

(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
2018年8月30日(30.08.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/155237 A1

(51) 国際特許分類:

G11B 5/73 (2006.01) C22F 1/04 (2006.01)
C22C 21/00 (2006.01) G11B 5/84 (2006.01)
C22F 1/00 (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/JP2018/004609

(22) 国際出願日: 2018年2月9日(09.02.2018)

(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 2017-035584 2017年2月27日(27.02.2017) JP

(71) 出願人: 株式会社UACJ (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UACJ内 Tokyo (JP). 村田 拓哉 (MURATA Takuya); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目7番2号 株式会社UACJ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UACJ内 Tokyo (JP). 滝口 浩一郎 (TAKIGUCHI Kouichiro); 〒1000004 東京都千代田区大手町一丁目7番2号 株式会社UACJ内 Tokyo (JP). 中山 賢 (NAKAYAMA Takashi); 〒1008322 東京都千代田区丸の内二丁目2番

(54) Title: ALUMINUM ALLOY SUBSTRATE FOR MAGNETIC DISKS, METHOD FOR PRODUCING SAME, AND MAGNETIC DISK USING THIS ALUMINUM ALLOY SUBSTRATE FOR MAGNETIC DISKS

(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、こ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

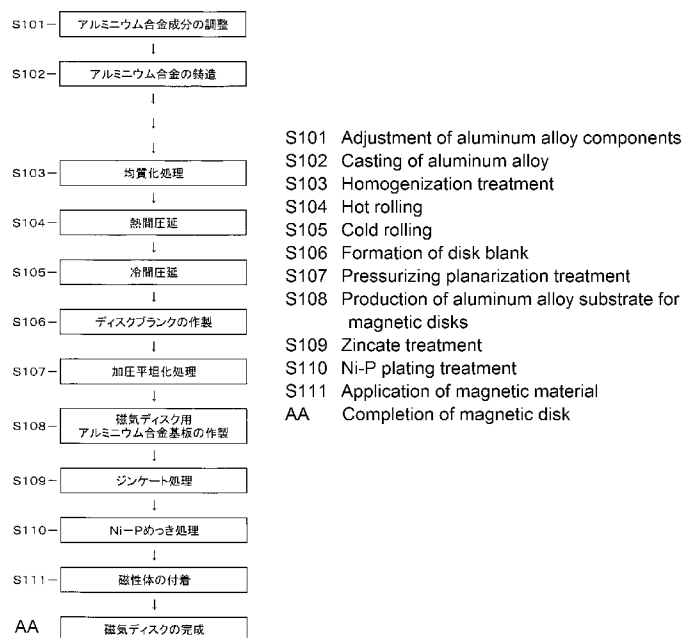


図1

(57) Abstract: An aluminum alloy substrate for magnetic disks, which is characterized by being formed from an aluminum alloy that contains 0.4-3.0 mass% of Fe with the balance made up of Al and unavoidable impurities; a method for producing this aluminum alloy substrate for magnetic disks; and a magnetic disk which is characterized in that an electroless Ni-P



3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP). 今川 公恵(IMAKAWA Kimie); 〒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 東京都千代田区丸の内二丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 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).

(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:

— 国際調査報告(条約第21条(3))

plating layer and a magnetic material layer on top of the electroless Ni-P plating layer are provided on the surface of the aluminum alloy substrate for magnetic disks.

(57) 要約: Fe: 0.4 ~ 3.0 mass% を含有し、残部 Al 及び不可避免の不純物からなるアルミニウム合金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。

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、こ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

技術分野

[0001] 本発明は、高強度で良好なフラッタリング特性を有する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、こ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、上限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。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強度が低下してしまうため、アルミニウム合金基板の高強度化が求められている。

[0007] また、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] このような実情から、近年では高強度でディスク・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
を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。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。また、特許文献2では、アルミニウム合金板の強度向上に寄与する
Mgを多く含有させて、強度を向上させる方法が提案されている。

[0010] 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。

[0011] また、特許文献2に示すMgを多く含有させる方法は、強度向上には効果
的であるが、ディスク・フラッタは発生し易く、目標とする小さなディスク
・フラッタ特性は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

[0012] 特許文献1：特開2002-313061号公報

特許文献2：特開2006-241513号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0013] 本発明は、上記実情に鑑みてなされたものであり、高強度でディスクのフ
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、こ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

[0014] すなわち、本発明は請求項1において、Fe：0.4～3.0mass%
を含有し、残部Al及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金からなる

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とした。

- [0015] 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 : 0.1~3.0 mass%、Si : 0.1~0.4 mass%、Ni : 0.1~3.0 mass%、Cu : 0.005~1.000 mass%、Mg : 0.1~6.0 mass%、Cr : 0.01~1.00 mass%、Zr : 0.01~1.00 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ものとした。
- [0016] 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、Zn : 0.005~1.000 mass%を更に含有するものとした。
- [0017] 本発明は請求項4では請求項1~3のいずれか一項において、含有量の合計が0.005~0.500 mass%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5では請求項1~4のいずれか一項において、金属組織において、3 μ m以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が10 mm/mm²以上であるものとした。
- [0019] 本発明は請求項6では請求項1~5のいずれか一項において、Fe固溶量が0.0010 mass%以上であるものとした。
- [0020] 本発明は請求項7では請求項1~6のいずれか一項において、大気中において300℃で3時間の加熱後の耐力が35 MPa以上であるものとした。
- [0021] 本発明は請求項8では請求項1~7のいずれか一項において、両面が純Al又はAl-Mg系合金からなる皮材でクラッドされてなるものとした。
- [0022] 本発明は請求項9では請求項1~8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。
- [0023] 本発明は請求項10では請求項1~7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、アルミニウム合金を用いて鋳塊を鋳造する鋳造工程と、鋳塊を熱間圧延する熱間圧延工程と、熱間圧延板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、を含む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。

[0024] 本発明は請求項 1 1 では請求項 1 0 において、前記鑄造工程と前記熱間圧延工程の間に、鑄塊を均質化熱処理する均質化熱処理工程を更に含むものとした。

[0025] 本発明は請求項 1 2 では請求項 1 0 又は 1 1 において、前記冷間圧延の前又は途中に圧延板を焼鈍する焼鈍処理工程を更に含むものとした。

[0026] 本発明は請求項 1 3 では請求項 8 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であって、アルミニウム合金を用いて心材用鑄塊を鑄造する心材鑄造工程と、純 A l 又は A l - M g 系合金を用いて皮材用鑄塊を鑄造する皮材鑄造工程と、皮材用鑄塊を均質化処理し、次いで熱間圧延して皮材とする皮材工程と、心材用鑄塊の両面に皮材をそれぞれ合わせて合わせ材とする合わせ材工程と、合わせ材を熱間圧延する熱間圧延工程と、熱間圧延板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、を含む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。

[0027] 本発明は請求項 1 4 では請求項 1 3 において、前記合わせ材工程と前記熱間圧延工程の間に、合わせ材を均質化熱処理する均質化熱処理工程を更に含むものとした。

[0028] 本発明は請求項 1 5 では請求項 1 3 又は 1 4 において、冷間圧延の前又は途中に圧延板を焼鈍する焼鈍処理工程を更に含むものとした。

発明の効果

[0029] 本発明によれば、高強度で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、この磁気ディ

スク用アルミニウム合金基板を用いた磁気ディスクを提供することができる。

図面の簡単な説明

[0030] [図1]本発明に係る、ベア材を用いた磁気ディスク用アルミニウム合金基板の製造方法を示すフロー図である。

[図2]本発明に係る、クラッド材を用いた磁気ディスク用アルミニウム合金基板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

[0031] 本発明者らは、基板の強度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含有量とFe固容量が強度に大きな影響を与えることを見出した。また、アルミニウム合金基板のFe含有量と金属組織における第二相粒子の周囲長が、空气中又はヘリウム中で測定される磁気ディスクの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）の範囲にある磁気ディスク用アルミニウム合金基板において、強度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。

[0032] 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について詳細に説明する。

[0033] なお、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、本発明においてアルミニウム合金基板とは、特に断らない限りベア材とクラッド材の両方を含むものとする。

[0034] 1. 合金組成

以下、本発明に係るAl-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における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。

[0035] F e :

F eは必須元素であり、主として第二相粒子（A l－F e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F e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、F e含有量が3.0%を超えると、粗大なA l－F e系金属間化合物粒子が多数生成する。ベア材では、このような粗大なA l－F e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、めっき表面の平滑性の低下及びめっき剥離が発生させる。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、切削加工時に基板側面の粗大なA l－F e系金属間化合物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。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F e含有量は、0.4～3.0%の範囲とする。F e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。

[0036] 磁気ディスク用アルミニウム合金基板の強度とフラッタリング特性を更に向上させるために、第1の選択的元素として、M n : 0.1～3.0%、S i : 0.1～0.4%、N i : 0.1～3.0%、C u : 0.005～1.000%、M g : 0.1～6.0%、C r : 0.01～1.00%、Z r : 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、Z n : 0.005～1.000%を更に含有させてもよい。更に、第3の選択的元素として、含有量の合計が0.005～0.500%のT i、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。

[0037] 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。ベア材では、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。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、切削加工時に基板側面の粗大なAl-Mn系金属間化合物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。

[0038] Si :

Siは、主として第二相粒子（Si粒子等）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S i含有量が0.4%以下であることによって、粗大なS i粒子が多数生成することを抑制する。ベア材では、このような粗大なS i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。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、切削加工時に基板側面の粗大なS i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。

[0039] N i :

N iは、主として第二相粒子(A l-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N i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N i含有量が3.0%以下であることによって、粗大なA l-N i系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。ベア材では、このような粗大なA l-N i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。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、切削加工時に基板側面の粗大なA l-N i系金属間化合物粒子が脱落し

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。

[0040] Cu :

Cuは、主として第二相粒子（Al-Cu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。また、ジンケート処理時のAl溶解量を減少させる。更に、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%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及び平滑性を向上させる効果とを一層高めることができる。また、アルミニウム合金中のCu含有量が1.000%以下であることによって、粗大なAl-Cu系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。ベア材では、このような粗大なAl-Cu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を向上させる効果を一層高めることができ、また、めっき剥離が生じ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、切削加工時に基板側面の粗大なAl-Cu系金属間化合物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Cu含有量は、0.005～1.000%の範囲とするのが好ましく、0.005～0.400%の範囲とするのがより好ましい。

[0041] Mg :

Mgは、主として第二相粒子（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。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6.0%以下であることによって、粗大なMg-Si系金属間化合物粒子が多数生成することを抑制する。ベア材では、このような粗大なMg-Si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。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、切削加工時に基板側面の粗大なMg-Si系金属間化合物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、0.1~6.0%の範囲とするのが好ましく、0.3%以上1.0%未満の範囲とするのがより好ましい。

[0042] 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。ベア材では、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。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、切削加工時に基板側面

の粗大な Al-Cr 系金属間化合物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、0.1～0.5%の範囲とするのがより好ましい。

[0043] 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。ベア材では、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。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、切削加工時に基板側面の粗大な Al-Zr 系金属間化合物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、0.1～0.5%の範囲とするのがより好ましい。

[0044] Zn :

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。また、他の添加元素と第二相粒子を形成し

、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Zn含有量が0.005%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高めることができる。また、アルミニウム合金中のZn含有量が1.000%以下であることによって、ベア材では、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、また、めっき剥離が生じ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。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Zn含有量は、0.005～1.000%の範囲とするのが好ましく、0.100～0.700の範囲とするのがより好ましい。

[0045] 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。

[0046] 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及び不可避免的不純物からなる。ここで、不可避免的不純物としてはGa、Snなどが挙げられ、各々が0.1%未満で、かつ合計で0.2%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。

[0047] 2. 第二相粒子の分布状態と周囲長

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クラッド材の心材及びベア材における第二相粒子の分布状態について説明する。

[0048] 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、 $3\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の存在密度が $100\sim50000$ 個/ mm^2 であるのが好ましく、 $1000\sim50000$ 個/ mm^2 であるのがより好ましい。

[0049] ここで、第二相粒子とは析出物や晶出物を意味し、具体的には、Al-Fe系金属間化合物 (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)、Al-Mn系金属間化合物 (Al_6Mn 、Al-Mn-Si)、Si粒子、Al-Ni系金属間化合物 (Al_3Ni 等)、Al-Cu系金属間化合物 (Al_2Cu 等)、Mg-Si系金属間化合物 (Mg_2Si 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)などの粒子をいう。

[0050] 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、 $3\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が $10\text{mm}/\text{mm}^2$ 以上あるのが好ましい。この周囲長が $10\text{mm}/\text{mm}^2$ 以上ある場合に、アルミニウム合金基板のフラッタリング特性の向上、即ち、フラッタリング最大変位をより小さくする効果がある。フラッタリング特性の向上は、第二相粒子の表面積が増加することによりもたらされ则认为られる。これは、気流により発生した振動が、ディスク中を伝播する過程において、アルミニウム合金マトリックスと第二相粒子との界面で吸収されて減衰するためと认为られる。

。また、フラッタリング最大変位は、アルミニウム合金マトリックス中に分散する第二相粒子の表面積に比例すると考えられ、第二相粒子の周囲長の2乗に比例すると考えられる。

- [0051] アルミニウム合金基板の金属組織中に存在する第二相粒子の最長径が $3\ \mu\text{m}$ 未満の場合は、アルミニウム合金マトリックスと第二相粒子との界面で吸収される振動エネルギーが小さいため、フラッタリング特性の向上効果が小さくなる。そのため、アルミニウム合金基板の金属組織中に存在する第二相粒子の最長径は、 $3\ \mu\text{m}$ 以上の範囲が好ましい。また、第二相粒子の最長径は、フラッタリング特性との兼合いから $5\ \mu\text{m}$ 以上の範囲がより好ましい。なお、最長径の上限は特に限定されるものではないが、第二相粒子の最長径が長くなると圧延工程における加工性が徐々に低下し、最長径が $100\ \mu\text{m}$ を超えると圧延が困難になり、アルミニウム合金基板の製造が困難となる虞がある。そのため、第二相粒子の最長径の上限は $100\ \mu\text{m}$ が好ましい。
- [0052] アルミニウム合金基板の金属組織中に存在する $3\ \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が 10 mm/mm^2 未満の場合は、アルミニウム合金マトリックスと第二相粒子との界面で吸収される振動エネルギーが小さいため、フラッタリング特性の向上効果が小さくなる。そのため、アルミニウム合金基板の金属組織中に存在する第二相粒子の周囲長は、 10 mm/mm^2 以上の範囲が好ましい。また、第二相粒子の周囲長は、フラッタリング特性との兼合いから 20 mm/mm^2 以上の範囲がより好ましく、 30 mm/mm^2 以上の範囲が更に好ましい。なお、周囲長の上限は特に限定されるものではないが、第二相粒子の周囲長が長くなると圧延工程における加工性が徐々に低下し、周囲長が 800 mm/mm^2 を超えると圧延が困難になり、アルミニウム合金板の製造が困難となる虞がある。そのため、第二相粒子の周囲長の上限は 800 mm/mm^2 が好ましい。このように、 $3\ \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長を 10 mm/mm^2 以上の範囲とすることにより、ベア材の場合、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第二相粒子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、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、切削加工時に基板側面の粗大な第二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することができる。

[0053] 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二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。また、周囲長とは、光学顕微鏡で撮影した第二相粒子の像の外周の長さを示す。

[0054] 3. フラッタリング特性

フラッタリング特性は、ハードディス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。

[0055] 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以下であればより高密度な記録容量のHDD向けの使用に耐え得ると判断した。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。

[0056] 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、第二相粒子の分布状態を適宜決定すれば良い。これらは、以下に述べる添加元素の含有量、鑄造時の冷却速度を含めた鑄造方法、並びに、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。

[0057] 本発明の実施態様においては、アルミニウム合金板の厚さは、0.45 m

m以上であることが好ましい。アルミニウム合金板の厚さが0.45mm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、アルミニウム合金板の厚さが1.30mm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、アルミニウム合金板の厚さは、0.45～1.30mmとするのがより好ましく、0.50～1.00mmとするのが更に好ましい。

[0058] 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、ヘリウムガスの密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。

[0059] 4. Fe固容量

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クラッド材の心材及びベア材におけるFe固容量について説明する。

[0060] 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、Fe固容量が0.0010%以上であることが好ましい。この場合には、固溶強化によりアルミニウム合金基板の強度をより一層向上させる効果が発揮される。アルミニウム合金基板の耐力が低いと、搬送時や取付け時等において外力が加わることで変形する虞がある。そのため、アルミニウム合金基板のFe固容量は、0.0010%以上とするのが好ましく、0.0030%以上とするのがより好ましい。なお、Fe固容量の上限は特に限定されるものではないが、Fe固容量が多くなると、フラッタリング特性が低下する可能性がある。そのため、Fe固容量の上限は、0.04%程度が好ましい。

[0061] 5. 耐力

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の耐力について説明する。

[0062] 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、大気中において、 300°C で3時間の加熱後の耐力が 35MPa 以上であることが好ましい。この場合には、磁気ディスク製造時の基板の変形をより一層抑制する効果が発揮される。アルミニウム合金基板の耐力が低いと、搬送時や取付け時等において外力が加わることで変形する虞がある。そのため、大気中における 300°C で3時間の加熱後のアルミニウム合金基板の耐力が 35MPa 以上であるのが好ましく、 45MPa 以上であるのがより好ましい。なお、磁気ディスク用基板の作製（図1のステップS108又は図2のステップS208）から磁性体の付着（図1のステップS111又は図2のステップS211）までの工程において行われる加熱処理は、最高でも 300°C 程度のため、 300°C で加熱した際における耐力を規定している。なお、上記耐力の上限は特に限定されるものではないが、合金組成や製造条件によって自ずと決まるものであり、本発明においては、 180MPa 程度である。

[0063] 6. 皮材の組成

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を構成するクラッド材の皮材の合金組成及びその含有量について説明する。

[0064] 本発明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。しかしながら、第二相粒子が少ない皮材を心材の両面に設けてクラッド材とすることで、めっき表面をより平滑にすることができる。

[0065] 本発明に係るアルミニウム合金基板では、皮材として、純Al又はAl-Mg系合金を用いるのが好ましい。純Al及びAl-Mg系合金は、他の合金に比べて比較的粗大な第二相粒子が少なく、めっき性に優れる。

[0066] 本発明に係るアルミニウム合金基板に用いる純Alの皮材は、Cu： $0.005\sim0.600\%$ と、Zn： $0.005\sim0.600\%$ 、Si： $0.001\sim0.300\%$ 、Fe： $0.001\sim0.300\%$ 、Mg： $0.001\sim1.000\%$ と、Cr： 0.300% 以下及びMn： 0.300% 以下を含有し、残部Al及び不可避免的不純物からなるものが好ましい。例えば、J1

S A 1000系のAl等が挙げられる。

[0067] 本発明に係るアルミニウム合金基板に用いるAl-Mg系合金の皮材は、Mg : 1.0~8.0%を含有し、Cu : 0.005~0.600%、Zn : 0.005~0.600%、Cr : 0.010~0.300%、Si : 0.001~0.300%、Fe : 0.001~0.300%及びMn : 0.300%以下からなる群から選択される1種又は2種以上を更に含有し、残部Al及び不可避免的不純物からなるものが好ましい。

[0068] 7. 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。

[0069] 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、アルミニウム合金基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。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。

[0070] 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。

[0071] 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。

[0072] 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、ロールからの拔熱で薄板を直

接鑄造する。

[0073] D C 鑄造法と C C 鑄造法の大きな相違点は、鑄造時の冷却速度にある。冷却速度が大きい C C 鑄造法では、第二相粒子のサイズが D C 鑄造に比べ小さいのが特徴である。両方の鑄造法において、鑄造時の冷却速度は $0.1 \sim 1000^\circ\text{C}/\text{s}$ の範囲とするのが好ましい。鑄造時の冷却速度を $0.1 \sim 1000^\circ\text{C}/\text{s}$ とすることによって、F e 固溶量が多くなり、強度を向上させる効果を得ることができる。また、 $3\ \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子が多数生成し、第二相粒子の周囲長が長くなり、フラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。鑄造時の冷却速度が $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、F e 固溶量が少なくなり、強度が低下する虞がある。また、 $3\ \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が $800\ \text{mm}/\text{mm}^2$ を超える虞があり、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第二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し、めっき剥離も生じる場合がある。一方、鑄造時の冷却速度が $1000^\circ\text{C}/\text{s}$ を超えると、 $3\ \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が $10\ \text{mm}/\text{mm}^2$ 未満となる虞があり、十分なフラッタリング特性が得られない場合がある。

[0074] 次に、必要に応じて鑄造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 103）。均質化処理は、（1） 500°C 以上で 0.5 時間以上の 1 段目の加熱処理を行った後に、 400°C 以上 500°C 未満の温度範囲を $15^\circ\text{C}/\text{時間}$ 以上の速度で冷却し、その後、 200°C 以下まで冷却した後、必要に応じて面削を行い、更に、 400°C 以上で 20 時間以下の 2 段目の加熱処理を行うことが好ましく、或いは、（2） 500°C 以上で 0.5 時間以上の加熱処理を 1 回行うことが好ましい。

[0075] （1）A l - F e 系金属間化合物の析出は、 450°C 前後の温度域が最も発生し易いため、均質化処理を、 500°C 以上で 0.5 時間以上の 1 段目の加熱処理を行った後に、 400°C 以上 500°C 未満の温度範囲を $15^\circ\text{C}/\text{時間}$ 以上の速度で冷却し、その後 200°C 以下まで冷却した後、必要に応じて面削を行い、更に、 400°C 以上で 20 時間以下の 2 段目の加熱処理を行い、

その後の熱間圧延を所定の条件で行うことで、F e 固容量の低下を抑制し、 $3\text{ }\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子が多数生成し、第二相粒子の周囲長が長くなり、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。

[0076] 1 段目の均質化処理時における加熱温度又は時間が 500°C 未満又は0.5時間未満の場合は、F e 固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。1 段目の均質化処理時における加熱温度の上限は特に限定されるものではないが、 650°C を超えると、溶融が発生する虞があるため、上限は 650°C とするのが好ましい。また、1 段目の均質化処理時における加熱時間の上限は特に限定されるものではないが、24時間を超えて加熱を行っても効果は飽和し、それ以上の顕著な改善効果が得られない。そのため、加熱時間の上限は24時間とするのが好ましい。

[0077] 次に、 400°C 以上 500°C 未満の温度範囲における冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/$ 時間未満の場合には、F e 固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。また、2 段目の均質化処理時における加熱温度が 400°C 未満では、 $3\text{ }\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が $10\text{ mm}/\text{mm}^2$ 未満となる虞があり、十分なフラッタリング特性が得られない場合がある。更に、2 段目の均質化処理時における加熱時間が20時間を超える場合には、F e 固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。

[0078] (2) 均質化処理を 500°C 以上で0.5時間以上の加熱処理を1回のみ行い、その後の熱間圧延を所定の条件で行うことで、F e 固容量の低下を抑制し、 $3\text{ }\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子が多数生成し、第二相粒子の周囲長が長くなり、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。均質化処理時における加熱温度又は時間が 500°C 未満又は0.5時間未満では、F e 固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。なお、均質化処理時における加熱温度の上限は特に限定されるものではないが、 650°C を超えると溶融が発生する可能性

があるため、上限は650℃とするのが好ましい。

[0079] 次に、均質化処理を施したアルミニウム合金を熱間圧延して板材とする（ステップS104）。熱間圧延するに当たっては、（1）均質化処理を行っている場合は、熱間圧延開始温度を300～550℃とし、390℃以上500℃未満の温度範囲での熱間圧延を30分以下とし、熱間圧延終了温度は390℃未満とすることが好ましい。熱間圧延中は、歪が導入されるため金属間化合物が析出し易い状態であり、390℃以上500℃未満の温度範囲では、短時間でAl－Fe系金属間化合物が多く析出するため、その温度範囲における熱間圧延の時間を30分以下とすることによって、Fe固溶量の低下を抑制し、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。

[0080] 390℃以上500℃未満の温度範囲における熱間圧延の時間が30分を超える場合には、Fe固溶量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。そのため、390℃以上500℃未満の温度範囲における熱間圧延の時間は30分以下とするのが好ましく、20分以下とするのがより好ましい。また、熱間圧延終了温度が390℃以上の場合には、熱間圧延で導入された歪が一部残存している状態であり、短時間であってもAl－Fe系金属間化合物が多く析出し、心材のFe固溶量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合があるため、熱間圧延終了温度は390℃未満とするのが好ましく、300℃以下とするのがより好ましい。熱間圧延終了温度の下限は特に限定されるものではないが、終了温度が低くなり過ぎると、熱間圧延中の延性不足により、耳割れ等の不具合が発生し易くなるため、下限は100℃とするのが好ましい。

[0081] 一方、（2）均質化処理を行っていない場合は、熱間圧延開始温度を390℃未満とすることが好ましい。鋳造後のアルミニウム合金鋳塊は、Fe固溶量が高く、Al－Fe系金属間化合物も晶出物として多数存在するため、Al－Fe系金属間化合物が析出し易い450℃前後の温度域（熱間圧延の場合は、390℃以上500℃未満）を避けて、熱間圧延開始温度を390

℃未満とすることによって、Fe固溶量の低下を抑制し、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。熱間圧延開始温度が390℃以上の場合には、Fe固溶量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。そのため、熱間圧延開始温度は390℃未満とするのが好ましく、350℃未満とするのがより好ましい。なお、熱間圧延終了温度の下限は特に限定されるものではないが、終了温度が低くなり過ぎると、熱間圧延中の延性不足により、耳割れ等の不具合が発生し易くなるため、下限は100℃とするのが好ましい。

[0082] 次に、熱間圧延した板材を冷間圧延して1.3mmから0.45mm程度のアルミニウム合金板とする（ステップS105）。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、必要な製品板強度や板厚に応じて定めれば良く、圧延率を10～95%とするのが好ましい。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、200℃以上390℃未満で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、均質化処理を行っている場合のみ390℃以上500℃未満で0～60秒間保持の条件で行うことが好ましい。ここで、連続式において処理時間が0秒とは、処理温度に到達後に直ちに加熱を止めることを意味する。

[0083] 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）。次に、ディスクブランクを大気中にて、例えば100～450℃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、研削加工を施し、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、エッチング、ジンケート処理（Zn置換処理）を施す（ステップS109）。次に、ジンケート処理した処理表面に下地処理としてNi-Pめっき処理を施す（ステップS110）。最後に、Ni-Pめっき処理面にスパッタ

リングによって磁性体を付着させ磁気ディスクとする（ステップS 1 1 1）。

[0084] 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を用いた磁気ディスクの製造方法を、図2のフローに従って説明する。ここで、アルミニウム合金の調製（ステップS 2 0 1）～冷間圧延（ステップS 2 0 5）は、アルミニウム合金基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 2 0 6）～磁性体の付着（ステップS 2 1 1）は、製造されたアルミニウム合金基板を磁気ディスクとする工程である。

[0085] 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素材の溶湯を、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 2 0 1）。次に、所望組成に配合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S 2 0 2-1）。

[0086] 心材の casting 時の冷却速度は、両方の casting 方法において、所望の Fe 固溶量と第二相粒子の分布を得るために $0.1 \sim 1000^\circ\text{C}/\text{s}$ の範囲とするのが好ましい。

[0087] 心材の casting 時の冷却速度を $0.1 \sim 1000^\circ\text{C}/\text{s}$ とすることによって、Fe 固溶量が多くなり、強度を向上させる効果を得ることができる。また、 $3\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子が心材中に多数生成し、第二相粒子の周囲長が長くなり、フラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。心材の casting 時の冷却速度が $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、Fe 固溶量が少なくなり、強度が低下する虞がある。また、 $3\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が $800\text{mm}/\text{mm}^2$ を超える虞があり、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基板側面の粗大な第二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場合がある。一方、 casting 時の冷却速度が $1000^\circ\text{C}/\text{s}$ を超えると、 $3\mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が $10\text{mm}/\text{mm}^2$ 未満となる虞があり、十分なフラッタリング特性が得られない場合がある。

- [0088] 次に、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S 2 0 2 - 2）。
- [0089] 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によって製造する場合には、面削や切削等の機械的除去やアルカリ洗浄等の化学的除去を行って心材と皮材表面の酸化皮膜を除去しておく、後における心材と皮材との圧接が良好に行うことができる（ステップS 2 0 2 - 2）。
- [0090] 皮材はD C 鋳造法やC C 鋳造法等で得た鋳塊を面削し、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3 5 0 ~ 5 5 0 °C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行なうに当たっては、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3 5 0 ~ 5 0 0 °Cとし、熱間圧延終了温度を2 6 0 ~ 3 9 0 °C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に熱間圧延後の素板を硝酸や苛性ソーダ等で素洗いすることにより、当該熱間圧延工程で生成した酸化皮膜が除去され、心材との圧接を良好に行なうことができる（ステップS 2 0 2 - 1、S 2 0 2 - 2）。
- [0091] 本発明において、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片面皮材厚さの比率）は特に限定されるものではないが、必要な製品板強度や平坦度、研削量に応じて適宜定められ、3 ~ 3 0 %とするのが好ましく、5 ~ 2 0 %とするのがより好ましい。例えば、熱間圧延して板厚1 5 m m程度の皮材とする工程と、心材用鋳塊を面削し板厚2 7 0 m m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。
- [0092] 次に、必要に応じて鋳造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 2 0 3）。均質化処理は、（1）5 0 0 °C以上で0. 5 時間以上の1 段目の加熱処理を行った後に、4 0 0 °C以上5 0 0 °C未満の温度範囲を1 5 °C / 時間以上の速度で冷却し、その後、2 0 0 °C以下まで冷却した後

、必要に応じて面削を行い、更に、400℃以上で20時間以下の2段目の加熱処理を行うことが好ましく、或いは、(2)500℃以上で0.5時間以上の加熱処理を1回行うことが好ましい。

[0093] なお、上記において、2段目の均質化処理を行う場合は、第一段目の心材の均質化処理が終わってから、必要に応じて心材の面削を行い、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材として、これに2段目の均質化処理を施す。1回のみの均質化処理の場合は、均質化処理前に必要に応じて心材の面削を行い、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材として、1回のみの均質化処理を行う。また、均質化処理を行わない場合は、熱間圧延前に必要に応じて心材の面削を行い、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材とする。

[0094] (1) 心材のAl-Fe系金属間化合物の析出は、450℃前後の温度域が最も発生し易いため、均質化処理を、500℃以上で0.5時間以上の1段目の加熱処理を行った後に、400℃以上500℃未満の温度範囲を15℃/時間以上の速度で冷却し、その後200℃以下まで冷却した後、必要に応じて面削を行い、更に、400℃以上で20時間以下の2段目の加熱処理を行い、その後の熱間圧延を所定の条件で行うことで、心材のFe固容量の低下を抑制し、3μm以上の最長径を有する第二相粒子が多数生成し、第二相粒子の周囲長が長くなり、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。

[0095] 1段目の均質化処理時における加熱温度又は時間が500℃未満又は0.5時間未満の場合は、心材のFe固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。1段目の均質化処理時における加熱温度の上限は特に限定されるものではないが、650℃を超えると、溶融が発生する虞があるため、上限は650℃とするのが好ましい。また、1段目の均質化処理時における加熱時間の上限は特に限定されるものではないが、24時間を超えて加熱を行っても効果は飽和し、それ以上の顕著な改善効果が得られない。そのため、加熱時間の上限は24時間とするのが好ましい。

[0096] 次に、400℃以上500℃未満の温度範囲における冷却速度が15℃／時間未満の場合には、心材のFe固溶量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。また、2段目の均質化処理時における加熱温度が400℃未満では、心材における3μm以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が10mm／mm²未満となる虞があり、十分なフラッタリング特性が得られない場合がある。更に、2段目の均質化処理時における加熱時間が20時間を超える場合には、心材のFe固溶量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。

[0097] (2) 均質化処理を500℃以上で0.5時間以上の加熱処理を1回のみ行い、その後の熱間圧延を所定の条件で行うことで、心材のFe固溶量の低下を抑制し、3μm以上の最長径を有する第二相粒子が多数生成し、第二相粒子の周囲長が長くなり、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。均質化処理時における加熱温度又は時間が500℃未満又は0.5時間未満では、心材のFe固溶量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。なお、均質化処理時における加熱温度の上限は特に限定されるものではないが、650℃を越えると溶融が発生する可能性があるため、上限は650℃とするのが好ましい。

[0098] 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、酸化皮膜が生成しやす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、窒素ガスや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。

[0099] 次に、均質化処理を施したアルミニウム合金を熱間圧延して板材とする（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。熱間圧延するに当たっては、(1) 均質化処理を行っている場合は、熱間圧延開始温度を300～550℃とし、390℃以上500℃未満の温度範囲での熱間圧延を30分以下とし、熱間圧延終了温度は390℃未満とすることが好ましい。熱間圧延中は、歪が導入されるため金属間化合物が析出し

易い状態であり、390℃以上500℃未満の温度範囲では、短時間でAl－Fe系金属間化合物が多く析出するため、その温度範囲における熱間圧延の時間を30分以下とすることによって、心材のFe固容量の低下を抑制し、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。

[0100] 390℃以上500℃未満の温度範囲における熱間圧延の時間が30分を超える場合には、心材のFe固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。そのため、390℃以上500℃未満の温度範囲における熱間圧延の時間は30分以下とするのが好ましく、20分以下とするのがより好ましい。また、熱間圧延終了温度が390℃以上の場合には、熱間圧延で導入された歪が一部残存している状態であり、短時間であってもAl－Fe系金属間化合物が多く析出し、心材のFe固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合があるため、熱間圧延終了温度は390℃未満とするのが好ましく、300℃以下とするのがより好ましい。熱間圧延終了温度の下限は特に限定されるものではないが、終了温度が低くなり過ぎると、熱間圧延中の延性不足により、耳割れ等の不具合が発生し易くなるため、下限は100℃とするのが好ましい。

[0101] 一方、(2)均質化処理を行っていない場合は、熱間圧延開始温度を390℃未満とすることが好ましい。鑄造後における心材のアルミニウム合金鑄塊は、Fe固容量が高く、Al－Fe系金属間化合物も晶出物として多数存在するため、Al－Fe系金属間化合物が析出し易い450℃前後の温度域（熱間圧延の場合は、390℃以上500℃未満）を避けて、熱間圧延開始温度を390℃未満とすることによって、Fe固容量の低下を抑制し、強度とフラッタリング特性を向上させる効果を得ることができる。熱間圧延開始温度が390℃以上の場合には、心材のFe固容量が0.0010%未満となる虞があり、十分な耐力が得られない場合がある。そのため、熱間圧延開始温度は390℃未満とするのが好ましく、350℃未満とするのがより好ましい。なお、熱間圧延終了温度の下限は特に限定されるものではないが、終了温度が低くなり過ぎると、熱間圧延中の延性不足により、耳割れ等の不

具合が発生し易くなるため、下限は100℃とするのが好ましい。なお、ここでの板厚は3.0mm程度とする。

[0102] 次に、熱間圧延によって得られる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、必要な製品板強度や板厚に応じて定めれば良く、圧延率は10～95%とするのが好ましい。

[0103] 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、200℃以上390℃未満で0.1～10時間の条件で行うことが好ましい。なお、ここでの板厚は、1.3mmから0.45mm程度の範囲が好ましい。

[0104] 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、クラッド材の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S206）。次に、ディスクブランクを大気中にて例えば100℃以上450℃以下で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次に、ブランクに切削加工、研削加工を施し、アルミニウム合金基板を作製する（ステップS208）。次に、アルミニウム合金基板表面に脱脂、エッチング、ジンケート処理（Zn置換処理）を施す（ステップS209）。次に、ジンケート処理した処理表面に下地処理としてNi-Pめっき処理を施す（ステップS210）。最後に、Ni-Pめっき処理面にスパッタリングによって磁性体を付着させ磁気ディスクとする（ステップS211）。

実施例

[0105] 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。

[0106] 1. 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～表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。

[0107]

[表1]

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	
A1	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A2	0.6	0.2	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A3	0.8	-	0.2	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A4	0.9	-	-	0.2	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A5	1.0	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A6	1.2	-	-	-	-	0.2	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A7	1.5	-	-	-	-	-	0.20	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A8	1.8	-	-	-	-	-	-	0.20	0.230	-	-	-	0.000	残
A9	2.0	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A10	2.9	-	-	-	-	-	-	-	0.230	0.060	0.001	0.020	0.081	残
A11	1.5	0.1	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A12	1.5	0.3	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A13	1.5	0.6	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A14	1.5	1.5	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A15	1.5	2.9	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A16	1.5	-	0.1	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A17	1.5	-	0.4	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A18	1.5	-	-	0.1	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A19	1.5	-	-	1.0	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A20	1.5	-	-	2.9	-	-	-	-	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	-	-	-	-	0.1	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A26	1.5	-	-	-	-	0.9	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A27	0.4	-	-	-	-	6.0	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A28	1.5	-	-	-	-	-	0.01	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A29	1.5	-	-	-	-	-	0.15	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A30	1.5	-	-	-	-	-	0.95	-	0.230	-	-	-	0.000	残

表1

[0108] [表2]

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
A31	1.5	-	-	-	-	-	-	0.01	0.230	-	-	-	0.000	残
A32	1.8	-	-	-	-	-	-	0.15	0.230	-	-	-	0.000	残
A33	1.8	-	-	-	-	-	-	0.95	0.230	-	-	-	0.000	残
A34	1.8	-	-	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-	0.000	残
A35	1.5	-	-	-	-	-	-	-	0.350	-	-	-	0.000	残
A36	1.5	-	-	-	-	-	-	-	0.950	-	-	-	0.000	残
A37	0.8	0.3	0.1	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	0.1	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	0.1	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.454	0.023	0.012	0.489	残
A40	0.8	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A41	1.5	-	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A42	1.5	-	-	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A43	1.5	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A44	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A45	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A46	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A47	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A48	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A49	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A50	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A51	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A52	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A53	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A54	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A55	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A56	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A57	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A58	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A59	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A60	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A61	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
A62	0.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A63	1.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A64	2.9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
A65	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残

表2

[0109] [表3]

表3

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	
AC1	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC2	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC3	0.3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC4	3.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC5	4.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC6	0.8	3.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC7	0.8	-	0.7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC8	0.8	-	-	3.6	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC9	0.8	-	-	-	1.520	-	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC10	0.8	-	-	-	-	7.2	-	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC11	0.8	-	-	-	-	-	1.40	-	-	-	-	-	0.000	殘
AC12	0.8	-	-	-	-	-	-	1.38	-	-	-	-	0.000	殘
AC13	0.8	-	-	-	-	-	-	-	1.520	-	-	-	0.000	殘

[0110] 次に、表４～６に示すように、合金Ｎｏ．Ａ１～Ａ２６、Ａ２８～Ａ３１、Ａ３５～Ａ６４、ＡＣ１及びＡＣ３～ＡＣ１３は、アルミニウム合金溶湯をＤＣ鋳造法により、合金Ｎｏ．Ａ２７、Ａ３２～Ａ３４、Ａ６５及びＡＣ２は、アルミニウム合金溶湯をＣＣ鋳造法により、鋳造し鋳塊を作製した（ステップＳ１０２）。合金Ｎｏ．Ａ３６～Ａ４３、Ａ５４、Ａ５５、Ａ５７、Ａ５９～Ａ６１及びＡＣ３の鋳塊は両面１５ｍｍの面削を行った。

[0111]

[表4]

表4

	合金 No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)	均質化处理条件				熱間圧延条件			
		鑄造 方法	鑄造速度 (mm/min)		1段目 加熱温度 (°C)	1段目 保持時間 (hr)	400°C以上500°C 未満の温度範囲の 冷却速度 (°C/hr)	2段目 加熱温度 (°C)	2段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (°C)	熱間圧延 終了温度 (°C)	390°C以上500°C 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)
実施例1	A1	DC	30	300	630	0.5	15.2	400	1	390	190	15
実施例2	A2	DC	30	300	620	1	15.4	400	1	310	160	-
実施例3	A3	DC	30	300	630	0.5	17.4	490	5	480	370	23
実施例4	A4	DC	30	300	500	5	30.7	450	15	440	280	20
実施例5	A5	DC	30	300	550	10	45.1	400	19	440	270	19
実施例6	A6	DC	30	300	550	15	32.1	450	10	440	260	19
実施例7	A7	DC	30	300	550	24	31.9	450	10	440	310	18
実施例8	A8	DC	30	300	550	5	30.8	450	10	440	300	15
実施例9	A9	DC	30	300	550	5	30.7	450	10	440	280	15
実施例10	A10	DC	30	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
実施例11	A11	DC	40	300	550	5	30.9	450	10	440	300	15
実施例12	A12	DC	40	300	550	5	34.2	450	10	440	300	15
実施例13	A13	DC	40	300	550	5	32.1	450	10	440	290	15
実施例14	A14	DC	40	300	550	5	31.1	450	10	440	300	15
実施例15	A15	DC	20	300	550	5	32.1	450	10	440	300	15
実施例16	A16	DC	20	300	550	5	31.7	450	10	440	280	15
実施例17	A17	DC	20	300	550	5	31.5	450	10	440	280	13
実施例18	A18	DC	40	300	550	5	31.4	450	10	440	290	15
実施例19	A19	DC	50	300	550	5	29.8	450	10	440	280	15
実施例20	A20	DC	40	300	550	5	28.9	450	10	440	300	18
実施例21	A21	DC	50	300	550	5	30.7	450	10	440	280	17
実施例22	A22	DC	50	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
実施例23	A23	DC	50	300	550	5	30.9	450	10	440	300	15
実施例24	A24	DC	50	300	550	5	29.9	450	10	440	290	15
実施例25	A25	DC	50	300	550	5	29.5	450	10	440	300	15
実施例26	A26	DC	50	300	550	5	30.5	450	10	440	280	15
実施例27	A27	CC	1000	3	550	5	30.4	450	10	440	290	15
実施例28	A28	DC	50	300	550	5	31.7	450	10	440	300	18
実施例29	A29	DC	50	300	550	5	31.1	450	10	440	300	15
実施例30	A30	DC	50	300	550	5	30.5	450	10	440	290	18

[0112] [表5]

表5

	合金 No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)	均質化処理条件				熱間圧延条件				
		鑄造 方法	鑄造速度 (mm/min)		1段目 加熱温度 (°C)	1段目 保持時間 (hr)	400°C以上500°C 未満の温度範囲の 冷却速度 (°C/hr)	2段目 加熱温度 (°C)	2段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (°C)	熱間圧延 終了温度 (°C)	390°C以上500°C 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)	
実施例31	A31	DC	50	300	550	5		31.1	450	10	440	280	15
実施例32	A32	CC	1400	6	550	5		30.4	450	10	440	290	15
実施例33	A33	CC	1000	3	550	5		30.5	450	10	440	300	15
実施例34	A34	CC	800	3	550	5		31.7	450	10	440	280	15
実施例35	A35	DC	60	300	550	5		31.1	450	10	440	280	17
実施例36	A36	DC	60	300	600	5		-	-	-	540	290	15
実施例37	A37	DC	50	300	600	5		-	-	-	530	300	15
実施例38	A38	DC	50	300	510	5		-	-	-	500	290	15
実施例39	A39	DC	50	300	510	5		-	-	-	400	300	15
実施例40	A40	DC	50	300	-	-		-	-	-	370	240	-
実施例41	A41	DC	50	300	-	-		-	-	-	340	230	-
実施例42	A42	DC	50	300	-	-		-	-	-	300	200	-
実施例43	A43	DC	50	300	-	-		-	-	-	280	120	-
実施例44	A44	DC	50	300	450	5		30.4	450	10	440	290	15
実施例45	A45	DC	50	300	470	5		30.6	450	10	440	290	15
実施例46	A46	DC	50	300	510	0.1		31.7	450	10	440	300	15
実施例47	A47	DC	50	300	510	0.2		30.8	450	10	440	300	18
実施例48	A48	DC	50	300	550	5		9.1	450	10	440	290	15
実施例49	A49	DC	50	300	550	5		8.8	450	10	440	290	15
実施例50	A50	DC	50	300	550	5		30.5	350	10	340	290	-
実施例51	A51	DC	50	300	550	5		30.2	370	10	360	290	-
実施例52	A52	DC	50	300	550	5		31.7	450	22	440	290	15
実施例53	A53	DC	50	300	550	5		31.7	450	24	440	290	15
実施例54	A54	DC	50	300	-	-		-	-	-	430	230	15
実施例55	A55	DC	50	300	-	-		-	-	-	450	240	15
実施例56	A56	DC	50	300	550	5		30.5	450	10	440	400	15
実施例57	A57	DC	50	300	510	5		-	-	-	500	430	15
実施例58	A58	DC	50	300	550	5		30.8	450	10	440	300	38
実施例59	A59	DC	50	300	510	5		-	-	-	500	300	45
実施例60	A60	DC	50	300	470	5		-	-	-	420	310	15
実施例61	A61	DC	50	300	510	0.2		-	-	-	400	300	15
実施例62	A62	DC	50	300	550	5		31.1	450	10	440	280	15
実施例63	A63	DC	50	300	550	5		31.1	450	10	440	280	15
実施例64	A64	DC	50	300	550	5		31.1	450	10	440	280	15
実施例65	A65	CC	800	3	-	-		-	-	-	370	240	-

[0113] [表6]

表6

	合金 No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)	均質化处理条件					熱間圧延条件		
		鑄造 方法	鑄造速度 (mm/min)		1段目 加熱温度 (°C)	1段目 保持時間 (hr)	400°C以上500°C 未滿の温度範囲の 冷却速度 (°C/hr)	2段目 加熱温度 (°C)	2段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (°C)	熱間圧延 終了温度 (°C)	390°C以上500°C 未滿の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)
比較例1	AC1	DC	30	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
比較例2	AC2	CC	600	3	550	5	30.2	450	10	440	280	15
比較例3	AC3	DC	30	300	550	5	-	-	-	440	280	15
比較例4	AC4	DC	30	300	550	5	30.6	450	10	440	280	15
比較例5	AC5	DC	30	300	550	5	29.8	450	10	440	280	15
比較例6	AC6	DC	30	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
比較例7	AC7	DC	30	300	550	5	30.3	450	10	440	280	15
比較例8	AC8	DC	30	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
比較例9	AC9	DC	30	300	550	5	30.5	450	10	440	280	15
比較例10	AC10	DC	30	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
比較例11	AC11	DC	30	300	550	5	30.1	450	10	440	280	15
比較例12	AC12	DC	30	300	550	5	30.6	450	10	440	280	15
比較例13	AC13	DC	30	300	550	5	30.2	450	10	440	280	15

[0114] 次に、表4～表6に示す条件にて均質化処理を施した（ステップS103）。なお、合金No. A40～A43、A54、A55及びA65は均質化処理を行っていない。また、1段目に加えて2段目の均質化処理を行う合金の中で、合金No. A1～A26、A28～A31、A35、A44～53、A56、A58、A62～A64、AC1、AC4～AC13の鋳塊は、2段目の均質化処理前に両面15mmの面削を行った。なお、2段目の均質化処理を行う場合、加熱温度までの昇温速度を40℃/hとした。次に、表4～表6に示す条件にて熱間圧延を行ない、板厚2.0mmの熱間圧延板とした（ステップS104）。また、合金No. A36～39、A57、A59～61は、上述の1回のみの加熱処理によって均質化処理を行なったものである。

[0115] なお、均質化処理を行っている場合は、最終加熱温度から熱間圧延開始温度までの降温速度は30℃/hとした。熱間圧延後に、No. A1、A3、A5及びAC1の合金の熱間圧延板は360℃で2時間の条件で焼鈍（バッチ式）を行った。このようにして作製した全ての熱間圧延板は、冷間圧延（圧延率60.0%）により最終板厚の0.8mmまで圧延し、アルミニウム合金板とした（ステップS105）。この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S106）。

[0116] このようにして作製したディスクブランクを300℃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）。

[0117] 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% HNO_3 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17 μm 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 μm ）を行った（ステップS110）。

[0118] 鋳造（ステップS102）工程後のアルミニウム合金鋳塊、冷間圧延（ステップS105）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、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板について以下の評価を行った。なお、各試料については、2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、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。なお、実施例1、62～64では、2枚のうち1枚でめっき剥離が生じたが、めっき剥離が生じなかった方を用い評価を実施した。

[0119] 〔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（ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ）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。測定には、鋳塊の厚さ方向の中央部の断面を用いた。

[0120] 〔耐力〕

耐力は、JIS Z 2241に準拠し、冷間圧延（ステップS105）後のアルミニウム合金板を300 $^{\circ}\text{C}$ で3時間の焼鈍（加圧焼鈍模擬加熱）を行った後、300 $^{\circ}\text{C}$ で3時間の大気中加熱を行い、圧延方向に沿ってJIS 5号試験片を採取して $n=2$ にて測定した。強度の評価は、耐力が45MPa以上の場合をA（優）、35MPa以上45MPa未満をB（良）、30MPa以上35MPa未満をC（可）、30MPa未満はD（劣）とした。なお、研削加工後のアルミニウム合金基板や磁気ディスクのめっきを剥離し、表

面を $10\text{ }\mu\text{m}$ 研削した基板から試験片を採取した。この試験片に、 300°C で3時間の大気中加熱を行い、耐力を評価することも可能である。その際の試験片の寸法は、平行部の幅 $5 \pm 0.14\text{ mm}$ 、試験片の原標点距離 10 mm 、肩部の半径 2.5 mm 、平行部長さ 15 mm とする。

[0121] [Fe 固溶量]

Fe 固溶量の測定は、グラインディング加工（ステップ S 108）後のアルミニウム合金基板を用い、次の手順により行った。熱フェノール溶解抽出法により得られた残渣から、アルミニウム合金基板における Fe 総析出量を分析測定し、Fe 成分分析値から差し引いた値を Fe 固溶量とした。なお、Fe 析出量の分析方法については、「佐藤，泉：軽金属学会第68回春期大会講演概要，（1985），55．」の学術文献、「村松，松尾，小松ら：軽金属学会第76回春期大会講演概要，（1989），51．」の学術文献を参照して行なった。

[0122] 熱フェノール溶解抽出法に関して説明する。アルミニウム合金基板から 2 g の試験片を採取した。なお、試験片は、アルミニウム合金基板から小片を切り出し、合計で 2 g となるように秤量した。次いで、フェノール 50 ml を入れたビーカーをホットプレート上に載置してフェノールを $170\sim 180^{\circ}\text{C}$ に加熱した後、試験片を投入して溶解させた。次いで、上記溶液が入ったビーカーをホットプレート上から移して冷却した。次いで、固化防止のため、上記冷却した溶液にベンジルアルコールを添加した。次いで、上記ベンジルアルコールを添加した溶液を、ポリテトラフルオロエチレン製のメンブランフィルター（孔径 $0.1\text{ }\mu\text{m}$ ）により濾過し、Al-Fe 系金属間化合物を残渣として得た。次いで、この熱フェノール溶解抽出法により得られた残渣中の Si を 10% - NaOH 溶液によって溶解させた後に、この溶液に王水（体積比で濃塩酸：濃硝酸 = 3 : 1）を加えた混合液によって Fe を溶解させた。このようにして、溶解した Si、Fe を含む混合液を得た。次いで、この混合液を誘導結合プラズマ発光分析法（ICP）によって定量分析した。これにより、Al-Fe 系金属間化合物として析出した Fe 析出量を

求めた。

[0123] 次に、熱フェノール溶解抽出法より得られたF e析出量をF e総析出量とした。そして、アルミニウム合金基板のF e成分分析値からF e総析出量を差し引いた値をF e固溶量とした。

[0124] 〔第二相粒子の最長径及び周囲長〕

研削加工（ステップS 1 0 8）後のアルミニウム合金基板断面を研磨後、光学顕微鏡により4 0 0倍で1 m m²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）を用いて第二相粒子の最長径及び周囲長（m m／m m²）の測定を行った。測定は、基板の厚さ方向の中央部の断面を用いた。

[0125] 〔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板を用いディスク・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下、アルミニウム合金基板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。

[0126] 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、30 nm以下の場合をA（優）、30 nmを超えて40 nm以下をB（良）、40 nmを超えて50 nm以下をC（可）、50 nmより大きい場合はD（劣）とした。

[0127] 以上の評価結果を、表7～9に示す。

[0128] [表7]

表7

	合金 No.	鋳造時の 冷却速度 (°C/s)	3 μ m以上の最長径を 有する第二相粒子の 周囲長 (mm/mm ²)	Fe固溶量 (mass%)	強度		フラッタリング 特性
					耐力 (MPa)	評価	
実施例1	A1	0.5	22	0.0019	33	C	B
実施例2	A2	0.4	38	0.0030	45	A	A
実施例3	A3	0.6	87	0.0042	49	A	A
実施例4	A4	0.7	90	0.0032	53	A	A
実施例5	A5	0.5	105	0.0035	56	A	A
実施例6	A6	0.7	129	0.0043	61	A	A
実施例7	A7	0.3	143	0.0042	68	A	A
実施例8	A8	0.6	182	0.0038	74	A	A
実施例9	A9	0.4	239	0.0038	81	A	A
実施例10	A10	0.5	780	0.0042	85	A	A
実施例11	A11	0.8	163	0.0038	74	A	A
実施例12	A12	0.8	164	0.0042	85	A	A
実施例13	A13	0.9	150	0.0043	89	A	A
実施例14	A14	0.8	153	0.0040	93	A	A
実施例15	A15	0.2	139	0.0038	95	A	A
実施例16	A16	0.2	130	0.0043	74	A	A
実施例17	A17	0.2	123	0.0038	76	A	A
実施例18	A18	0.8	146	0.0039	75	A	A
実施例19	A19	0.8	157	0.0043	89	A	A
実施例20	A20	0.9	172	0.0042	95	A	A
実施例21	A21	1.0	164	0.0043	72	A	A
実施例22	A22	0.8	157	0.0038	75	A	A
実施例23	A23	1.2	168	0.0039	83	A	A
実施例24	A24	0.8	159	0.0043	98	A	A
実施例25	A25	0.9	153	0.0039	68	A	A
実施例26	A26	0.8	150	0.0038	83	A	A
実施例27	A27	554.0	12	0.0043	145	A	C
実施例28	A28	0.8	156	0.0039	70	A	A
実施例29	A29	0.9	144	0.0038	75	A	A
実施例30	A30	0.8	159	0.0038	85	A	A

[0129] [表8]

表8

	合金 No.	鑄造時の 冷却速度 (°C/s)	3 μ m以上の最長径を 有する第二相粒子の 周囲長 (mm/mm ²)	Fe固溶量 (mass%)	強度		フラッタリング 特性
					耐力 (MPa)	評価	
実施例31	A31	0.8	183	0.0038	89	A	A
実施例32	A32	253.0	140	0.0042	148	A	A
実施例33	A33	831.0	120	0.0038	172	A	A
実施例34	A34	954.3	134	0.0039	75	A	A
実施例35	A35	1.1	154	0.0038	72	A	A
実施例36	A36	1.2	134	0.0043	77	A	A
実施例37	A37	0.8	60	0.0045	47	A	A
実施例38	A38	0.9	178	0.0042	74	A	A
実施例39	A39	0.8	230	0.0046	89	A	A
実施例40	A40	0.8	42	0.0022	40	B	A
実施例41	A41	0.9	109	0.0058	65	A	A
実施例42	A42	0.8	98	0.0138	68	A	A
実施例43	A43	0.9	90	0.0338	67	A	A
実施例44	A44	0.9	68	0.0009	33	C	A
実施例45	A45	0.9	72	0.0008	32	C	A
実施例46	A46	0.8	73	0.0007	33	C	A
実施例47	A47	0.8	72	0.0009	32	C	A
実施例48	A48	0.04	60	0.0009	32	C	A
実施例49	A49	0.8	60	0.0007	30	C	A
実施例50	A50	0.9	15	0.0042	48	A	C
実施例51	A51	0.8	16	0.0038	49	A	C
実施例52	A52	0.8	65	0.0009	32	C	A
実施例53	A53	0.9	68	0.0008	33	C	A
実施例54	A54	0.9	71	0.0007	32	C	A
実施例55	A55	0.8	61	0.0009	31	C	A
実施例56	A56	0.9	69	0.0007	33	C	A
実施例57	A57	0.8	58	0.0009	33	C	A
実施例58	A58	0.8	59	0.0008	34	C	A
実施例59	A59	0.8	61	0.0009	33	C	A
実施例60	A60	0.9	62	0.0007	32	C	A
実施例61	A61	0.8	60	0.0009	32	C	A
実施例62	A62	0.6	62	0.0041	48	A	A
実施例63	A63	0.7	109	0.0041	60	A	A
実施例64	A64	0.5	731	0.0042	83	A	A
実施例65	A65	971.0	65	0.0432	82	A	C

[0130]

[表9]

表9

	合金 No.	鋳造時の 冷却速度 (°C/s)	3 μ m以上の最長径を 有する第二相粒子の 周囲長 (mm/mm ²)	Fe固溶量 (質量%)	強度		フラッタリング 特性
					耐力 (MPa)	評価	
比較例1	AC1	0.4	5	0.0025	27	D	D
比較例2	AC2	1032.0	4	0.0027	27	D	D
比較例3	AC3	0.5	7	0.0028	28	D	D
比較例4	AC4	0.5	830	0.0038	103	A	—
比較例5	AC5	0.3	881	0.0035	106	A	—
比較例6	AC6	0.4	921	0.0039	102	A	—
比較例7	AC7	0.5	987	0.0035	89	A	—
比較例8	AC8	0.5	934	0.0042	92	A	—
比較例9	AC9	0.3	923	0.0043	95	A	—
比較例10	AC10	0.4	852	0.0038	131	A	—
比較例11	AC11	0.5	875	0.0035	98	A	—
比較例12	AC12	0.4	867	0.0045	132	A	—
比較例13	AC13	0.5	231	0.0048	83	A	—

[0131] 表7～9に示すように、実施例1～65では良好な強度とフラッタリング特性を得ることが出来た。

[0132] これに対して、比較例1～3では、アルミニウム合金のFe含有量が少な過ぎたために強度とフラッタリング特性が劣った。

[0133] 比較例4、5では、アルミニウム合金のFe含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0134] 比較例6では、アルミニウム合金のMn含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0135] 比較例7では、アルミニウム合金のSi含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0136] 比較例8では、アルミニウム合金のNi含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0137] 比較例9では、アルミニウム合金のCu含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0138] 比較例10では、アルミニウム合金のMg含有量が多過ぎたために先述の

通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0139] 比較例 1 1 では、アルミニウム合金の Cr 含有量が多過ぎたために前述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0140] 比較例 1 2 では、アルミニウム合金の Zr 含有量が多過ぎたために前述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0141] 比較例 1 3 では、アルミニウム合金の Zn 含有量が多過ぎたために前述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0142] 2. クラッド材の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。

[0143] 表 1 0 ～ 1 5 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 S 2 0 1）。表 1 0 ～ 1 5 中において、「—」は測定限界値以下を示す。

[0144]

[表10]

表10

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	
B1	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B2	0.6	0.2	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B3	0.8	-	0.2	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B4	0.9	-	-	0.2	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B5	1.0	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B6	1.2	-	-	-	-	0.2	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B7	1.5	-	-	-	-	-	0.20	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B8	1.8	-	-	-	-	-	-	0.20	0.230	-	-	-	0.000	残
B9	2.0	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B10	2.9	-	-	-	-	-	-	-	0.230	0.060	0.001	0.020	0.081	残
B11	1.5	0.1	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B12	1.5	0.3	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B13	1.5	0.6	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B14	1.5	1.5	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B15	1.5	2.9	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B16	1.5	-	0.1	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B17	1.5	-	0.4	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B18	1.5	-	-	0.1	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B19	1.5	-	-	1.0	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B20	1.5	-	-	2.9	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B21	1.5	-	-	-	0.005	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B22	1.5	-	-	-	0.020	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B23	1.5	-	-	-	0.150	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B24	1.5	-	-	-	0.950	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B25	1.5	-	-	-	-	0.1	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B26	1.5	-	-	-	-	0.9	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B27	0.4	-	-	-	-	6.0	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B28	1.5	-	-	-	-	-	0.01	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B29	1.5	-	-	-	-	-	0.15	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B30	1.5	-	-	-	-	-	0.95	-	0.230	-	-	-	0.000	残

[0145] [表11]

表11

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	
B31	1.5	-	-	-	-	-	-	0.01	0.230	-	-	-	0.000	残
B32	1.8	-	-	-	-	-	-	0.15	0.230	-	-	-	0.000	残
B33	1.8	-	-	-	-	-	-	0.95	0.230	-	-	-	0.000	残
B34	1.8	-	-	-	-	-	-	-	0.005	-	-	-	0.000	残
B35	1.5	-	-	-	-	-	-	-	0.350	-	-	-	0.000	残
B36	1.5	-	-	-	-	-	-	-	0.950	-	-	-	0.000	残
B37	0.8	0.3	0.1	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.005	0.001	0.001	0.007	残
B38	1.5	0.3	0.1	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.070	0.001	0.021	0.092	残
B39	2.3	0.3	0.1	0.1	0.020	0.3	0.15	0.15	0.350	0.454	0.023	0.012	0.489	残
B40	0.8	0.1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B41	1.5	-	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B42	1.5	-	-	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B43	1.5	-	-	-	0.020	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B44	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B45	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B46	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B47	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B48	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B49	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B50	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B51	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B52	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B53	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B54	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B55	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B56	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B57	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B58	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B59	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B60	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B61	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残
B62	0.8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B63	1.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B64	2.9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
B65	0.6	-	-	-	-	-	-	-	0.230	-	-	-	0.000	残

[0146] [表12]

表 12

合金 No.	成分組成 (mass%)													
	Fe	Mn	Si	Ni	Cu	Mg	Cr	Zr	Zn	Ti	B	V	Ti+B+V	Al+ 不可避の不純物
BC1	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC2	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC3	0.3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC4	3.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC5	4.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC6	0.8	3.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC7	0.8	-	0.7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC8	0.8	-	-	3.6	-	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC9	0.8	-	-	-	1.520	-	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC10	0.8	-	-	-	-	7.2	-	-	-	-	-	-	0.000	残
BC11	0.8	-	-	-	-	-	1.40	-	-	-	-	-	0.000	残
BC12	0.8	-	-	-	-	-	-	1.38	-	-	-	-	0.000	残
BC13	0.8	-	-	-	-	-	-	-	1.520	-	-	-	0.000	残

[0147] [表13]

表13

合金 No.	皮材成分組成(mass%)							
	Mg	Cu	Zn	Cr	Fe	Si	Mn	Al+ 不可避の不純物
C1	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
C2	1.2	0.057	0.120	0.055	0.020	0.021	—	残
C3	2.3	0.083	0.580	0.015	0.007	0.029	—	残
C4	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	—	残
C5	—	0.001	0.001	0.001	0.281	0.003	—	残
C6	—	0.001	0.001	—	0.002	0.273	—	残
C7	0.3	0.020	0.590	0.284	0.022	0.007	—	残
C8	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
C9	4.2	0.066	0.260	0.050	0.016	0.023	0.20	残
C10	4.4	0.123	0.500	0.100	0.002	0.012	0.02	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
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	—	0.532	0.007	0.001	0.032	0.003	—	残
C28	—	0.007	0.543	0.001	0.032	0.010	—	残
C29	3.1	0.006	0.060	0.180	0.029	0.025	—	残
C30	3.1	0.142	0.230	0.100	0.016	0.029	—	残

[0148]

[表14]

表 14

合金 No.	皮材成分組成(mass%)							
	Mg	Cu	Zn	Cr	Fe	Si	Mn	Al+ 不可避の不純物
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	7.9	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	3.2	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
C44	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C45	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C46	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C47	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C48	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C49	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C50	2.0	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C51	2.0	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C52	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C53	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C54	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C55	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C56	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C57	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C58	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C59	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C60	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C61	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C62	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C63	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C64	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残
C65	0.5	0.083	0.230	0.180	0.032	0.021	—	残

[0149]

[表15]

表15

合金 No.	皮材成分組成(mass%)							
	Mg	Cu	Zn	Cr	Fe	Si	Mn	Al+ 不可避免の不純物
CC1	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC2	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC3	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC4	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC5	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC6	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC7	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC8	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC9	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC10	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC11	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC12	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残
CC13	0.5	0.078	0.210	0.172	0.021	0.002	—	残

[0150] 表16～18に示すように、心材用鋳塊として合金No. B1～B26、B28～B31、B35～B64及びBC1及びBC3～BC13のアルミニウム合金溶湯は、DC鋳造法により、合金No. B27、B32～B34、B65及びBC2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、全合金ともDC鋳造法により作製した。合金No. B36～B43、B54、B55、B57、B59～B61及びBC3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520℃で6時間の均質化処理を実施し、熱間圧延を行なって合金No. C1～C26、C28～C31、C35～C61及びCC1及びCC3～CC13は板厚15mmの熱間圧延板とし、合金No. C27、C32～C34、C65及びCC2は板厚1.5mm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て皮材とし、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材とした。

[0151] 更に、表16～18に示すように、均質化処理を施した(ステップS203)。表16～18において、合金No. B1～B35、B44～B53、

B 5 6、B 5 8、B 6 2～6 4、B C 1、B C 2、B C 4～1 3については、上述のように、5 0 0℃以上で0. 5時間以上の1段目の加熱処理を行った後に、4 0 0℃以上5 0 0℃未満の温度範囲を1 5℃／時間以上の速度で冷却し、その後、2 0 0℃以下まで冷却した後、必要に応じて面削を行なった。そして、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材としたクラッド材を、4 0 0℃以上で2 0時間以下の2段目の加熱処理を行なった。なお、合金N o. B 4 0～B 4 3、B 5 4及びB 5 5、B 6 5は均質化処理を行っていない。また、合金N o. B 3 6～3 9、B 5 7、B 5 9～6 1、B C 3は、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材としたクラッド材を、上述の1回のみの加熱処理によって均質化処理を行なったものである。

[0152]

[表16]

表16

実施例		心材				皮材				合わせ材						
		均質化処理条件		鋳塊板厚 (mm)	鋳造条件		合金 No.	均質化処理条件		熱間圧延条件		390℃以上500℃ 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)				
					1段目 加熱温度 (℃)	1段目 保持時間 (hr)				400℃以上500℃ 未満の温度範囲の 冷却速度 (℃/hr)	2段目 加熱温度 (℃)		2段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (℃)	熱間圧延 終了温度 (℃)	
合金 No.	鋳造 方法	鋳造速度 (mm/min)	鋳塊板厚 (mm)	1段目 加熱温度 (℃)	1段目 保持時間 (hr)	400℃以上500℃ 未満の温度範囲の 冷却速度 (℃/hr)	合金 No.	鋳造 方法	鋳造速度 (mm/min)	鋳塊板厚 (mm)	2段目 加熱温度 (℃)	2段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (℃)	熱間圧延 終了温度 (℃)	390℃以上500℃ 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)	
実施例66	B1	DC	30	300	630	0.5	15.2	C1	DC	30	300	400	1	390	190	15
実施例67	B2	DC	30	300	620	1	15.4	C2	DC	30	300	400	1	310	160	-
実施例68	B3	DC	30	300	630	0.5	17.4	C3	DC	30	300	490	5	480	370	23
実施例69	B4	DC	30	300	500	5	30.7	C4	DC	30	300	450	15	440	280	20
実施例70	B5	DC	30	300	550	10	45.1	C5	DC	30	300	400	19	440	270	19
実施例71	B6	DC	30	300	550	15	32.1	C6	DC	30	300	450	10	440	260	19
実施例72	B7	DC	30	300	550	24	31.9	C7	DC	30	300	450	10	440	310	18
実施例73	B8	DC	30	300	550	5	30.8	C8	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例74	B9	DC	30	300	550	5	30.7	C9	DC	30	300	450	10	440	280	15
実施例75	B10	DC	30	300	550	5	30.1	C10	DC	30	300	450	10	440	280	15
実施例76	B11	DC	40	300	550	5	30.9	C11	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例77	B12	DC	40	300	550	5	34.2	C12	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例78	B13	DC	40	300	550	5	32.1	C13	DC	30	300	450	10	440	290	15
実施例79	B14	DC	40	300	550	5	31.1	C14	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例80	B15	DC	20	300	550	5	32.1	C15	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例81	B16	DC	20	300	550	5	31.7	C16	DC	30	300	450	10	440	280	15
実施例82	B17	DC	20	300	550	5	31.5	C17	DC	30	300	450	10	440	280	13
実施例83	B18	DC	40	300	550	5	31.4	C18	DC	30	300	450	10	440	290	15
実施例84	B19	DC	50	300	550	5	29.8	C19	DC	30	300	450	10	440	280	15
実施例85	B20	DC	40	300	550	5	28.9	C20	DC	30	300	450	10	440	300	18
実施例86	B21	DC	50	300	550	5	30.7	C21	DC	30	300	450	10	440	280	17
実施例87	B22	DC	50	300	550	5	30.1	C22	DC	30	300	450	10	440	280	15
実施例88	B23	DC	50	300	550	5	30.9	C23	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例89	B24	DC	50	300	550	5	29.9	C24	DC	30	300	450	10	440	290	15
実施例90	B25	DC	50	300	550	5	29.5	C25	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例91	B26	DC	50	300	550	5	30.5	C26	DC	30	300	450	10	440	280	15
実施例92	B27	CC	1000	6	550	5	30.4	C27	DC	30	300	450	10	440	290	15
実施例93	B28	DC	50	300	550	5	31.7	C28	DC	30	300	450	10	440	300	18
実施例94	B29	DC	50	300	550	5	31.1	C29	DC	30	300	450	10	440	300	15
実施例95	B30	DC	50	300	550	5	30.5	C30	DC	30	300	450	10	440	290	18

[0153] [表17]

表 17

表 17	心材					皮材			合わせ材								
	均質化処理条件					合金 No.	鑄造条件		鋸塊板厚 (mm)	均質化処理条件							
	1 段目 加熱温度 (°C)	1 段目 保持時間 (hr)	400°C以上500°C 未満の温度範囲の 冷却速度 (°C/hr)	鑄造 方法	鑄造 速度 (mm/mi n)		2 段目 加熱温度 (°C)	2 段目 保持時間 (hr)		熱間圧延 開始温度 (°C)	熱間圧延 終了温度 (°C)	熱間圧延条件 390°C以上500°C 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)					
合金 No.	鑄造 方法	鑄造速度 (mm/mi n)	鋸塊板厚 (mm)	1 段目 加熱温度 (°C)	1 段目 保持時間 (hr)	400°C以上500°C 未満の温度範囲の 冷却速度 (°C/hr)	合金 No.	鑄造 方法	鑄造速度 (mm/mi n)	鋸塊板厚 (mm)	2 段目 加熱温度 (°C)	2 段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (°C)	熱間圧延 終了温度 (°C)	熱間圧延条件 390°C以上500°C 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)		
	実施例96	B31	DC	50	300	550	5	31.1	C31	DC	30	300	450	10	440	280	15
	実施例97	B32	CC	1400	6	550	5	30.4	C32	DC	30	300	450	10	440	290	15
	実施例98	B33	CC	1000	6	550	5	30.5	C33	DC	30	300	450	10	440	300	15
	実施例99	B34	CC	800	6	550	5	31.7	C34	DC	30	300	450	10	440	280	15
	実施例100	B35	DC	60	300	550	5	31.1	C35	DC	30	300	450	10	440	280	17
	実施例101	B36	DC	60	300	-	-	-	C36	DC	30	300	600	5	540	290	15
	実施例102	B37	DC	50	300	-	-	-	C37	DC	30	300	600	5	530	300	15
	実施例103	B38	DC	50	300	-	-	-	C38	DC	30	300	510	5	500	290	15
	実施例104	B39	DC	50	300	-	-	-	C39	DC	30	300	510	5	400	300	15
	実施例105	B40	DC	50	300	-	-	-	C40	DC	30	300	-	-	370	240	-
	実施例106	B41	DC	50	300	-	-	-	C41	DC	30	300	-	-	340	230	-
	実施例107	B42	DC	50	300	-	-	-	C42	DC	30	300	-	-	300	200	-
	実施例108	B43	DC	50	300	-	-	-	C43	DC	30	300	-	-	280	120	-
	実施例109	B44	DC	50	300	450	5	30.4	C44	DC	30	300	450	10	440	290	15
	実施例110	B45	DC	50	300	470	5	30.6	C45	DC	30	300	450	10	440	290	15
	実施例111	B46	DC	50	300	510	0.1	31.7	C46	DC	30	300	450	10	440	300	15
	実施例112	B47	DC	50	300	510	0.2	30.8	C47	DC	30	300	450	10	440	300	18
	実施例113	B48	DC	50	300	550	5	9.1	C48	DC	30	300	450	10	440	290	15
	実施例114	B49	DC	50	300	550	5	8.8	C49	DC	30	300	450	10	440	290	15
	実施例115	B50	DC	50	300	550	5	30.5	C50	DC	30	300	350	10	340	290	-
	実施例116	B51	DC	50	300	550	5	30.2	C51	DC	30	300	370	10	360	290	-
	実施例117	B52	DC	50	300	550	5	31.7	C52	DC	30	300	450	22	440	290	15
	実施例118	B53	DC	50	300	550	5	31.7	C53	DC	30	300	450	24	440	290	15
	実施例119	B54	DC	50	300	-	-	-	C54	DC	30	300	-	-	430	230	15
	実施例120	B55	DC	50	300	-	-	-	C55	DC	30	300	-	-	450	240	15
	実施例121	B56	DC	50	300	550	5	30.5	C56	DC	30	300	450	10	440	400	15
	実施例122	B57	DC	50	300	-	-	-	C57	DC	30	300	510	5	500	430	15
	実施例123	B58	DC	50	300	550	5	30.8	C58	DC	30	300	450	10	440	300	38
	実施例124	B59	DC	50	300	-	-	-	C59	DC	30	300	510	5	500	300	45
	実施例125	B60	DC	50	300	-	-	-	C60	DC	30	300	470	5	420	310	15
	実施例126	B61	DC	50	300	-	-	-	C61	DC	30	300	510	0.2	400	300	15
	実施例127	B62	DC	50	300	550	5	31.1	C62	DC	30	300	450	10	440	280	15
	実施例128	B63	DC	50	300	550	5	31.1	C63	DC	30	300	450	10	440	280	15
	実施例129	B64	DC	50	300	550	5	31.1	C64	DC	30	300	450	10	440	280	15
	実施例130	B65	CC	800	6	-	-	-	C65	DC	30	300	-	-	370	240	-

[0154] [表18]

表18

	心材						皮材			合わせ材						
	合金 No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)	均質化処理条件			合金 No.	鑄造条件		鑄塊板厚 (mm)	均質化処理条件		熱間圧延条件		
					1段目 加熱温度 (°C)	1段目 保持時間 (hr)	400°C以上500°C 未満の温度範囲の 冷却速度 (°C/hr)		鑄造 方法	鑄造速度 (mm/mi n)		2段目 加熱温度 (°C)	2段目 保持時間 (hr)	熱間圧延 開始温度 (°C)	熱間圧延 終了温度 (°C)	390°C以上500°C 未満の温度範囲での 熱間圧延の時間 (min)
比較例14	BC1	DC	30	300	550	5	30.1	CC1	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例15	BC2	CC	600	6	550	5	30.2	CC2	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例16	BC3	DC	30	300	-	-	-	CC3	DC	30	300	550	5	440	280	15
比較例17	BC4	DC	30	300	550	5	30.6	CC4	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例18	BC5	DC	30	300	550	5	29.8	CC5	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例19	BC6	DC	30	300	550	5	30.1	CC6	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例20	BC7	DC	30	300	550	5	30.3	CC7	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例21	BC8	DC	30	300	550	5	30.1	CC8	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例22	BC9	DC	30	300	550	5	30.5	CC9	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例23	BC10	DC	30	300	550	5	30.1	CC10	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例24	BC11	DC	30	300	550	5	30.1	CC11	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例25	BC12	DC	30	300	550	5	30.6	CC12	DC	30	300	450	10	440	280	15
比較例26	BC13	DC	30	300	550	5	30.2	CC13	DC	30	300	450	10	440	280	15

- [0155] また、クラッド材の状態で２段目の均質化処理を行う合金の中で、合金Ｎｏ．Ｂ１～Ｂ２６、Ｂ２８～Ｂ３１、Ｂ３５、Ｂ４４～Ｂ５３、Ｂ５６、Ｂ５８、Ｂ６２～Ｂ６４、ＢＣ１、ＢＣ４～ＢＣ１３の鋳塊は、２段目の均質化処理前に両面１５ｍｍの面削を行い、合金Ｎｏ．Ｂ２７、Ｂ３２～Ｂ３４、Ｂ６５及びＢＣ２は面削を行わずに心材とし、心材の両面に皮材を合わせて合わせ材とした。なお、２段目の均質化処理を行う場合、加熱温度までの昇温速度を４０℃／ｈとした。次に、表１６～１８に示す条件にて熱間圧延を行ない、板厚２．０ｍｍの熱間圧延板とした（ステップＳ２０４）。なお、均質化処理を行っている場合は、最終加熱温度から熱間圧延開始温度までの降温速度を、３０℃／ｈとした。熱間圧延後に、合金Ｎｏ．Ｂ１、Ｂ３、Ｂ５及びＢＣ１の合金の熱間圧延板は、３６０℃で２時間の条件で焼鈍（バッチ式）を行った。全ての板材を、冷間圧延（圧延率６０．０％）により最終板厚の０．８ｍｍまで圧延し、アルミニウム合金基板とした（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）。
- [0156] このようにして作製したディスクブランクに、３００℃で３時間の加圧焼鈍を施して平坦化した（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（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秒間デスマット処理を行なった。
- [0157] 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Ｓ２０９）。なお、ジンケート処理は合計２回行い、ジンケート処理間に室温の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、ＡＤ－３０１Ｆ－３Ｘ（商品名、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（商品名、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S210）。

[0158] 鋳造（ステップS202-1）工程後のアルミニウム合金鋳塊、冷間圧延（ステップS205）後のアルミニウム合金板、研削加工（ステップS208）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S210）工程後のアルミニウム合金基板について以下の評価を行った。なお、各試料については、2枚のディスクをめっき処理まで実施しているが、比較例17～26のディスクでは、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。なお、実施例66、127～129では、2枚のうち1枚でめっき剥離が生じたが、めっき剥離が生じなかった方を用い評価を実施した。

[0159] 〔心材の鋳造時の冷却速度〕

鋳造（ステップS202-1）後の鋳塊のDAS（Dendrite Arm Spacing）を測定し、鋳造時の冷却速度（ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ）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。測定には、鋳塊の厚さ方向の中央部の断面を用いた。

[0160] 〔耐力〕

耐力は、JIS Z 2241に準拠し、冷間圧延（ステップS205）後のアルミニウム合金板を300 $^{\circ}\text{C}$ で3時間の焼鈍（加圧焼鈍模擬加熱）を行った後、300 $^{\circ}\text{C}$ で3時間の大気中加熱を行い、圧延方向に沿ってJIS 5号試験片を採取して $n=2$ にて測定した。強度の評価は、耐力が45 MPa以上の場合をA（優）、35 MPa以上45 MPa未満をB（良）、30 MPa以上35 MPa未満をC（可）、30 MPa未満はD（劣）とした。なお、研削加工後のアルミニウム合金基板や磁気ディスクのめっきを剥離し、表面を10 μ m研削した基板から試験片を採取した。この試験片に、300 $^{\circ}\text{C}$ で3時間の大気中加熱を行い、耐力を評価することも可能である。その際の

試験片の寸法は、平行部の幅 5 ± 0.14 mm、試験片の原標点距離 10 mm、肩部の半径 2.5 mm、平行部長さ 15 mm とする。

[0161] 〔心材の Fe 固溶量〕

心材の Fe 固溶量の測定は、グラインディング加工（ステップ S108）後のアルミニウム合金基板を用い、次の手順により行った。皮材の部分を研磨等で除去した後に、熱フェノール溶解抽出法により得られた残渣から、アルミニウム合金基板における Fe 総析出量を分析測定し、Fe 成分分析値から差し引いた値を Fe 固溶量とした。なお、Fe 析出量の分析方法については、「佐藤，泉：軽金属学会第68回春期大会講演概要，（1985），55．」の学術文献、「村松，松尾，小松ら：軽金属学会第76回春期大会講演概要，（1989），51．」の学術文献を参照して行なった。

[0162] 熱フェノール溶解抽出法に関して説明する。皮材を除去したアルミニウム合金基板から 2 g の試験片を採取した。なお、試験片は、アルミニウム合金基板から小片を切り出し、合計で 2 g となるように秤量した。次いで、フェノール 50 ml を入れたビーカーをホットプレート上に載置してフェノールを $170 \sim 180^{\circ}\text{C}$ に加熱した後、試験片を投入して溶解させた。次いで、上記溶液が入ったビーカーをホットプレート上から移して冷却した。次いで、固化防止のため、上記冷却した溶液にベンジルアルコールを添加した。次いで、上記ベンジルアルコールを添加した溶液を、ポリテトラフルオロエチレン製のメンブランフィルター（孔径 $0.1 \mu\text{m}$ ）により濾過し、Al-Fe 系金属間化合物を残渣として得た。次いで、この熱フェノール溶解抽出法により得られた残渣中の Si を 10% - NaOH 溶液によって溶解させた後に、この溶液に王水（体積比で濃塩酸：濃硝酸 = 3 : 1）を加えた混用液によって Fe を溶解させた。このようにして、溶解した Si、Fe を含む混合液を得た。次いで、この混合液を誘導結合プラズマ発光分析法（ICP）によって定量分析した。これにより、Al-Fe 系金属間化合物として析出した Fe 析出量を求めた。

[0163] 次に、熱フェノール溶解抽出法より得られた Fe 析出量を Fe 総析出量と

した。そして、アルミニウム合金基板のF e成分分析値からF e総析出量を差し引いた値を心材のF e固溶量とした。

[0164] [心材中の第二相粒子の最長径及び周囲長]

研削加工（ステップS 2 0 8）後のアルミニウム合金基板断面を研磨後、光学顕微鏡により4 0 0倍で1 m m²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、心材中の第二相粒子の最長径及び周囲長（m m／m m²）の測定を行った。測定は、基板の厚さ方向の中央部の断面を用いた。

[0165] [ディスク・フラッタの測定]

めっき処理研磨（ステップS 2 1 0）工程後のアルミニウム合金基板を用いディスク・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板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ている。

[0166] 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）、40nmを超えて50nm以下をC（可）、50nmより大きい場合はD（劣）とした。

[0167] 以上の評価結果を、表19～21に示す。

[0168] [表19]

表19

	心材の 合金 No.	皮材の 合金 No.	心材の鑄造時 の冷却速度 (°C/s)	心材の3μm以上 の最長径を有する 第二相粒子の 周囲長 (mm/mm ²)	心材の Fe固溶量 (mass%)	強度		フラットリング 特性
						耐力 (MPa)	評価	
実施例66	B1	C1	0.5	24	0.0018	32	C	B
実施例67	B2	C2	0.4	39	0.0030	45	A	A
実施例68	B3	C3	0.6	86	0.0043	52	A	A
実施例69	B4	C4	0.7	92	0.0037	56	A	A
実施例70	B5	C5	0.5	103	0.0038	54	A	A
実施例71	B6	C6	0.7	131	0.0040	58	A	A
実施例72	B7	C7	0.3	141	0.0043	68	A	A
実施例73	B8	C8	0.6	183	0.0041	74	A	A
実施例74	B9	C9	0.4	236	0.0037	84	A	A
実施例75	B10	C10	0.5	784	0.0045	89	A	A
実施例76	B11	C11	0.8	169	0.0035	79	A	A
実施例77	B12	C12	0.8	168	0.0044	89	A	A
実施例78	B13	C13	0.9	151	0.0045	93	A	A
実施例79	B14	C14	0.8	155	0.0037	95	A	A
実施例80	B15	C15	0.2	143	0.0040	97	A	A
実施例81	B16	C16	0.2	138	0.0040	79	A	A
実施例82	B17	C17	0.2	129	0.0040	79	A	A
実施例83	B18	C18	0.8	137	0.0040	78	A	A
実施例84	B19	C19	0.8	167	0.0042	91	A	A
実施例85	B20	C20	0.9	179	0.0043	95	A	A
実施例86	B21	C21	1.0	169	0.0042	83	A	A
実施例87	B22	C22	0.8	147	0.0039	79	A	A
実施例88	B23	C23	1.2	148	0.0041	89	A	A
実施例89	B24	C24	0.8	139	0.0040	98	A	A
実施例90	B25	C25	0.9	159	0.0041	74	A	A
実施例91	B26	C26	0.8	158	0.0037	92	A	A
実施例92	B27	C27	554.0	14	0.0045	128	A	C
実施例93	B28	C28	0.8	158	0.0040	62	A	A
実施例94	B29	C29	0.9	145	0.0039	75	A	A
実施例95	B30	C30	0.8	159	0.0040	85	A	A

[0169]

[表20]

表20

	心材の 合金 No.	皮材の 合金 No.	心材の鋳造時 の冷却速度 (°C/s)	心材の3 μ m以上の 最長径を有する 第二相粒子の 周囲長 (mm/mm ²)	心材の Fe固溶量 (mass%)	強度		フラッタリング 特性
						耐力 (MPa)	評価	
実施例96	B31	C31	0.8	195	0.0038	92	A	A
実施例97	B32	C32	253.0	146	0.0043	138	A	A
実施例98	B33	C33	831.0	106	0.0038	161	A	A
実施例99	B34	C34	954.3	142	0.0038	92	A	A
実施例100	B35	C35	1.1	140	0.0038	72	A	A
実施例101	B36	C36	1.2	120	0.0043	77	A	A
実施例102	B37	C37	0.8	68	0.0046	49	A	A
実施例103	B38	C38	0.9	190	0.0042	74	A	A
実施例104	B39	C39	0.8	236	0.0046	89	A	A
実施例105	B40	C40	0.8	49	0.0021	41	B	A
実施例106	B41	C41	0.9	114	0.0068	66	A	A
実施例107	B42	C42	0.8	106	0.0131	68	A	A
実施例108	B43	C43	0.9	101	0.0358	67	A	A
実施例109	B44	C44	0.9	80	0.0008	32	C	A
実施例110	B45	C45	0.9	84	0.0007	31	C	A
実施例111	B46	C46	0.8	83	0.0007	33	C	A
実施例112	B47	C47	0.8	77	0.0008	32	C	A
実施例113	B48	C48	0.04	49	0.0008	32	C	A
実施例114	B49	C49	0.8	70	0.0007	30	C	A
実施例115	B50	C50	0.9	14	0.0043	48	A	C
実施例116	B51	C51	0.8	11	0.0039	49	A	C
実施例117	B52	C52	0.8	75	0.0009	32	C	A
実施例118	B53	C53	0.9	73	0.0008	31	C	A
実施例119	B54	C54	0.9	66	0.0009	32	C	A
実施例120	B55	C55	0.8	70	0.0008	31	C	A
実施例121	B56	C56	0.9	55	0.0007	32	C	A
実施例122	B57	C57	0.8	70	0.0009	33	C	A
実施例123	B58	C58	0.8	47	0.0008	33	C	A
実施例124	B59	C59	0.8	71	0.0008	33	C	A
実施例125	B60	C60	0.9	51	0.0007	33	C	A
実施例126	B61	C61	0.8	70	0.0009	32	C	A
実施例127	B62	C62	0.6	62	0.0042	47	A	A
実施例128	B63	C63	0.7	109	0.0043	59	A	A
実施例129	B64	C64	0.5	731	0.0042	82	A	A
実施例130	B65	C65	971.0	65	0.0421	80	A	C

[0170]

[表21]

表 21

	心材の合金 No.	皮材の合金 No.	心材の鑄造時の冷却速度 (°C/s)	心材の3 μ m以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長 (mm/mm ²)	心材のFe固溶量 (mass%)	強度		フラッタリング特性
						耐力 (MPa)	評価	
比較例14	BC1	CC1	0.4	4	0.0027	27	D	D
比較例15	BC2	CC2	1032.0	3	0.0026	27	D	D
比較例16	BC3	CC3	0.5	8	0.0025	28	D	D
比較例17	BC4	CC4	0.5	852	0.0039	103	A	-
比較例18	BC5	CC5	0.3	869	0.0035	106	A	-
比較例19	BC6	CC6	0.4	923	0.0040	102	A	-
比較例20	BC7	CC7	0.5	997	0.0035	89	A	-
比較例21	BC8	CC8	0.5	938	0.0042	92	A	-
比較例22	BC9	CC9	0.3	926	0.0043	95	A	-
比較例23	BC10	CC10	0.4	858	0.0038	131	A	-
比較例24	BC11	CC11	0.5	878	0.0035	98	A	-
比較例25	BC12	CC12	0.4	869	0.0045	132	A	-
比較例26	BC13	CC13	0.5	236	0.0048	83	A	-

[0171] 表 19～21 に示すように、実施例 66～130 では、良好な強度とフラッタリング特性を得ることが出来た。

[0172] これに対して、比較例 14～16 では、アルミニウム合金の Fe 含有量が少な過ぎたために強度とフラッタリング特性が劣った。

[0173] 比較例 17、18 では、アルミニウム合金の Fe 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0174] 比較例 19 では、アルミニウム合金の Mn 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0175] 比較例 20 では、アルミニウム合金の Si 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0176] 比較例 21 では、アルミニウム合金の Ni 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0177] 比較例 22 では、アルミニウム合金の Cu 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0178] 比較例 23 では、アルミニウム合金の Mg 含有量が多過ぎたために先述の

通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0179] 比較例 24 では、アルミニウム合金の Cr 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

[0180] 比較例 25 では、アルミニウム合金の Zr 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。比較例 26 では、アルミニウム合金の Zn 含有量が多過ぎたために先述の通りめっき剥離が生じ、磁気ディスクとして不適であった。

産業上の利用可能性

[0181] 本発明により、高強度で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、こ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が得られる。

請求の範囲

- [請求項1] $\text{Fe} : 0.4 \sim 3.0 \text{ mass \%}$ を含有し、残部 Al 及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金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] 前記アルミニウム合金が、 $\text{Mn} : 0.1 \sim 3.0 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Si} : 0.1 \sim 0.4 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Ni} : 0.1 \sim 3.0 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Cu} : 0.005 \sim 1.000 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Mg} : 0.1 \sim 6.0 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Cr} : 0.01 \sim 1.00 \text{ mass \%}$ 、 $\text{Zr} : 0.01 \sim 1.00 \text{ mass \%}$ 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、 $\text{Zn} : 0.005 \sim 1.000 \text{ mass \%}$ 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] 含有量の合計が $0.005 \sim 0.500 \text{ mass \%}$ 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1～3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。
- [請求項5] 金属組織において、 $3 \mu\text{m}$ 以上の最長径を有する第二相粒子の周囲長が 10 mm/mm^2 以上である、請求項1～4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。
- [請求項6] Fe 固容量が $0.0010 \text{ mass \%}$ 以上である、請求項1～5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。
- [請求項7] 大気中において、 300°C で3時間の加熱後の耐力が 35 MPa 以上である、請求項1～6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。
- [請求項8] 両面が純 Al 又は Al-Mg 系合金からなる皮材でクラッドされる、請求項1～7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。

- [請求項9] 請求項1～8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。
- [請求項10] 請求項1～7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、アルミニウム合金を用いて鋳塊を鋳造する鋳造工程と、鋳塊を熱間圧延する熱間圧延工程と、熱間圧延板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、を含む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11] 前記鋳造工程と前記熱間圧延工程の間に、鋳塊を均質化熱処理する均質化熱処理工程を更に含む、請求項10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12] 前記冷間圧延の前又は途中に圧延板を焼鈍する焼鈍処理工程を更に含む、請求項10又は11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13] 請求項8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であって、アルミニウム合金を用いて心材用鋳塊を鋳造する心材鋳造工程と、純Al又はAl-Mg系合金を用いて皮材用鋳塊を鋳造する皮材鋳造工程と、皮材用鋳塊を均質化処理し、次いで熱間圧延して皮材とする皮材工程と、心材用鋳塊の両面に皮材をそれぞれ合わせて合わせ材とする合わせ材工程と、合わせ材を熱間圧延する熱間圧延工程と、熱間圧延板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、を含む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14] 前記合わせ材工程と前記熱間圧延工程の間に、合わせ材を均質化熱処理する均質化熱処理工程を更に含む、請求項13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15] 冷間圧延の前又は途中で圧延板を焼鈍する焼鈍処理工程を更に含む、請求項13又は14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]

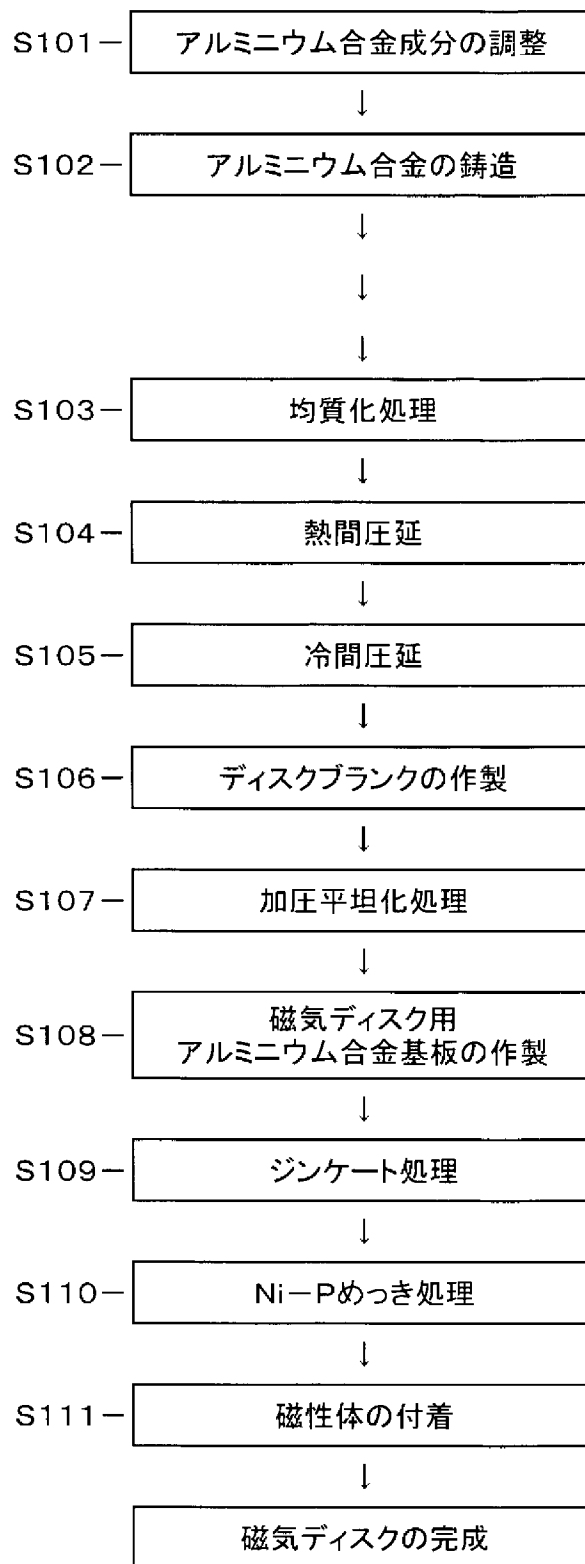


図1

[図2]

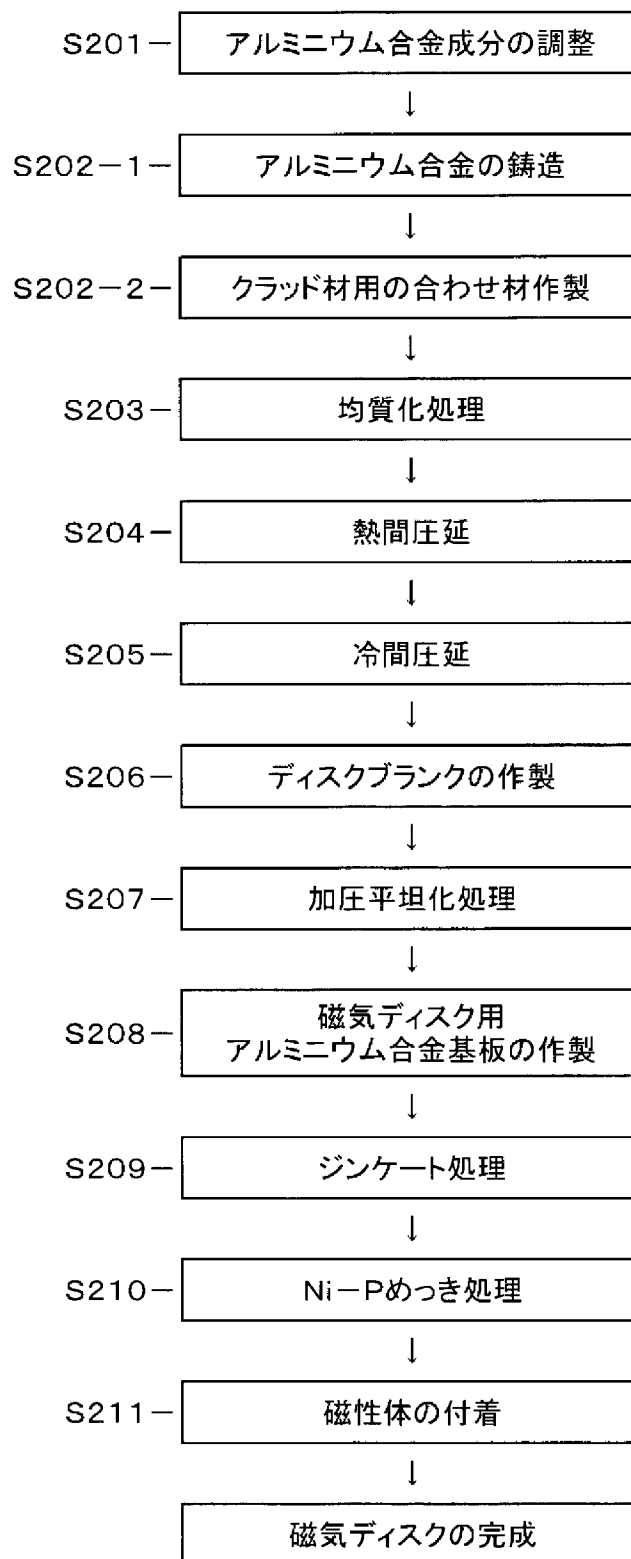


図2

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2018/004609

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. G1185/73 (2006.01) i, C22C21/00 (2006.01) i, C22F1/00 (2006.01) i, C22F1/04 (2006.01) i, G1185/84 (2006.01) i

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. G1185/73, C22C21/00, C22F1/00, C22F1/04, G1185/84

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 1971-2018

Registered utility model specifications of Japan 1996-2018

Published registered utility model applications of Japan 1994-2018

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	WO 2016/068293 A1 (UACJ CORPORATION) 06 May 2016, claims 1-7, paragraphs [0002]-[0005], [0044]-[0064], fig. 1, 2 & US 2017/0327930 A1, paragraphs [0002]-[0005], [0073]-[0095] & CN 107109543 A	1-4, 8-15 5, 6
X A	JP 2017-031507 A (UACJ CORPORATION, FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.) 09 February 2017, paragraphs [0002]-[0005], [0039]-[0064], [0077], fig. 1 & WO 2017/018451 A1	1-4, 7, 9-12 5, 6
A	JP 2014-196530 A (UACJ CORPORATION) 16 October 2014, paragraph [0020] (Family: none)	6
A	JP 2015-193901 A (KOBE STEEL, LTD.) 05 November 2015, paragraphs [0068], [0069], [0071] & WO 2015/146812 A1 & CN 105324500 A	5, 7, 9
A	JP 2008-001946 A (KOBE STEEL, LTD.) 10 January 2008, paragraphs [0017]-[0048], fig. 1, 2 (Family: none)	8, 13-15

☐ 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
03 April 2018 (03.04.2018)

Date of mailing of the international search report
17 April 2018 (17.04.2018)

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, C22F1/00(2006.01)i, C22F1/04(2006.01)i, G11B5/84(2006.01)i

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, C22F1/00, C22F1/04, G11B5/84

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	1971-2018年
日本国実用新案登録公報	1996-2018年
日本国登録実用新案公報	1994-2018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	WO 2016/068293 A1（株式会社UACJ） 2016.05.06, 請求項1-7、段落[0002]-[0005]、[0044]-[0064]、図1、図2 & US 2017/0327930 A1、段落[0002]-[0005]、[0073]-[0095] & CN 107109543 A	1-4, 8-15 5, 6
X	JP 2017-031507 A（株式会社UACJ、古河電気工業株式会社） 2017.02.09, 段落[0002]-	1-4, 7, 9-12

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

03.04.2018

国際調査報告の発送日

17.04.2018

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 眞

5 C

3 7 9 3

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
A	[0005]、[0039] – [0064]、[0077]、図1 & WO 2017/018451 A1	5, 6
A	J P 2014-196530 A (株式会社UACJ) 20 14. 10. 16, 段落 [0020] (ファミリーなし)	6
A	J P 2015-193901 A (株式会社神戸製鋼所) 2 015. 11. 05, 段落 [0068]、[0069]、[0071] & WO 2015/146812 A1 & CN 105324500 A	5, 7, 9
A	J P 2008-001946 A (株式会社神戸製鋼所) 2 008. 01. 10, 段落 [0017] – [0048]、図1、図 2 (ファミリーなし)	8, 13 – 15