

(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
2016 年 5 月 6 日(06.05.2016)



(10) 国際公開番号

WO 2016/068293 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 21/00 (2006.01) C22F 1/04 (2006.01)
C22C 21/02 (2006.01) C22F 1/043 (2006.01)
C22C 21/06 (2006.01) C22F 1/05 (2006.01)
G11B 5/73 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/080756
- (22) 国際出願日: 2015 年 10 月 30 日(30.10.2015)
- (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 2014-223387 2014 年 10 月 31 日(31.10.2014) 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).
- (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). 日比野 旭(HIBINO Akira); 〒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). 熊谷 航(KUMAGAI Wataru); 〒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). 増田 光男(MASUDA Mitsuo); 〒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). 戸

田 貞行(TODA Sadayuki); 〒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, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (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:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: 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

(57) Abstract: This aluminum alloy substrate for a magnetic disk contains 0.5-24.0 mass% of Si and 0.01-3.00 mass% of Fe and comprises the balance being Al and inevitable impurities. The aluminum alloy substrate for a magnetic disk has a smooth and highly rigid plated surface.

(57) 要約: 磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、0.5質量%以上24.0質量%以下のSiと、0.01質量%以上3.00質量%以下のFeと、を含有し、残部Alと不可避免の不純物からなる。磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、めっき表面が平滑で高い剛性を有する。



WO 2016/068293 A1

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

技術分野

[0001] 本発明は、磁気ディスク用アルミニウム合金基板に関する。

背景技術

[0002] コンピュータの記憶装置に用いられるアルミニウム合金製磁気ディスクは、良好なめっき性を有するとともに機械的特性及び加工性が優れた J I S 5 0 8 6 (3 . 5 質量%以上 4 . 5 質量%以下の M g 、 0 . 5 0 質量%以下の F e 、 0 . 4 0 質量%以下の S i 、 0 . 2 0 質量%以上 0 . 7 0 質量%以下の M n 、 0 . 0 5 質量%以上 0 . 2 5 質量%以下の C r 、 0 . 1 0 質量%以下の C u 、 0 . 1 5 質量%以下の T i 、 0 . 2 5 質量%以下の Z n 、残部 A l 及び不可避免的不純物) によるアルミニウム合金基板から製造されている。さらに、アルミニウム合金製磁気ディスクは、めっき前処理工程における金属間化合物抜け落ちによるピット不具合の改善を目的に J I S 5 0 8 6 中の不純物である F e 、 S i 等の含有量を制限しマトリックス中の金属間化合物を小さくしたアルミニウム合金基板、或いはめっき性改善を目的に J I S 5 0 8 6 中の C u 及び／又は Z n を意識的に添加したアルミニウム合金基板等から製造されている。

[0003] 一般的なアルミニウム合金製磁気ディスクは、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製造されている。

[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、所望の化学成分としたアルミニウム合金を鋳造し、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みの圧延材を作製する。この圧延材は、必要に応じ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、円環状にしたア

ルミニウム合金板を積層し、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う。これにより、円環状アルミニウム合金基板は作製される。

[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、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、磁性体をスパッタリングする。これにより、アルミニウム合金製磁気ディスクは製造される。

[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、磁気ディスク用アルミニウム合金基板を薄肉化すると剛性が低下してしまうため、磁気ヘッドと磁気ディスクが衝突するという問題（ヘッドクラッシュ）がある。これは、磁気ディスクを高速で回転させると気流が発生し、その気流により磁気ディスクの振動（フラッターリング）が起こるが、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である。ヘッドクラッシュが起こると磁気ディスク表面に凹凸又はキズが入り記録エラーとなることがある。そのため、アルミニウム合金基板の高剛性化が求められている。

[0008] また、磁気ディスクの高密度化により、1ビットあ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。

[0009] このような実情から、近年ではめっき表面が平滑で高い剛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、特許文献1では、Al-Mg系合金にMn及びZrを添加し、アルミニウム合金基板の再結晶温度を上げ、再結晶を抑制させることで強度を高め、磁気ヘッドと磁気ディスクが衝突した際に微細な凹凸を生じさせない方法が

記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開平 1 0－2 7 3 7 4 9 号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] しかしながら、特許文献 1 に開示されている方法では、高強度化はできるが、剛性が低いため磁気ヘッドと磁気ディスクとの接触は避けられず、極微細の表面の凹凸又はキズを減らすことは出来ない。また、Mn を多く含有しているため、アルミニウム合金基板中に粗大な化合物が多く存在し、その化合物がめっき前処理工程で脱落して表面に大きな窪みが発生し、めっき表面にピットが多発するため目標とするめっき表面の優れた平滑性は得られていない。

[0012] この発明は、上記実情に鑑みてなされたものであり、めっき表面が平滑で高い剛性を有する磁気ディスク用アルミニウム合金基板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

[0013] 本発明の磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、
0. 5 質量%以上 2 4. 0 質量%以下の Si と、
0. 0 1 質量%以上～3. 0 0 質量%以下の Fe と、
を含有し、
残部 Al と不可避免の不純物からなる、
ことを特徴とする。

[0014] 前記磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、
0. 0 0 5 質量%以上 2. 0 0 0 質量%以下の Cu、
0. 1 質量%以上 6. 0 質量%以下の Mg、
0. 1 質量%以上 2. 0 質量%以下の Ni、

0.01質量%以上2.00質量%以下のCr、
0.01質量%以上2.00質量%以下のMn、
0.001質量%以上0.100質量%以下のNa、
0.001質量%以上0.100質量%以下のSr、
0.001質量%以上0.100質量%以下のP、

からなる群から選択された1又は2以上の元素をさらに含有してもよい。

[0015] 前記磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、

0.005質量%以上2.000質量%以下のZnをさらに含有してもよい。

[0016] 前記磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、

含有量の合計が0.005質量%以上0.500質量%以下のTi及びBをさらに含有してもよい。

[0017] 前記磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、

3 μ m以上100 μ m以下の最長径を有する第2相粒子が、100個/m²以上50000個/mm²以下の分布密度で分散してもよい。

[0018] 前記磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、

第2相粒子を含み、該第2相粒子の最長径が100 μ m以下であってもよい。

[0019] 前記磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、

両面に純Al又はAl-Mg系合金からなる皮材がクラッドされてもよい。

発明の効果

[0020] 本発明によれば、めっき表面が平滑で高い剛性を有する磁気ディスク用アルミニウム合金基板を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0021] [図1]本発明の実施形態に係るベア材の磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法を含む磁気ディスクの製造方法のフローを示す図である。

[図2]本発明の実施形態に係るクラッド材の磁気ディスク用アルミニウム合金

基板の製造方法を含む磁気ディスクの製造方法のフローを示す図である。

発明を実施するための形態

[0022] 本発明者らは、アルミニウム合金基板の剛性とめっき表面の平滑性とに着目し、これらの特性とアルミニウム合金基板の成分及び組織との関係について鋭意調査研究した。この結果、アルミニウム合金基板のS i含有量及びFe含有量が、剛性とめっき表面の平滑性とに大きな影響を与えることを見出した。また、第2相粒子（S i粒子又はAl－Fe－S i系化合物等）のサイズ及び分布密度が、剛性とめっき表面の平滑性とに大きな影響を与えることも見出した。これらの知見に基づいて、本発明者らは本発明を為すに至ったものである。

[0023] 以下、本発明の実施形態に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板について詳細に説明する。

[0024] 磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、単層のベア材又は3層のクラッド材として用いられる。クラッド材とは異なる2つ以上の合金板を冶金的に接合した合金板のことで、ここでは3層クラッド材の中間材を心材とし、心材の両面にある材料を皮材とする。また、アルミニウム合金基板は特別な記載がない場合、ベア材とクラッド材の両方を含む。

[0025] 以下、本発明の実施形態に係るAl－S i－Fe系磁気ディスク用アルミニウム合金基板を構成するベア材及びクラッド材の心材のアルミニウム合金成分及びその含有率について説明する。

[0026] （シリコン）

S iは、主としてS i粒子として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のS iの含有率が0.5質量%未満では、アルミニウム合金の剛性が不十分となる。一方、アルミニウム合金中のS iの含有率が24.0質量%を超過すると、粗大なS i粒子が生成し、ベア材の場合、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にS i粒子が脱落して大きな窪みが発生し、めっき表面の平滑性が低下する。クラッド材の心材の場合は、基板側面に存在する粗大なS i粒子がエッチ

ング時、ジンケート処理時、切削時に脱落して、基板側面に大きな窪みが発生する。特に基板側面の心材と皮材の境界部に大きな窪みが発生すると、めっきと基板の密着性が悪くなり、めっき剥離が生じてしまう。そのため、アルミニウム合金中のS iの含有率は、0.5質量%以上24.0質量%以下の範囲とする。また、S iの含有率は、剛性及び圧延性の兼ね合いから1.0質量%以上18.0質量%以下の範囲が好ましい。さらに好ましくは1.5質量%以上13.0質量%以下の範囲である。

[0027] (鉄)

Feは、主としてAl-Fe-S i系化合物として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のFeの含有率が0.01質量%未満では、剛性が不十分となる。一方、アルミニウム合金中のFeの含有率が3.00%を超過すると粗大なAl-Fe-S i系化合物が生成し、ベア材の場合は、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にAl-Fe-S i系化合物が脱落して大きな窪みが発生し、めっき表面の平滑性が低下する。クラッド材の心材の場合は、基板側面に存在する粗大なAl-Fe-S i系化合物がエッチング時、ジンケート処理時、切削時に脱落して、基板側面に大きな窪みが発生する。特に基板側面の心材と皮材の境界部に大きな窪みが発生すると、めっきと基板の密着性が悪くなり、めっき剥離が生じてしまう。そのため、アルミニウム合金中のFeの含有量は、0.05質量%以上3.00質量%以下の範囲とする。また、Feの含有率は、0.10質量%以上3.00質量%以下の範囲が好ましい。

[0028] 磁気ディスク用アルミニウム合金基板は、上述したS i及びFeのほか、アルミニウム合金基板の剛性をさらに向上させるために、好ましくは0.005質量%以上2.000質量%以下のCu、好ましくは0.1質量%以上6.0質量%以下のMg、好ましくは0.1質量%以上2.0質量%以下のNi、好ましくは0.01質量%以上2.00質量%以下のCr、好ましくは0.01質量%以上2.00質量%以下のMn、好ましくは0.001質量%以上0.100質量%以下のNa、好ましくは0.001質量%以上0

、 100質量%以下のS r、好ましくは0.001質量%以上0.100質量%以下のP、好ましくはTi及びBの含有量の合計が0.005質量%以上0.500質量%以下からなる群から選択される1又は2以上の元素を選択的にさらに含有するアルミニウム合金を用いることもできる。以下これらの選択元素を説明する。

[0029] (銅)

Cuは、主としてAl-Cu系化合物として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。また、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、次工程のめっきの平滑性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のCuの含有率が0.005質量%以上であることによって、剛性向上の効果と平滑性を向上させる効果とを一層得ることができる。また、アルミニウム合金中のCuの含有率が2.000質量%以下であることによって、粗大なAl-Cu系化合物の生成を抑制する。ベア材の場合、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にAl-Cu系化合物が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を向上させる効果を一層得ることができる。クラッド材の心材の場合は、エッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の粗大なAl-Cu系化合物が脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じること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Cuの含有率は、0.005質量%以上2.000質量%以下の範囲が好ましく、0.010質量%以上2.000質量%未満の範囲がより好ましい。

[0030] (マグネシウム)

Mgは、主としてMg-Si系化合物として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のMgの含有率が0.1質量%以上であることによって、剛性を向上させる効果を一層得ることができる。また、アルミニウム合金中のMgの含有率が6.0質量%以下であることによって、粗大なMg-Si系化合物が生成することを抑制する。

ベア材の場合、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にMg-Si系化合物が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が低下することを一層抑制することができる。クラッド材の心材の場合は、エッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の粗大なMg-Si系化合物が脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じること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の含有率は、0.1質量%以上6.0質量%以下の範囲が好ましく、0.3質量%以上1.0質量%未満の範囲がより好ましい。

[0031] (ニッケル)

Niは、主としてAl-Ni系化合物として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のNiの含有率が0.1質量%以上であることによって、剛性を向上させる効果を一層得ることができる。また、アルミニウム合金中のNiの含有率が2.0質量%以下であることによって、粗大なAl-Ni系化合物が生成することを抑制する。ベア材の場合、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にAl-Ni系化合物が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が低下することを一層抑制することができる。クラッド材の心材の場合は、エッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の粗大なAl-Ni系化合物が脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じること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の含有率は、0.1質量%以上2.0質量%以下の範囲が好ましく、0.3質量%以上2.0質量%未満がより好ましい。

[0032] (クロム)

Crは、主としてAl-Cr系化合物として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のCrの含有率が0.01質量%以上であることによって、剛性を向上させる効果を一層得るこ

とができる。また、アルミニウム合金中のC rの含有率が2.00質量%以下であることによって、粗大なA l-C r系化合物が生成することを抑制する。ベア材の場合、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にA l-C r系化合物が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が低下することを一層抑制することができる。クラッド材の心材の場合は、エッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の粗大なA l-C r系化合物が脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じること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C rの含有率は、0.01質量%以上2.00質量%以下の範囲が好ましく、0.1質量%以上2.0質量%未満がより好ましい。

[0033] (マンガン)

M nは、主としてA l-M n-S i系化合物として存在し、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のM nの含有率が0.01質量%以上であることによって、剛性を向上させる効果を一層得ることができる。また、アルミニウム合金中のM nの含有率が2.00質量%以下であることによって、粗大なA l-M n-S i系化合物が生成することを抑制する。ベア材の場合、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時にA l-M n-S i系化合物が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が低下することを一層抑制することができる。クラッド材の心材の場合は、エッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の粗大なA l-M n-S i系化合物が脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じること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M nの含有率は、0.01質量%以上2.00質量%以下の範囲が好ましく、0.1質量%以上2.0質量%未満がより好ましい。

[0034] A l-S i-F e系合金として、上述したS i及びF eのほか、アルミニウム合金基板のめっき表面の平滑性をさらに向上させるために、好ましくは

、0.005質量%以上2.000質量%以下のZnをさらに含有するアルミニウム合金を用いることもできる。以下この元素を説明する。

[0035] (亜鉛)

Znは、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、次工程のめっきの平滑性及び密着性を向上させる効果がある。アルミニウム合金中のZnの含有率が0.005質量%以上であることによって、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、めっきの平滑性を向上させる効果を一層得ることができる。また、アルミニウム合金中のZnの含有率が2.000質量%以下であることによって、ベア材の場合、ジンケート皮膜が均一となりめっき表面の平滑性が低下することを一層抑制することができる。クラッド材の場合は、基板側面のジンケート皮膜が均一となりめっき密着性が低下することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じることをより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Znの含有率は、0.005質量%以上2.000質量%以下の範囲が好ましく、0.100質量%以上2.000質量%未満の範囲がより好ましい。

[0036] (ナトリウム、ストロンチウム、リン)

Na、Sr及びPは、アルミニウム合金基板中のSi粒子を微細化し、めっき性を改善する効果が得られる。また、アルミニウム合金基板中のSi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剛性のバラつきを低減させる効果がある。そのため、アルミニウム合金中に、好ましくは0.001質量%以上0.100質量%以下のNa、好ましくは0.001質量%以上0.100質量%以下のSr、好ましくは0.001質量%以上0.100質量%以下のPからなる群から選択された1又は2以上の元素を選択的に添加されてもよい。但し、Na、Sr、Pのそれぞれが0.001質量%未満では、上記の効果が得られない。一方、Na、Sr、Pのそれぞれが0.100%を超過して含有し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。また、Na、Sr、Pを添加する場合のNa、Sr、Pのそれぞれの含有量は、0.003質量%以上0.025質量%以下の範囲がより好ましい。

[0037] (チタン、ホウ素)

Ti及びBは、鑄造時の凝固過程において、TiB₂などのホウ化物又はAl₃Ti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。これによりめっき性が改善する。また、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。但し、Ti及びBの含有量の合計が0.005質量%未満では、上記の効果が得られない。一方、Ti及びBの含有量の合計が0.500質量%を超過し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及びBを添加する場合のTi及びBの含有量の合計は、0.005質量%以上0.500質量%以下の範囲が好ましく、0.010質量%以上0.100質量%以下の範囲がより好ましい。

[0038] (その他の元素)

また、本発明の実施形態に係るアルミニウム合金の残部は、アルミニウムと不可避免の不純物とからなる。ここで、不可避免の不純物（例えばV等）は、各々が0.03%以下で、かつ合計で0.15%以下であれば、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] (皮材の組成)

次に、本発明の実施形態に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板を構成するクラッド材の皮材の合金成分及びその含有率について説明する。

[0040] 本発明の実施形態に係るアルミニウム合金基板では、ベア材のみでもめっき表面の優れた平滑性を得ることは可能であるが、第2相粒子が少ない皮材を心材の両面に付けることで、めっき表面がより平滑になる。

[0041] 本発明の実施形態に係るアルミニウム合金基板では、皮材は、純Al又はAl-Mg系合金のいずれを用いてもよい。純Al及びAl-Mg系合金は、他の合金に比べ、比較的粗大な第2相粒子が少なく、めっき性に優れる。

[0042] 本発明の実施形態に係るアルミニウム合金基板に用いる純A lの皮材は、0.005質量%以上0.600質量%以下のC uと、0.005質量%以上0.600質量%以下のZ nと、0.001質量%以上0.300質量%以下のS iと、0.001質量%以上0.300質量%以下のF eと、を含有し、残部A l及び不可避免の不純物から構成されるものが好ましい。

[0043] 本発明の実施形態に係るアルミニウム合金基板に用いるA l-M g系合金の皮材は、0.3質量%以上8.0質量%以下のM gと、0.005質量%以上0.600質量%以下のC uと、0.005質量%以上0.600質量%以下のZ nと、0.010質量%以上0.300質量%以下のC rと、0.001質量%以上0.300質量%以下のS iと、0.001質量%以上0.300質量%以下のF eと、を含有し、残部A l及び不可避免の不純物から構成されるものが好ましい。

[0044] (磁気ディスク用アルミニウム合金基板の第2相粒子の分布状態)

次に、本発明の実施形態に係る磁気ディスク用アルミニウム合金基板のクラッド材の心材及びベア材における第2相粒子の分布状態について説明する。

[0045] $3\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の最長径を有する第2相粒子は、アルミニウム合金基板の剛性を向上させる効果がある。本発明の実施形態においては、クラッド材の心材又はベア材の金属組織中において、 $3\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の最長径を有する第2相粒子が、 $100\text{個}/\text{mm}^2$ 以上 $50000\text{個}/\text{mm}^2$ 以下の分布密度で分散することが好ましい。 $3\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の最長径を有する第2相粒子が、 $100\text{個}/\text{mm}^2$ 以上の分布密度で分散することによって、十分な剛性が一層得られる。また、クラッド材の心材又はベア材の金属組織中において、 $3\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の最長径を有する第2相粒子が $50000\text{個}/\text{mm}^2$ 以下の分布密度で分散することによって、ベア材ではエッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時に第2相粒子が脱落して大きな窪みが発生することを抑制でき、めっき表面の平滑性が低下することを一層抑制することができる。また、クラッド材では、エッチング

時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の第2相粒子が脱落して大きな窪みが発生することを抑制し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じることを一層抑制できる。そのため、クラッド材の心材又はベア材の金属組織中において、 $3\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の最長径を有する第2相粒子が $100\text{個}/\text{mm}^2$ 以上 $50000\text{個}/\text{mm}^2$ 以下の分布密度で分散することが好ましく、 $1000\text{個}/\text{mm}^2$ 以上 $30000\text{個}/\text{mm}^2$ 未満の分布密度で分散することがより好ましい。なお、アルミニウム合金基板中に存在する第2相粒子の最長径が $3\mu\text{m}$ 未満であればこの第2相粒子により発生する窪みなどは問題視されないため、分布密度の対象から除外する。

[0046] また、アルミニウム合金基板中に存在する $100\mu\text{m}$ を超える最長径の第2相粒子は、 $0\text{個}/\text{mm}^2$ であることが好ましい。 $100\mu\text{m}$ を超える最長径の第2相粒子が、 $1\text{個}/\text{mm}^2$ 以上であると、ベア材ではエッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時に第2相粒子が脱落して大きな窪みが発生し平滑なめっき表面が得られない可能性がある。また、クラッド材ではエッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の第2相粒子が脱落して大きな窪みが発生し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じる可能性がある。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第2相粒子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。

[0047] (磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法)

以下、本発明の実施形態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。

[0048] 磁気ディスク用アルミニウム合金基板のベア材を用いた磁気ディスクの製造方法を図1に示すフローを参照しながら説明する。ここで、アルミニウム合金の調製(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

S 1 0 6) ~磁性体の付着 (ステップ S 1 1 1) 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。まず、ベア材の磁気ディスク用アルミニウム合金基板を製造する工程を説明する。

[0049] まず、上述の成分組成を有するアルミニウム合金の溶湯を、常法にしたがって加熱・溶融することによって調製する (ステップ S 1 0 1)。つぎに、調製されたアルミニウム合金の溶湯から半連続 casting (D C casting) 法又は連続 casting (C C) 法等によりアルミニウム合金を casting する (ステップ S 1 0 2)。 casting 時の冷却速度は $0.1 \sim 1000^\circ\text{C}/\text{s}$ の範囲が好ましい。 casting 時の冷却速度が $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満だと最長径 $3 \sim 100 \mu\text{m}$ の第 2 相粒子の分散密度が $50000 \text{ 個}/\text{mm}^2$ を超え、エッチング時、ジンケート処理時、切削又は研削加工時に第 2 相粒子が脱落して大きな窪みが発生し、めっき表面の平滑性が低下する可能性がある。一方、 casting 時の冷却速度が $1000^\circ\text{C}/\text{s}$ を越える場合は最長径 $3 \sim 100 \mu\text{m}$ の第 2 相粒子の分散密度が $100 \text{ 個}/\text{mm}^2$ 未満となり、十分な剛性が得られない可能性がある。なお、 casting 時の冷却速度が高い方が微細な第 2 相粒子が密に分布して性能が安定するため、 casting 方法としては D C casting 法よりも冷却速度が速い C C 法の方がより好ましい。つぎに、 casting されたアルミニウム合金の均質化処理を実施する (ステップ S 1 0 3)。均質化処理は行わなくても良いが、実施する場合には、例えば $400 \sim 500^\circ\text{C}$ で 1 時間以上等の条件で行うことが好ましい。つぎに、均質化処理をしたアルミニウム合金を熱間圧延し板材とする (ステップ S 1 0 4)。熱間圧延するに当たっては、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 $300 \sim 500^\circ\text{C}$ とし、熱間圧延終了温度は $260 \sim 400^\circ\text{C}$ とする。つぎに、熱間圧延した板を冷間圧延して 1.0 mm 程度のアルミニウム合金板とする (ステップ S 1 0 5)。熱間圧延終了後は、冷間圧延によって所要の製品板厚に仕上げる。冷間圧延の条件は特に限定されるものではなく、必要な製品板強度及び／又は板厚に応じて定めれば良く、圧延率を $20 \sim 80\%$ とする。冷間圧延の前又は冷間圧延の途中で、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、300～450℃で0.1～10時間の条件で行うことが好ましく、連続式の加熱ならば、400～500℃で0～60秒間保持の条件で行うことが好ましい。

[0050] 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成する（ステップS106）。つぎに、ディスクブランクを大気中にて300℃以上450℃以下で30分以上の加圧焼鈍を行い平坦化したアルミニウム合金基板を作成する（ステップS107）。つぎに、アルミニウム合金基板を切削加工、研削加工、脱脂、エッチングする（ステップS108）。つぎに、アルミニウム合金基板表面にジンケート処理（Zn置換処理）を施す（ステップS109）。つぎに、ジンケート処理した表面に下地処理（Ni-Pめっき）し、アルミニウム合金基盤を作成する（ステップS110）。つぎに、下地処理した表面にスパッタリングで磁性体を付着させ磁気ディスクとする（ステップS111）。

[0051] つぎに、クラッド材の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の製造方法を図2に示すフローを参照しながら説明する。ここで、アルミニウム合金の調製（ステップS201）～冷間圧延（ステップS205）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S206）～磁性体の付着（ステップS211）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。

[0052] まず、心材、皮材に対し、上述の成分組成を有するアルミニウム合金の溶湯を、常法にしたがって加熱・溶融することによって調製する（ステップS201）。つぎに、所望組成に配合されたアルミニウム合金の溶湯から半連続 casting（DC casting）法又は連続 casting（CC）法等によりアルミニウム合金を casting（ステップS202-1）。つぎに、皮材用鋳塊の均質化処理を行い、熱間圧延して所望の皮材とする工程と、心材用鋳塊を面削し所望の板厚とした心材とし、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材とする工程を行う（ステップS202-2）。

- [0053] クラッド材の磁気ディスク用アルミニウム合金基板を圧延圧接法で製造する場合、心材には、例えば、半連続鑄造（ＤＣ鑄造）法又は連続鑄造（ＣＣ）法等で調製した鑄塊を用いる。鑄造後、面削若しくは切削等の機械的除去及び／又はアルカリ洗浄等の化学的除去を行って酸化皮膜を除去しておくこと、後の心材と皮材との圧接が良好になされる（ステップＳ２０２－１、Ｓ２０２－２）。
- [0054] 皮材はＤＣ鑄造法又はＣＣ法等で得た鑄塊を面削し、熱間圧延して所定寸法の板材とする。熱間圧延前に均質化処理は実施してもしなくても良いが、実施する場合には３５０℃以上５５０℃以下で１時間以上等の条件で行うことが好ましい。皮材を所望の厚さとするための熱間圧延をするに当たっては、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３５０℃以上５００℃以下とし、熱間圧延終了温度は２６０℃以上３８０℃以下とすることが好ましい。また、皮材を所望の厚さとするための熱間圧延後の素板を硝酸又は苛性ソーダ等で素洗いすると、当該熱間圧延で生成した酸化皮膜が除去され、心材との圧接が良好になされる（ステップＳ２０２－１、Ｓ２０２－２）。
- [0055] 本発明の実施形態において、心材と皮材とをクラッドするにあたり、皮材のクラッド率（クラッド材全厚さに対する皮材厚さの比率）は特に限定されるものではないが、必要な製品板強度及び／又は平坦度、研削量に応じて適宜定められ、３％以上３０％以下とするのが好ましく、５％以上２０％以下とするのがより好ましい。例えば、熱間圧延して板厚１５ｍｍ程度の皮材とする工程と、心材用鑄塊を面削し板厚２７０ｍｍ程度の心材とし、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材とする。
- [0056] つぎに、鑄造したアルミニウム合金の均質化処理をする（ステップＳ２０３）。心材と皮材との合わせ材の均質化処理を実施する場合には、例えば、４００℃以上５００℃以下で１時間以上等の条件で行うことが好ましい。
- [0057] 心材と皮材との合わせ材を均質化処理する際には、心材と皮材の界面の酸化皮膜の生成を極力抑制する必要がある。そのためには、酸化皮膜が生成し

易い組成を有するアルミニウム合金を均質化処理する場合には、例えば、窒素ガス又はアルゴンガスなどの不活性ガス、一酸化炭素などの還元性ガス、真空などの減圧ガスなどの非酸化性雰囲気中で行うのが好ましい。

[0058] つぎに、均質化処理をしたアルミニウム合金を熱間圧延し板材とする（ステップS204）。熱間圧延を行うことで、心材と皮材がクラッドされる。熱間圧延を行うにあたっては、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300℃以上500℃以下が好ましく、熱間圧延終了温度は260℃以上400℃以下が好ましい。なお、ここで板厚は3.0mm程度とする。

[0059] 熱間圧延によって得られたアルミニウム合金板は、冷間圧延によって所望の製品板厚に仕上げられる（ステップS205）。冷間圧延の条件は特に限定されるものではなく、必要な製品板強度及び／又は板厚に応じて定めれば良く、圧延率を20%以上80%以下が好ましい。

[0060] 冷間圧延の前又は冷間圧延の途中で、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℃以上450℃以下で0.1時間以上10時間以下の条件で行うことが好ましい。なお、ここで板厚は1.0mm程度とする。

[0061] 上述の各工程は何れも第2相粒子の生成に関係するが、本発明の実施形態に係る心材の磁気ディスク用アルミニウム合金基板の特性は、特にステップS202-1の心材の鑄造時における冷却速度が大きく影響している。心材の鑄造時の冷却速度は、所望の第2相粒子の分布を得るためには冷却速度は0.1℃/s以上1000℃/s以下とすることが好ましい。

[0062] 心材の鑄造時の冷却速度が0.1℃/s未満であると最長径3μm以上100μm以下の第2相粒子の分布密度が50000個/mm²を超え、エッチング時、ジンケート処理時、切削時に基板側面の第2相粒子が脱落して大きな窪みが発生し、基板側面の心材と皮材の境界部にめっき剥離が生じる可能性がある。一方、心材の鑄造時の冷却速度が1000℃/sを越えると最長径3μm以上100μm以下の第2相粒子の分布密度が100個/mm²未満

となり、十分な剛性が得られない可能性がある。従って、心材の鑄造時の冷却速度は0.1℃/s以上1000℃/s以下の範囲が好ましい。

[0063] 本発明の実施形態において、心材と皮材をクラッドするには種々の方法が適用できる。例えば、ブレージングシートの製造等に通常使用される圧延圧接法が挙げられる。この圧延圧接法においては、心材と皮材の合わせ材に、均質化処理（ステップS203）、熱間圧延（ステップS204）、冷間圧延（ステップS205）をこの順序で施すことにより行われる。

[0064] クラッド材の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、ディスクブランクの作製（ステップS206）～磁性体の付着（ステップS211）の工程を実施する。ディスクブランクの作製（ステップS206）～磁性体の付着（ステップS211）の工程は、ベア材のアルミニウム合金板を磁気ディスク用として加工する工程である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）の工程と同様である。

実施例

[0065] 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、本発明はこれに限定されるものではない。

[0066] （ベア材の磁気ディスク用アルミニウム合金基板）

まず、ベア材の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及び表2に示す成分組成の各合金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S101）。表1及び表2中「－」は、測定限界値以下を示す。

[0067]

[表1]

合金 No.	成分組成(質量%)												Al+ 不可避的 不純物
	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Cr	Mn	Zn	Na	Sr	P	Ti	B
A1	5.2	2.980	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A2	5.5	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A3	5.3	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A4	5.6	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A5	8.2	0.200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A6	11.0	1.502	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	-	-
A7	13.0	0.200	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	-
A8	18.0	0.212	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-
A9	8.3	0.200	1.032	-	-	-	-	-	0.010	-	-	-	-
A10	5.3	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A11	15.0	0.296	-	1.0	-	-	-	-	-	-	-	0.454	0.023
A12	15.0	0.305	-	-	1.0	-	-	-	0.090	-	-	-	-
A13	16.0	0.302	-	-	-	1.00	-	-	-	0.090	-	-	-
A14	18.0	0.503	-	-	-	-	1.02	-	-	-	0.090	-	-
A15	20.0	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.005	0.001
A16	22.0	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.053	0.010
A17	23.8	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A18	11.0	0.300	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A19	12.0	0.200	1.987	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A20	12.0	0.204	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[0068]

[表2]

合金 No.	成分組成(質量%)													Al+ 不可避的 不純物
	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Cr	Mn	Zn	Na	Sr	P	Ti	B	
A21	120	0.200	-	2.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A22	120	0.203	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A23	120	0.192	-	-	2.0	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A24	120	0.201	-	-	-	0.01	-	-	-	-	-	-	-	殘
A25	120	0.203	-	-	-	2.00	-	-	-	-	-	-	-	殘
A26	120	0.195	-	-	-	-	0.01	-	-	-	-	-	-	殘
A27	120	0.208	-	-	-	-	2.00	-	-	-	-	-	-	殘
A28	120	0.204	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-	-	-	殘
A29	120	0.200	-	-	-	-	-	1.992	-	-	-	-	-	殘
A30	120	0.203	1.012	-	-	-	-	1.032	-	-	-	-	-	殘
A31	120	0.203	-	6.0	-	-	-	1.003	-	-	-	-	-	殘
A32	120	0.201	-	-	1.0	-	-	1.002	-	-	-	-	-	殘
A33	120	0.208	-	-	-	1.00	-	1.004	-	-	-	-	-	殘
A34	120	0.202	-	-	-	-	1.00	1.008	-	-	-	-	-	殘
A35	5.8	0.203	0.305	0.3	0.3	0.10	0.11	-	-	-	-	-	-	殘
A36	180	0.208	1.021	1.0	1.0	1.02	1.03	1.008	-	0.010	-	-	-	殘
A37	0.6	2.901	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A38	1.2	2.890	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A39	1.7	2.780	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A40	4.8	2.521	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
A41	4.5	2.700	0.320	0.3	0.3	0.10	0.10	-	0.01	-	-	-	-	殘
A42	3.8	2.890	1.008	1.0	1.0	1.02	1.01	1.001	-	0.010	-	0.01	0.001	殘
A43	4.0	2.760	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	殘
AC1	0.3	0.108	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
AC2	24.8	0.200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
AC3	0.5	0.004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
AC4	5.2	3.200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘

[0069] つぎに、表3及び表4に示すように、合金No. A1～A7、A11～A36及びAC1～AC4は、アルミニウム合金溶湯をDC鋳造法により、合金No. A8～A10は、アルミニウム合金溶湯をCC法により鋳造し鋳塊を作製した（ステップS102）。

[0070]

[表3]

	合金No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)
		鑄造方法	鑄造速度 (mm/min)	
実施例1	A1	DC	30	300
実施例2	A2	DC	30	300
実施例3	A3	DC	30	300
実施例4	A4	DC	30	300
実施例5	A5	DC	30	300
実施例6	A6	DC	30	300
実施例7	A7	DC	30	300
実施例8	A8	CC	1400	6
実施例9	A9	CC	1000	3
実施例10	A10	CC	600	3
実施例11	A11	DC	40	300
実施例12	A12	DC	40	300
実施例13	A13	DC	40	300
実施例14	A14	DC	40	300
実施例15	A15	DC	20	300
実施例16	A16	DC	20	300
実施例17	A17	DC	10	300
実施例18	A18	DC	40	300
実施例19	A19	DC	40	300
実施例20	A20	DC	40	300

[0071]

[表4]

	合金No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)
		鑄造方法	鑄造速度 (mm/min)	
実施例21	A21	DC	50	300
実施例22	A22	DC	50	300
実施例23	A23	DC	50	300
実施例24	A24	DC	50	300
実施例25	A25	DC	50	300
実施例26	A26	DC	50	300
実施例27	A27	DC	50	300
実施例28	A28	DC	50	300
実施例29	A29	DC	50	300
実施例30	A30	DC	50	300
実施例31	A31	DC	50	300
実施例32	A32	DC	50	300
実施例33	A33	DC	50	300
実施例34	A34	DC	50	300
実施例35	A35	DC	60	300
実施例36	A36	DC	60	300
実施例37	A37	DC	50	300
実施例38	A38	DC	50	300
実施例39	A39	DC	50	300
実施例40	A40	DC	50	300
実施例41	A41	DC	50	300
実施例42	A42	DC	50	300
実施例43	A43	DC	50	300
比較例1	AC1	DC	30	300
比較例2	AC2	DC	30	300
比較例3	AC3	DC	30	300
比較例4	AC4	DC	30	300

[0072] 合金No. A1～A7、A11～A36及びAC1～AC4の鑄塊は両面15mmの面削を行った。No. A1～A9、A11～A36及びAC1～AC4の合金は480℃で3時間の均質化処理を施した（ステップS103）。No. A1～A8、A11～A36及びAC1～AC4の合金は圧延開始温度460℃、圧延終了温度340℃で熱間圧延を行ない、板厚3.0mmの熱延板とした（ステップS104）。No. A1～A6、A8～A36及びAC1～AC4の合金の熱延板は400℃で2時間の条件で焼鈍を行い

冷間圧延（圧延率 66.7%）により最終板厚の 1.0 mm まで圧延し、アルミニウム合金板とした（ステップ S105）。前記アルミニウム合金板から外径 96 mm、内径 24 mm の円環状に打抜き、ディスクブランクを作製した（ステップ S106）。

[0073] ディスクブランクを 400℃で 3 時間加圧焼鈍を施した（ステップ S107）。端面加工を行い外径 95 mm、内径 25 mm とし、グラインディング加工（表面 10 μ m 研削）を行った（ステップ S108）。その後、AD-68F（上村工業製）により 60℃で 5 分の脱脂を行った後、AD-107F（上村工業製）により 65℃で 1 分のエッチングを行い、さらに 30% HNO_3 水溶液（室温）で 20 秒間デスマットした。表面を整えたディスクブランク表面に、AD-301F-3X（上村工業製）を用いてジンケート処理を施した（ステップ S109）。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（上村工業製））を用いて Ni-P を 17 μ m 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 4 μ m）を行った（ステップ S110）。

[0074] 鋳造（ステップ S102）工程後のアルミニウム合金鋳塊、冷延（ステップ S105）工程後のアルミニウム合金板、研削加工（ステップ S108）工程後のアルミニウム合金基板、及びめっき処理研磨（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。

[0075] 〔鋳造時の冷却速度〕

鋳造（ステップ S102）後の鋳塊の DAS（Dendrite Arm Spacing）を測定し、鋳造時の冷却速度を算出した。DAS は光学顕微鏡により鋳塊厚さ方向の断面組織観察を行い、2 次枝法により測定した。測定は、鋳塊の厚さ方向の中央部の断面を用いた。

[0076] 〔剛性〕

冷延（ステップ S105）後のアルミニウム合金板を 400℃、3 時間の条件で加熱した後、共振法によりヤング率を測定し、剛性の評価を行った。剛性の測定は、日本テクノプラス株式会社製の JERT 型の装置を用い室

温で行った。ヤング率 75 GPa 以上のものを優良（◎印）とし、ヤング率 72 GPa 以上 75 GPa 未満のものを良好（○印）とし、ヤング率 72 GPa 未満のものを不良（×印）とした。

[0077] 〔最長径 $3 \sim 100 \mu\text{m}$ と最長径 $100 \mu\text{m}$ を超える第2相粒子の分布密度〕

最長径 $3 \sim 100 \mu\text{m}$ と最長径 $100 \mu\text{m}$ を超える第2相粒子の分布密度（個/ mm^2 ）は、研削加工（ステップ S 108）後のアルミニウム合金基板断面を光学顕微鏡により 400 倍で 1 mm^2 観察し、最長径 $3 \sim 100 \mu\text{m}$ と最長径 $100 \mu\text{m}$ を超える第2相粒子を数え、分布密度を求めた。

[0078] 〔めっき表面の平滑性〕

Ni-Pめっき処理研磨（ステップ S 110）後のアルミニウム合金基盤の表面を光学顕微鏡により 500 倍で 1 mm^2 観察し、最長径 $5 \mu\text{m}$ 以上の大きさのピットの個数を数え、単位面積当たりの個数（個数密度：個/ mm^2 ）を求めた。ピットが $0 \sim 10$ 個/ mm^2 の場合を優良（◎印）とし、 $10 \sim 20$ 個/ mm^2 の場合を良好（○印）、 20 個/ mm^2 を超える場合を不良（×印）とした。以上の評価結果を表5及び表6に示す。

[0079]

[表5]

	合金No.	ヤング率 (GPa)	剛性	最長径5 μ m 以上のめっき ピットの分布 (個/mm ²)	めっき 表面の 平滑性	最長径3~100 μ mの 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	最長径100 μ mを超える 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	鑄造時の 冷却速度 (°C/s)
実施例1	A1	75	◎	8	◎	43241	0	0.4
実施例2	A2	73	○	1	◎	88	0	0.3
実施例3	A3	75	◎	2	◎	102	0	0.5
実施例4	A4	75	◎	2	◎	153	0	0.8
実施例5	A5	77	◎	3	◎	655	0	0.4
実施例6	A6	79	◎	5	◎	15036	0	0.5
実施例7	A7	79	◎	4	◎	10058	0	0.3
実施例8	A8	82	◎	5	◎	35059	0	212.0
実施例9	A9	76	◎	3	◎	456	0	891.0
実施例10	A10	73	○	2	◎	78	0	1083.0
実施例11	A11	81	◎	7	◎	34218	0	0.8
実施例12	A12	81	◎	8	◎	37768	0	0.8
実施例13	A13	82	◎	8	◎	38213	0	0.9
実施例14	A14	83	◎	8	◎	39811	0	0.8
実施例15	A15	84	◎	9	◎	42122	0	0.2
実施例16	A16	85	◎	9	◎	48213	0	0.2
実施例17	A17	86	◎	13	○	52101	0	0.05
実施例18	A18	78	◎	4	◎	11235	0	0.7
実施例19	A19	79	◎	6	◎	25948	0	0.8
実施例20	A20	77	◎	5	◎	15367	0	0.9

[0080] [表6]

	合金No.	ヤング率 (GPa)	剛性	最長径5 μ m 以上のめっき ピットの分布 (個/mm ²)	めっき 表面の 平滑性	最長径3~100 μ mの 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	最長径100 μ mを超える 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	鋳造時の 冷却速度 (°C/s)
実施例21	A21	79	◎	6	◎	28746	0	1.0
実施例22	A22	77	◎	4	◎	17506	0	1.1
実施例23	A23	78	◎	8	◎	32145	0	0.9
実施例24	A24	77	◎	4	◎	15438	0	0.8
実施例25	A25	78	◎	7	◎	30324	0	0.5
実施例26	A26	77	◎	3	◎	13323	0	0.5
実施例27	A27	78	◎	6	◎	31872	0	0.5
実施例28	A28	78	◎	4	◎	18213	0	0.8
実施例29	A29	79	◎	5	◎	11202	0	0.9
実施例30	A30	78	◎	7	◎	21271	0	0.8
実施例31	A31	78	◎	6	◎	22192	0	0.8
実施例32	A32	78	◎	7	◎	26813	0	0.9
実施例33	A33	77	◎	5	◎	25436	0	0.5
実施例34	A34	78	◎	6	◎	23758	0	0.5
実施例35	A35	76	◎	8	◎	9249	0	1.1
実施例36	A36	82	◎	7	◎	43210	0	1.2
実施例37	A37	72	○	1	◎	1302	0	0.8
実施例38	A38	72	○	1	◎	1532	0	0.9
実施例39	A39	73	○	1	◎	1921	0	0.8
実施例40	A40	74	○	1	◎	2695	0	0.8
実施例41	A41	74	○	2	◎	3120	0	0.9
実施例42	A42	74	○	2	◎	3129	0	0.8
実施例43	A43	74	○	1	◎	2128	0	0.9
比較例1	AC1	69	×	1	◎	23	0	0.4
比較例2	AC2	83	◎	23	×	58418	1	0.3
比較例3	AC3	68	×	1	◎	12	0	0.5
比較例4	AC4	75	◎	22	×	59256	1	0.5

[0081] 表5及び表6に示すように、実施例1～実施例43では、めっき表面が平滑で高い剛性を有する磁気ディスク用アルミニウム合金基板が得られた。一方、比較例1～比較例4は、めっき表面の平滑性又は剛性が劣っていた。比較例1は、Siの含有量が少ないためにヤング率が低く、剛性に劣った。比較例2は、Siの含有量が多かったために粗大なSi粒子が多く生成されたため、このSi粒子がめっき前処理で脱落して大きな窪みが発生した。その結果、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悪くなった。比較例3は、Feの含有量が少ないためにヤング率が低く、剛性に劣った。比較例4は、Feの含有量が多かったために粗大なAl-Fe-Si系化

化合物が多く生成されたため、この化合物がめっき前処理で脱落して大きな窪みが発生した。その結果、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悪くなった。

[0082] (クラッド材磁気ディスク用アルミニウム合金基板)

次に、クラッド材の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。

[0083] 表7～表10に示す成分組成の各合金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S201)。表7及び表8はクラッド材の心材、表9及び表10はクラッド材の皮材の成分組成を示す。表7～表10中「—」は測定限界値以下を示す。

[0084]

[表7]

合金 No.	心材成分組成(質量%)												Al+ 不可避的 不純物	
	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Cr	Mn	Zn	Na	Sr	P	Ti		B
B1	5.2	2.980	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B2	5.5	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B3	5.3	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B4	5.6	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B5	8.2	0.200	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B6	11.0	1.502	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	-	-	殘
B7	13.0	0.200	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	-	殘
B8	18.0	0.212	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	殘
B9	8.3	0.200	1.032	-	-	-	-	-	0.010	-	-	-	-	殘
B10	5.3	0.030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B11	15.0	0.296	-	0.9	-	-	-	-	-	-	-	0.454	0.023	殘
B12	15.0	0.305	-	-	1.0	-	-	-	0.090	-	-	-	-	殘
B13	16.0	0.302	-	-	-	1.00	-	-	-	0.090	-	-	-	殘
B14	18.0	0.503	-	-	-	-	1.02	-	-	-	0.090	-	-	殘
B15	20.0	0.100	-	-	-	-	-	0.520	-	-	-	0.005	0.001	殘
B16	22.0	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.053	0.010	殘
B17	23.8	0.100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B18	11.0	0.300	0.005	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B19	12.0	0.200	1.987	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B20	12.0	0.204	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘

[0085]

[表8]

合金 No.	心材成分組成(質量%)													Al+ 不可避的 不純物
	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Cr	Mn	Zn	Na	Sr	P	Ti	B	
B21	120	0.200	-	0.9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B22	120	0.203	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B23	120	0.192	-	-	2.0	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B24	120	0.201	-	-	-	0.01	-	-	-	-	-	-	-	殘
B25	120	0.203	-	-	-	2.00	-	-	-	-	-	-	-	殘
B26	120	0.195	-	-	-	-	0.01	-	-	-	-	-	-	殘
B27	120	0.208	-	-	-	-	2.00	-	-	-	-	-	-	殘
B28	120	0.204	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-	-	-	殘
B29	120	0.200	-	-	-	-	-	1.992	-	-	-	-	-	殘
B30	120	0.203	1.012	-	-	-	-	1.032	-	-	-	-	-	殘
B31	120	0.203	-	6.0	-	-	-	1.003	-	-	-	-	-	殘
B32	120	0.201	-	-	1.0	-	-	1.002	-	-	-	-	-	殘
B33	120	0.208	-	-	-	1.00	-	1.004	-	-	-	-	-	殘
B34	120	0.202	-	-	-	-	1.00	1.008	-	-	-	-	-	殘
B35	5.8	0.203	0.305	0.3	0.3	0.10	0.11	-	-	-	-	-	-	殘
B36	180	0.208	1.021	0.9	1.0	1.02	1.03	1.008	-	0.010	-	-	-	殘
B37	0.6	2.901	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B38	1.2	2.890	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B39	1.7	2.780	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B40	4.8	2.521	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
B41	4.5	2.700	0.320	0.3	0.3	0.10	0.10	-	0.01	-	-	-	-	殘
B42	3.8	2.890	1.008	0.9	1.0	1.02	1.01	1.001	-	0.010	-	0.01	0.001	殘
B43	4.0	2.760	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	-	殘
BC1	0.3	0.105	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘
BC2	0.5	0.004	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	殘

[0086]

[表9]

合金 No.	皮材成分組成(質量%)						
	Mg	Cu	Zn	Cr	Fe	Si	Al+ 不可避の不 純物
C1	—	0.001	0.001	0.001	0.281	0.003	残
C2	—	0.001	0.001	0.001	0.002	0.273	残
C3	0.3	0.020	0.590	0.284	0.022	0.007	残
C4	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	残
C5	7.9	0.036	0.480	0.050	0.002	0.028	残
C6	1.2	0.057	0.120	0.055	0.020	0.021	残
C7	2.3	0.083	0.580	0.015	0.007	0.029	残
C8	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C9	4.2	0.066	0.260	0.050	0.016	0.023	残
C10	4.4	0.123	0.500	0.100	0.002	0.012	残
C11	5.4	0.542	0.390	0.070	0.008	0.004	残
C12	5.7	0.080	0.230	0.291	0.023	0.005	残
C13	4.3	0.125	0.160	0.030	0.020	0.002	残
C14	4.2	0.066	0.260	0.050	0.261	0.023	残
C15	4.4	0.123	0.500	0.100	0.002	0.012	残
C16	4.2	0.057	0.120	0.055	0.020	0.021	残
C17	4.4	0.123	0.500	0.100	0.002	0.012	残
C18	3.6	0.060	0.006	0.183	0.022	0.007	残
C19	4.2	0.123	0.280	0.212	0.017	0.007	残
C20	4.2	0.018	0.490	0.240	0.025	0.002	残

[0087]

[表10]

合金 No.	皮材成分組成(質量%)						
	Mg	Cu	Zn	Cr	Fe	Si	Al+ 不可避的不 純物
C21	4.4	0.123	0.500	0.100	0.008	0.012	残
C22	4.7	0.043	0.150	0.020	0.027	0.223	残
C23	3.9	0.088	0.280	0.190	0.020	0.020	残
C24	4.2	0.057	0.120	0.055	0.020	0.021	残
C25	4.4	0.123	0.500	0.100	0.002	0.012	残
C26	4.2	0.057	0.120	0.055	0.020	0.021	残
C27	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C28	—	0.532	0.007	0.001	0.032	0.003	残
C29	—	0.007	0.543	0.001	0.032	0.010	残
C30	3.1	0.142	0.230	0.100	0.016	0.029	残
C31	4.3	0.123	0.390	0.291	0.029	0.023	残
C32	4.2	0.083	0.230	0.180	0.020	0.002	残
C33	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C34	4.2	0.057	0.120	0.055	0.020	0.021	残
C35	3.8	0.067	0.450	0.110	0.026	0.013	残
C36	5.9	0.043	0.440	0.183	0.017	0.020	残
C37	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C38	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C39	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C40	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C41	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C42	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
C43	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	残
CC1	5.2	0.056	0.330	0.080	0.029	0.015	残
CC2	3.7	0.131	0.230	0.081	0.007	0.013	残

[0088] 表11及び表12に示すように、心材用鋳塊として合金No. B1～B7、B11～B36、BC1及びBC2のアルミニウム合金溶湯は、DC鋳造法により、合金No. B8～B10のアルミニウム合金溶湯は、CC法により鋳塊を作製した（ステップS202-1）。皮材用鋳塊は、全合金DC鋳造法により作製した。合金No. B1～B7、B11～B36、BC1及びBC2の心材は、鋳塊の両面15mmの面削を行ない心材とした（ステップS202-2）。皮材は、鋳塊の両面15mmの面削を行い、大気中にて5

20℃で6時間の均質化処理をし、熱間圧延を行ない合金No. C1～C7、C11～C36、CC1及びCC2は板厚15mmの熱間圧延板とし、合金No. C8～C10は板厚0.5mmの熱間圧延板とした。その後、熱間圧延板を苛性ソーダで素洗いし皮材とし、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材とした。次に、480℃で3時間の均質化処理を施した（ステップS203）。圧延開始温度460℃、圧延終了温度340℃で熱間圧延を行ない、板厚3.0mmの熱延板とした（ステップS204）。合金No. B7及びC7の合金以外の熱延板は400℃で2時間の条件で焼鈍を行い冷間圧延（圧延率66.7%）により最終板厚の1.0mmまで圧延し、アルミニウム合金板とした（ステップS205）。前記アルミニウム合金板から外径96mm、内径24mmの円環状に打抜き、ディスクブランクを作製した（ステップS206）。

[0089]

[表11]

	心材			皮材		
	合金No.	鑄造条件		合金No.	鑄造条件	
		鑄造方法	鑄造速度 (mm/min)		鑄造方法	鑄造速度 (mm/min)
実施例44	B1	DC	30	C1	DC	30
実施例45	B2	DC	30	C2	DC	30
実施例46	B3	DC	30	C3	DC	30
実施例47	B4	DC	30	C4	DC	30
実施例48	B5	DC	30	C5	DC	30
実施例49	B6	DC	30	C6	DC	30
実施例50	B7	DC	30	C7	DC	30
実施例51	B8	CC	300	C8	DC	30
実施例52	B9	CC	200	C9	DC	30
実施例53	B10	CC	100	C10	DC	30
実施例54	B11	DC	40	C11	DC	30
実施例55	B12	DC	40	C12	DC	30
実施例56	B13	DC	40	C13	DC	30
実施例57	B14	DC	40	C14	DC	30
実施例58	B15	DC	20	C15	DC	30
実施例59	B16	DC	20	C16	DC	30
実施例60	B17	DC	10	C17	DC	30
実施例61	B18	DC	40	C18	DC	30
実施例62	B19	DC	40	C19	DC	30
実施例63	B20	DC	40	C20	DC	30

[0090]

[表12]

	心材			皮材		
	合金No.	鑄造条件		合金No.	鑄造条件	
		鑄造方法	鑄造速度 (mm/min)		鑄造方法	鑄造速度 (mm/min)
実施例64	B21	DC	50	C21	DC	30
実施例65	B22	DC	50	C22	DC	30
実施例66	B23	DC	50	C23	DC	30
実施例67	B24	DC	50	C24	DC	30
実施例68	B25	DC	50	C25	DC	30
実施例69	B26	DC	50	C26	DC	30
実施例70	B27	DC	50	C27	DC	30
実施例71	B28	DC	50	C28	DC	30
実施例72	B29	DC	60	C29	DC	30
実施例73	B30	DC	60	C30	DC	30
実施例74	B31	DC	60	C31	DC	30
実施例75	B32	DC	60	C32	DC	30
実施例76	B33	DC	60	C33	DC	30
実施例77	B34	DC	60	C34	DC	30
実施例78	B35	DC	60	C35	DC	30
実施例79	B36	DC	60	C36	DC	30
実施例80	B37	DC	50	C37	DC	30
実施例81	B38	DC	50	C38	DC	30
実施例82	B39	DC	50	C39	DC	30
実施例83	B40	DC	50	C40	DC	30
実施例84	B41	DC	50	C41	DC	30
実施例85	B42	DC	50	C42	DC	30
実施例86	B43	DC	50	C43	DC	30
比較例5	BC1	DC	30	CC1	DC	30
比較例6	BC2	DC	30	CC2	DC	30

[0091] ディスクブランクを400℃で3時間加圧焼鈍を施した（ステップS207）。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10μm研削）を行った（ステップS208）。その後、AD-68F（上村工業製）により60℃で5分の脱脂を行った後、AD-107F（上村工業製）により65℃で1分のエッチングを行い、さらに30%H

NO_3 水溶液（室温）で20秒間デスマットした。表面を整えたディスクブラック表面に、AD-301F-3X（上村工業製）を用いてダブルジンケート処理を施した（ステップS209）。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（上村工業製））を用いてNi-Pを $17\mu\text{m}$ 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 $4\mu\text{m}$ ）を行った（ステップS210）。

[0092] 前記鋳造（ステップS202-1）工程後の鋳塊、前記冷延（ステップS205）工程後のアルミニウム合金板、前記研削加工（ステップS208）工程後のアルミニウム合金基板、及び前記めっき処理研磨（ステップS210）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。

[0093] 〔心材用鋳塊の鋳造時の冷却速度〕

鋳造（ステップS202-1）後の鋳塊のDASを測定し、鋳造時の冷却速度を算出した。DASは光学顕微鏡により鋳塊厚さ方向の断面組織観察を行い、2次枝法により測定した。測定は、鋳塊の厚さ方向の中央部の断面を用いた。

[0094] 剛性、心材中の最長径 $3\sim 100\mu\text{m}$ と最長径 $100\mu\text{m}$ を超える第2相粒子の分布、及びめっき表面の平滑性の評価は、ベア材と同様の方法で行った。以上の評価結果を表13及び表14に示す。

[0095]

[表13]

	合金 No. (心材)	合金 No. (皮材)	ヤング 率 (GPa)	剛性	最長径5 μ m以 上のめっきピッ トの分布 (個/mm ²)	めっき 表面の 平滑性	心材中の最長径 3~100 μ mの 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	心材中の最長径 100 μ mを超える 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	心材の鋳造時 の冷却速度 (°C/s)
実施例44	B1	C1	75	◎	0	◎	43241	0	0.4
実施例45	B2	C2	73	○	0	◎	88	0	0.3
実施例46	B3	C3	75	◎	0	◎	102	0	0.5
実施例47	B4	C4	75	◎	0	◎	153	0	0.8
実施例48	B5	C5	76	◎	0	◎	655	0	0.4
実施例49	B6	C6	78	◎	0	◎	15036	0	0.5
実施例50	B7	C7	78	◎	0	◎	10058	0	0.3
実施例51	B8	C8	81	◎	0	◎	35059	0	112.0
実施例52	B9	C9	75	◎	0	◎	456	0	683.0
実施例53	B10	C10	73	○	0	◎	78	0	1056.0
実施例54	B11	C11	80	◎	0	◎	34218	0	0.8
実施例55	B12	C12	80	◎	0	◎	37768	0	0.8
実施例56	B13	C13	81	◎	0	◎	38213	0	0.9
実施例57	B14	C14	82	◎	0	◎	39811	0	0.8
実施例58	B15	C15	83	◎	0	◎	42122	0	0.2
実施例59	B16	C16	84	◎	0	◎	48213	0	0.2
実施例60	B17	C17	85	◎	0	◎	52101	0	0.05
実施例61	B18	C18	78	◎	0	◎	11235	0	0.7
実施例62	B19	C19	78	◎	0	◎	25948	0	0.8
実施例63	B20	C20	77	◎	0	◎	15367	0	0.9

[0096] [表14]

	合金 No. (心材)	合金 No. (皮材)	ヤング 率 (GPa)	剛性	最長径5 μ m以 上のめっきピッ トの分布 (個/mm ²)	めっき 表面の 平滑性	心材中の最長径 3~100 μ mの 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	心材中の最長径 100 μ mを超える 第2相粒子の分布 (個/mm ²)	心材の鋳造時 の冷却速度 (°C/s)
実施例64	B21	C21	78	◎	0	◎	28746	0	1.0
実施例65	B22	C22	77	◎	0	◎	17506	0	1.1
実施例66	B23	C23	78	◎	0	◎	32145	0	0.9
実施例67	B24	C24	77	◎	0	◎	15438	0	0.8
実施例68	B25	C25	78	◎	0	◎	30324	0	0.5
実施例69	B26	C26	76	◎	0	◎	13323	0	0.5
実施例70	B27	C27	77	◎	0	◎	31872	0	0.5
実施例71	B28	C28	78	◎	0	◎	18213	0	0.8
実施例72	B29	C29	78	◎	0	◎	11202	0	0.9
実施例73	B30	C30	79	◎	0	◎	21271	0	0.8
実施例74	B31	C31	79	◎	0	◎	22192	0	0.8
実施例75	B32	C32	78	◎	0	◎	26813	0	0.9
実施例76	B33	C33	77	◎	0	◎	25436	0	0.5
実施例77	B34	C34	78	◎	0	◎	23758	0	0.5
実施例78	B35	C35	76	◎	0	◎	9249	0	1.1
実施例79	B36	C36	81	◎	0	◎	43210	0	1.2
実施例80	B37	C37	72	○	0	◎	1302	0	0.8
実施例81	B38	C38	72	○	0	◎	1532	0	0.9
実施例82	B39	C39	73	○	0	◎	1921	0	0.8
実施例83	B40	C40	74	○	0	◎	2695	0	0.8
実施例84	B41	C41	74	○	0	◎	3120	0	0.9
実施例85	B42	C42	74	○	0	◎	3129	0	0.8
実施例86	B43	C43	74	○	0	◎	2128	0	0.9
比較例5	BC1	CC1	69	×	0	◎	23	0	0.4
比較例6	BC2	CC2	68	×	0	◎	12	0	0.5

[0097] 表 1 3 及び表 1 4 に示すように、実施例 4 4 ～実施例 8 6 では、めっき表面が平滑で高い剛性を有する磁気ディスク用アルミニウム合金基板が得られた。一方、比較例 5 及び比較例 6 は何れも剛性が劣っていた。比較例 5 は、S i の含有量が少ないためにヤング率が低く、剛性に劣った。比較例 6 は、F e の含有量が少ないためにヤング率が低く、剛性に劣った。

[0098] 本発明は、本発明の広義の精神と範囲を逸脱することなく、様々な実施の形態及び変形が可能とされるものである。また、上述した実施の形態は、この発明を説明するためのものであり、本発明の範囲を限定するものではない。すなわち、本発明の範囲は、実施の形態ではなく、特許請求の範囲によって示される。そして、特許請求の範囲内及びそれと同等の発明の意義の範囲内で施される様々な変形が、この発明の範囲内とみなされる。

[0099] 本出願は、2014 年 10 月 31 日に出願された、日本国特許出願特願 2014-223387 号に基づく。本明細書中に日本国特許出願特願 2014-223387 号の明細書、特許請求の範囲、図面全体を参照として取り込むものとする。

産業上の利用可能性

[0100] 本発明は、例えばコンピュータの記憶装置の磁気ディスクに好適に用いられる。

請求の範囲

- [請求項1] 0.5質量%以上24.0質量%以下のSiと、
0.01質量%以上3.00質量%以下のFeと、
を含有し、
残部Alと不可避免的不純物からなる、
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] 0.005質量%以上2.000質量%以下のCu、
0.1質量%以上6.0質量%以下のMg、
0.1質量%以上2.0質量%以下のNi、
0.01質量%以上2.00質量%以下のCr、
0.01質量%以上2.00質量%以下のMn、
0.001質量%以上0.100質量%以下のNa、
0.001質量%以上0.100質量%以下のSr、
0.001質量%以上0.100質量%以下のP、
からなる群から選択された1又は2以上の元素をさらに含有する、
ことを特徴とする請求項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] 0.005質量%以上2.000質量%以下のZn、
をさらに含有する、
ことを特徴とする請求項1又は請求項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] 含有量の合計が0.005質量%以上0.500質量%以下のTi及びB、
をさらに含有する、
ことを特徴とする請求項1乃至3の何れか1項に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板。
- [請求項5] $3\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下の最長径を有する第2相粒子が、 100 個/ mm^2 以上 50000 個/ mm^2 以下の分布密度で分散する、

ことを特徴とする請求項 1 乃至 4 の何れか 1 項に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板。

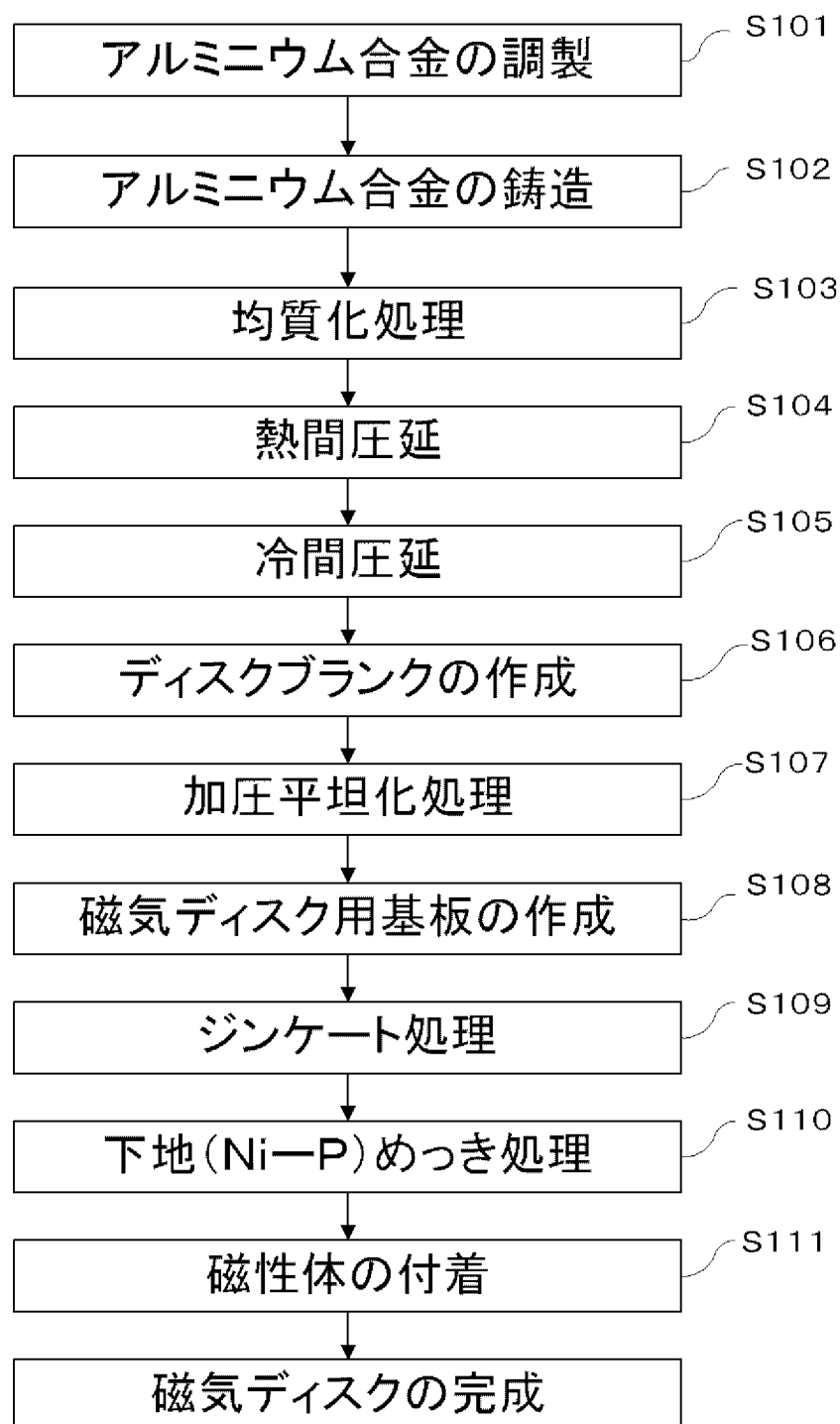
[請求項6] 第 2 相粒子を含み、該第 2 相粒子の最長径が $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下である、

ことを特徴とする請求項 1 乃至 5 の何れか 1 項に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板。

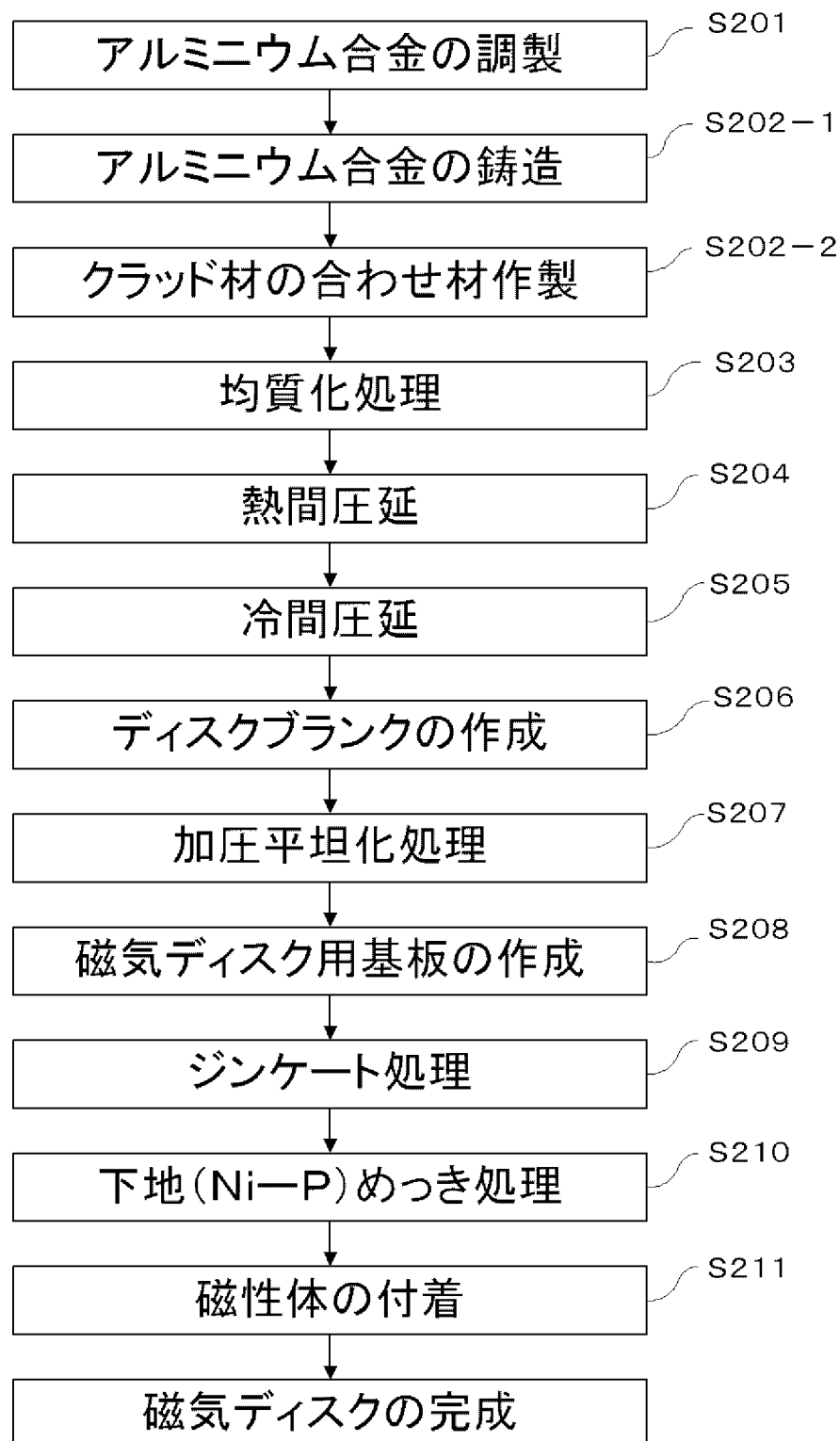
[請求項7] 両面に純 Al 又は Al-Mg 系合金からなる皮材がクラッドされる、

ことを特徴とする請求項 1 乃至 6 の何れか 1 項に記載の磁気ディスク用アルミニウム合金基板。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/080756

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C21/00(2006.01)i, C22C21/02(2006.01)i, C22C21/06(2006.01)i, G11B5/73(2006.01)i, C22F1/04(2006.01)n, C22F1/043(2006.01)n, C22F1/05(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)

C22C21/00-21/18, G11B5/73, C22F1/04-1/057

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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.
X A	JP 2010-168602 A (Kobe Steel, Ltd.), 05 August 2010 (05.08.2010), claims; paragraphs [0001], [0034], [0045]; tables 1, 2 (Family: none)	2, 4, 7 1, 3, 5-6
A	JP 63-319142 A (Furukawa Aluminum Co., Ltd.), 27 December 1988 (27.12.1988), claims; table 1 (Family: none)	1-7
A	JP 2011-102415 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 May 2011 (26.05.2011), claims (Family: none)	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
20 January 2016 (20.01.16)

Date of mailing of the international search report
02 February 2016 (02.02.16)

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

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/080756

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 56-105846 A (Kobe Steel, Ltd.), 22 August 1981 (22.08.1981), claims; tables 1, 3 & US 4431461 A claims; tables 1, 3 & GB 2071145 A & DE 3102759 A1	1-7
A	JP 62-230947 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 09 October 1987 (09.10.1987), claims (Family: none)	1-7

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int.Cl. C22C21/00(2006.01)i, C22C21/02(2006.01)i, C22C21/06(2006.01)i, G11B5/73(2006.01)i,
C22F1/04(2006.01)n, C22F1/043(2006.01)n, C22F1/05(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. C22C21/00-21/18, G11B5/73, C22F1/04-1/057

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	1971-2016年
日本国実用新案登録公報	1996-2016年
日本国登録実用新案公報	1994-2016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
X A	JP 2010-168602 A（株式会社神戸製鋼所）2010.08.05, 特許請求の 範囲, [0001], [0034], [0045], 表1, 表2（ファミリーなし）	2, 4, 7 1, 3, 5-6
A	JP 63-319142 A（古河アルミニウム工業株式会社）1988.12.27, 特 許請求の範囲, 第1表（ファミリーなし）	1-7
A	JP 2011-102415 A（株式会社神戸製鋼所）2011.05.26, 特許請求の 範囲（ファミリーなし）	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

20.01.2016

国際調査報告の発送日

02.02.2016

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）

鈴木 毅

4 K

9154

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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
A	JP 56-105846 A (株式会社神戸製鋼所) 1981.08.22, 特許請求の範囲, 第1表, 第3表 & US 4431461 A, Claims, Table1, Table3 & GB 2071145 A & DE 3102759 A1	1-7
A	JP 62-230947 A (住友軽金属工業株式会社) 1987.10.09, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-7