats abhängt, kann, wenn die Dicke der unterliegenden Schicht in dem Bereich von 0,1 nm bis 30 nm liegt, eine Kristallstruktur mit einer bevorzugten durchschnittlichen Kristallbreite, wie vorstehend beschrieben ist, leichter erhalten werden.

**[0104]** Als nächstes wurden magnetische Dünnschichten auf eine solche Weise hergestellt, dass eine Zwischenschicht ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) der Probe in Tabelle 4 1 bis 10 Atom% eines Elements mit einer höheren freien Energie zur Bildung eines Oxids oder eines Nitrids als diejenige von Mn, wie bspw. Fe, Co, Ni, Cu, Ru, Rh, Pd, Ag, Os, Ir, Pt, Au, Zn und Cr, umfasste. Wenn jede Probe durch Verwenden von RIE (reactive ion etching: reaktives Ionenätzen) in eine Form von 1  $\mu\text{m}$   $\times$  1  $\mu\text{m}$   $\times$  eine Dicke verarbeitet wurde, wurden leichte Stufen aufgrund der Differenz in der Ätzrate zwischen dem magnetischen Film und der Zwischenschicht in der Probe mit einer Zwischenschicht mit lediglich  $\text{Al}_2\text{O}_3$  gebildet. Andererseits waren in der Zwischenschicht, die zusätzlich das vorstehend beschriebene Element aufweist, insbesondere in den Proben mit 5 Atom% oder mehr eines hinzugefügten Elements, die Stufen ausreichend klein. Somit wurde bestätigt, dass die Hinzufügung eines Elements mit einer höheren freien Energie zur Bildung eines Oxids oder eines Nitrids als diejenige von Mn, die Formsteuerung während der Miniaturisierungsbearbeitung erleichtert.

#### Beispiel 5

**[0105]** Derselbe MIG-Kopf, wie in [Fig. 1](#) gezeigt ist, wurde hergestellt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5 gezeigt.

#### Kopfspezifikation

Spurbreite: 17  $\mu\text{m}$   
 Spalttiefe: 12,5  $\mu\text{m}$   
 Spalllänge: 0,2  $\mu\text{m}$   
 die Anzahl an Windungen N: 16  
 Sperrfilm auf Ferrit: Aluminiumoxid 3 nm  
 Dicke des magnetischen Films: 4,5  $\mu\text{m}$

#### C/N-Eigenschaften

relative Rate = 10,2 m/s  
 Aufzeichnungs-/Reproduzierungsfrequenz = 20,9 MHz  
 Band: MP-Band

## Bedingungen zum Herstellen eines magnetischen Teils

## Beispiel A

Substrat: Ferritsubstrat  
 Einfallwinkel auf Substrat: 0 Grad oder 15 Grad  
 Substrattemperatur: Raumtemperatur  
 magnetisches Filmziel: komplexes Ziel  
 Zielgröße: 3 Zoll (7,6 cm)  
 Entladungsgasdruck: 3 mTorr (0,40 Pa)  
 Hauptsputtergas: Ar  
 Stickstoffflussverhältnis: 2 bis 4  
 Entladungsleistung: 400 W

## Beispiel B

Substrat: Ferritsubstrat  
 Substrattemperatur: Wasserkühlung  
 magnetisches Filmziel: Legierungsziel  
 Zielgröße: 5 × 15 Zoll (12,7 × 38,1 cm)  
 Entladungsgasdruck: 5 mTorr (0,665 Pa)  
 Hauptsputtergas: Ar  
 Stickstoffflussverhältnis: 2 bis 4  
 Entladungsleistung: 2 kW

Tabelle 5

Kernmagnetischer Dünnsfilm	Aufzeichnungs-/Reproduzierungsabweichung (dB)		
	Beispiel A		Beispiel B
	0°	15°	
$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Ti}_2)_{93}\text{O}_1\text{N}_6$	+58.5	+59.0	+59.2
$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Ti}_2)_{92}\text{N}_8$	+57.6	+58.7	+58.9
$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{V}_2)_{93}\text{O}_1\text{N}_6$	+57.8	+58.5	+58.7
$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{V}_2)_{92}\text{N}_8$	+58.0	+59.1	+59.0
$(\text{Fe}_{77}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Ta}_1)_{92}\text{N}_8$	+58.2	+59.0	+59.5
$(\text{Fe}_{76}\text{Si}_{19}\text{Al}_3\text{Nb}_2)_{92}\text{N}_8$	+57.7	+58.5	+59.0

**[0106]** In Beispiel A war die magnetische Anisotropie in der Filmebene durch Herstellen des Films bei einem Einfallwinkel von 15 ° auf den Ferriteil, der in [Fig. 1](#) gezeigt ist, bereitgestellt. Die Kopfausgabe in diesem Fall war nicht wesentlich durch die Richtung der Achse einer Hartmagnetisierung beeinflusst und ergab ausgezeichnete Werte, wenn die Achse einer Hartmagnetisierung in der Filmebene gebildet war. Im Falle eines Einfallwinkels auf das Substrat von 0° in Beispiel A jedoch war die Kopfausgabe geringer. In Beispiel B wurde der magnetische Film so gebildet, dass näherungsweise nadel- oder säulenförmige oder verzweigte magnetische Substanzen die magnetische Anisotropie in der Filmebene hatten. In diesem Fall, wie in dem Fall eines Einfallswinkels von 15° in Beispiel A, war die Ausgabe verbessert. Außerdem wurde bestätigt, dass, wenn ein magnetischer Dünnsfilm mit einer Zusammensetzung, die sich von den vorstehend beschriebenen Zusammensetzungen unterscheidet, aber die vorstehend beschriebene Kristallstruktur hat, verwendet wurde, die Kopfausgabe verbessert war.

**[0107]** Als nächstes wurde derselbe LAM-Typkopf, wie in [Fig. 2](#) gezeigt ist, hergestellt. Die verwendeten magnetischen Substanzen waren diejenigen der Proben aa bis cf (Einfallwinkel von 15°), die in Beispiel 1 verwendet wurden. Die magnetischen Substanzen mit einer Dicke von 500 nm und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit einer Dicke von 5 nm wurden abwechselnd geschichtet, um einen magnetischen Dünnsfilm mit einer Dicke von 3 µm (16 in [Fig. 2](#)) herzustellen. Außerdem wurden dieser magnetische Dünnsfilm und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (17 in [Fig. 2](#)) mit einer Dicke von 150 nm abwechselnd geschichtet, um ein mehrschichtiges magnetisches Element (A-Typ) mit einer Gesamtdicke von etwa 19 µm herzustellen.

**[0108]** Darüber hinaus wurde ein magnetischer Dünnsfilm so gebildet, dass die Anisotropie in gleicher Ebene in dem magnetischen Pfad in derselben Richtung war. Der magnetische Dünnsfilm mit einer Dicke von 3 µm mit

gleichmäßigen Orientierungen der Anisotropie in der gleichen Ebene und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mit einer Dicke von 150 nm wurden so geschichtet, dass die Richtungen der Achsen einer Hartmagnetisierung zueinander um  $60^\circ$  versetzt waren. Somit wurde ein mehrschichtiges magnetisches Element (B-Typ) mit einer Dicke von 19  $\mu\text{m}$  hergestellt. Wenn die Frequenzabhängigkeit (10 MHz bis 40 MHz) der Aufzeichnungs-/Reproduzierungsseigenschaften des LAM-Kopfs, der mit jedem der mehrschichtigen Elemente hergestellt wurde, untersucht wurde, bot der Kopf mit dem magnetischen Element des B-Typs einen 2 bis 3 dB höheren Wert. Für einen Kopf einschließlich einer magnetischen Substanz mit verzweigten magnetischen Kristallkörnern, die die magnetische Anisotropie in der Ebene zeigen, die mit  $\text{Al}_2\text{O}_3$  als der magnetische Dünnschicht **16** beschichtet ist, wenn der Film so erzeugt wurde, dass die magnetische Anisotropie isotropisch in der Ebene wurde, ausgezeichnete Eigenschaften erzielt.

**[0109]** Als nächstes wurde derselbe Kopf für eine Festplatte, wie in [Fig. 3](#) gezeigt ist, hergestellt. Ein magnetischer Dünnschicht mit einer Dicke von 200 nm bis 1000 nm der vorliegenden Erfindung, der die bevorzugten Eigenschaften in Beispielen 1 und 3 bereitgestellt hat, und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oder  $\text{SiO}_2$  mit einer Dicke von 5 bis 50 nm wurden abwechselnd so geschichtet, um ein mehrschichtiges magnetisches Element mit einer Gesamtdicke von 4  $\mu\text{m}$  (entsprechend zu **42** in [Fig. 3](#)) zu bilden. Dieses mehrschichtige magnetische Element wurde als ein Magnetpol **31** verwendet. Eine Aufzeichnungsbreite **41** betrug 500 nm. Jede magnetische Schicht wurde so gebildet, dass die Achse einer Hartmagnetisierung in der Richtung senkrecht zu der Ebene in [Fig. 3](#) war. Jeder Kopf, der auf diese Weise erhalten wurde, realisierte eine hohe Aufzeichnungsdichte.

**[0110]** Wenn der magnetische Dünnschicht mit der magnetischen Anisotropie der vorliegenden Erfindung für ein Reproduzieren eines oberen Abschirmfilms und eines unteren Aufzeichnungsmagnetpols **36** verwendet wurde, oder ein Erzeugen eines unteren Abschirmfilms **39** für einen Kopf für eine Festplatte verwendet wurde, wurde ein Magnetkopf, der noch weniger Bitfehlern macht, realisiert. Wenn  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oder  $\text{SiO}_2$  ein Element mit einer höheren freien Energie zur Bildung eines Oxids oder Nitrids als Mn umfasste, wurde die Formverarbeitung des Kopfs weiter erleichtert.

**[0111]** Wie vorstehend beschrieben ist, kann gemäß der vorliegenden Erfindung eine höhere uniachsiale Anisotropie für eine weichmagnetische Substanz mit einer hohen magnetischen Sättigungsflussdichte ohne Verwenden einer herkömmlichen Wärmebehandlung in dem magnetischen Feld oder einem herkömmlichen filmbildenden Verfahren in dem Magnetfeld bereitgestellt werden. Folglich ist es möglich, eine ferromagnetische Resonanzfrequenz durch Verringern der Anzahl von magnetischen Blochwänden in dem magnetischen Dünnschicht zu erhöhen. Somit können ausgezeichnete Eigenschaften in einem hohen Frequenzband von mehreren MHz bis zu mehreren GHz erhalten werden, die von einer magnetischen Vorrichtung einer hohen Frequenz gefordert sind. Außerdem kann, wenn der magnetische Dünnschicht mit der Struktur der vorliegenden Erfindung für einen Metallkern eines Magnetkopfs verwendet wird, die Fehlerrate bei einer magnetischen Aufzeichnung in einem Band hoher Frequenz signifikant verbessert werden.

### Patentansprüche

1. Weichmagnetischer Dünnschicht mit magnetischen Kristallkörnern, wobei der weichmagnetische Dünnschicht aufweist:

ein Gebiet, in dem eine durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang einer ersten Richtung, die eine Richtung in der gleichen Ebene ist, kleiner als eine durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang einer zweiten Richtung ist, die orthogonal zu der ersten Richtung ist, wobei die durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörner entlang der ersten Richtung zwischen 2 nm bis 200 nm liegt und wobei sämtliche Austauschwechselwirkungen zwischen den magnetischen Kristallkörnern entlang der ersten Richtung größer als sämtliche Austauschwechselwirkungen entlang der zweiten Richtung sind und dadurch die erste Richtung die Achse der leichten Magnetisierung ist.

2. Magnetischer Dünnschicht nach Anspruch 1, bei dem in einem Abschnitt, der die erste Richtung und die zweite Richtung in dem Gebiet umfaßt, die durchschnittliche Kristallgröße der magnetischen Kristallkörnern entlang zumindest einer Richtung zwischen 2 nm und 200 nm liegt und eine durchschnittliche Richtung von Normalen zumindest einer Gruppe von äquivalenten Kristallebenen der magnetischen Kristallkörner in dem Gebiet in einer vorbestimmten Richtung orientiert ist.

3. Magnetischer Dünnschicht nach Anspruch 2, bei dem eine Achse einer harten Magnetisierung, die durch eine magnetische Anisotropie der Kristalle der magnetischen Kristallkörner verursacht ist, entlang einer Achse einer harten Magnetisierung des magnetischen Dünnschichts orientiert ist.

4. Magnetischer Dünnfilm nach Anspruch 1, bei dem das Gebiet einen Bereich mit einem Durchmesser von 100 nm oder mehr in einer Ebene umfaßt, die die erste Richtung und die zweite Richtung umfaßt.
5. Magnetischer Dünnfilm nach einem der Ansprüche 1 bis 4, bei dem der magnetische Dünnfilm näherungsweise nadelförmige oder säulenförmige magnetische Kristallkörner zumindest in dem Gebiet aufweist.
6. Magnetischer Dünnfilm nach Anspruch 5, bei dem longitudinale Richtungen der magnetischen Kristallkörner in einer vorbestimmten Richtung orientiert sind.
7. Magnetischer Dünnfilm nach Anspruch 6, bei dem eine Richtung, in der die longitudinalen Richtungen der magnetischen Kristallkörner orientiert sind, bezüglich einer Grenzfläche mit einem Substrat geneigt ist, auf dem der Film gebildet ist.
8. Magnetischer Dünnfilm nach Anspruch 7, bei dem die Richtung, in der die longitudinalen Richtungen der magnetischen Kristallkörner orientiert sind, und eine Normalrichtung der Grenzfläche mit dem Substrat einen Winkel von 5° bis 45° bildet.
9. Magnetischer Dünnfilm nach Anspruch 7, bei dem die folgende Beziehung erfüllt ist:
- $$0 \leq |\alpha e| < |\alpha h| < \pi/2[\text{rad}]$$
- wobei  $\alpha e$  einen Winkel wiedergibt, der durch die longitudinale Richtung des magnetischen Kristallkorns in einem Abschnitt parallel zu einer Achse einer leichten Magnetisierung und senkrecht zu der Grenzfläche mit dem Substrat und der Normalrichtung der Schnittstelle gebildet ist, und  $\alpha h$  einen Winkel wiedergibt, der durch die longitudinale Richtung in einem Abschnitt parallel zu einer Achse einer harten Magnetisierung und senkrecht zu der Grenzfläche und der Normalrichtung gebildet ist.
10. Magnetischer Dünnfilm nach Anspruch 6, bei dem ein Abstand bzw. Spalt zwischen den magnetischen Kristallkörnern in einer Ebene parallel zu der Grenzfläche mit dem Substrat in der longitudinalen Richtung größer ist als in der Querrichtung bzw. der Richtung der Breite nach.
11. Magnetischer Dünnfilm nach einem der Ansprüche 1 bis 10, der verzweigte Formkörper aufweist, die aus zumindest zwei näherungsweise nadelförmigen oder säulenförmigen magnetischen Kristallkörnern gebildet sind.
12. Magnetischer Dünnfilm nach einem der Ansprüche 1 bis 11, der die folgende Beziehung erfüllt:  
 $d_1 > d_2$ ,  
wobei  $d_1$  eine durchschnittliche Kristallgröße in der Querrichtung der magnetischen Kristallkörner in einem Bereich von 500 nm oder weniger von einer Grenzfläche mit einem Substrat, auf dem der Film gebildet ist, darstellt, und  $d_2$  eine durchschnittliche Kristallgröße in der Querrichtung der magnetischen Kristallkörner in einem Bereich jenseits von 500 nm von der Grenzfläche mit dem Substrat darstellt.
13. Magnetischer Dünnfilm nach einem der Ansprüche 1 bis 12, bei dem die durchschnittliche Kristallgröße in der Querrichtung der magnetischen Kristallkörner in einem Bereich von 500 nm oder weniger von einer Grenzfläche mit einem Substrat, auf dem der Film gebildet ist, zwischen 2 nm bis 200 nm beträgt, und die durchschnittliche Kristallgröße in der Querrichtung der magnetischen Kristallkörner in einem Bereich jenseits von 500 nm von der Grenzfläche mit dem Substrat von 2 nm bis 100 nm beträgt.
14. Magnetischer Dünnfilm nach einem der Ansprüche 1 bis 13, bei dem eine Ebene parallel zu einer Grenzfläche mit einem Substrat, auf dem der Film gebildet ist, eine Ebene für eine Rotationsmagnetisierung ist.
15. Magnetischer Dünnfilm nach einem der Ansprüche 1 bis 13, bei dem der magnetische Dünnfilm zumindest eine Ebene aufweist, die senkrecht zu einer Grenzfläche mit einem Substrat ist, auf dem der Film als eine Ebene für eine Rotationsmagnetisierung gebildet ist.
16. Magnetischer Dünnfilm nach einem der vorstehenden Ansprüche, bei dem die kürzeren Seiten der magnetischen Kristallkörner entlang der ersten Richtung orientiert sind.
17. Mehrschichtiger magnetischer Dünnfilm, der auf einem Substrat gebildet ist, wobei der mehrschichtige

Dünnschicht aufweist:

eine magnetische Schicht, die aus dem magnetischen Dünnschicht nach einem der Ansprüche 1 bis 16 gebildet ist, und

eine Zwischenschicht zwischen der magnetischen Schicht und dem Substrat, wobei die Zwischenschicht zumindest eines umfasst, das aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus einem Oxid, einem Nitrid, einem Carbid und einem Borid besteht.

18. Mehrschichtige magnetischer Dünnschicht nach Anspruch 17, bei dem die Zwischenschicht 5 Atomprozent oder mehr von einem Element aufweist, das zumindest eine Bildungsenergie hat, die ausgewählt ist aus der Gruppe, die eine Oxidbildungsenergie und eine Nitridbildungsenergie umfasst, höher als die entsprechende Bildungsenergie von Mn.

19. Mehrschichtiger magnetischer Dünnschicht nach Anspruch 17, der weiterhin eine unterliegende Schicht zwischen der Zwischenschicht und der magnetischen Schicht aufweist, wobei die unterliegende Schicht eine freie Oberflächenenergie hat, die gleich oder geringer ist als die freie Oberflächenenergie zumindest einer, die aus der Gruppe ausgewählt ist, die aus Fe und der magnetischen Schicht besteht.

20. Mehrschichtiger magnetischer Dünnschicht nach Anspruch 17, der weiterhin eine unterliegende Schicht zwischen der Zwischenschicht und der magnetischen Schicht aufweist, wobei die unterliegende Schicht zumindest eines aufweist, das ausgewählt ist aus der Gruppe, die aus magnetischen Kristallkörnern und amorphen magnetischen Substanzen als eine Mutterphase besteht.

21. Magnetkopf mit dem magnetischen Dünnschicht nach einem der Ansprüche 1 bis 20.

Es folgen 3 Blatt Zeichnungen

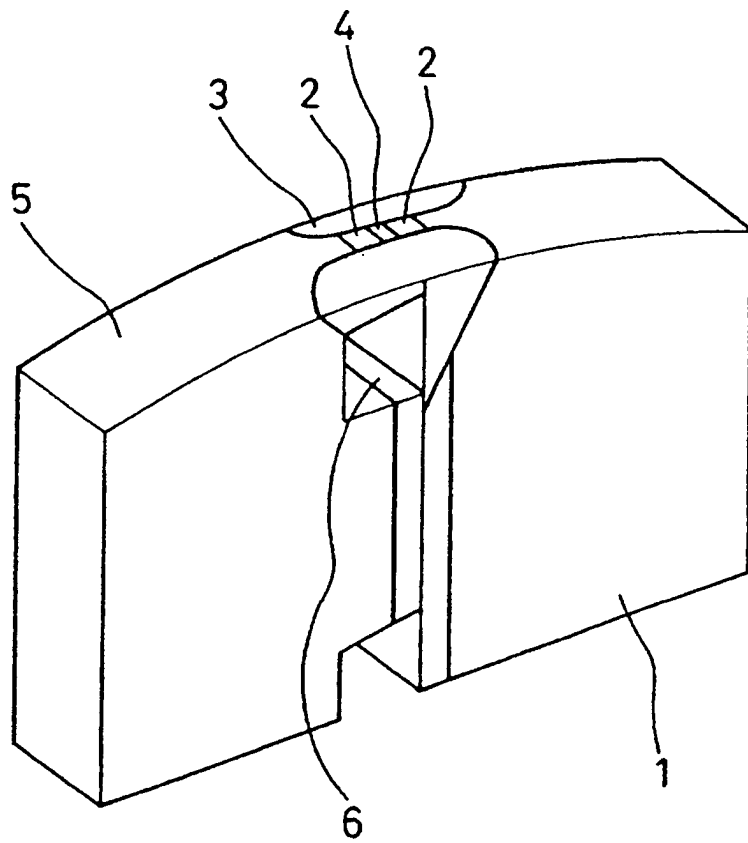


FIG. 1

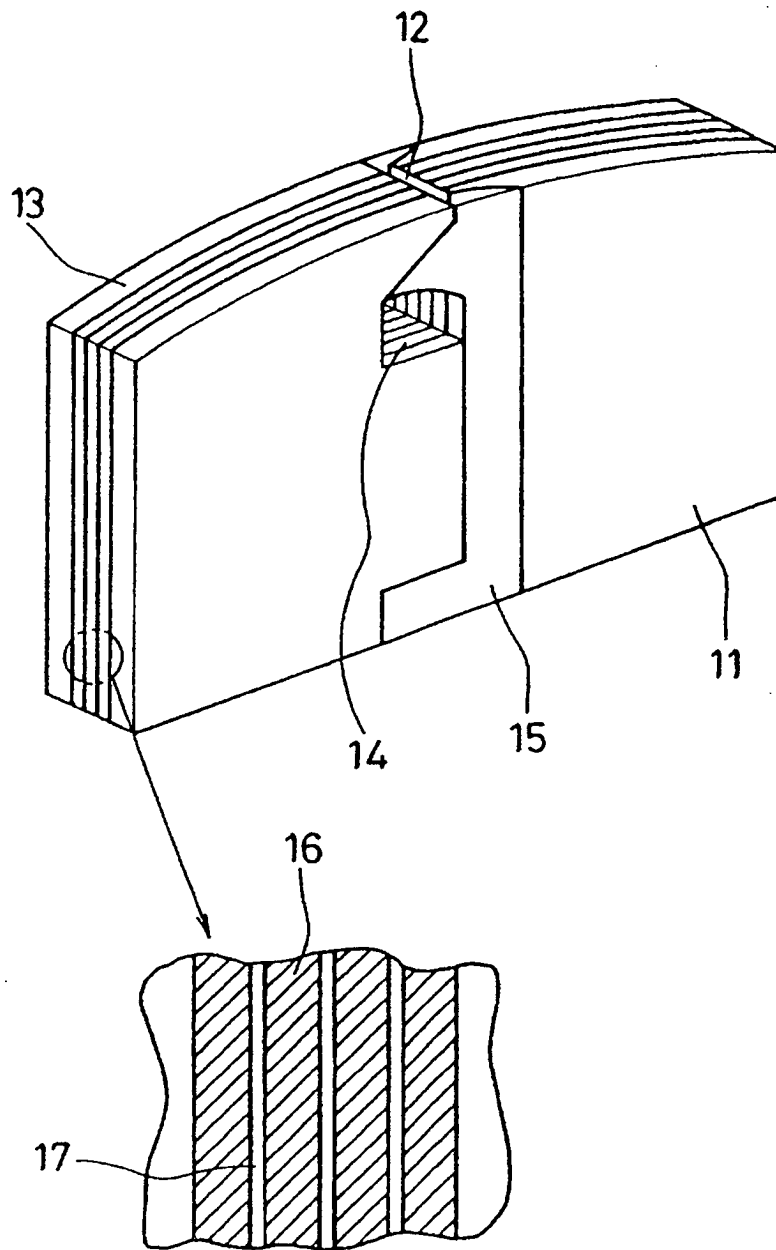


FIG. 2

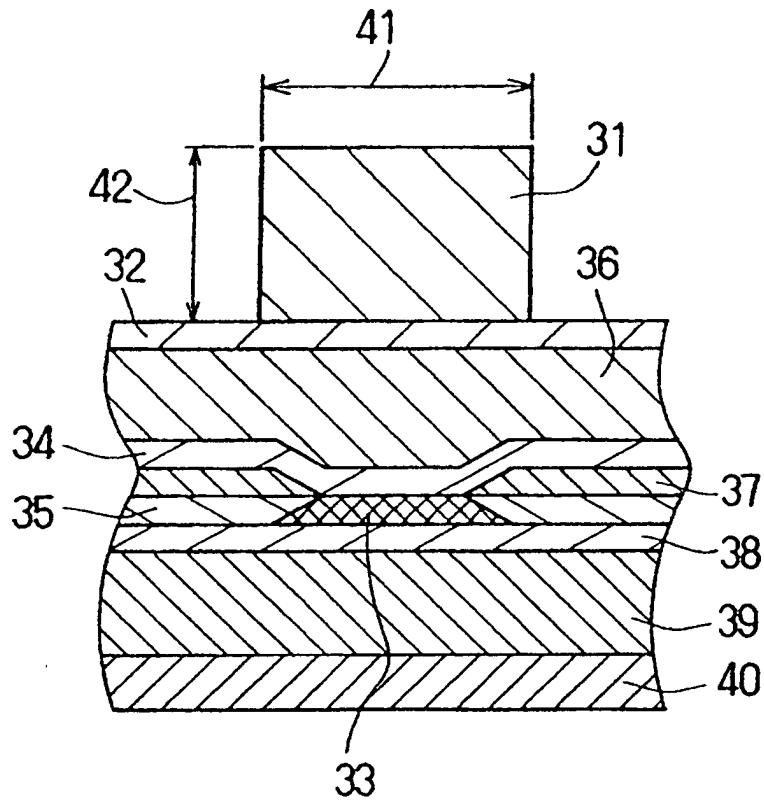


FIG. 3