

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2019年8月22日(22.08.2019)



(10) 国際公開番号

WO 2019/159795 A1

(51) 国際特許分類:

G11B 5/73 (2006.01) G11B 5/84 (2006.01)
C22C 21/00 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)
C22F 1/04 (2006.01)

河電気工業株式会社(FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1008322 東京都千代田区丸の内二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(21) 国際出願番号: PCT/JP2019/004294

(22) 国際出願日: 2019年2月6日(06.02.2019)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2018-026537 2018年2月17日(17.02.2018) JP

(71) 出願人: 株式会社 U A C J (UACJ CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目7番2号 Tokyo (JP). 古

(72) 発明者: 北 脇 高 太 郎 (KITAWAKI Kotaro); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目7番2号 株式会社 U A C J 内 Tokyo (JP). 米光誠(YONEMITSU Makoto); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目7番2号 株式会社 U A C J 内 Tokyo (JP). 畠山 英之(HATAKEYAMA Hideyuki); 〒1008322 東京都千代田区丸の内二丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP). 中山 賢(NAKAYAMA Takashi); 〒1008322 東京都千代田区丸の内二丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP). 藤井 康生(FUJII Yasuo); 〒1008322 東京都千代田

(54) Title: ALUMINUM-ALLOY SUBSTRATE FOR MAGNETIC DISK, METHOD FOR MANUFACTURING SAME AND MAGNETIC DISK EMPLOYING SAID ALUMINUM-ALLOY SUBSTRATE FOR MAGNETIC DISK

(54) 発明の名称: 磁気ディスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気ディスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスク

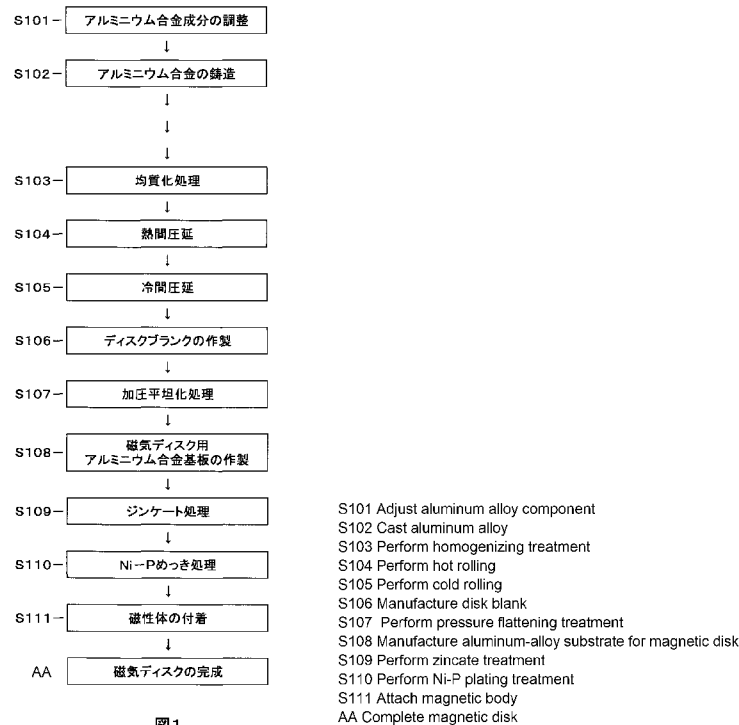


図1

(57) Abstract: Provided are an aluminum-alloy substrate for a magnetic disk, a manufacturing method for said aluminum-alloy substrate, and a magnetic disk employing the aluminum-alloy substrate for a magnetic disk, the aluminum-alloy substrate comprising an aluminum alloy that contains Fe at 0.4 to 3.0 mass% (hereinafter, indicated as "%"),

区丸の内二丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP). 坂本 遼(SAKAMOTO Ryo);
〒1008322 東京都千代田区丸の内二丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 木村 満 (KIMURA MITSURU);
〒1010054 東京都千代田区神田錦町二丁目7番地 協販ビル2階 Tokyo (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告(条約第21条(3))

Cu at 0.005 to 1.000%, and Zn at 0.005 to 1.000%, the balance being Al and inevitable impurities, wherein the proportion (A/B) of the distribution density A of an Al-Fe-based intermetallic compound having a longest diameter that is equal to or greater than 10 μm and less than 16 μm and the distribution density B of an Al-Fe-based intermetallic compound having a longest diameter that is equal to or greater than 10 μm is equal to or greater than 0.70, and wherein the distribution density of an Al-Fe-based intermetallic compound having a longest diameter that is equal to or greater than 40 μm is equal to or less than 1 /mm².

(57) 要約: Fe: 0.4~3.0mass% (以下、「%」)、Cu: 0.005~1.000%、Zn: 0.005~1.000%を含有し、残部Al及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなり、10 μm 以上16 μm 未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Aと10 μm 以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Bの割合(A/B)が0.70以上、40 μm 以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物が1個/mm²以下の分布密度の磁気ディスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気ディスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスク。

明 細 書

発明の名称：

磁気ディスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気ディスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスク

技術分野

[0001] 本発明は、めっき性とディスクのフラッタリング特性に優れた磁気ディスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気ディスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスクに関する。

背景技術

[0002] コンピュータの記憶装置に用いられる磁気ディスクは、良好なめっき性を有するとともに機械的特性や加工性が優れる基板を用いて製造される。例えば、J I S 5 0 8 6 (M g : 3 . 5 ~ 4 . 5 m a s s %、F e : 0 . 5 0 m a s s %以下、S i : 0 . 4 0 m a s s %以下、M n : 0 . 2 0 ~ 0 . 7 0 m a s s %、C r : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 5 m a s s %、C u : 0 . 1 0 m a s s %以下、T i : 0 . 1 5 m a s s %以下及びZ n : 0 . 2 5 m a s s %以下を含有し、残部A l 及び不可避免的不純物からなる) によるアルミニウム合金を基本とした基板などから製造されている。

[0003] 一般的な磁気ディスクの製造は、まず円環状アルミニウム合金基板を作製し、該アルミニウム合金基板にめっきを施し、次いで該アルミニウム合金基板の表面に磁性体を付着させることにより行われている。

[0004] 例えば、前記J I S 5 0 8 6 合金によるアルミニウム合金製磁気ディスクは以下の製造工程により製造される。まず、所定の化学成分としたアルミニウム合金素材を鋳造し、その鋳塊を熱間圧延し、次いで冷間圧延を施し、磁気ディスクとして必要な厚さを有する圧延材を作製する。この圧延材には、必要に応じて冷間圧延の途中等に焼鈍を施すことが好ましい。次に、この圧延材を円環状に打抜き、前記製造工程により生じた歪み等を除去するため、円環状としたアルミニウム合金板を積層し、両端部の両面から加圧しつつ焼

鈍を施して平坦化する加圧焼鈍を行って、円環状アルミニウム合金基板が作製される。

[0005] このようにして作製された円環状アルミニウム合金基板に、前処理として切削加工、研削加工、脱脂、エッチング及びジンケート処理（Zn置換処理）を施し、次いで下地処理として硬質非磁性金属であるNi-Pを無電解めっきし、該めっき表面にポリッシングを施した後に、Ni-P無電解めっき表面に磁性体をスパッタリングしてアルミニウム合金製磁気ディスクが製造される。

[0006] ところで、近年、磁気ディスクには、マルチメディア等のニーズから大容量化及び高密度化、更に高速化が求められている。大容量化のため、記憶装置に搭載される磁気ディスクの枚数が増加しており、それに伴い磁気ディスクの薄肉化も求められている。

[0007] しかしながら、薄肉化、高速化に伴い剛性の低下や高速回転による流体力の増加に伴う励振力が増加し、ディスク・フラッタが発生し易くなる。これは、磁気ディスクを高速で回転させると不安定な気流がディスク間に発生し、その気流により磁気ディスクの振動（フラッタリング）が発生することに起因する。このような現象は、基板の剛性が低いと磁気ディスクの振動が大きくなり、ヘッドがその変化に追従できないために発生するものと考えられる。フラッタリングが起きると、読み取り部であるヘッドの位置決め誤差が増加する。そのためディスク・フラッタの減少が強く求められている。

[0008] また、磁気ディスクの高密度化により、1ビット当たりの磁気領域が益々微細化されることになる。この微細化に伴い、ヘッドの位置決め誤差のズレによる読み取りエラーが発生し易くなっており、ヘッドの位置決め誤差の主要因であるディスク・フラッタの減少が強く求められている。

[0009] また、磁気ディスクの高密度化により、1ビット当たりの磁気領域が益々微小化されるため、磁気ディスクのめっき表面に微細なピット（孔）があっても、データ読み取り時にエラーを起こす原因となる。このため磁気ディスクのめっき表面にはピットが少ない高い平滑性が求められる。

[0010] このような実情から、近年ではめっき性に優れ、ディスク・フラッタが小さい特性を有する磁気ディスク用アルミニウム合金基板が強く望まれ、検討がなされている。例えば、ハードディスクドライブ内に、ディスクと対向するプレートに有する気流抑制部品を実装することが提案されている。特許文献1には、アクチュエータの上流側にエア・スポイラを設置した磁気ディスク装置が提案されている。このエア・スポイラは、磁気ディスク上のアクチュエータに向かう空気流を弱めて、磁気ヘッドの風乱振動を低減するものである。また、エア・スポイラは、磁気ディスク上の気流を弱めることで、ディスク・フラッタを抑制する。更に、特許文献2では、アルミニウム合金板の剛性向上に寄与するSiを多く含有させて、剛性を向上させる方法が提案されている。

[0011] しかしながら、特許文献1に開示されている方法では、設置したエア・スポイラと磁気ディスク用基板との間隔の違いによりフラッタリング抑制効果が異なり、部品の高精度を必要とするため部品コストの増大を招いている。

[0012] また、特許文献2に示すSiを多く含有させる方法は、剛性向上には効果的であるが、目標とする優れためっき性が得られていないのが現状であった。

先行技術文献

特許文献

[0013] 特許文献1：特開2002-313061号公報

特許文献2：国際公開第2016/068293号

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0014] 本発明は、上記実情に鑑みてなされたものであり、めっき性とディスクのフラッタリング特性に優れた磁気ディスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気ディスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスクを提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

- [0015] すなわち、本発明は請求項1において、Fe: 0.4~3.0mass%、Cu: 0.005~1.000mass%、Zn: 0.005~1.000mass%を含有し、残部Al及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなり、10 μ m以上16 μ m未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Aと10 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Bの割合(A/B)が0.70以上で、40 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物が1個/mm²以下の分布密度で分散することを特徴とする磁気ディスク用アルミニウム合金基板とした。
- [0016] 本発明は請求項2では請求項1において、前記アルミニウム合金が、Mn: 0.1~3.0mass%、Si: 0.1~0.4mass%、Mg: 0.1~0.4mass%、Ni: 0.1~3.0mass%、Cr: 0.01~1.00mass%及びZr: 0.01~1.00mass%からなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有するものとした。
- [0017] 本発明は請求項3では請求項1又は2において、前記アルミニウム合金が、含有量の合計が0.005~0.500mass%以下のTi、B及びVからなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有するものとした。
- [0018] 本発明は請求項4において、請求項1~3のいずれか一項に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板の表面に、無電解Ni-Pめっき処理層とその上の磁性体層が設けられていることを特徴とする磁気ディスクとした。
- [0019] 本発明は請求項5において、請求項1~3のいずれか一項に記載される磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法であって、前記アルミニウム合金を用いて鋳塊を鋳造する鋳造工程と、鋳塊を冷間圧延する冷間圧延工程と、冷間圧延板を円環状に打ち抜くディスクブランク打抜き工程と、打ち抜いたディスクブランクを加圧焼鈍する加圧焼鈍工程と、加圧焼鈍したディスクブランクに切削加工と研削加工を施す切削・研削工程とを含み、前記冷間圧延工程において、60~180℃の温度範囲で1パス当たりの圧延率を15%以上とし、かつ、全圧延率を50%以上で冷間圧延することを特徴とす

る磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法とした。

[0020] 本発明は請求項6では請求項5において、前記鑄造工程と前記冷間圧延工程の間に、鑄造した鑄塊を280～620℃で0.5～60時間加熱処理する均質化熱処理工程と、均質化熱処理した鑄塊を250～600℃の開始温度と230～450℃の終了温度で熱間圧延する熱間圧延工程とを更に含むものとした。

[0021] 本発明は請求項7では請求項5又は6において、前記冷間圧延の前又は途中において、鑄塊又は圧延板を焼鈍する焼鈍処理工程であって、300～500℃で0.1～30時間のバッチ焼鈍処理工程、又は400～600℃で0～60秒の連続焼鈍処理工程を更に含むものとした。

発明の効果

[0022] 本発明により、めっき性とディスクのフラッタリング特性に優れた磁気ディスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気ディスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスクを提供することができる。

図面の簡単な説明

[0023] [図1]本発明に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板及び磁気ディスクの製造方法を示すフロー図である。

発明を実施するための形態

[0024] 本発明者らは、基板のめっき性及びフラッタリング特性と基板の素材との関係に着目し、これら特性と基板（磁気ディスク材料）の特性との関係について鋭意調査研究した。この結果、Fe、Cu及びZn含有量とAl-Fe系金属間化合物のサイズ分布がめっき性とフラッタリング特性に大きな影響を与えることを見出した。この結果、本発明者らは、Fe含有量が0.4～3.0mass%（以下、「%」と略記する）、Cu含有量が0.005～1.000%、Zn含有量が0.005～1.000%の範囲で、10μm以上16μm未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Aと10μm以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Bの

割合（ A/B ）が0.70以上で、 $40\mu m$ 以上の最長径を有するAl—Fe系金属間化合物が1個/ mm^2 以下の分布密度で分散する磁気ディスク用アルミニウム合金基板において、めっき性とフラッタリング特性が向上することを見出した。これらの知見に基づいて、本発明者らは本発明を完成するに至ったものである。

[0025] A. 磁気ディスク用アルミニウム合金基板

以下、本発明に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板（以下、「本発明に係るアルミニウム合金基板」又は、単に「アルミニウム合金基板」と略記する）について詳細に説明する。

[0026] 1. 合金組成

以下、本発明に係るAl—Fe系合金を用いた磁気ディスク用アルミニウム合金基板のアルミニウム合金成分及びその含有量について説明する。

[0027] Fe：

Feは必須元素であり、主として第二相粒子（Al—Fe系金属間化合物等）として、一部はマトリックスに固溶して存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。このような材料に振動を加えると、第二相粒子とマトリックスとの界面における粘性流動により振動エネルギーが速やかに吸収され、極めて良好なフラッタリング特性が得られる。アルミニウム合金中のFe含有量が0.4%未満では、十分な強度とフラッタリング特性が得られない。一方、Fe含有量が3.0%を超えると、粗大なAl—Fe系金属間化合物粒子が多数生成する。このような粗大なAl—Fe系金属間化合物粒子が、エッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時において脱落して大きな窪みが発生し、めっきピット発生によるめっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が発生させる。また、圧延工程における加工性低下も生じる。そのため、アルミニウム合金中のFe含有量は、0.4～3.0%の範囲とする。Fe含有量は、好ましくは0.6～2.0%、より好ましくは0.8～1.8%の範囲である。

[0028] Cu：

Cuは必須元素であり、ジンケート処理時のAl溶解量を減少させ、また、ジンケート皮膜を均一に、薄く、緻密に付着させ、次工程のめっき工程での平滑性及び密着性を向上させる効果を発揮する。アルミニウム合金中のCu含有量が0.005%未満では、ジンケート皮膜が不均一となり、めっき表面にピットが発生し、めっき表面の平滑性を低下させる。一方、アルミニウム合金中のCu含有量が1.000%を超えると、粗大なAl-Cu系金属間化合物粒子が多数生成し、エッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生し、めっき表面にピットが生じ、めっき表面の平滑性が低下する。また、めっき剥離が生じ易くなる。そのため、アルミニウム合金中のCu含有量は、0.005～1.000%の範囲とする。Cu含有量は好ましくは、0.005～0.400%の範囲である。

[0029] Zn :

Znは必須元素であり、ジンケート処理時のAl溶解量を減少させ、またジンケート皮膜を均一に、薄く、緻密に付着させ、次工程のめっき工程での平滑性及び密着性を向上させる効果を発揮する。アルミニウム合金中のZn含有量が0.005%未満では、ジンケート皮膜が不均一となり、めっき表面にピットが発生し、めっき表面の平滑性を低下させる。一方、アルミニウム合金中のZn含有量が1.000%を超えるとジンケート皮膜が不均一となり、めっき表面にピットが発生し、めっき表面の平滑性を低下させる。また、めっき剥離が生じ易くなる。そのため、アルミニウム合金中のZn含有量は、0.005～1.000%の範囲とする。Zn含有量は好ましくは、0.100～0.700の範囲である。

[0030] 磁気ディスク用アルミニウム合金基板のめっき性やフラッタリング特性を更に向上させるために、第1の選択的要素として、Mn : 0.1～3.0%、Si : 0.1～0.4%、Mg : 0.1～0.4%、Ni : 0.1～3.0%、Cr : 0.01～1.00%及びZr : 0.01～1.00%からなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有させてもよい。また、第2

の選択的元素として、含有量の合計が0.005～0.500%のTi、B及びVからなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有させてもよい。以下に、これらの選択元素について説明する。

[0031] Mn：

Mnは、主として第二相粒子（Al-Mn系金属間化合物等）として存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。このような材料に振動を加えると、第二相粒子とマトリックスとの界面における粘性流動により振動エネルギーが速やかに吸収され、極めて良好なフラッタリング特性が得られる。アルミニウム合金中のMn含有量が0.1%以上であることによって、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のMn含有量が3.0%以下であることによって、粗大なAl-Mn系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。このような粗大なAl-Mn系金属間化合物粒子が、エッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が生じることを一層抑制することができる。また、圧延工程における加工性低下を一層抑制することができる。そのため、アルミニウム合金中のMn含有量は、0.1～3.0%の範囲とするのが好ましく、0.1～1.0%の範囲とするのがより好ましい。

[0032] Si：

Siは、主に第二相粒子（Si粒子やMg-Si系金属間化合物等）として存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。このような材料に振動を加えると、第二相粒子とマトリックスとの界面における粘性流動により振動エネルギーが速やかに吸収され、極めて良好なフラッタリング特性が得られる。アルミニウム合金中のSi含有量が0.1%以上であることによって、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のSi含有量が0.4%以下であることによって、粗大な第

二相粒子が多数生成することを抑制する。このような粗大な第二相粒子が、エッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が生じることを一層抑制することができる。また、圧延工程における加工性低下を一層抑制することができる。そのため、アルミニウム合金中のS i含有量は、0.1～0.4%の範囲とするのが好ましく、0.1～0.3%の範囲とするのがより好ましい。

[0033] Mg :

Mgは、マトリックス中に固溶して、又は、第二相粒子(Mg-S i系金属間化合物等)として存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。アルミニウム合金中のMg含有量が0.1%以上であることによって、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のMg含有量が0.4%以下であることによって、粗大な第二相粒子が多数生成することを抑制する。このような粗大な第二相粒子がエッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が生じることを一層抑制することができる。また、圧延工程における加工性低下を一層抑制することができる。そのため、アルミニウム合金中のMg含有量は、0.1～0.4%の範囲とするのが好ましく、0.1%以上0.3%以下の範囲とするのがより好ましい。

[0034] Ni :

Niは、主として第二相粒子(Al-N i系金属間化合物等)として存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。このような材料に振動を加えると、第二相粒子とマトリックスとの界面における粘性流動により振動エネルギーが速やかに吸収され、極めて良好なフラッタリング特性が得られる。アルミニウム合金中のNi含有量が0.1%以上であることによって、アルミニウム合金基板の強度とフラッタ

リング特性を向上させる効果を一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のNi含有量が3.0%以下であることによって、粗大なAl-Ni系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。このような粗大なAl-Ni系金属間化合物粒子が、エッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が生じることを一層抑制することができる。また、圧延工程における加工性低下を一層抑制することができる。そのため、アルミニウム合金中のNi含有量は、0.1~3.0%の範囲とするのが好ましく、0.1~1.0%の範囲とするのがより好ましい。

[0035] Cr :

Crは、主として第二相粒子（Al-Cr系金属間化合物等）として存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。アルミニウム合金中のCr含有量が0.01%以上であることによって、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のCr含有量が1.00%以下であることによって、粗大なAl-Cr系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。このような粗大なAl-Cr系金属間化合物粒子がエッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が生じることを一層抑制することができる。また、圧延工程における加工性低下を一層抑制することができる。そのため、アルミニウム合金中のCr含有量は、0.01~1.00%の範囲とするのが好ましく、0.10~0.50%の範囲とするのがより好ましい。

[0036] Zr :

Zrは、主として第二相粒子（Al-Zr系金属間化合物等）として存在し、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効果を発揮する。アルミニウム合金中のZr含有量が0.01%以上であることによって、アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を向上させる効

果を一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のZr含有量が1.00%以下であることによって、粗大なAl-Zr系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。このような粗大なAl-Zr系金属間化合物粒子がエッチング時、ジンケート処理時、切削加工時や研削加工時に脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が生じることを一層抑制することができる。また、圧延工程における加工性低下を一層抑制することができる。そのため、アルミニウム合金中のZr含有量は、0.01~1.00%の範囲とするのが好ましく、0.10~0.50%の範囲とするのがより好ましい。

[0037] Ti、B、V

Ti、B及びVは、鋳造時の凝固過程において、第二相粒子(TiB_2 などのホウ化物、或いは、 Al_3Ti やTi-V-B粒子等)を形成し、これらが結晶粒核となるため、結晶粒を微細化することが可能となる。その結果、めっき性が改善する。また、結晶粒が微細化することで、第二相粒子のサイズの不均一性を小さくし、アルミニウム合金基板中の強度とフラッタリング特性のバラツキを低減させる効果を発揮する。但し、Ti、B及びVの含有量の合計が0.005%未満では、上記の効果が得られない。一方、Ti、B及びVの含有量の合計が0.500%を超えてもその効果は飽和し、それ以上の顕著な改善効果が得られない。そのため、Ti、B及びVを添加する場合のTi、B及びVの含有量の合計は、0.005~0.500%の範囲とするのが好ましく、0.005~0.100%の範囲とするのがより好ましい。なお、合計量とは、Ti、B及びVのいずれか1種のみを含有する場合にはこの1種の量であり、いずれか2種を含有する場合にはこれら2種の合計量であり、3種全てを含有する場合にはこれら3種の合計量である。

[0038] その他の元素：

また、本発明に用いるアルミニウム合金の残部は、Al及び不可避免の不純物からなる。ここで、不可避免の不純物としてはGa、Snなどが挙げられ、各々が0.10%未満で、かつ合計で0.20%未満であれば、本発明で得

られるアルミニウム合金基板としての特性を損なうことはない。

[0039] 2. 金属間化合物の分布状態

次に、本発明に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板における金属間化合物の分布状態について説明する。

[0040] 本発明に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板では、金属組織において、 $10\mu\text{m}$ 以上 $16\mu\text{m}$ 未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Aと $10\mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Bの割合(A/B)が0.70以上で、 $40\mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物が1個/ mm^2 以下の分布密度で分散する。

[0041] ここで、上記金属間化合物とは析出物や晶出物の第二相粒子を意味し、具体的には、Al-Fe系金属間化合物としては、 Al_3Fe 、 Al_6Fe 、 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 、Al-Fe-Si、Al-Fe-Mn-Si、Al-Fe-Ni、Al-Cu-Fe等が挙げられる。本発明に係るアルミニウム合金基板は、上記Al-Fe系金属間化合物の他に、Mg-Si系金属間化合物(Mg_2Si)、Al-Mn系金属間化合物(Al_6Mn 、Al-Mn-Si)、Al-Ni系金属間化合物(Al_3Ni 等)、Al-Cu系金属間化合物(Al_2Cu 等)、Al-Cr系金属間化合物(Al_7Cr 等)、Al-Zr系金属間化合物(Al_3Zr 等)などの金属間化合物も含有する。なお、第二相粒子は、上記金属間化合物以外にSi粒子等も含む。

[0042] 本発明に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板では、金属組織において、 $10\mu\text{m}$ 以上 $16\mu\text{m}$ 未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度A(個/ mm^2)と $10\mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度B(個/ mm^2)の割合(A/B)が0.70以上で、 $40\mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物が1個/ mm^2 以下の分布密度で分散する。所定の金属間化合物の大きさと分布状態(面密度)を規定することで、めっき表面のピットが低減し、めっき表面の平滑性が向上する。

[0043] Al-Fe系金属間化合物については、めっき前処理のエッチング時等に

においてこの金属間化合物上でカソード反応が起こり、この金属間化合物の周囲ではアノード反応（Alマトリックスの溶解）が起こると考えられる。A/Bが0.70未満の場合、即ち10 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物のうち、16 μ m以上の粗大な金属間化合物の割合が多くなると、或いは、10 μ m以上16 μ m未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の割合が少なくなると、粗大な金属間化合物においてアノード・カソード反応が集中し、アルミニウム合金基板表面に巨大な窪みが発生し、めっき表面にピットが生成すると考えられる。一方、A/Bが0.70以上の場合、即ち10 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物のうち、16 μ m以上の粗大な金属間化合物の割合が少なくなるか、或いは、10 μ m以上16 μ m未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の割合が多くなると、巨大な窪みが発生し難くなり、めっき表面のピットが低減すると考えられる。また、Al-Fe系金属間化合物については、フラッタリング特性を向上させる効果も発揮する。

[0044] 10 μ m以上16 μ m未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Aと10 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Bの割合（A/B）が0.70未満の分布密度で分散する場合は、めっき表面にピットが発生し、めっき表面の平滑性が低下する。そのため、10 μ m以上16 μ m未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Aと10 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の分布密度Bの割合（A/B）は、0.70以上とする。また、A/Bは、0.8以上の範囲が好ましく、0.9以上の範囲がより好ましい。

[0045] 本発明においては、10 μ m以上16 μ m未満の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の存在密度自体は特に限定するものではないが、アルミニウム合金板の成分組成と製造工程によって自ずと決まるものであり、本発明者らの検討によれば10～3000個/mm²である。また、10 μ m以上の最長径を有するAl-Fe系金属間化合物の存在密度自体も特に限定するものではないが、アルミニウム合金板の成分組成と製造工程によって自ずと決

まるものであり、本発明者らの検討によれば $10 \sim 5000$ 個/ mm^2 である。

[0046] アルミニウム合金基板の金属組織中に存在するAl—Fe系金属間化合物の最長径を $10 \mu\text{m}$ 未満とすることは困難なため、Al—Fe系金属間化合物の最長径の下限は $10 \mu\text{m}$ とする。一方、最長径が $16 \mu\text{m}$ 以上の場合には、巨大な窪みが発生し易くなる。そこで、本発明においては、 $10 \mu\text{m}$ 以上 $16 \mu\text{m}$ 未満の最長径を有するAl—Fe系金属間化合物の分布密度（A）が、 $10 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl—Fe系金属間化合物全体の分布密度（B）に対する割合をもって、巨大な窪みの発生が抑制される指標とするものである。

[0047] なお、Al—Fe系金属間化合物には、 $40 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有するものが存在するが、最長径が大きくなるとめっきピットが生じ易くなり、めっき表面の平滑性が低下する。そのため、本発明では、 $40 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl—Fe系金属間化合物の存在密度を、 1 個/ mm^2 以下に規定する。ここで、 $40 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有するAl—Fe系金属間化合物の分布密度は、 0 個/ mm^2 が好ましい。最長径が大きくなるとめっきピットが生じ易くなり、最長径が $50 \mu\text{m}$ を超えるとめっきピットによるめっき表面の平滑性が更に低下する虞がある。そのため、めっきピットの発生を抑制する点からすると、最長径が $50 \mu\text{m}$ を超えるAl—Fe系金属間化合物を存在させないのが好ましい。従って、ピットの発生を抑制することを目的とする本発明においては、最長径の上限は $50 \mu\text{m}$ とするのが好ましい。

[0048] なお、本発明において最長径とは、光学顕微鏡で観測される金属間化合物の平面画像において、まず、輪郭線上における一点と輪郭線上の他の点との距離の最大値を計測し、次に、この最大値を輪郭線上における全ての点について計測し、最後に、これら全最大値のうちから選択される最も大きなものをいう。

[0049] 3. フラッタリング特性

次にフラッタリング特性であるが、フラッタリング特性は、ハードディスク

クドライブのモーター特性によっても影響を受ける。本発明においては、フラッタリング特性は、空気中では、50 nm以下であることが好ましく、30 nm以下であることがより好ましい。50 nm以下であれば一般的なHDD向けの使用に耐え得ると判断される。50 nmを超える場合は、読み取り部であるヘッドの位置決め誤差が増加する。

[0050] また、フラッタリング特性は、ヘリウム中では、30 nm以下であることが好ましく、20 nm以下であることがより好ましい。30 nm以下であれば一般的なHDD向けの使用に耐え得ると判断される。30 nmを超える場合は、読み取り部であるヘッドの位置決め誤差が増加する。

[0051] ここで、使用するハードディスクドライブによって必要なフラッタリング特性が異なるため、このフラッタリング特性に対して、適宜、金属間化合物の分布状態を決定すれば良い。これらは、添加元素の含有量、ならびに、以下に述べる鋳造時の冷却速度を含めた鋳造方法、その後の熱処理と加工による熱履歴及び加工履歴、をそれぞれ適正に調整することによって得られる。

[0052] 本発明の実施態様においては、アルミニウム合金基板の厚さは、0.45 mm以上であることが好ましい。アルミニウム合金基板の厚さが0.45 mm未満であると、ハードディスクドライブの取り付け時などに発生する落下などによる加速力により基板が変形する虞がある。但し、耐力を更に増加することによって変形が抑制できればこの限りではない。なお、アルミニウム合金基板の厚さが1.30 mmを超えると、フラッタリング特性は改善するがハードディスク内に搭載できるディスク枚数が減ってしまうため好適ではない。従って、アルミニウム合金基板の厚さは、0.45～1.30 mmとするのがより好ましく、0.50～1.00 mmとするのが更に好ましい。

[0053] なお、ハードディスク内にヘリウムを充填することで流体力を下げることができる。これは、ヘリウムのガス粘度が空気と比べるとその約1/8と小さいためである。ハードディスクの回転に伴うガスの流れによって発生するフラッタリングを、ガスの流体力を小さくすることによって低減するものである。

[0054] B. 磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法

以下に、本発明に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造工程の各工程及びプロセス条件を詳細に説明する。

[0055] アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスクの製造方法を、図1のフローに従って説明する。ここで、アルミニウム合金成分の調製（ステップS101）～冷間圧延（ステップS105）は、アルミニウム合金板を製造する工程であり、ディスクブランクの作製（ステップS106）～磁性体の付着（ステップS111）は、製造されたアルミニウム合金板を磁気ディスクとする工程である。

[0056] 最初に、アルミニウム合金板を製造する工程について説明する。まず、上述の成分組成を有するアルミニウム合金素材の溶湯を、常法に従って加熱・溶融することによって調製する（ステップS101）。次に、調製されたアルミニウム合金素材の溶湯から半連続 casting（DC casting）法や連続 casting（CC casting）法等によりアルミニウム合金を casting（ステップS102）。ここで、DC casting 法と CC casting 法は、以下の通りである。

[0057] DC casting 法においては、スパウトを通して注がれた溶湯が、ボトムブロックと、水冷されたモールドの壁、ならびに、インゴット（鋳塊）の外周部に直接吐出される冷却水で熱を奪われ、凝固し、鋳塊として下方に引き出される。

[0058] CC casting 法では、一對のロール（又は、ベルトキャスタ、ブロックキャスタ）の間に casting ノズルを通して溶湯を供給し、ロールからの抜熱で薄板を直接 casting する。

[0059] DC casting 法と CC casting 法の大きな相違点は、 casting 時の冷却速度にある。冷却速度が大きい CC casting 法では、第二相粒子のサイズが DC casting に比べ小さいのが特徴である。

[0060] 次に、 casting されたアルミニウム合金鋳塊に必要な応じて均質化熱処理を実施してもよい（ステップS103）。均質化熱処理を行う場合は、280～620℃で0.5～60時間、好ましくは280～620℃で1.0～5.0

時間の加熱処理を行う。均質化熱処理時の加熱温度が 280°C 未満又は加熱時間が 0.5 時間未満では、均質化熱処理が不十分で、アルミニウム合金基板毎のめっき性とフラッタリング特性のバラツキが大きくなる虞がある。均質化熱処理時の加熱温度が 620°C を超えると、溶融が発生する虞がある。均質化熱処理時の加熱時間が 60 時間を超えてもその効果は飽和し、それ以上の顕著な改善効果が得られない。

[0061] 次に、均質化熱処理を施したアルミニウム鋳塊に必要な応じて熱間圧延工程を実施して板材としてもよい（ステップ $S104$ ）。熱間圧延を実施するに当たっては、特にその条件は限定されるものではなく、熱間圧延開始温度を $250\sim 600^{\circ}\text{C}$ とし、熱間圧延終了温度は $230\sim 450^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましい。

[0062] 次に、鋳塊又は熱間圧延板を冷間圧延工程によって 1.3 mm から 0.45 mm 程度のアルミニウム合金板とする（ステップ $S105$ ）。冷間圧延工程では、 $60\sim 180^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で 1 パス当たりの圧延率を 15% 以上とし、かつ、全圧延率を 50% 以上の条件で冷間圧延を実施する。これによって、元々存在していた粗大な $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物が粉砕されて微細化され、最終的に $10\mu\text{m}$ 以上 $16\mu\text{m}$ 未満の最長径を有する $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物の分布密度 A と $10\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物の分布密度 B の割合（ A/B ）が 0.70 以上で、かつ、 $40\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物が 1 個/ mm^2 以下の分布密度で分散させることができ、その結果、めっき表面の平滑性を向上させることができる。

[0063] $60\sim 180^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲での 1 パス当たりの圧延率が 15% 未満の場合には、表面に存在する粗大な $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物のみが粉砕され、内部に存在する粗大な $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物の粉砕による微細化が不十分となり、めっき表面の平滑性が低下する。また、全圧延率が 50% 未満の場合には、粗大な $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物の粉砕による微細化が不十分となり、めっき表面の平滑性が低下する。

[0064] 冷間圧延の温度が60℃未満の場合には、材料の変形抵抗が大きくなるため、冷間圧延中に大きな割れが発生し、磁気ディスク用アルミニウム合金基板として不適となる。一方、冷間圧延の温度が180℃を超える場合は、粗大なAl—Fe系金属間化合物の粉砕による微細化が不十分となり、めっき表面の平滑性が低下する。

[0065] このように、冷間圧延は、60～180℃の温度範囲で1パス当たりの圧延率を15%以上とし、かつ、全圧延率を50%以上の条件で実施する。冷間圧延の温度範囲は、70～170℃が好ましい。また、1パス当たりの圧延率は、20%以上が好ましく、25%以上がより好ましい。なお、1パス当たりの圧延率の上限は特に限定されるものではないが、材料の圧延性等によって自ずと決まるものであり、本発明においては、70%程度である。全圧延率は、60%以上が好ましく、70%以上がより好ましい。全圧延率の上限もまた特に限定されるものではないが、これも材料の圧延性等によって自ずと決まるものであり、本発明においては、95%程度である。なお、冷間圧延におけるパス数は1以上であり、好ましくは2以上、より好ましくは2である。

[0066] 冷間圧延の前、或いは、冷間圧延の途中において、冷間圧延加工性を確保するために焼鈍処理を施してもよい。焼鈍処理を実施する場合には、例えばバッチ式の加熱ならば、300～500℃で0.1～30時間の条件で行うことが好ましく、連続式の加熱ならば、400～600℃で0～60秒間保持の条件で行うことが好ましい。ここで、保持時間0秒とは、加熱温度に到達した直後に加熱保持を停止して冷却することを意味する。

[0067] 次に、上述のようにして製造されたアルミニウム合金板を磁気ディスクに製造する工程について説明する。アルミニウム合金板を磁気ディスク用として加工するには、アルミニウム合金板を円環状に打ち抜き、ディスクブランクを作製する（ステップS106）。次に、ディスクブランクを大気中にて、例えば100～480℃で30分以上の加圧焼鈍を行い平坦化したブランクを作製する（ステップS107）。次に、ブランクに切削加工、研削加工

、ならびに、好ましくは、 $250\sim400^{\circ}\text{C}$ の温度で $5\sim15$ 分の歪取り加熱処理をこの順序で施して、アルミニウム合金基板を作製する（ステップS108）。次に、アルミニウム合金基板表面に脱脂、酸エッチング処理、デスマット処理、ジンケート処理（Zn置換処理）を施す（ステップS109）。

[0068] 脱脂処理段階は市販のAD-68F（上村工業製）脱脂液等を用い、温度 $40\sim70^{\circ}\text{C}$ 、処理時間 $3\sim10$ 分、濃度 $200\sim800\text{ mL/L}$ の条件で脱脂を行うことが好ましい。酸エッチング処理段階は、市販のAD-107F（上村工業製）エッチング液等を用い、温度 $50\sim75^{\circ}\text{C}$ 、処理時間 $0.5\sim5$ 分、濃度 $20\sim100\text{ mL/L}$ の条件で酸エッチングを行うことが好ましい。酸エッチング処理の後、化合物除去工程が既に適用された場合では、通常のデスマット処理として、 HNO_3 を用い、温度 $15\sim40^{\circ}\text{C}$ 、処理時間 $10\sim120$ 秒、濃度： $10\sim60\%$ の条件でデスマット処理を行うことが好ましい。化合物除去工程が適用されていない場合には、デスマット処理に代えて、又は、これに加えて上述の化合物除去処理を実施しても良い。

[0069] 1st ジンケート処理段階は市販のAD-301F-3X（上村工業製）のジンケート処理液等を用い、温度 $10\sim35^{\circ}\text{C}$ 、処理時間 $0.1\sim5$ 分、濃度 $100\sim500\text{ mL/L}$ の条件で行うことが好ましい。1st ジンケート処理段階の後、 HNO_3 を用い、温度 $15\sim40^{\circ}\text{C}$ 、処理時間 $10\sim120$ 秒、濃度： $10\sim60\%$ の条件でZn剥離処理を行うことが好ましい。その後、1st ジンケート処理と同じ条件で2nd ジンケート処理段階を実施する。

[0070] 2nd ジンケート処理したアルミニウム合金基材表面に、下地めっき処理として無電解でのNi-Pめっき処理工程が施される（S110）。無電解でのNi-Pめっき処理は、市販のニムデンHDX（上村工業製）めっき液等を用い、温度 $80\sim95^{\circ}\text{C}$ 、処理時間 $30\sim180$ 分、Ni濃度 $3\sim10\text{ g/L}$ の条件でめっき処理を行うことが好ましい。このような無電解でのNi-Pめっき処理工程によって、下地めっき処理した磁気ディスク用のアル

ミニウム合金基盤が得られる。

[0071] C. 磁気ディスク

最後に、下地めっき処理した磁気ディスク用のアルミニウム合金基盤の表面を研磨により平滑し、表面に下地層、磁性層、保護膜及び潤滑層等からなる磁性媒体をスパッタリングにより付着させ磁気ディスクとする（ステップ S 1 1 1）。

[0072] なお、アルミニウム合金板（S 1 0 5）とした後は、冷間圧延のように組織が変化する工程はないため、化合物の分布や成分が変化することはない。従って、アルミニウム合金基板（S 1 0 8）の代わりに、アルミニウム合金板（S 1 0 5）やディスクブランク（ステップ S 1 0 6）、アルミニウム合金基盤（ステップ S 1 1 0）、磁気ディスク（ステップ S 1 1 1）を用いて化合物の分布や成分等の評価を行ってもよい。

実施例

[0073] 以下に、本発明を実施例に基づき、さらに詳細に説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

[0074] 磁気ディスク用アルミニウム合金基板の実施例について説明する。表 1 ～ 3 に示す成分組成の各合金素材を常法に従って溶解し、アルミニウム合金溶湯を溶製した（ステップ S 1 0 1）。表 1 ～ 3 中「—」は、測定限界値以下を示す。

[0075]

[表1]

成分組成 (mass%)														
合金 No.	Fe	Mn	Si	Ni	Cu	Mg	Cr	Zr	Zn	Ti	B	V	Ti+B+V	Al+ 不可避の不純物
A1	0.4	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A2	0.6	0.2	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A3	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A4	0.9	-	-	0.2	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A5	1.0	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A6	1.2	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A7	1.5	-	-	-	0.020	-	0.20	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A8	1.8	-	-	-	0.020	-	-	0.20	0.230	-	-	-	0.000	残
A9	2.0	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A10	2.9	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	0.060	0.001	0.020	0.081	残
A11	1.5	0.1	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A12	1.5	0.3	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A13	1.5	0.6	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A14	1.5	1.5	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A15	1.5	2.9	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A16	1.5	-	0.1	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A17	1.5	-	0.4	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A18	1.5	-	-	0.1	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A19	1.5	-	-	1.0	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A20	1.5	-	-	2.9	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A21	1.5	-	-	-	0.005	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A22	1.5	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A23	1.5	-	-	-	0.150	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A24	1.5	-	-	-	0.950	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A25	1.5	-	-	-	0.020	0.1	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A26	1.5	-	-	-	0.020	0.3	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A27	1.5	-	-	-	0.020	0.4	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A28	1.5	-	-	-	0.020	-	0.01	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A29	1.5	-	-	-	0.020	-	0.15	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A30	1.5	-	-	-	0.020	-	0.95	-	0.230	-	-	-	0.000	残

[0076] [表2]

表2

合金 No.	成分組成 (mass%)													Al+ 不可避の不純物
	Fe	Mn	Si	Ni	Cu	Mg	Cr	Zr	Zn	Ti	B	V	Ti+B+V	
A31	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	-	-	-	0.000	残
A32	1.8	-	-	-	0.020	-	-	0.15	0.230	-	-	-	0.000	残
A33	1.8	-	-	-	0.020	-	-	0.95	0.230	-	-	-	0.000	残
A34	1.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.005	-	-	-	0.000	残
A35	1.5	-	-	-	0.020	-	-	-	0.350	-	-	-	0.000	残
A36	1.5	-	-	-	0.020	-	-	-	0.950	-	-	-	0.000	残
A37	0.8	0.3	0.3	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.005	0.001	0.001	0.007	残
A38	1.5	0.3	0.3	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.070	0.001	0.021	0.092	残
A39	2.3	0.3	0.3	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.454	0.023	0.012	0.489	残
A40	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A41	1.2	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A42	2.9	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A43	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	0.010	-	-	0.010	残
A44	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	0.390	-	-	0.390	残
A45	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	-	-	0.010	0.010	残
A46	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	-	-	0.351	0.351	残
A47	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	0.050	-	0.050	0.100	残
A48	1.5	-	-	-	0.020	-	-	0.01	0.230	0.231	-	0.210	0.441	残

[0077] [表3]

表3

合金 No.	成分組成 (mass%)													Al+ 不可避免の不純物
	Fe	Mn	Si	Ni	Cu	Mg	Cr	Zr	Zn	Ti	B	V	Ti+B+V	
AC1	0.2	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC2	0.2	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC3	0.3	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC4	3.5	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC5	4.0	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC6	0.8	3.5	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC7	0.8	-	0.6	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC8	0.8	-	-	3.6	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC9	0.8	-	-	-	1.520	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC10	0.8	-	-	-	0.020	0.6	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC11	0.8	-	-	-	0.020	-	1.40	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC12	0.8	-	-	-	0.020	-	-	1.38	0.230	-	-	-	0.000	残
AC13	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	1.520	-	-	-	0.000	残
AC14	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC15	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC16	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC17	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC18	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC19	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC20	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC21	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC22	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC23	0.8	-	-	-	0.001	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
AC24	0.8	-	-	-	0.020	-	-	-	0.001	-	-	-	0.000	残

[0078] 次に、No. A40~42及びAC1以外は、アルミニウム合金溶湯をD

C法により鑄造し、厚さ400mmの鑄塊を作製してその両面を15mm面削した（ステップS102）。No. A40～42及びAC1は、アルミニウム合金溶湯をCC法により鑄造し、鑄塊を作製した。次に、面削したDC鑄塊に550℃で10時間の均質化熱処理を施した（ステップS103）。次に、均質化処理を施したDC鑄塊を熱間圧延開始温度540℃、熱間圧延終了温度200℃の条件で熱間圧延を行ない、熱間圧延板とした（ステップS104）。CC鑄塊の板厚と熱間圧延板の板厚を、冷間圧延前の板厚として表4～6に示す。

[0079]

[表4]

表4

	合金 No.	冷間圧延 前の板厚 (mm)	冷間圧延条件				
			1パス目の 温度 (°C)	1パス目の 圧延率 (%)	2パス目の 温度 (°C)	2パス目の 圧延率 (%)	60~180°Cの 温度範囲での 全圧延率 (%)
実施例1	A1	7.0	63	64	67	68	89
実施例2	A2	6.0	170	67	178	60	87
実施例3	A3	5.0	75	60	81	60	84
実施例4	A4	4.0	159	50	163	60	80
実施例5	A5	3.0	145	67	148	20	73
実施例6	A6	2.0	139	25	147	47	60
実施例7	A7	1.8	146	44	152	20	56
実施例8	A8	3.0	125	17	131	68	73
実施例9	A9	3.0	107	33	116	60	73
実施例10	A10	3.0	137	33	143	60	73
実施例11	A11	3.0	98	33	105	60	73
実施例12	A12	3.0	134	33	137	60	73
実施例13	A13	3.0	90	33	97	60	73
実施例14	A14	3.0	96	33	99	60	73
実施例15	A15	3.0	110	33	116	60	73
実施例16	A16	3.0	115	33	119	60	73
実施例17	A17	3.0	143	33	150	60	73
実施例18	A18	3.0	101	33	104	60	73
実施例19	A19	3.0	138	33	147	60	73
実施例20	A20	3.0	136	33	144	60	73
実施例21	A21	3.0	92	33	97	60	73
実施例22	A22	3.0	104	33	109	60	73
実施例23	A23	3.0	146	33	152	60	73
実施例24	A24	3.0	88	33	91	60	73
実施例25	A25	3.0	130	33	135	60	73
実施例26	A26	3.0	84	33	90	60	73
実施例27	A27	3.0	132	33	140	60	73
実施例28	A28	3.0	142	33	150	60	73
実施例29	A29	3.0	126	33	133	60	73
実施例30	A30	3.0	93	33	102	60	73

[0080]

[表5]

表5

	合金 No.	冷間圧延 前の板厚 (mm)	冷間圧延条件				60～180℃の 温度範囲での 全圧延率 (%)
			1パス目の 温度 (℃)	1パス目の 圧延率 (%)	2パス目の 温度 (℃)	2パス目の 圧延率 (%)	
実施例31	A31	3.0	134	33	138	60	73
実施例32	A32	3.0	141	33	146	60	73
実施例33	A33	3.0	125	33	128	60	73
実施例34	A34	3.0	118	33	126	60	73
実施例35	A35	3.0	95	33	102	60	73
実施例36	A36	3.0	148	33	155	60	73
実施例37	A37	3.0	116	33	120	60	73
実施例38	A38	3.0	100	33	105	60	73
実施例39	A39	3.0	120	33	128	60	73
実施例40	A40	9.0	120	69	124	71	91
実施例41	A41	4.0	138	50	142	60	80
実施例42	A42	2.0	110	50	118	20	60
実施例43	A43	3.0	119	33	123	60	73
実施例44	A44	3.0	137	33	146	60	73
実施例45	A45	3.0	148	33	155	60	73
実施例46	A46	3.0	143	33	152	60	73
実施例47	A47	3.0	110	33	112	60	73
実施例48	A48	3.0	88	33	94	60	73

[0081]

[表6]

表6

	合金 No.	冷間圧延 前の板厚 (mm)	冷間圧延条件				60~180℃の 温度範囲での 全圧延率 (%)
			1パス目の 温度 (℃)	1パス目の 圧延率 (%)	2パス目の 温度 (℃)	2パス目の 圧延率 (%)	
比較例1	AC1	3.0	134	33	138	60	73
比較例2	AC2	3.0	141	33	146	60	73
比較例3	AC3	3.0	125	33	128	60	73
比較例4	AC4	3.0	118	33	126	60	73
比較例5	AC5	3.0	95	33	102	60	73
比較例6	AC6	3.0	148	33	155	60	73
比較例7	AC7	3.0	116	33	120	60	73
比較例8	AC8	3.0	100	33	105	60	73
比較例9	AC9	3.0	120	33	128	60	73
比較例10	AC10	3.0	120	33	124	60	73
比較例11	AC11	3.0	138	33	142	60	73
比較例12	AC12	3.0	110	33	118	60	73
比較例13	AC13	3.0	119	33	123	60	73
比較例14	AC14	3.0	45	33	50	60	73
比較例15	AC15	3.0	40	33	46	60	73
比較例16	AC16	3.0	189	33	195	60	73
比較例17	AC17	3.0	192	33	198	60	73
比較例18	AC18	2.0	156	10	164	56	60
比較例19	AC19	1.8	91	50	96	11	56
比較例20	AC20	1.0	125	10	131	11	20
比較例21	AC21	1.4	110	21	118	27	43
比較例22	AC22	1.3	94	23	102	20	38
比較例23	AC23	3.0	135	33	135	60	73
比較例24	AC24	3.0	140	33	145	60	73

[0082] 熱間圧延後のN o. A 1、A 3の熱間圧延板、ならびに、A 4 0の鋳塊は、3 6 0℃で2時間の条件で焼鈍（バッチ式）処理を施した。以上のようにして作製した板材又は鋳塊は、冷間圧延により最終板厚の0. 8 mmまで圧延し、アルミニウム合金板とした（ステップS 1 0 5）。冷間圧延の条件を表4～6に示す。このアルミニウム合金板から外径9 6 mm、内径2 4 mmの円環状のものを打抜き、ディスクブランクを作製した（ステップS 1 0 6）。

[0083] このようにして作製したディスクブランクに、0. 5 MP aの圧力下にお

いて250℃で3時間の加圧平坦化処理を施した（ステップS107）。次いで、加圧平坦化処理したディスクブランクに端面加工を行い外径95mm、内径25mmとし、グラインディング加工（表面70μm研削）を行ってアルミニウム合金基板を作製した（ステップS108）。その後、AD-68F（商品名、上村工業製）により60℃で5分の脱脂を行った後、AD-107F（商品名、上村工業製）により65℃で1分の酸エッチングを行い、さらに30%HNO₃水溶液（室温）で20秒間デスマットした（ステップS109）。

[0084] このようにして表面状態を整えた後に、ディスクブランクをAD-301F-3X（商品名、上村工業製）の20℃のジンケート処理液に0.5分間浸漬して表面にジンケート処理を施した（ステップS109）。なお、ジンケート処理は合計2回行い、ジンケート処理の間に室温の30%HNO₃水溶液に20秒間浸漬して表面を剥離処理した。ジンケート処理した表面に無電解Ni-Pめっき処理液（ニムデンHDX（商品名、上村工業製））を用いてNi-Pを13.5μm厚さに無電解めっきした後、羽布により仕上げ研磨（研磨量3.1μm）を行って磁気ディスク基板ディスク用のアルミニウム合金基盤とした（ステップS110）。

[0085] 研削加工（ステップS108）工程後のアルミニウム合金基板、ならびに、めっき処理研磨（ステップS110）工程後のアルミニウム合金基盤について以下の評価を行った。なお、比較例14と15では、冷間圧延後に表面に沿った割れが多数発生したため、以下の評価は行わなかった。また、各試料については、5枚のディスクをめっき処理まで実施しているが、比較例4～13のディスクでは、5枚全てでめっき剥離が生じていたため、ディスク・フラッタの測定を行うことが出来なかった。また、実施例10と42では5枚のうち3枚で、実施例15では5枚のうち2枚で、実施例20では5枚のうち3枚でめっき剥離が生じたが、めっき剥離が生じなかったものを用い評価を実施した。

[0086] [Al-Fe系金属間化合物の分布密度]

研削加工（ステップS 1 0 8）後のアルミニウム合金基板表面を、光学顕微鏡により4 0 0 倍の倍率で観察視野1 m m²の範囲を観察し、粒子解析ソフトA 像くん（商品名、旭化成エンジニアリング（株）社製）を用いて金属間化合物の最長径及び分布密度（個／m m²）の測定を行った。1 0 μ m以上1 6 μ m未満の最長径を有するA l－F e系金属間化合物の分布密度Aと、1 0 μ m以上の最長径を有するA l－F e系金属間化合物の分布密度Bと、それらの割合（A／B）と、4 0 μ m以上の最長径を有するA l－F e系金属間化合物の分布密度を求めた。

[0087] [ディスク・フラッタの測定]

めっき処理研磨（ステップS 1 1 0）工程後のアルミニウム合金基盤を用いディスク・フラッタの測定を行った。ディスク・フラッタの測定は、市販のハードディスクドライブに空気の存在下、アルミニウム合金基盤を設置して測定を行った。ドライブはS e a g a t e製S T 2 0 0 0（商品名）を用いて、モーター駆動はテクノアライブ製S L D 1 0 2（商品名）をモーターに直結することにより駆動させた。回転数は7 2 0 0 r p mとし、ディスクは常に複数枚設置してその上部の磁気ディスクの表面にレーザードップラー計である小野測器製L D V 1 8 0 0（商品名）によって表面の振動を観察した。観察した振動は、小野測器製F F T解析装置D S 3 2 0 0（商品名）によってスペクトル分析した。観察はハードディスクドライブの蓋に孔を開けることにより、その穴からディスク表面を観察して行った。また、市販のハードディスクに設置されていたスクイーズプレートは外して評価を行った。

[0088] フラッタリング特性の評価は、フラッタリングが現れる3 0 0～1 5 0 0 H zの付近のブロードなピークの最大変位（ディスクフラッタリング（n m））によって行った。このブロードなピークはN R R O（N o n－R e p e a t a b l e R u n O u t）と呼ばれ、ヘッドの位置決め誤差に対して大きな影響があることがわかっている。フラッタリング特性の評価は、空気中にて、3 0 n m以下の場合をA（優）、3 0 n mを超えて4 0 n m以下をB（良）、4 0 n mを超えて5 0 n m以下をC（可）、5 0 n mより大きい

場合はD（劣）とした。

[0089] 〔下地処理した磁気ディスク用アルミニウム合金基板の平滑性〕

めっき処理研磨（ステップS 1 1 0）工程後のアルミニウム合金基盤表面におけるピットの個数を求めた。SEMにより2 0 0 0倍の倍率で観察視野を 1 mm^2 とし、最長径 $1.0\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $5.0\text{ }\mu\text{m}$ 未満の大きさのピットの個数を計測し、単位面積当たりの個数（個数密度：個/ mm^2 ）を求めた。

[0090] ここで、ピットの最長径とは、SEMで観測されるピットの平面画像において、まず、輪郭線上における一点と輪郭線上の他の点との距離の最大値を計測し、次に、この最大値を輪郭線上における全ての点について計測し、最後に、これら全最大値のうちから選択される最も大きなものをいう。また、ピットの最長径の下限は限定されるものではないが、最長径が $1.0\text{ }\mu\text{m}$ 未満のものは観察されなかったので対象外とした。なお、 1 mm^2 の観察視野中にピットの全体が存在している場合は勿論、ピットの一部のみが観察されたものも一個として数えた。評価基準としては、ピットの個数密度が0個/ mm^2 の場合をA（優）とし、1～7個/ mm^2 の場合をB（良）とし、8個/ mm^2 以上の場合をD（劣）とした。

[0091] 以上の評価結果を、表7～9に示す。

[0092]

[表7]

表7

	合金 No.	フラッタリング 特性	Al-Fe系化合物の分布密度				めっき表面の平滑性	評価
			10 μ m以上16 μ m未満の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物の分布密度(A) (個/mm ²)	10 μ m以上の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物の分布密度(B) (個/mm ²)	A/B	40 μ m以上の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物 (個/mm ²)		
実施例1	A1	C	25	28	0.89	0	0	A
実施例2	A2	B	106	149	0.71	0	0	A
実施例3	A3	A	185	203	0.91	0	0	A
実施例4	A4	A	310	350	0.89	0	0	A
実施例5	A5	A	332	402	0.83	0	0	A
実施例6	A6	A	396	490	0.81	0	0	A
実施例7	A7	A	508	554	0.92	0	0	A
実施例8	A8	A	594	654	0.91	0	0	A
実施例9	A9	A	650	691	0.94	0	0	A
実施例10	A10	A	1032	1042	0.99	1	6	B
実施例11	A11	A	502	584	0.86	0	0	A
実施例12	A12	A	515	593	0.87	0	0	A
実施例13	A13	A	535	642	0.83	0	0	A
実施例14	A14	A	594	674	0.88	0	0	A
実施例15	A15	A	687	831	0.83	1	3	B
実施例16	A16	A	506	652	0.78	0	0	A
実施例17	A17	A	473	565	0.84	0	0	A
実施例18	A18	A	502	593	0.85	0	0	A
実施例19	A19	A	562	643	0.87	0	0	A
実施例20	A20	A	688	812	0.85	1	2	B
実施例21	A21	A	437	567	0.77	0	0	A
実施例22	A22	A	498	593	0.84	0	0	A
実施例23	A23	A	503	593	0.85	0	0	A
実施例24	A24	A	499	602	0.83	0	0	A
実施例25	A25	A	527	543	0.97	0	0	A
実施例26	A26	A	473	563	0.84	0	0	A
実施例27	A27	A	538	648	0.83	0	0	A
実施例28	A28	A	506	638	0.79	0	0	A
実施例29	A29	A	505	631	0.80	0	0	A
実施例30	A30	A	558	629	0.89	0	0	A

[0093] [表8]

表8

	合金 No.	フラッタリング 特性	Al-Fe系化合物の分布密度				めっき表面の平滑性	
			10 μ m以上16 μ m未満の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物の分布密度(A) (個/mm ²)	10 μ m以上の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物の分布密度(B) (個/mm ²)	A/B	40 μ m以上の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物 (個/mm ²)	最長径1.0 μ m以上 5.0 μ m未満の めっきピットの分布 (個/mm ²)	評価
実施例31	A31	A	473	543	0.87	0	0	A
実施例32	A32	A	602	693	0.87	0	0	A
実施例33	A33	A	621	793	0.78	0	0	A
実施例34	A34	A	571	654	0.87	0	0	A
実施例35	A35	A	522	693	0.75	0	0	A
実施例36	A36	A	546	591	0.92	0	0	A
実施例37	A37	A	300	354	0.85	0	0	A
実施例38	A38	A	531	604	0.88	0	0	A
実施例39	A39	A	703	767	0.92	0	0	A
実施例40	A40	A	274	320	0.86	0	0	A
実施例41	A41	A	397	531	0.75	0	0	A
実施例42	A42	A	807	875	0.92	0	0	A
実施例43	A43	A	480	543	0.88	0	0	A
実施例44	A44	A	466	503	0.93	0	0	A
実施例45	A45	A	505	593	0.85	0	0	A
実施例46	A46	A	513	607	0.84	0	0	A
実施例47	A47	A	468	512	0.91	0	0	A
実施例48	A48	A	520	582	0.89	0	0	A

[0094] [表9]

表9

	合金 No.	フラッタリング 特性	Al-Fe系化合物の分布密度				めっき表面の平滑性	
			10 μ m以上16 μ m未満の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物の分布密度(A) (個/ mm^2)	10 μ m以上の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物の分布密度(B) (個/ mm^2)	A/B	40 μ m以上の 最長径を有するAl-Fe系 金属間化合物 (個/ mm^2)	最長径1.0 μ m以上 5.0 μ m未満の めっきピットの分布 (個/ mm^2)	評価
比較例1	AC1	D	12	14	0.86	0	0	A
比較例2	AC2	D	13	16	0.81	0	0	A
比較例3	AC3	D	20	25	0.80	0	0	A
比較例4	AC4	-	1530	1,659	0.92	10	76	D
比較例5	AC5	-	2912	4,021	0.72	12	83	D
比較例6	AC6	-	783	843	0.93	3	32	D
比較例7	AC7	-	268	345	0.78	0	0	A
比較例8	AC8	-	1235	1,453	0.85	5	32	D
比較例9	AC9	-	274	356	0.77	0	21	D
比較例10	AC10	-	292	385	0.76	0	0	A
比較例11	AC11	-	831	981	0.85	4	23	D
比較例12	AC12	-	543	654	0.83	6	49	D
比較例13	AC13	-	277	376	0.74	0	10	D
比較例14	AC14	-	-	-	-	-	-	-
比較例15	AC15	-	-	-	-	-	-	-
比較例16	AC16	A	134	223	0.60	0	12	D
比較例17	AC17	A	124	251	0.49	0	20	D
比較例18	AC18	A	187	301	0.62	0	11	D
比較例19	AC19	A	135	309	0.44	0	21	D
比較例20	AC20	A	139	392	0.35	0	32	D
比較例21	AC21	A	126	281	0.45	0	23	D
比較例22	AC22	A	105	243	0.43	0	21	D
比較例23	AC23	A	136	283	0.48	0	15	D
比較例24	AC24	A	111	248	0.45	0	18	D

[0095] 表7、8に示すように、実施例1～48では良好なめっき表面の平滑性とフラッタリング特性を得ることが出来た。

- [0096] これに対して、比較例 1 ～ 3 では、アルミニウム合金の F e 含有量が少な過ぎたために、フラッターリング特性が劣った。
- [0097] 比較例 4、5 では、アルミニウム合金の F e 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、粗大な金属間化合物が多数存在したため、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0098] 比較例 6 では、アルミニウム合金の M n 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、粗大な金属間化合物が多数存在したため、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0099] 比較例 7 では、アルミニウム合金の S i 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。
- [0100] 比較例 8 では、アルミニウム合金の N i 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、粗大な金属間化合物が多数存在したため、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0101] 比較例 9 では、アルミニウム合金の C u 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、ジンケート性が不均一となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0102] 比較例 10 では、アルミニウム合金の M g 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。
- [0103] 比較例 11 では、アルミニウム合金の C r 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、フラッターリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、粗大な金属間化合物が多数存在したため、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。

- [0104] 比較例 1 2 では、アルミニウム合金の Z r 含有量が多過ぎたために前述の通りめっき剥離が生じ、フラッタリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、粗大な金属間化合物が多数存在したため、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0105] 比較例 1 3 では、アルミニウム合金の Z n 含有量が多過ぎたために前述の通りめっき剥離が生じ、フラッタリング特性が評価できず磁気ディスクとして不適であった。また、ジンケート性が不均一となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0106] 比較例 1 4、1 5 では、冷間圧延時の温度が低過ぎたため、表面に割れが発生し、評価できず磁気ディスクとして不適であった。
- [0107] 比較例 1 6、1 7 では、冷間圧延時の温度が高過ぎたため、1 6 μ m 以上の金属間化合物が多数存在し、A/B が 0. 7 0 未満となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0108] 比較例 1 8 では、冷間圧延時の 1 パス目の圧延率が低過ぎたため、また、比較例 1 9 では、冷間圧延時の 2 パス目の圧延率が低過ぎたため、いずれも 1 6 μ m 以上の金属間化合物が多数存在し、A/B が 0. 7 0 未満となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0109] 比較例 2 0 では、冷間圧延時の 1 パス目及び 2 パス目の圧延率、ならびに、全圧延率が低過ぎたため、1 6 μ m 以上の金属間化合物が多数存在し、A/B が 0. 7 0 未満となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0110] 比較例 2 1、2 2 では、冷間圧延時での全圧延率が低過ぎたため、1 6 μ m 以上の金属間化合物が多数存在し、A/B が 0. 7 0 未満となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。
- [0111] 比較例 2 3 では、アルミニウム合金の C u 含有量が少な過ぎたために、ジンケート性が不均一となり、また、1 6 μ m 以上の金属間化合物が多数存在して A/B が 0. 7 0 未満となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっき表面の平滑性が劣った。

[0112] 比較例 24 では、アルミニウム合金の Zn 含有量が少な過ぎたために、ジ
ンケート性が不均一となり、また、 $16\mu\text{m}$ 以上の金属間化合物が多数存在
して A/B が 0.70 未満となり、めっき表面にピットが多数発生し、めっ
き表面の平滑性が劣った。

産業上の利用可能性

[0113] 本発明により、めっき性とディスクのフラッタリング特性に優れた磁気デ
ィスク用アルミニウム合金基板及びその製造方法、ならびに、当該磁気デ
ィスク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスクが得られる。

請求の範囲

- [請求項1] $\text{Fe} : 0.4 \sim 3.0 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Cu} : 0.005 \sim 1.000 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Zn} : 0.005 \sim 1.000 \text{ mass \%}$ を含有し、残部 Al 及び不可避不純物からなるアルミニウム合金からなり、 $10 \mu\text{m}$ 以上 $16 \mu\text{m}$ 未満の最長径を有する $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物の分布密度 A と $10 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物の分布密度 B の割合 (A/B) が 0.70 以上で、 $40 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する $\text{Al}-\text{Fe}$ 系金属間化合物が 1 個/mm^2 以下の分布密度で分散することを特徴とする磁気ディスク用アルミニウム合金基板。
- [請求項2] 前記アルミニウム合金が、 $\text{Mn} : 0.1 \sim 3.0 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Si} : 0.1 \sim 0.4 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Mg} : 0.1 \sim 0.4 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Ni} : 0.1 \sim 3.0 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Cr} : 0.01 \sim 1.00 \text{ mass \%}$ 及び $\text{Zr} : 0.01 \sim 1.00 \text{ mass \%}$ からなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有する、請求項1に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板。
- [請求項3] 前記アルミニウム合金が、含有量の合計が $0.005 \sim 0.500 \text{ mass \%}$ 以下の Ti 、 B 及び V からなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有する、請求項1又は2に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板。
- [請求項4] 請求項1～3のいずれか一項に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板の表面に、無電解 $\text{Ni}-\text{P}$ めっき処理層とその上の磁性体層が設けられていることを特徴とする磁気ディスク。
- [請求項5] 請求項1～3のいずれか一項に記載される磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法であって、前記アルミニウム合金を用いて鋳塊を鋳造する鋳造工程と、鋳塊を冷間圧延する冷間圧延工程と、冷間圧延板を円環状に打ち抜くディスクブランク打抜き工程と、打ち抜いたディスクブランクを加圧焼鈍する加圧焼鈍工程と、加圧焼鈍したディスクブランクに切削加工と研削加工を施す切削・研削工程とを含み

、前記冷間圧延工程において、 $60\sim 180^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で1パス当たりの圧延率を15%以上とし、かつ、全圧延率を50%以上で冷間圧延することを特徴とする磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法。

[請求項6] 前記鋳造工程と前記冷間圧延工程の間に、鋳造した鋳塊を $280\sim 620^{\circ}\text{C}$ で0.5～60時間加熱処理する均質化熱処理工程と、均質化熱処理した鋳塊を $250\sim 600^{\circ}\text{C}$ の開始温度と $230\sim 450^{\circ}\text{C}$ の終了温度で熱間圧延する熱間圧延工程とを更に含む、請求項5に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法。

[請求項7] 前記冷間圧延の前又は途中において、鋳塊又は圧延板を焼鈍する焼鈍処理工程であって、 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ で0.1～30時間のバッチ焼鈍処理工程、又は $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ で0～60秒の連続焼鈍処理工程を更に含む、請求項5又は6に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法。

[図1]

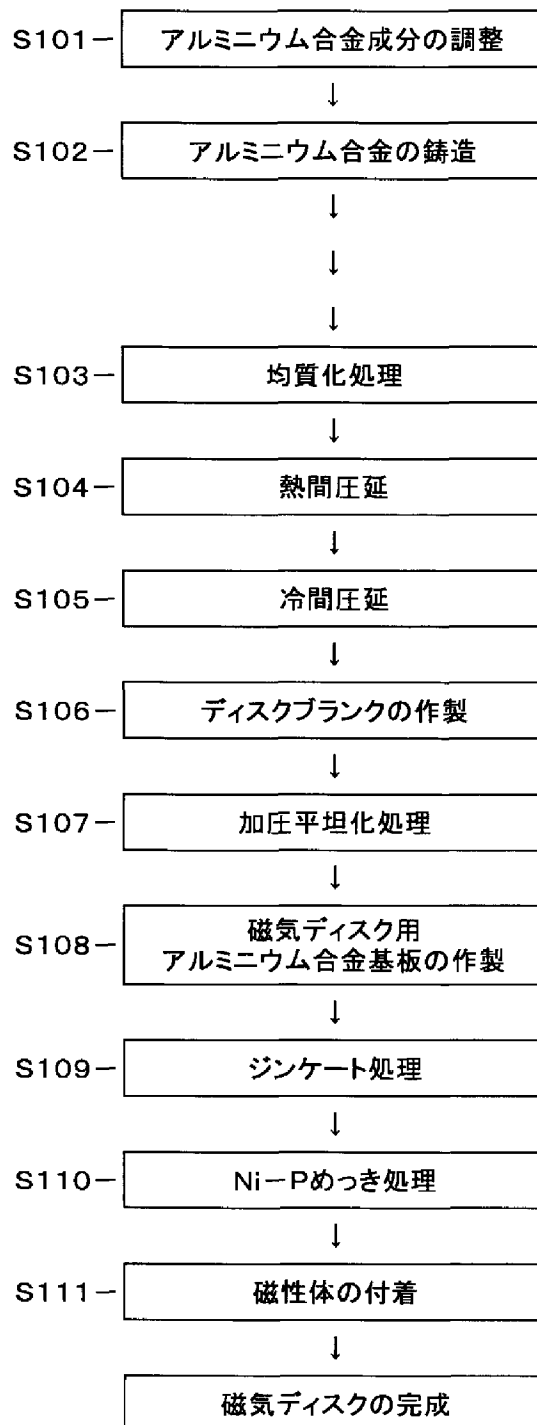


図1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/004294

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int. Cl. G11B5/73 (2006.01) i, C22C21/00 (2006.01) i, C22F1/04 (2006.01) i, G11B5/84 (2006.01) i, C22F1/00 (2006.01) n

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int. Cl. G11B5/73, C22C21/00, C22F1/04, G11B5/84, C22F1/00

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2019

Registered utility model specifications of Japan 1996-2019

Published registered utility model applications of Japan 1994-2019

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2013-112884 A (FURUKAWA SKY ALUMINUM CORP., FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.) 10 June 2013, claim 1, paragraphs [0010], [0028], [0029] (Family: none)	1-7
A	JP 2017-031507 A (UACJ CORP., FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.) 09 February 2017, paragraphs [0002]-[0005] & US 2018/0221928 A1, paragraphs [0002]-[0005] & WO 2017/018451 A1 & CN 107835863 A	1-7

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

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

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

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

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

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

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

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

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

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
28.02.2019

Date of mailing of the international search report
12.03.2019

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. G11B5/73(2006.01)i, C22C21/00(2006.01)i, C22F1/04(2006.01)i, G11B5/84(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. G11B5/73, C22C21/00, C22F1/04, G11B5/84, C22F1/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	J P 2013-112884 A（古河スカイ株式会社、古河電気工業株式会社） 2013.06.10, 請求項1、段落[0010]、[0028] - [0029]（ファミリーなし）	1-7
A	J P 2017-031507 A（株式会社UACJ、古河電気工業株式会社） 2017.02.09, 段落[0002] - [0005] & US 2018/0221928 A1, 段落[0002] - [0005]	1-7

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

28.02.2019

国際調査報告の発送日

12.03.2019

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（ISA/J P）

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

斎藤 真

5 C

3793

電話番号 03-3581-1101 内線 3541

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
	& WO 2017/018451 A1 & CN 107835863 A	