

(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  
2014年10月2日(02.10.2014)



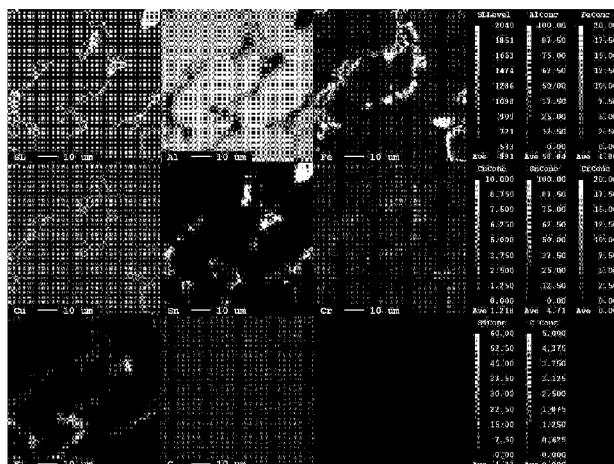
(10) 国際公開番号  
WO 2014/157650 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 21/00 (2006.01) C22F 1/04 (2006.01)  
F16C 33/12 (2006.01) F16C 17/02 (2006.01)  
C22F 1/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/059234
- (22) 国際出願日: 2014年3月28日(28.03.2014)
- (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 2013-073323 2013年3月29日(29.03.2013) JP  
特願 2013-073324 2013年3月29日(29.03.2013) JP  
特願 2013-093604 2013年4月26日(26.04.2013) JP
- (71) 出願人: 大豊工業株式会社(TAIHO KOGYO CO., LTD.) [JP/JP]; 〒4718502 愛知県豊田市緑ヶ丘3丁目65番地 Aichi (JP).
- (72) 発明者: 山本 桂己(YAMAMOTO, Katsumi); 〒4718502 愛知県豊田市緑ヶ丘3丁目65番地大豊工業株式会社内 Aichi (JP).
- (74) 代理人: 特許業務法人朝日特許事務所(ASAHI PATENT FIRM); 〒1010054 東京都千代田区神田錦町三丁目15番地N T F竹橋ビル3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, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, 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, 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))  
— 補正された請求の範囲 (条約第19条(1))

(54) Title: ALUMINUM ALLOY, SLIDE BEARING, AND SLIDE BEARING MANUFACTURING METHOD

(54) 発明の名称: アルミニウム合金、すべり軸受、およびすべり軸受の製造方法

【図3】



(57) Abstract: In the present invention, an aluminum alloy contains 1-20 % by mass of Sn, 0.5-12 % by mass of Si, 0.05-1.5 % by mass of Fe, and Al. The aluminum alloy has Si particles dispersed in an Al matrix, and an Fe phase dispersed in the Al matrix.

(57) 要約: アルミニウム合金は、1~20質量%のSnと、0.5~12質量%のSiと、0.05~1.5質量%のFeと、Alとを含み、Alマトリクスに分散されたSi粒子と、Alマトリクスに分散されたFe相とを有する。

WO 2014/157650 A1

## 明 細 書

発明の名称：

アルミニウム合金、すべり軸受、およびすべり軸受の製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、アルミニウム合金、すべり軸受、およびすべり軸受の製造方法に関する。

### 背景技術

[0002] 自動車および産業用機械のエンジンのすべり軸受においては、アルミニウム合金が軸受合金として広く用いられている（非特許文献1）。軸受として要求される特性には種々のものがあるが、要求される特性を達成するため、材料および構造の双方の観点で改良が試みられている。

[0003] 材料の改良としては、第1に、軸受合金そのものの改良が挙げられる。すべり軸受用のアルミニウム合金としては、例えば、SiおよびSnを添加したAl-Si-Sn系合金が知られている（非特許文献2）。軸受で用いられるアルミニウム合金において、一般にFeは不純物として扱われている。しかし、特許文献1～4は、アルミニウム合金にFeを添加する技術を開示している。

[0004] 材料の改良としては、第2に、軸受合金層（ライニング層）の上にオーバーレイ層を設ける技術が知られている（特許文献5～7および非特許文献3～4）。

[0005] 構造の改良としては、軸受の摺動面に溝を設ける技術が知られている（特許文献8および非特許文献5）。

### 先行技術文献

#### 特許文献

- [0006] 特許文献1：特開昭62-37337号公報  
特許文献2：特許第3207863号明細書  
特許文献3：特公昭62-42983号公報

特許文献4：特許第3857503号明細書

特許文献5：特開平4-83914号公報

特許文献6：特開2002-61652号公報

特許文献7：特開2004-263727号公報

特許文献8：特開平7-259860号公報

### 非特許文献

[0007] 非特許文献1：トライボロジスト Vol, 48 / No. 3 / 2003、「すべり軸受用材料の変遷」第172-177頁

非特許文献2：SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 940691, Improvement of Multi-Layer Aluminum-Silicon-Tin Bearings for High Power Engines Through Reinforced Intermediate Layer, Yoshiaki Sato et al. International Congress & Exposition. Detroit, Michigan, Feb. 28 - Mar. 3, 1994

非特許文献3：(社)日本トライボロジー学会、トライボロジー会議予稿集、東京1999-5「固体潤滑オーバーレイ層付きすべり軸受材料の開発」(第1報) A13

非特許文献4：(社)日本トライボロジー学会、トライボロジー会議予稿集、鳥取2004-11「トヨタにおける摺動部品のトライボロジー：1A3

非特許文献5：日本トライボロジー学会トライボロジー会議予稿集(東京1998-5)「マイクログループすべり軸受」3B8

### 発明の開示

#### 発明が解決しようとする課題

[0008] これに対し本発明は、より改良されたアルミニウム合金、すべり軸受、およびすべり軸受を提供する。

#### 課題を解決するための手段

[0009] 本発明の一態様は、1~20質量%のSnと、0.5~12質量%のSiと、0.05~1.5質量%のFeと、Alとを含み、Alマトリクスに分散されたSi粒子と、Alマトリクスに分散されたFe相とを有するアルミ

ニウム合金を提供する。

[0010] このアルミニウム合金は、0.3質量%以上のFeを含んでもよい。

[0011] Fe相にはAlマトリクスからAlが取り込まれ、Alの濃度はFe相とAlマトリクスの界面で最も高く、Fe相内部に向かって低下していてもよい。

[0012] このアルミニウム合金は、添加元素として、0.5質量%以下のCrおよび3質量%以下のCuの少なくとも1種を含んでもよい。

[0013] Fe相にはAlマトリクスから前記添加元素が取り込まれ、当該添加元素の濃度はFe相とAlマトリクスの界面で最も高く、Fe相内部に向かって低下していてもよい。

[0014] このアルミニウム合金は、Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種を総量で0.5質量%以下、および不可避免的不純物としてTiおよびBを総量で0.5質量%以下、含んでもよい。

[0015] このアルミニウム合金は、5質量%以上のSnを含んでもよい。

[0016] このアルミニウム合金において、断面 $3.56 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ あたり、長径寸法が $5 \sim 40 \mu\text{m}$ のSi粒子が5個以上存在してもよい。

[0017] 前記Si粒子の円相当径が $2 \sim 15 \mu\text{m}$ であり、円相当径が $4 \mu\text{m}$ 以上のSi粒子が個数割合で20%以上であってもよい。

[0018] また、本発明は、上記いずれかのアルミニウム合金で形成されたライニング層と、Fe系材料で形成された裏金とを有するすべり軸受を提供する。

[0019] 前記ライニング層のうち相手軸と接する面が切削加工されていてもよい。

[0020] さらに、本発明は、上記いずれかのアルミニウム合金、または1~20質量%のSnを含むAl-Sn系合金で形成されたライニング層と、Fe系材料で形成された裏金とを有し、前記ライニング層と前記裏金との界面に、Al-Fe拡散層およびSnのろう接面が形成され、前記ライニング層は、前記裏金との接合面に、分散して形成された複数の凹部を有し、前記界面に存在するSnの一部が、前記凹部に埋収されているすべり軸受を提供する。

- [0021] 前記ライニング層が、0.2～1.5質量%以下のFeを含み、分散されたFe相を有し、前記凹部は、前記ライニング層の表面を機械的に削り取ることにより形成されていてもよい。
- [0022] 前記凹部は、ショットブラストにより形成されていてもよい。
- [0023] 前記凹部は、レーザー加工により形成されていてもよい。
- [0024] さらに、本発明は、1～20質量%のSnおよび0.2～1.5質量%のFeを含むAl-Sn系合金または5～20質量%Sn、0.5～12質量%のSi、および0.2～1.5質量%のFeを含むAl-Sn-Si系合金の圧延板の表面を、粗さ1～5 $\mu\text{m}$  JIS (Ra) に機械的に削り取り粗面化をする工程と、前記粗面化の後で、前記圧延板とFe系裏金とを圧延により圧接する工程と、前記圧延の後で、250～500 $^{\circ}\text{C}$ にて焼鈍する工程とを含むすべり軸受の製造方法を提供する。
- [0025] さらに、本発明は、ライニング層と、前記ライニング層上に形成されたオーバーレイ層とを有し、前記ライニング層は、1～20質量%のSnと、0.5～12質量%のSiと、0.20質量%を超え2.0質量%以下のFeと、Alとを含み、前記オーバーレイ層は、 $\text{MoS}_2$ 、PTFE、グラファイト、 $\text{WS}_2$ 、h-BN、および $\text{Sb}_2\text{O}_3$ のうち少なくとも1種を含む固体潤滑剤と、ポリアミドイミド樹脂、ポリイミド樹脂、フェノール樹脂、ポリアセタール樹脂、ポリエーテルエーテルケトン樹脂、ポリフェニレンサルファイド樹脂、およびエポキシ樹脂のうち少なくとも1種を含むバインダー樹脂とを含むすべり軸受を提供する。
- [0026] 前記オーバーレイ層における前記固体潤滑剤の含有量が30～70体積%であってもよい。
- [0027] 前記オーバーレイ層は、SiC、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、TiN、AlN、 $\text{CrO}_2$ 、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 、 $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{Fe}_3\text{P}$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、およびFeOのうち少なくとも1種を含む硬質物をさらに含んでもよい。
- [0028] 前記オーバーレイ層における前記硬質物の含有量が0.1～5質量%であ

ってもよい。

- [0029] 前記ライニング層は、連続鋳造板を冷間圧延して形成されてもよい。
- [0030] 前記ライニング層は、(a)～(d)のうち少なくとも1種をさらに含んでもよい。(a) 0.5質量%以下のCrおよび3質量%以下のCuの少なくとも1種、(b) Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、(c) Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種以上を総量で0.5質量%以下、(d) 不可避的不純物としてTiおよびBの少なくとも1種を総量で0.5質量%以下。
- [0031] このすべり軸受は、Fe系合金で形成され、前記ライニング層と圧接された裏金をさらに有してもよい。
- [0032] 前記ライニング層のうち相手軸と接する面が切削加工されていてもよい。

### 図面の簡単な説明

- [0033] [図1]溝の理想的な表面プロフィールを示す図。  
[図2]溝の実際の表面プロフィールを例示する図。  
[図3]アルミニウム合金のEPMAカラーマッピング写真。  
[図4]図4の写真のうちAl濃度を示すパターンのスケッチ図。  
[図5]図4の写真のうちFe濃度を示すパターンのスケッチ図。  
[図6]図4の写真のうちSi濃度を示すパターンのスケッチ図。  
[図7]Fe相のAlおよびFe濃度プロフィールの模式図。  
[図8]アルミニウム合金の表面粗さのFe含有量依存性を示す図。  
[図9]アルミニウム合金の発汗現象を示す図。  
[図10]アルミニウム合金圧延板と裏金のろう接面の模式的断面図。  
[図11]表面を切削したアルミニウム合金圧延板のSEI。  
[図12]アルミニウム合金圧延板と鋼裏金の断面組織を示す模式図。  
[図13]熔融Snの埋収を説明する模式図。  
[図14]軸受1の構造を例示する図。

### 符号の説明

- [0034] 1…軸受、11…裏金、12…ライニング層、16…Sn流、20…Alマ

トリクス、21…Fe相、22…Si相、25…Sn相、28…アルミニウム合金圧延板、30…裏金、40…Sn層

### 発明を実施するための形態

[0035] 以下、本発明の実施形態をいくつか説明する。以下の実施形態に係るアルミニウム合金およびすべり軸受は、半割り軸受、ブシュ、およびスラストワッシャなどに使用することができる。以下で説明する実施形態のうち、2つ以上のものが組み合わせて用いられてもよい。

[0036] 図14は、一実施形態に係る軸受1の構造を例示する図である。軸受1はすべり軸受であり、裏金11およびライニング層12を有する。裏金11は、ライニング層12の機械的強度を補強するための層である。裏金11は、例えば鋼で形成される。ライニング層12は、軸受の摺動面（軸と接触する面）に沿って設けられ、軸受としての特性、例えば、摩擦特性、耐焼付性、耐摩耗性、なじみ性、異物埋収性（異物ロバスト性）、および耐腐食性等の特性を与えるための層である。ライニング層12は、軸受合金で形成されている。軸との凝着を防ぐため、軸受合金は軸といわゆる「ともがね（ともざい）」となることを避け、軸とは別の材料系が用いられる。この例では、鋼で形成された軸の軸受として用いるため、軸受合金としてAlをベースとした合金（アルミニウム合金）が用いられる。

[0037] 1. 第1実施形態

#### 1-1. 概要

すべり軸受の特性改善のため、軸受の表面に溝が形成される場合がある。例えば切削により溝を形成する場合、切削工具に構成刃先が形成されることがある。構成刃先は、軸受表面に意図しない形状を形成してしまう（すなわち切削形状が不安定になる）ことがある。本実施形態は、切削形状を安定化しつつ、かつ、所望の特性が得られる技術を提供する。

[0038] 本願発明者らはFeを有効元素として含むアルミニウム合金につき鋭意研究を行い、次のような知見を得た。

[0039] (1) 円弧形状の溝（図1：特許文献1の図9の引用）の成形には、例えば

切削工具として焼結ダイヤモンド工具を備えたボーリングマシンが用いられる。しかし、切削工具に構成刃先が形成されるために、狙った高さが得られず、表面に細かな粗さが発生してしまう（図2）。

[0040] (2) Al-Sn-Si系合金においてFe量が多いと、構成刃先の形成が抑えられ、溝の切削形状が安定化する。

[0041] (3) 溝を有さない軸受においても添加Feが切削粗さを小さくする。

[0042] 塊状Si粒子を分散させたAl-Sn-Si系すべり軸受は、例えば市販車の部品に搭載されている。本願発明者らは、軸受用アルミニウム合金において、不純物としてのFeの有害作用を抑え、かつ同時にSi塊状粒子による効果を得ることを目的として研究を行い次の知見を得た。

[0043] (4) 延性がすぐれたアルミニウム材料にSi塊状粒子を分散させることが望ましい。

[0044] (5) Si塊状粒子は切削工具を疵付け、形成された疵にアルミニウム合金が付着する。こうして構成刃先が形成される。この傾向は、Si粒子の粒径が大きく、および／または角が尖っているほど顕著になる。また、Al自体が刃具材と親和性が高く、凝着が発生し構成刃先を形成し易いことが問題となる。しかし、構成刃先の形成は、上記の(1)～(3)の知見を適用すると、抑えられる。

[0045] 1-2. 実施形態1A

一実施形態に係るアルミニウム合金は、1～20質量%のSn、0.5～12質量%のSi、および0.05～2.0質量%のFeを含み、残部がAl及び不可避免的不純物である。ここで、Alマトリクスには、Si粒子、およびSiを含有しないFe相が分散している。なお、Feの組成は1.5質量%以下であることが好ましい。

[0046] このアルミニウム合金において、Snは潤滑性を付与する。Snの含有量が1質量%未満であると、潤滑性が不足する。一方、Snの含有量が20質量%を超えると、軟質なSn相による強度低下および融点降下により機械的特性が不良となり、結果として耐摩耗性などが劣化する。好ましいSn含有



量は2～18質量%である。

[0047] Siは、鋳造時にAl-Si共晶として結晶化する。その後、鋳造板の圧延により、Si粒子が微細にアルミニウムマトリクス中に分散して、耐摩耗性を付与する。すなわち、Si粒子は特許文献1の方法により塊状化する必要はなく、圧延により微細化されていれば耐摩耗性に寄与する。Si粒子の寸法は、特に限定されないが、平均粒径で2μm以上であり、かつ最大粒径は12μm以下が好ましい。好ましいSi含有量は2～7質量%である。

[0048] 図3は、アルミニウム合金の組織を例示する図である。図3は、Al-12%Sn-3%Si-2%Feの圧延板について各元素の濃度をEPMAカラーマッピングした結果を示している。なお、この圧延板は、鋳造時の冷却を制御する後述の方法で製造した。また、ここではカラー図面を掲載できないため、カラーマッピングをモノクロ化した写真を示す。図3には3行3列の写真が示されているが、各元素の配置は表1のとおりである。

[0049] [表1]

SL	Al (図4)	Fe (図5)
Cu	Sn	Cr
Si (図6)	C	—

[0050] 図4、5、および6はEPMAカラーマッピングにおける濃度分布のスケッチ図である。図4～6には、Alマトリクス20、Fe相21、およびSi相22が示されている。これらの図を元のカラーマッピングの情報を加えて説明すると、図4では、Alマトリクス20のAl濃度は最高の状態（赤）である。図5では、Fe相21のFe濃度は最高濃度（赤）から低濃度（青）まで分布しており、Alマトリクスの粒界に沿って伸びている。図5において、Fe相21に取り込まれたAlは中濃度（黄色）から低濃度（青）まで分布している。図6に示されるSi相22と同じ模様が図4にも認められ、この模様からSi相22はAl-Si共晶であることが分かる。図5と

図6はパターンが一致していないので、Al-Si共晶とFe相21の結晶化は別の位置で起こっている。

[0051] 図7は、図5のFe相21aのFe濃度及びAl濃度変化を紙面の水平方向で模式的に表したグラフである。図4～7及びAl-Sn-Si-Fe系アルミニウム合金のAl-Fe擬二元系想定状態図で考察する。本発明のアルミニウム合金の組成は、Al-Fe共晶点よりAlリッチ側の垂共晶組成である。そのため、Al結晶凝固後その粒界に沿ってFe相が伸びる。また、アルミニウムが結晶化した後に、FeがSnおよびAlなどを取り込むために、図7に示すような濃度プロファイルが形成される。

[0052] 本実施形態において、Fe相とは、EPMA分析において、Al濃度が最高を示す領域（図4～6に示すAlマトリクス20）の外側であって、Feが検出される領域である。図7に示すように、Alを取り込んだFe相を、Fe-Al二元系状態図を基に説明すると、Fe側21Pは、約14質量%のAlを境にしてFeリッチ側は不規則固溶体であり、Alリッチ側は規則固溶体である。さらに、600℃以下ではFe<sub>3</sub>Al規則格子が形成される。即ち、Fe相の基本的形態は固溶体である。Al側のFe相21Qにおいては、Al中へのFeの固溶度がないために、Feの析出が起こる。Fe相の中心はAlの濃度が低い純鉄に近い組成となっている。本発明においてFeが無害化されるのは上述のような結晶構造をもつFe相によると考えられる。したがって、従来のFe不純物レベルを超える1.5質量%のFeを含有しても、軸受性能は悪化しない。むしろ、従来のアルミニウム合金よりは良好な耐焼付性を達成することができる。ただし、Fe含有量が1.5%を超えると、アルミニウム板の圧延が困難になる。

[0053] 本実施形態に係るアルミニウム合金は、0.5質量%以下のCr、および3質量%以下のCuの少なくとも1種の添加元素を含有してもよい。Crは、Al-Cr系金属間化合物を形成し、アルミニウムマトリクスの強度を向上させる。また、添加元素はFe相に取り込まれ、Fe相の硬度を高めることにより、構成刃先除去の効果を高める。Crの含有量が0.5%を超えると

アルミニウムマトリクス中に偏析し、圧延性低下などが起こるので、Crの含有量が0.5質量%未満であることが好ましい。

[0054] Cuは、アルミニウム合金のマトリクスを強化し、また耐熱性を高める。CuはFe相にも取り込まれ、その硬度を高める。ただし、Cuの添加量が3質量%を超えると、圧延性低下により、圧延時に割れなどが起こるので、Cuの含有量は3質量%以下であることが好ましい。

[0055] なお、添加元素がCuおよびCrである場合のFe相はFe結晶中にAl、Cu、およびCrが固溶したFe-Cu-Cr固溶相となる。この相は、 $Fe_3Al$ 、Fe-Al-Si系金属間化合物に比べて硬さが低いが、Cu、Crの添加により靱性と硬度が高くなっている。これらの物性からFe-Cu-Cr相はAlの切削による構成刃先を除去する効果が特に優れている。具体的には、Alの切粉を細かくして排出できるので、連続した切粉による切削仕上面不良を回避できる。アルミニウム合金の被切削面に硬質相が存在すると、切削工具が硬質相を破壊する際に空孔や欠陥が発生する。しかしながら、Fe-Cu-Cr相は強靱性が優れているために、空孔や欠陥を防ぐことができる。

[0056] アルミニウム合金は、Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、並びにZr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種を総量で0.5質量%以下、含んでもよい。Mg、Ag、およびZnは固溶強化をもたらす。しかし、これらの含有量が総量で8質量%を超えると、金属間化合物の生成、析出や添加元素の晶出による靱性低下により性能が低下する。そのため、Mg、Ag、およびZnの含有量は8質量%以下であることが好ましい。Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiは析出強化をもたらす。しかし、その総量が0.5質量%を超えると析出粒子の粗大化、偏析により強度向上の作用が得られないため、これらの含有量は0.5質量%以下であることが好ましい。Mg、Ag、Zn、Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiを以下「追加元素」という。追加元素のうち、Mn、Ni、Zr、およびVはFeの合金元素として広く用いられるが、含

有量が少ないために、F e相中には痕跡量以下しか取り込まれない。

[0057] アルミニウム合金には、上記した基本成分及び添加元素以外に、地金やスクラップ原料から不可避免的にもたらされるP b、I n、またはB iなどの不純物が少量含まれてもよい。また、T iおよびBはA l結晶粒の微細化剤として用いられることがあるが、本実施形態のアルミニウム合金では微細結晶粒はF e相形成とは関連しないため、総量で0.5質量%以下のT iおよびBは不純物として許容される。

[0058] 本実施形態において、上記の組成を有するアルミニウム合金溶湯を連続鑄造鑄型に注湯して、厚さが3~20mmの連続鑄造板が成型される。その際、鑄型内容湯温度から凝固した鑄造板を、850~300℃の温度範囲を2000~5000℃/分の速度で冷却することにより、S iを含有しないF e相を形成することができる。また、冷却速度を遅くすることにより、A lや添加元素の取り込み量を多くすることができる。

[0059] このアルミニウム合金を、SPCCまたはSPCHなどの低炭素鋼（F e系合金の一例）と圧接し、さらに成形することによりすべり軸受が得られる。このすべり軸受において、F eはF e相としてA lマトリクスに分散して、切削を安定化する。アルミニウム合金を切削工具で切削すると、切削工具の表面にアルミニウムが付着して構成刃先が形成されるので、すべり軸受表面の切削粗さが粗くなる。F e相などの硬さに関しては、高速度鋼、ダイヤモンド工具、などの切削工具（硬度Hv1500以上）>S i粒子（硬度約Hv1000）>F e-A l系金属間化合物（硬度Hv700以上）>F e相（純鉄（Hv200））~A l、添加元素を取り込んだF e相（Hv400）>A l合金相（Hv=30~90）の関係があるので、F e相は構成刃先のアルミニウム合金を削り取ることができる。これに対して、S i粒子などは切削工具材料の硬さとの差が少ないために、切削工具を疵付ける可能性がある。この結果、粗くなった工具がアルミニウム合金を削り取るために、すべり軸受の切削粗さが粗くなる。

[0060] 1-3. 実施形態1B

別の実施形態に係るアルミニウム合金は、1～20質量%のSn、0.5～12質量%のSi、および0.05～1.5質量%のFeを含み、残部がAl及び不可避免的不純物である。このアルミニウム合金は、添加元素および/または追加元素を含んでもよい。ここで、AlマトリクスにはSi粒子およびFe相が分散している。さらに、このアルミニウム合金において、長径寸法が5～40 $\mu\text{m}$ のSi粒子が $3.56 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ あたり5個以上存在する。

[0061] このアルミニウム合金は、裏金との圧接前に、300～550℃で焼鈍することにより得られる。Si粒子を粗大化することにより、相手軸、特に鋳造軸表面の凹凸を平滑化することができる。また、裏金と圧接しないソリッド軸受についても、同様に300～550℃で焼鈍することにより、Si粒子を粗大化することができる。Fe相、並びに添加元素および/または追加元素については、既に説明したとおりである。

[0062] このアルミニウム合金において、粗大化Si粒子は、円相当径が2～15 $\mu\text{m}$ であり、かつ、円相当径が4 $\mu\text{m}$ 以上のSi粒子が個数割合で20%以上であることが好ましい。

[0063] 1-4. 実験例

1-4-1. 実施形態1A

図8は、表面粗さのFe組成依存性を示す図である。表面粗さの測定には、Al-3～15質量%Sn-2～7質量%Si-0.1～5質量%Feの組成を有するアルミニウム合金を用いた。この組成のアルミニウム合金を上記の条件で鋳造した。得られた鋳造板を圧延した状態の板(as roll)の表面を(旋盤)工具で1m/sの切削条件で切削した際の表面粗さ(Rz、JIS、Ra、およびRmax)を測定した。この図から、工具及び切削条件が一定であるにも拘わらず、Fe量が多いほど表面粗さが小さくなることが分かる。切削後の工具刃先表面を目視で観察したところ、Fe量が多いほど構成刃先が少ないことも分かった。これらの実験結果からFe量が多いほど、好ましくは0.3質量%以上で、被切削材料が構成刃先を削り取り、被切削材料

の粗さが小さくなる。従来狙ったとおりの粗さが得られない原因に構成刃先形成があったが、本実施形態によればこれを解決して切削を安定化することができる。

[0064] 本実施形態に係るアルミニウム合金を用いたすべり軸受は、相手軸と接する面が、好ましくは、 $Rz$   $JIS = 0.5 \sim 5 \mu m$ 、 $Ra = 0.1 \sim 1.8 \mu m$ 、および  $Rmax = 0.5 \sim 6 \mu m$  の範囲で切削加工されている。

[0065] 表2および表3は、実験例1~12の組成および軸受性能を示す。これらの実験例のうち、ここでは実験例1~8を実施例として、実験例9~12を比較例として説明する。これらの組成を有するアルミニウム合金を、上述のとおり冷却速度を制御して厚さ15mmの板に連続鋳造した。ただし、比較例9~12については、850~300℃の温度範囲における冷却速度を上記のとおり制御せず、通常の遅い冷却速度で鋳造した。得られた鋳造薄板を冷間圧延した後、裏金（SPCC鋼板）に圧接し、バイメタルを得た。

[0066] これらのバイメタル材料を軸受に加工し、下記条件で性能試験を行った。試験結果を表3に示す。

[0067] 耐疲労性試験

試験機：往復動荷重試験機

回転速度：2000~3000 r. p. m

試験温度（軸受背面温度）：160℃

相手材：S55C高周波焼入れ

潤滑油：CF-4 10W-30

[0068] 耐焼付性試験

試験機：静荷重試験機

回転速度：1300~8000 r. p. m

試験温度（給油温度）：160~180℃

荷重：5MPa 漸増

相手材：S55C高周波焼入れ

潤滑油：SN 0W-20

[0069] 耐摩耗性試験

試験機：荷重摩耗試験機

回転速度：0～1000 r. p. m

試験温度（給油温度）：50～80℃

相手材：S55C高周波焼入れ

潤滑油：SN 0W-20

[0070] [表2]

		化学成分(質量%)																	
		Al	Sn	Si	Fe	Cu	Cr	Mg	Zn	Ag	Zr	Mn	V	Sc	Li	Ni	Ti	B	
実施例	1	残	9	5	1	0.7					0.1						0.1	0.05	
	2	残	18	3	1.5	1	0.2												
	3	残	13	5	0.5	1	0.2	0.1	2		0.1						0.1		
	4	残	5	4	0.3	0.5	0.2											0.1	0.1
	5	残	8	2	0.7		0.1			2.5		0.1	0.1					0.05	
	6	残	10	3	1.2	1.5	0.1	0.1						0.1	0.1				
	7	残	6	4	0.25	1		0.5	3		0.05	0.1					0.05		
	8	残	9	3	1	0.5					0.1							0.1	
比較例	9	残	13	2.5	0.1	1	0.1				0.1						0.1		
	10	残	10	6	0.2	1.5													
	11	残	7	2.5	0.1	1.5	0.15				0.15						0.1		
	12	残	6.5	3	2.5	1.2	0.1				0.1						0.1		

[表3]

		Fe粒子		軸受性能	
		平均粒径	個数	疲労面圧	焼付面圧
実施例	1	1.5	7	105	110
	2	2	4	100	115
	3	2.5	3	85	110
	4	1.2	5	100	105
	5	1.5	2	85	110
	6	1.6	3.5	90	110
	7	1.8	4	95	105
	8	2.1	5.2	100	105
比較例	9	0.5	0.3	60	100
	10	0.9	0.1	65	75
	11	0.3	0.4	75	95
	12	5	10	75	90

[0071] 表3において、「個数」は、長径寸法が5～40μmのSi粒子が3.56×10<sup>-2</sup>mm<sup>2</sup>あたりに存在する個数である。平均粒径の単位はμmである。疲労面圧および焼付面圧の単位はMPaである。摩耗量の単位はμmである。

る。

[0072] 実施例2と比較例9とは、SiおよびSn組成がほとんど同じであるが、軸受性能は前者の方が、Fe量が多いにも拘らず、後者より優れている。同様の関係は、実施例1と比較例10とについて、および実施例5と比較例11とについても認められる。また、その他の実施例は高濃度のFeを含有するにも拘らず、軸受性能が良好である。

[0073] 1-4-2. 実施形態1B

表4は、実験例13~15の組成および軸受性能を示す。これらの組成を有するアルミニウム合金を、実施例1と同様に鋳造および圧延した。鋳造と圧延の間に、530℃で6時間焼鈍した。焼鈍後さらに圧延の途中でアルミニウム合金を裏金（SPCC鋼板）に圧接した。表4は、実施例1と同様に軸受性能を測定した結果を示している。また、表5は、切削試験後の表面粗さを示している。切削試験は、切削工具を用いて1m/secの条件で行った。表4において、「寸法」は、円相当径[μm]を示す。「割合」は円相当径が4μm以上の粒子が全体に占める個数割合である。なお、表4の実験例13~15について、 $3.56 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ あたり5個以上のSi粒子が存在していた。

[0074] [表4]

		化学成分(質量%)								Si粒子			軸受性能		
		Al	Sn	Si	Fe	Cu	Cr	Zr	Ti	個数	寸法	割合	疲労面圧	焼付面圧	摩耗量
実施例	13	残	12.5	2.5	0.1	1	0.1	0.1	0	36	5.3	23	90	115	7
	14	残	12.5	6	0.2	1.5	0	0	0	42	6.5	35	95	120	5
	15	残	7	2.5	0.1	1.5	0.15	0.15	0	29	4.9	27	85	115	3

[0075] [表5]

	No	粗 さ (μm)		
		Rz JIS	Ra	Rmax
実施例	13	1.86	0.24	2.72
	14	1.83	0.25	2.76
	15	1.86	0.23	2.83

[0076] 1-5. 実施形態の効果



本実施形態に係るアルミニウム合金においては、Feはアルミニウム結晶の粒界にFe相として存在し、無害化されている。したがって、従来の合金と同一組成であっても、摺動特性が改善される。また、従来の不純物量レベルを遥かに超える0.3%以上のFeを含有するアルミニウム合金であっても、良好な摺動特性を備えている。Fe相に取り込まれたAlはFe相を強化し、摺動特性を改善する。

[0077] 本実施形態によれば、高濃度のFeを含有するにも拘らず、軸受性能が優れている。さらに、精度が高い仕上げ粗さを得ることができる。

[0078] 2. 第2実施形態

### 2-1. 概要

図9は、Al-Sn系合金における発汗現象を示す図である。本願発明者らは、Al-Sn系合金圧延板を焼鈍温度に加熱すると、Sn相の発汗が起こることを発見した。ここで、Sn相の「発汗」とは、マトリクス合金相から、融点の低いSnが溶融して合金版の表面に噴出（染み出し）する現象をいう。図9において、Al-Sn系合金圧延板の表面にSn粒子が存在している。Sn粒子の直径は100~200 $\mu$ m程度である。Al-Sn合金圧延板およびSn粒子以外の部分（図の上側の大部分）は金属層などは何も無い状態である。表面に形成されたSn粒子は、例えば、Al-Sn合金圧延板の長さ10mmにつき数個~数百個、存在する。

[0079] この知見に基づくと、バイメタルの圧接過程では、Al-Sn系アルミニウム合金圧延板から一旦溶融Snが局部的に噴出し、次に溶融Sn相がバイメタルの接着面で引伸ばされ、局部的にはいわゆる「ろう接」が行われると考えられる。この過程で、Sn相による接合界面が形成されるか、または、溶融Snと裏金のFeが反応し、Fe-Sn系金属間化合物が生成すると考えられる。本来バイメタルではAl-Fe拡散接合を優先的に起こすべきである。Al-Sn系合金圧延板の表面の酸化膜は接合を妨害するので、ワイヤブラシなどで酸化膜を除去している。

[0080] 本願発明者らは、上記の知見に基づいて、裏金と合金層との界面における

溶融Snの引き伸ばしを抑制すれば、裏金と合金層との接着性を向上できることに想到した。具体的には、アルミニウム合金圧延板に凹部を形成し、溶融Snをこの凹部に収容すれば、溶融Snの引き伸ばしを抑制し、FeとSnの接触面積を小さくできることに想到した。

[0081] アルミニウム合金圧延板の接合面を粗くするには、ワイヤーブラシなどの機械加工を強化する方法がある。しかし、粗さを著しく粗くすると、両方の金属板の真実接触面積が少なくなり、結果としてバイメタルの接着強度が低下する可能性がある。

[0082] 本実施形態は、Al-Sn系またはAl-Sn-Si系合金圧延板とFe系裏金とを圧接および焼鈍して作製するすべり軸受において、バイメタルの強度を高めることを目的とする。

[0083] 本実施形態に係るすべり軸受は、Fe系の裏金と、この裏金に圧接された合金層とを含む。合金層は、1~20質量%のSnを含有するAl-Sn系、または5~20質量%のSnおよび0.5~12質量%のSiを含有するAl-Sn-Si系合金で形成されている。合金層は、0.2~1.5質量%のFeを含む。圧延板の表面（圧接予定面）は、粗さ1~5 $\mu\text{m}$  JIS (Ra) に粗面化される。粗面化は、表面を機械的に削り取ることによって行われる。この合金の圧延板と鋼裏金とを、冷間圧延する。冷間圧延後、250~500 $^{\circ}\text{C}$ で焼鈍することにより合金層と裏金とを接合する。合金層と裏金との間には、Al-Fe拡散層およびSnのろう接面を含む圧接面が形成される。圧延板の接合面には、多数の凹部が分散して形成されており、ろう接面に存在するSnの一部がこの凹部に埋収されている。

[0084] アルミニウム合金において、Snは潤滑性を付与する。Snの含有量がAl-Sn系にあっては1質量%未満、Al-Sn-Si系にあっては5質量%未満であると、耐焼き付き性が低下する。一方、Snの含有量が20質量%を超えると、軟質なSn相による強度低下および融点降下により、機械的特性が不良となり、結果として耐摩耗性などが劣化する。Snの含有量は2~18質量%であることが好ましい。

- [0085] Siについては第1実施形態で説明したとおりである。
- [0086] 本実施形態に係るアルミニウム合金は、工業的に使用されているAl-Sn系またはAl-Sn-Si系合金である。アルミニウム合金は、SnおよびSi以外に公知の添加元素を含んでもよい。添加元素により軸受性能を改善することができるが、Snの発汗が起こることはAl-Sn系及びAl-Sn-Si系合金に特有の現象である。
- [0087] 添加元素としてはCrおよびCuの少なくとも1種を、追加元素としてはMg、Ag、Zn、Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiの少なくとも1種を含んでもよい。さらに、アルミニウム合金は、Pb、In、Biなどの不純物を少量含んでもよい。これらの元素については第1実施形態で説明したとおりである。
- [0088] アルミニウム合金圧延板の厚さは、特に制限がないが、例えば、50 $\mu$ m～2mmのものを用いることができる。裏金鋼板は、例えば、SPCCなどの低炭素鋼板を用いることができる。裏金鋼板の厚さは、特に制限がないが、例えば、0.5mm～4mmのものを用いることができる。
- [0089] 本実施形態に係るすべり軸受は、アルミニウム合金（Al-Sn系合金またはAl-Sn-Si系合金）の圧延板が、広義では圧接により、溶接現象からはAl-Fe拡散接合とSnのろう接により鋼裏金と接合されている。
- [0090] 図10は、本実施形態に係る裏金と合金圧延板の接合を説明する図である。ここでは、アルミニウム合金圧延板28と裏金30とを接合する例が示されている。裏金30は鋼で形成されている。アルミニウム合金圧延板28の表面には、微小凹部（微小凹凸）28aおよび凹部28bが形成されている。微小凹部28aは、ワイヤブラシなどで形成される。凹部28bは、ショットブラストまたはレーザー加工などで形成される。図10では凹部28bは1つしか図示していないが、アルミニウム合金圧延板28の表面には、複数の凹部28bが形成されている。これらは、互いに離れて、すなわち分散して、形成されている。アルミニウム合金圧延板28と裏金30との界面には、Sn層40が形成されている。Sn層40は、アルミニウム合金圧延板

中のSnが溶融して界面に染み出た層である。Sn層40により、アルミニウム合金圧延板28と裏金30とがろう接される。Sn層40の下部（アルミニウム合金圧延板28側）の一部は、凹部28bに埋収されている。したがって、裏金30との反応が起こりにくくなり、Fe-Snの金属間化合物の生成が抑制される。なお、埋収の機構については後述する。

[0091] ショットブラストで凹部28bを形成する場合、例えば直径が0.3~2.5mm程度の粒子を10~200m/秒の速度でアルミニウム合金圧延板の上方から下向きに投射することが好ましい。この粒子には、アルミニウムより硬度が高い材料、例えば、カットワイヤ鋼線、SiC粒子などが用いられる。

[0092] レーザーを用いて凹部28bを形成する場合、例えばYbファイバーレーザーなどのパルスレーザー（出力5~100W）を用いる。レーザー光をアルミニウム合金圧延板に走査することにより、深さが3~15μm程度の凹部を形成することが好ましい。

[0093] 本実施形態に係る凹部は、切削工具で形成した凹部のように連続していないことが一つの特長である。連続した凹部ではSnが埋収されない場所が存在しやすい。Snが埋収されない場所があると、そこが圧接強度を低下させる原因となる。本発明の凹部は分散しているが、顕微鏡的に観察すると発汗位置は多数存在するから、例えば通常の方法でショットブラスト処理でグリッド粒子を圧延板全面と衝突させると、発汗位置と近い位置に凹部が形成される。

[0094] 以下詳しく説明する。アルミニウム合金圧延板の表面（鋼裏金との圧接面）を機械加工することにより、1~5μmJIS(Ra)の粗面化面を形成する。アルミニウム合金圧延板の粗さは圧延板の幅方向に測定する。本発明による機械加工は、例えば、切削工具による切削、または砥粒による研磨などにより行う。粗面化面の先端の微細凸部はロール圧接の際に鋼材の面で押つぶされるために、次の焼鈍工程でFe-Alの拡散が起こり易くなる（以下この効果を「拡散促進効果」という）。さらに、粗面化面が形成される際に

Fe相が削り取られ、Sn埋収効果（詳細は後述）が実現される。この機械加工により形成される粗さが $0.5\ \mu\text{m}$ 未満であると、拡散促進効果が不足し、さらに、Fe相が十分に削り取られないためにSn埋収効果も不十分になる。一方、粗さが $5\ \mu\text{m}$ を超えると、粗面化面の溝が深くなり過ぎるために、拡散促進効果が不十分になる。

[0095] アルミニウム合金圧延板は通常コイル状に巻き取られるので、金属をコイルに巻取るコイラーと最終圧延ロールスタンドの間で機械加工を行うことが好ましい。この場合、研磨砥粒はホイール、サンドベルトの表面に接着し、これらを金属帯の面に接触させて研磨を行う。一方、切削加工はホブカッター状の工具により行う。なお、金属帯コイルを一旦巻取った後に巻戻しながら機械加工を行ってもよい。

[0096] 図11は、Fe相が形成されたAl-Sn-Si系すべり軸受合金圧延板の表面を、図の上下方向に切削した面のSEI（Secondary Electron Image）像である。アルミニウムマトリクスの中には、上下方向に直線状切削痕が走っている。一方、不規則形状のFe相では切削痕が、周辺アルミニウムマトリクスとは断続し、白色と黒色模様が斑に入り混じった状態になっている。これらの直線状切削痕及び斑状Fe相から次のことが分かる。

(a) 軟質なアルミニウムマトリクスは工具により直線状に削り取られる。

(b) 硬いFe相は微小な破片に分断され、破壊される。

(c) Fe相は全体が工具により削り取られず、残っている部分がある。

(d) Al-Sn系又はAl-Sn-Si系アルミニウム合金では、Fe量が多いほど、切削後の表面粗さ（JIS（Rz））が小さくなる。この現象は、上記（b）の破壊と同時に切削工具の構成刃先であるアルミニウムが、アルミニウム合金中のFeにより削り取られるので、切削が安定化することに関連すると考えられる。

[0097] アルミニウム合金圧延板と鋼裏金の圧接は一般に圧下率30～90%で行う。その後、250～500℃、好ましくは300～480℃にて焼鈍を行

う。

[0098] アルミニウム合金中のFe相の分布および制御方法については、第1実施形態で説明したとおりである。

[0099] 本発明の方法が適用されるAl-Sn系もしくはAn-Sn-Si系合金において、Feの含有量が0.2質量%未満であると、Fe相の面積割合が少ないために、十分なSn埋収効果が得られない。一方、Feの含有量が1.5質量%を超えると圧延板の冷間圧延が困難になる。

[0100] 上記の組成を有するアルミニウム合金溶湯を連続鋳造鋳型に注湯して、厚さが3~20mmの連続鋳造板を成型する際に、鋳型内容湯温度から凝固した鋳造板の温度について850~300℃の温度範囲を2000~5000℃/分の速度で冷却することにより、Fe相を形成することができる。また、冷却速度を遅くすることにより、Alや添加元素の取り込み量を多くすることができる。

[0101] なお、アルミニウム合金圧延板と裏金との間に、アルミニウム合金または純アルミニウムからなる中間層を設けてもよい。例えば純アルミニウムを中間層として用いた場合、圧延板と中間層の接着は拡散接合およびSnのろう接であり、中間層と裏金の接合も拡散接合となる。Al-Snのろう接においては、圧延板に形成された凹部は溶融Snを埋収することができる。Snを含む場合には中間層と裏金との密着力低下を回避するために、少なくとも中間層の裏金側の面に凹部を形成し、中間層のSnを埋収するようにしてもよい。

[0102] 図12は、アルミニウム合金圧延板28と裏金30との接合面を示す模式図である。ここでは、圧接後に焼鈍されている状態を示している。図4~6で示した相に加え、Sn相25、凹部21b、およびSn流16が示されている。凹部21b（黒塗りの部分）は、Fe相21のうち機械加工で削り取られた部分である。なお、前述のように、Fe相は微小破片に破壊されているので、一部は残っているが、作図の都合上、全体が除去されたように黒塗りで図示した。Sn流16は、マトリクスから噴出したSn相がアルミニウ

ム合金圧延板 28 と裏金 30 の間の微小間隙を通過して延伸したものである。

[0103] 図 13 は溶融 Sn の埋収を説明する模式図である。Sn 粒子 25 P が、発汗により噴出している。凹部 21 b の深さは、例えば 5 ~ 30  $\mu\text{m}$  であり、径 (D) は 1 ~ 50  $\mu\text{m}$  である。Fe 相は図 4 に示されるように間隔がサブ  $\mu\text{m}$  から数  $\mu\text{m}$  であるから、合金層の表面に多数存在している。凹部 21 b と Sn の噴出が起こる箇所の最短間隔  $D_{sn}$  も、やはりサブ  $\mu\text{m}$  から数  $\mu\text{m}$  である。したがって、噴出箇所から流動する Sn は高い確率で凹部 21 b に埋収される。Sn の広がり、埋収量に応じて抑えられる。また、埋収量が増えるにつれ、バイメタルの接合において占める Al-Fe 拡散接合の割合が多くなる。

[0104] Fe 相を用いず凹部 28 b (図 10) により、Sn 粒子 25 P を埋収してもよい。凹部 28 b はアルミニウム合金圧延板の至るところに多数形成されるために、Sn 粒子 25 P を埋収することができる。ショットブラストの場合は、主として軟らかいアルミウムマトリクスが陥没して凹部を形成し、レーザーの場合は、アルミニウムの組織・組成と関係なく、物質が蒸発することにより凹部が形成されるが、埋収の効果はほとんど同じである。

[0105] 2-2. 実験例

2-2-1. 実施形態 2A

Al-6 質量% Sn-3 質量% Si-1 質量% Fe の組成をもつアルミニウム合金溶湯を連続 casting し、厚さが 1.5 mm の連続 casting 板を得た。なお、実験例 16 (実施例) においては casting 後の冷却速度制御を行い、実験例 17 (比較例) では上記の温度範囲における冷却の制御を行わず、放冷・徐冷した。これら実験例の連続 casting 板を 1.5 mm に冷間圧延し、圧延板の片面を工具により粗さ 2.5  $\mu\text{m}$  JIS (Ra) に切削加工した。その後、圧延板を実験室の圧延機で圧延可能な長さに切断し、切削面を鋼裏金 (SPCC、厚さ 3 mm) と重ね合わせ、ロール圧接した。得られたバイメタル状供試材を 100 mm に切断し、360°C で焼鈍した。

[0106] その後、バイメタル状供試材の鋼裏金側を内側として、直径5 mmの丸棒の周りに曲げる曲げ試験を行った。実験例16（実施例）のバイメタル状供試材は180°まで曲げが可能であったが、実験例17（比較例）のバイメタル状供試材は120°で破断した。

[0107] 2-2-2. 実施形態2B

実験例17で用いたアルミニウム合金圧延板につき、平均粒子径50 μmのSiC投射材を、投射速度50 m/秒の条件でショットブラストを施した。これを用いてバイメタル状供試材を作製し、実験例18とした。実験例18について、曲げ試験を行ったところ、実験例16と同様の結果が得られた。

[0108] 本実施形態によれば、強度が高いバイメタル状すべり軸受が得られる。この軸受は、例えば、自動車に用いられる。この軸受を用いれば、信頼性が向上し、さらに、軸受製造工場における品質管理や検査の簡略化をすることができる。

[0109] 3. 第3実施形態

3-1. 概要

オーバーレイ層付きアルミニウム合金すべり軸受に関する従来知見を整理して要約すると次のとおりである。

[0110] (1) アルミニウム合金の表面処理

特許文献5においては、アルミニウム合金の表面に、アルカリエッチング、酸洗及びリン酸亜鉛化成処理などの処理を施すかあるいは表面処理を施さずに、オーバーレイ層を焼き付けている。耐焼付性および耐疲労性を向上させるには表面処理を施した方が良いが、表面処理を行うとコストが増大するという問題がある。

[0111] (2) オーバーレイ層のなじみ及び摩耗

オーバーレイ層のなじみ性は固体潤滑剤、特に $\text{MoS}_2$ で確保される。即ち、 $\text{MoS}_2$ がへき開することにより摺動面の低摩擦性となじみが発現される。特許文献5の摩耗試験実施例では、下地のアルミニウム合金を表面処理して



いるために、オーバーレイ層の密着性が高められており、摩耗はオーバーレイ層の厚さが少なくなる現象として起こっている。一方、非特許文献4では、 $\text{MoS}_2$ 配合量が多いほどオーバーレイ層が摩滅し、下地のアルミニウム合金が露出する面積割合が多くなっている。なお、オーバーレイ層が一部摩滅して下地のアルミニウム合金が露出する現象は、鉛電気めっきなどの金属系オーバーレイ層でも知られている。またなじみ性が良好な金属系オーバーレイ層は摩耗量が多くなるような傾向があり、このような傾向は、オーバーレイ層でも同じである。オーバーレイ層のなじみ・摩耗の特長的点は、本来は固体潤滑剤のへき開摩耗だけでなじみの実現され、かつ固体潤滑剤のみが摩耗することが理想的であるが、固体潤滑剤を保持する樹脂も摩滅するという点である。即ち、ポリアミドイミド樹脂などは耐摩耗性が優れているが、それにも拘らず摩耗が起こる。

[0112] (3) 耐疲労性

オーバーレイ層は下地のアルミニウム合金の耐疲労性を高める（非特許文献3、4、3項及び非特許文献2、3、1(2)項）。即ち、オーバーレイ層がないアルミニウム合金よりも、オーバーレイ層付きアルミニウム合金は、合金自体（ライニング）の割れが起こり難くなっている。

[0113] (4) すべり軸受用アルミニウム合金

オーバーレイ層は、特許文献5に示された広範囲の組成のアルミニウム合金について有効であると考えられている。勿論、アルミニウム合金の特性はその組成により影響を受けるが、オーバーレイ層による耐焼付性や耐疲労性向上などの効果は、特定のアルミニウム合金組成により良くなったりあるいは悪くなったりしない。

[0114] (5) バインダー樹脂

ポリアミドイミド樹脂が最も性能が優れているが、エンジンメタルも含めて用途要求に応じてその他の樹脂を使用することができる。

[0115] 本願発明者らは、樹脂とアルミニウム合金の密着性を高めるために、カップリング剤を添加したポリアミドイミド樹脂について軸受性能を調査した。

その結果、ある程度の密着性向上効果が認められた。一方、カップリング剤の添加やアルミニウム合金下地処理を行わないと、軸受性能試験中にオーバーレイ層の摩滅が起こり易い。

[0116] 本実施形態は、Al-Sn-Si系合金と樹脂との密着性を向上させる技術を提供する。

[0117] 一実施形態に係るすべり軸受は、裏金と、裏金上に形成されたライニング層と、ライニング層上に形成されたオーバーレイ層とを有する。

[0118] ライニング層は、アルミニウム合金（詳細にはAl-Sn-Si系合金）により形成される。ライニング層は、1~20質量%のSnと、0.5~12質量%のSiと、0.20質量%を超え2.0質量%以下のFeとを含み、残部がAlおよび不可避免的不純物である。

[0119] アルミニウム合金の添加元素、追加元素、および不可避免的不純物については、第1実施形態で説明したとおりである。

[0120] 鉄は、アルミニウムよりも酸化され難く、また樹脂との界面活性度が高い。そのため、Al-Sn-Si系合金に従来の不純物レベルより多量のFe（例えば0.20質量%を超える量）を添加すると、アルミニウム合金に対する樹脂の密着性を高めることができる。FeがAlマトリクスに固溶してしまうとその本来の性質は表われない。しかし、FeはAlにほとんど固溶しない。Feは、Alマトリクス中に微粒子として存在して、樹脂との活性を高める。

[0121] また、オーバーレイ層が一部摩滅した場合、相手軸とライニング層が直接接触することになる。相手軸が鋼である場合、ライニング層中のFeが多すぎると相手軸と同種材料の摺動となってしまう可能性が高まる。また、FeはSnおよびSiとは異なり、軸受特性を改善するものではない。以上の観点から、Feの含有量は2.0質量%以下とすることが好ましい。

[0122] オーバーレイ層は、固体潤滑剤およびバインダー樹脂を含む。固体潤滑剤は、 $\text{MoS}_2$ 、PTFE、グラファイト、 $\text{WS}_2$ 、 $\text{h-BN}$ 、および $\text{Sb}_2\text{O}_3$ のうち少なくとも1種を含む。バインダー樹脂は、ポリアミドイミド樹脂、

ポリイミド樹脂、フェノール樹脂、ポリアセタール樹脂、ポリエーテルエーテルケトン樹脂、ポリフェニレンサルファイド樹脂、およびエポキシ樹脂のうち少なくとも1種を含む。

[0123] オーバーレイ層は従来公知のものであり、樹脂としては、ポリアミドイミド樹脂、ポリイミド樹脂、フェノール樹脂、ポリアセタール樹脂、ポリエーテルエーテルケトン樹脂、ポリフェニレンサルファイド樹脂及びエポキシ樹脂のうち少なくとも1種を使用することができる。この中でも、オーバーレイ層にはポリアミドイミド、特に芳香族ポリアミドイミドが好ましい。

[0124] 固体潤滑剤としては、 $\text{MoS}_2$ 、PTFE、グラファイト、 $\text{WS}_2$ 、 $\text{h-BN}$ および $\text{Sb}_2\text{O}_3$ のうち少なくとも1種を使用することができる。この中でも、 $\text{MoS}_2$ が最も好ましい。オーバーレイ層中の固体潤滑剤の含有量は、30～70体積%である。オーバーレイ層の厚さは、例えば1～50 $\mu\text{m}$ である。

[0125] オーバーレイ層は、固体潤滑剤に加え硬質粒子を含んでもよい。硬質粒子は、 $\text{SiC}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{TiN}$ 、 $\text{AlN}$ 、 $\text{CrO}_2$ 、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 、 $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{Fe}_3\text{P}$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ および $\text{FeO}$ から選択された少なくとも1種以上である。オーバーレイ層中の硬質物の含有量は0.1～5質量%、固体潤滑剤の平均粒径は2 $\mu\text{m}$ であることが好ましい。上記組成を有するオーバーレイ層の膜厚は10 $\mu\text{m}$ であることが好ましい。

[0126] 本実施形態によれば、以下のとおり軸受特性を改善することができる。

(1) なじみ性および耐焼付性

オーバーレイ層のバインダー樹脂がライニングと密着し、剥離し難くなる。そのため、固体潤滑剤によるなじみ性が十分にかつ迅速に発揮される。したがって流体潤滑が迅速に実現され、耐焼付性が改善される。

(2) 耐摩耗性

オーバーレイ層の剥離による摩耗は起こり難くなる。また、剥離が起こってもオーバーレイ層が面積で数 $\text{mm}^2$ 程度の大きな片して剥離しない。このため、大きな剥離片が摺動面に侵入して焼付を起こすことがなくなる。

(3) 耐疲労性

FeはAl-Sn-Si系合金の耐疲労性を直接改善しないが、オーバーレイ層の剥離により露出したアルミニウム合金に応力が集中して疲労を起こすことが避けられる。

[0127] 3-2. 実験例

3-2-1. 密着性

本願発明者らは樹脂と金属板の密着性（接着性）に関して次の試験を行った。

(1) 供試材

(a) 通常の方法により製造されたアルミニウム合金圧延板の表面を脱脂処理した板。

(b) 通常のバイメタルすべり軸受の裏金に使用される低炭素鋼板の表面を脱脂処理した板。

(2) 樹脂

ポリアミドイミド樹脂を供試材1(a), (b)のそれぞれに塗布し、180℃で焼き付けし、厚さが約6μmの樹脂コーティング膜を成膜した。

(3) 試験法

カッターナイフで樹脂コーティング膜にけがきして碁盤目状疵をつけた。

(4) 評価及び結果

供試材1(a)の直線疵の両側に微小な剥離が生じており、この結果からアルミニウムは鉄よりも樹脂の密着性が低いことが分かった。

[0128] 3-2-2. 軸受性能

表6および表7は、実験例19~30の組成および軸受性能を示す。これらの組成を有するアルミニウム合金を厚さ15mmの板に連続鋳造し、薄板に冷間圧延した。冷間圧延後、アルミニウム合金を裏金（SPCC鋼板）に圧着しバイメタルとした。これらのバイメタル材料を軸受に加工した。

[0129] オーバーレイ層の原料として、ポリアミドイミド樹脂（日立化成株式会社製）およびMoS<sub>2</sub>粉末を用意した。これらの原料を、MoS<sub>2</sub>が40体積%

、残部がポリアミドイミド樹脂となるように配合した。この原料を、ライニング層（脱脂処理はしたが、酸洗などの表面処理は一切しない）に塗布した後、180℃で焼き付けした。こうして厚さが約6 μmのオーバーレイ層を成膜した。

[0130] オーバーレイ層付アルミニウム合金圧延板を摺動特性を次の方法で測定した。

[0131] 耐疲労性試験

試験機：往復動荷重試験機

回転速度：2000～3000 r. p. m

試験温度（軸受背面温度）：160℃

相手材：S55C高周波焼入れ

潤滑油：CF-4 10W-30

[0132] 耐焼付性試験

試験機：静荷重試験機

回転速度：1300～8000 r. p. m

試験温度（給油温度）：160～180℃

荷重：5MPa 漸増

相手材：S55C高周波焼入れ

潤滑油：SN 0W-20

[0133] 試験の結果を表7に示す。

[0134] [表6]

		化学成分(質量%)																	
		Al	Sn	Si	Fe	Cu	Cr	Mg	Zn	Ag	Zr	Mn	V	Se	Li	Ni	Ti	B	
実施例	19	残	9	5	1	0.7					0.1						0.1	0.05	
	20	残	13	3	1.5	1	0.2												
	21	残	13	5	0.5	1	0.2	0.1	2		0.1						0.1		
	22	残	5	4	0.3	0.5	0.2											0.1	0.1
	23	残	9	2	0.7		0.1			2.5		0.1	0.1					0.05	
	24	残	10	3	1.2	1.5	0.1	0.1						0.1	0.1				
	25	残	6	4	0.25	1		0.5	3		0.05	0.1					0.05		
	26	残	9	3	1	0.5					0.1							0.1	
比較例	27	残	13	2.5	0.1	1	0.1				0.1						0.1		
	28	残	10	6	0.2	1.5													
	29	残	7	2.5	0.1	1.5	0.15				0.15						0.1		
	30	残	6.5	3	2.5	1.2	0.1				0.1						0.1		

[表7]

		Fe粒子		軸受性能	
		平均粒径	個数	疲労面圧	焼付面圧
実施例	19	1.5	7	110	115
	20	2	4	105	120
	21	2.5	3	90	115
	22	1.2	5	105	110
	23	1.5	2	90	115
	24	1.6	3.5	95	115
	25	1.8	4	100	110
	26	2.1	5.2	105	110
比較例	27	0.5	0.3	65	105
	28	0.9	0.1	70	80
	29	0.3	0.4	80	100
	30	5	10	80	95

[0135] 表7から、Feを0.3質量%以上添加した実験例19～26（実施例）では、Feの添加量が少ない実験例27～29（比較例）と比較して、耐疲労性及び耐焼付性が良好である。ただし、Feの含有量が2.5質量%である実験例30（比較例）は、実験例19～26よりも耐疲労性、耐焼付性が劣っている。

## 請求の範囲

- [請求項1] 1～20質量%のSnと、  
0.5～12質量%のSiと、  
0.05～1.5質量%のFeと、  
Alと  
を含み、  
Alマトリクスに分散されたSi粒子と、  
Alマトリクスに分散されたFe相と  
を有するアルミニウム合金。
- [請求項2] 0.3質量%以上のFeを含む  
請求項1に記載のアルミニウム合金。
- [請求項3] Fe相にはAlマトリクスからAlが取り込まれ、Alの濃度はFe相とAlマトリクスの界面で最も高く、Fe相内部に向かって低下している  
請求項1または2に記載のアルミニウム合金。
- [請求項4] 添加元素として、0.5質量%以下のCrおよび3質量%以下のCuの少なくとも1種を含む  
請求項1ないし3のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。
- [請求項5] Fe相にはAlマトリクスから前記添加元素が取り込まれ、当該添加元素の濃度はFe相とAlマトリクスの界面で最も高く、Fe相内部に向かって低下している  
請求項4に記載のアルミニウム合金。
- [請求項6] Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、  
Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種を総量で0.5質量%以下、および  
不可避的不純物としてTiおよびBを総量で0.5質量%以下  
含む請求項1ないし5のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。

- [請求項7] 5質量%以上のSnを含む  
請求項1ないし6のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。
- [請求項8] 断面3.56×10<sup>-2</sup>mm<sup>2</sup>あたり、長径寸法が5～40μmのSi粒子が5個以上存在する  
請求項1ないし7のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。
- [請求項9] 前記Si粒子の円相当径が2～15μmであり、  
円相当径が4μm以上のSi粒子が個数割合で20%以上である  
請求項8記載のアルミニウム合金。
- [請求項10] 請求項1ないし9のいずれか一項に記載のアルミニウム合金で形成されたライニング層と、  
Fe系材料で形成された裏金と  
を有するすべり軸受。
- [請求項11] 前記ライニング層のうち相手軸と接する面が切削加工されている  
請求項10記載のすべり軸受。
- [請求項12] 請求項1ないし9のいずれか一項に記載のアルミニウム合金、または1～20質量%のSnを含むAl-Sn系合金で形成されたライニング層と、  
Fe系材料で形成された裏金と  
を有し、  
前記ライニング層と前記裏金との界面に、Al-Fe拡散層およびSnのろう接面が形成され、  
前記ライニング層は、前記裏金との接合面に、分散して形成された複数の凹部を有し、  
前記界面に存在するSnの一部が、前記凹部に埋収されている  
すべり軸受。
- [請求項13] 前記ライニング層が、  
0.2～1.5質量%のFeを含み、  
分散されたFe相を有し、



前記凹部は、前記ライニング層の表面を機械的に削り取ることにより形成されている

請求項 1 2 に記載のすべり軸受。

[請求項14] 前記凹部は、ショットブラストにより形成されている

請求項 1 2 に記載のすべり軸受。

[請求項15] 前記凹部は、レーザー加工により形成されている

請求項 1 2 に記載のすべり軸受。

[請求項16] 1～20質量%のSnおよび0.2～1.5質量%のFeを含むAl-Sn系合金または5～20質量%Sn、0.5～12質量%のSi、および0.2～1.5質量%のFeを含むAl-Sn-Si系合金の圧延板の表面を、粗さ1～5 $\mu\text{m}$  JIS (Ra) に機械的に削り取り粗面化をする工程と、

前記粗面化の後で、前記圧延板とFe系裏金とを圧延により圧接する工程と、

前記圧延の後で、250～500℃にて焼鈍する工程と

を含むすべり軸受の製造方法。

[請求項17] ライニング層と、  
前記ライニング層上に形成されたオーバーレイ層と  
を有し、

前記ライニング層は、

1～20質量%のSnと、

0.5～12質量%のSiと、

0.20質量%を超え2.0質量%以下のFeと、

Alと

を含み、

前記オーバーレイ層は、

MoS<sub>2</sub>、PTFE、グラファイト、WS<sub>2</sub>、h-BN、およびSb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>のうち少なくとも1種を含む固体潤滑剤と、

ポリアミドイミド樹脂、ポリイミド樹脂、フェノール樹脂、ポリアセタール樹脂、ポリエーテルエーテルケトン樹脂、ポリフェニレンサルファイド樹脂、およびエポキシ樹脂のうち少なくとも1種を含むバインダー樹脂と

を含むすべり軸受。

[請求項18] 前記オーバーレイ層における前記固体潤滑剤の含有量が30～70体積%である

請求項17に記載のすべり軸受。

[請求項19] 前記オーバーレイ層は、SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiN、AlN、CrO<sub>2</sub>、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、ZrO<sub>2</sub>、Fe<sub>3</sub>P、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、およびFeOのうち少なくとも1種を含む硬質物をさらに含む

請求項17または18に記載のすべり軸受。

[請求項20] 前記オーバーレイ層における前記硬質物の含有量が0.1～5質量%である

請求項19に記載のすべり軸受。

[請求項21] 前記ライニング層は、連続鋳造板を冷間圧延して形成される請求項17ないし20のいずれか一項に記載のすべり軸受。

[請求項22] 前記ライニング層は、(a)～(d)のうち少なくとも1種をさらに含む

(a) 0.5質量%以下のCrおよび3質量%以下のCuの少なくとも1種、

(b) Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、

(c) Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種以上を総量で0.5質量%以下、

(d) 不可避的不純物としてTiおよびBの少なくとも1種を総量で0.5質量%以下、

請求項 1 7 ないし 2 1 のいずれか一項に記載のすべり軸受。

[請求項23] Fe系合金で形成され、前記ライニング層と圧接された裏金をさらに有する

請求項 1 7 ないし 2 2 に記載のすべり軸受。

[請求項24] 前記ライニング層のうち相手軸と接する面が切削加工されている  
請求項 1 7 ないし 2 3 に記載のすべり軸受。

補正された請求の範囲  
[2014年7月23日(23.07.2014)国際事務局受理]

- [請求項1] (補正後) 1～20質量%のSnと、  
0.5～12質量%のSiと、  
0.05～1.5質量%のFeと、  
Alと  
を含み、  
Alマトリクスに分散されたSi粒子と、  
Alマトリクスに分散された、純鉄に近い組成のFe相と  
を有するアルミニウム合金。
- [請求項2] 0.3質量%以上のFeを含む  
請求項1に記載のアルミニウム合金。
- [請求項3] Fe相にはAlマトリクスからAlが取り込まれ、Alの濃度はFe相とAlマトリクスの界面で最も高く、Fe相内部に向かって低下している  
請求項1または2に記載のアルミニウム合金。
- [請求項4] 添加元素として、0.5質量%以下のCrおよび3質量%以下のCuの少なくとも1種を含む  
請求項1ないし3のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。
- [請求項5] Fe相にはAlマトリクスから前記添加元素が取り込まれ、当該添加元素の濃度はFe相とAlマトリクスの界面で最も高く、Fe相内部に向かって低下している  
請求項4に記載のアルミニウム合金。
- [請求項6] Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、  
Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種を総量で0.5質量%以下、および  
不可避的不純物としてTiおよびBを総量で0.5質量%以下  
含む請求項1ないし5のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。

- [請求項7] 5質量%以上のSnを含む  
請求項1ないし6のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。
- [請求項8] 断面 $3.56 \times 10^{-2} \text{mm}^2$ あたり、長径寸法が $5 \sim 40 \mu\text{m}$ のSi粒子が5個以上存在する  
請求項1ないし7のいずれか一項に記載のアルミニウム合金。
- [請求項9] 前記Si粒子の円相当径が $2 \sim 15 \mu\text{m}$ であり、  
円相当径が $4 \mu\text{m}$ 以上のSi粒子が個数割合で20%以上である  
請求項8記載のアルミニウム合金。
- [請求項10] 請求項1ないし9のいずれか一項に記載のアルミニウム合金で形成されたライニング層と、  
Fe系材料で形成された裏金と  
を有するすべり軸受。
- [請求項11] 前記ライニング層のうち相手軸と接する面が切削加工されている  
請求項10記載のすべり軸受。
- [請求項12] 請求項1ないし9のいずれか一項に記載のアルミニウム合金、または  
 $1 \sim 20$ 質量%のSnを含むAl-Sn系合金で形成されたライニング層と、  
Fe系材料で形成された裏金と  
を有し、  
前記ライニング層と前記裏金との界面に、Al-Fe拡散層およびSnのろう接面が形成され、  
前記ライニング層は、前記裏金との接合面に、分散して形成された複数の凹部を有し、  
前記界面に存在するSnの一部が、前記凹部に埋収されている  
すべり軸受。
- [請求項13] 前記ライニング層が、  
 $0.2 \sim 1.5$ 質量%のFeを含み、  
分散されたFe相を有し、

前記凹部は、前記ライニング層の表面を機械的に削り取ることにより形成されている

請求項12に記載のすべり軸受。

[請求項14] 前記凹部は、ショットブラストにより形成されている

請求項12に記載のすべり軸受。

[請求項15] 前記凹部は、レーザー加工により形成されている

請求項12に記載のすべり軸受。

[請求項16] 1～20質量%のSnおよび0.2～1.5質量%のFeを含むAl-Sn系合金または5～20質量%Sn、0.5～12質量%のSi、および0.2～1.5質量%のFeを含むAl-Sn-Si系合金の圧延板の表面を、粗さ1～5 $\mu$ m JIS(Ra)に機械的に削り取り粗面化をする工程と、

前記粗面化の後で、前記圧延板とFe系裏金とを圧延により圧接する工程と、

前記圧延の後で、250～500℃にて焼鈍する工程と

を含むすべり軸受の製造方法。

[請求項17] ライニング層と、  
前記ライニング層上に形成されたオーバーレイ層と  
を有し、

前記ライニング層は、

1～20質量%のSnと、

0.5～12質量%のSiと、

0.20質量%を超え2.0質量%以下のFeと、

Alと

を含み、

前記オーバーレイ層は、

MoS<sub>2</sub>、PTFE、グラファイト、WS<sub>2</sub>、h-BN、およびSb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>のうち少なくとも1種を含む固体潤滑剤と、

ポリアミドイミド樹脂、ポリイミド樹脂、フェノール樹脂、ポリアセタール樹脂、ポリエーテルエーテルケトン樹脂、ポリフェニレンサルファイド樹脂、およびエポキシ樹脂のうち少なくとも1種を含むバインダー樹脂と

を含むすべり軸受。

[請求項18] 前記オーバーレイ層における前記固体潤滑剤の含有量が30～70体積%である

請求項17に記載のすべり軸受。

[請求項19] 前記オーバーレイ層は、SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiN、AlN、CrO<sub>2</sub>、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、ZrO<sub>2</sub>、Fe<sub>3</sub>P、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、およびFeOのうち少なくとも1種を含む硬質物をさらに含む

請求項17または18に記載のすべり軸受。

[請求項20] 前記オーバーレイ層における前記硬質物の含有量が0.1～5質量%である

請求項19に記載のすべり軸受。

[請求項21] 前記ライニング層は、連続鋳造板を冷間圧延して形成される

請求項17ないし20のいずれか一項に記載のすべり軸受。

[請求項22] 前記ライニング層は、(a)～(d)のうち少なくとも1種をさらに含む

(a) 0.5質量%以下のCrおよび3質量%以下のCuの少なくとも1種、

(b) Mg、Ag、およびZnのうち少なくとも1種を総量で8質量%以下、

(c) Zr、Mn、V、Sc、Li、およびNiのうち少なくとも1種以上を総量で0.5質量%以下、

(d) 不可避的不純物としてTiおよびBの少なくとも1種を総量で0.5質量%以下、

請求項17ないし21のいずれか一項に記載のすべり軸受。

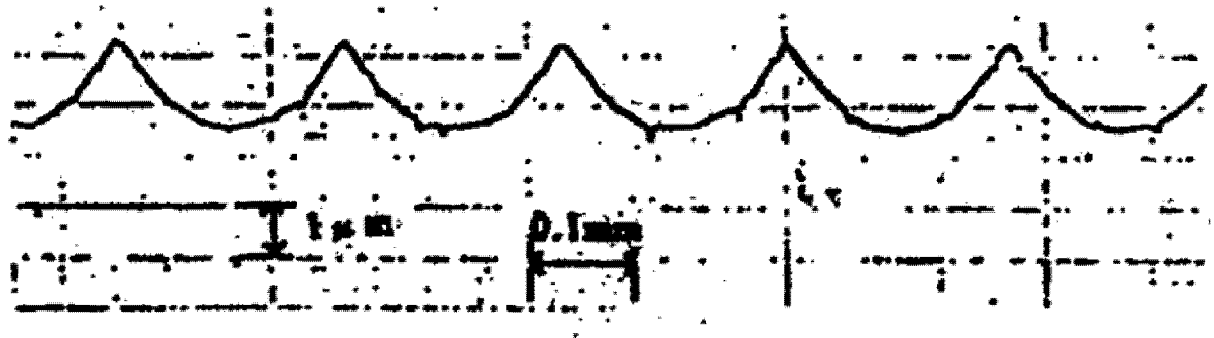
[請求項 2 3] Fe系合金で形成され、前記ライニング層と圧接された裏金をさらに有する

請求項 1 7 ないし 2 2 に記載のすべり軸受。

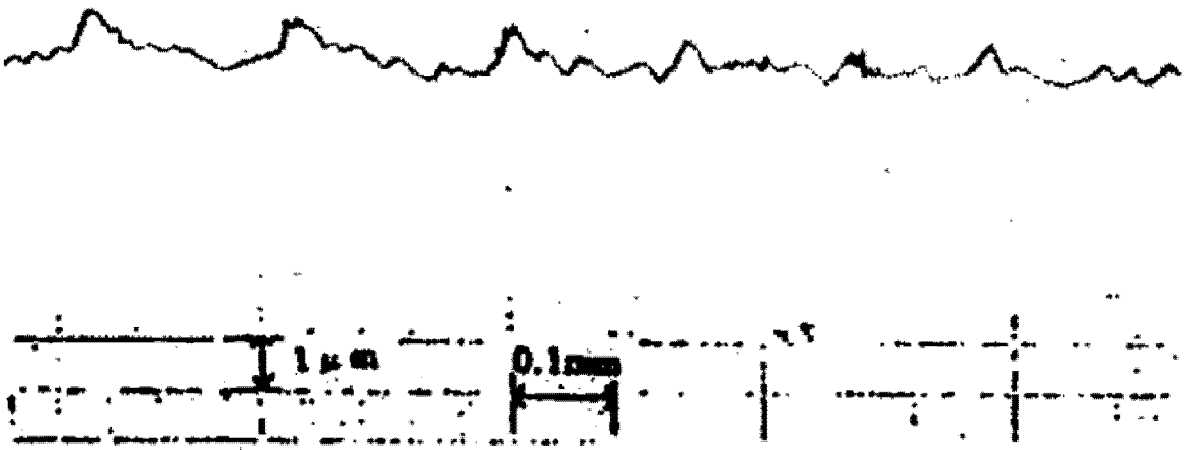
[請求項 2 4] 前記ライニング層のうち相手軸と接する面が切削加工されている  
請求項 1 7 ないし 2 3 に記載のすべり軸受。



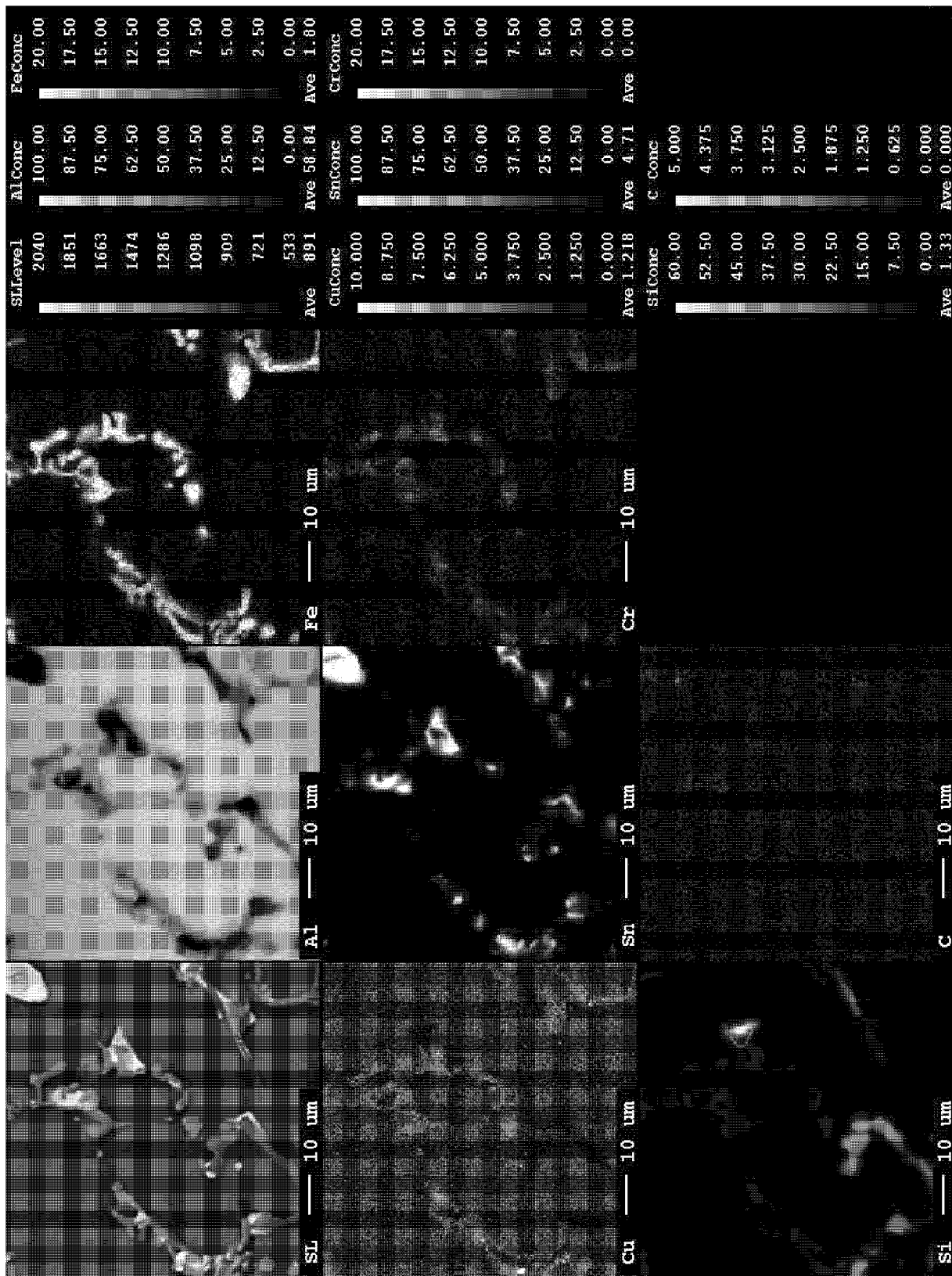
[図1]



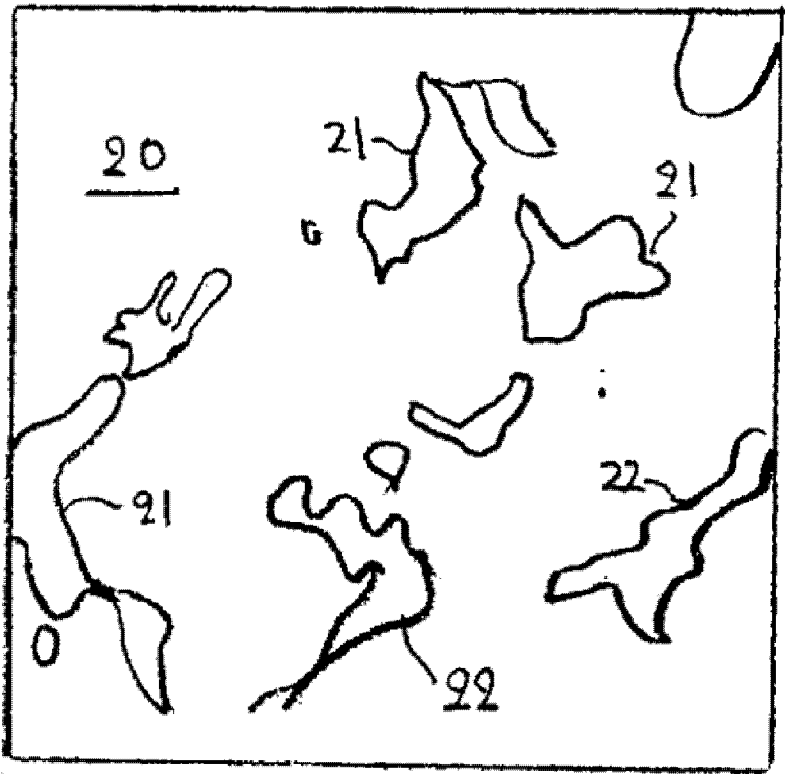
[図2]



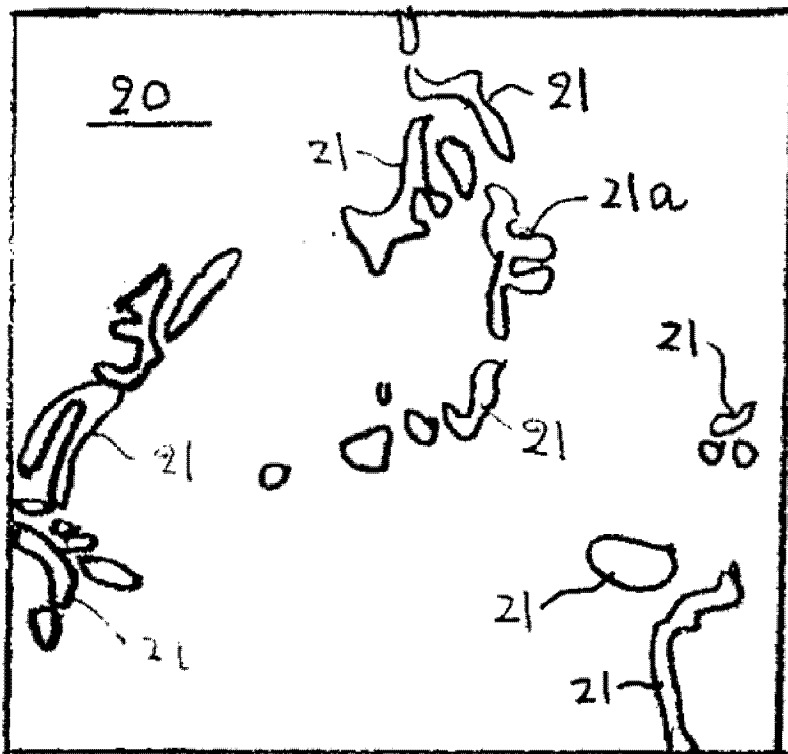
[3]



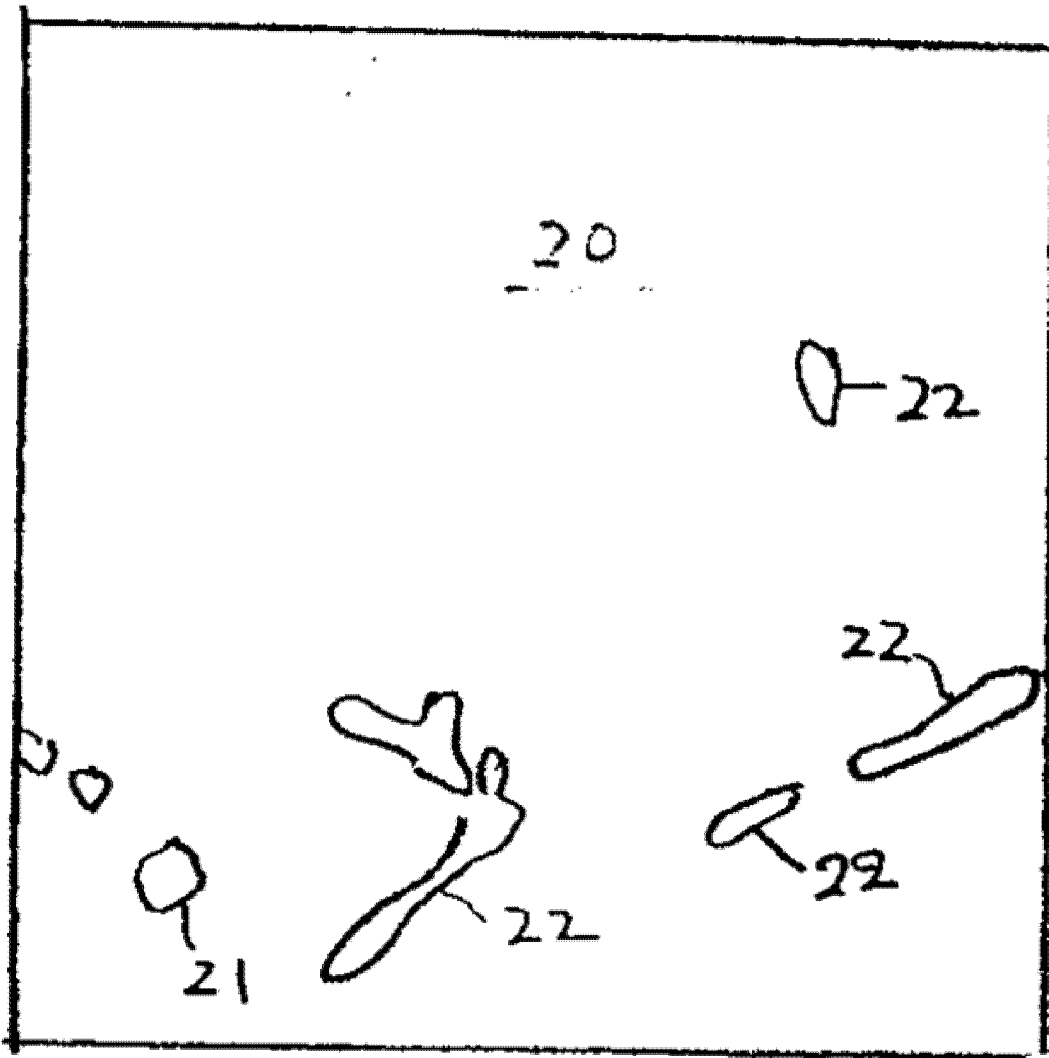
[図4]



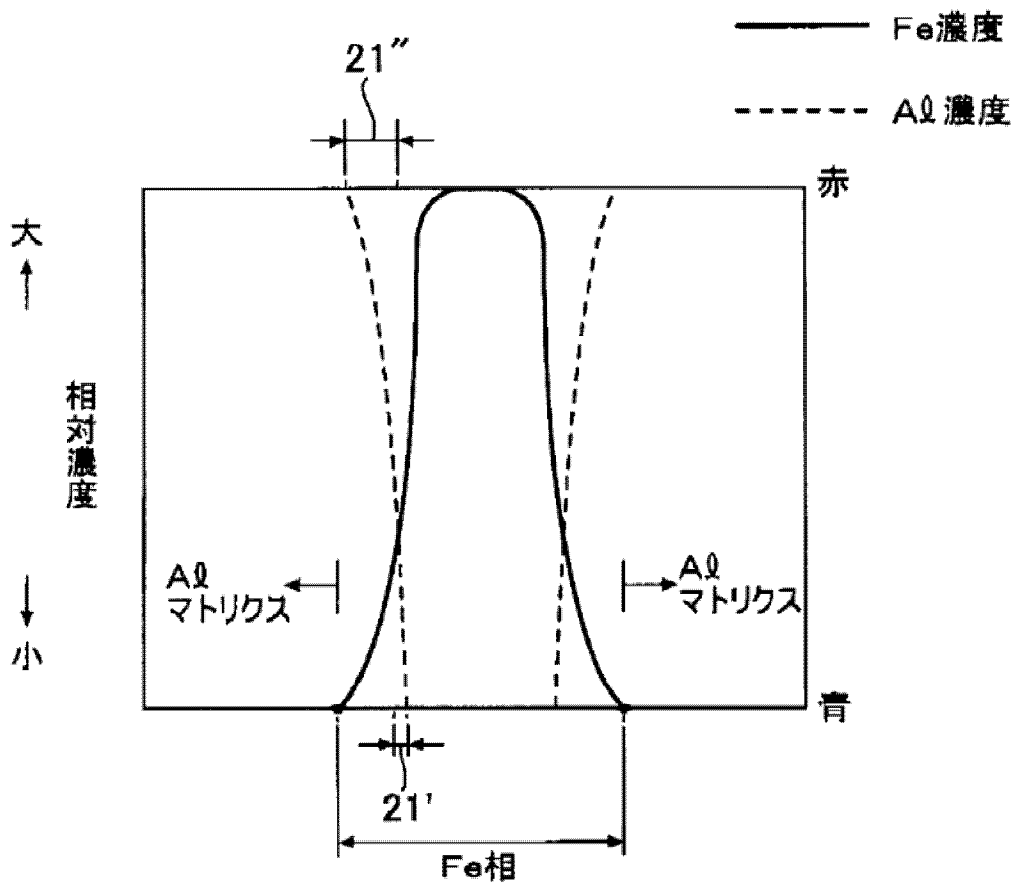
[図5]



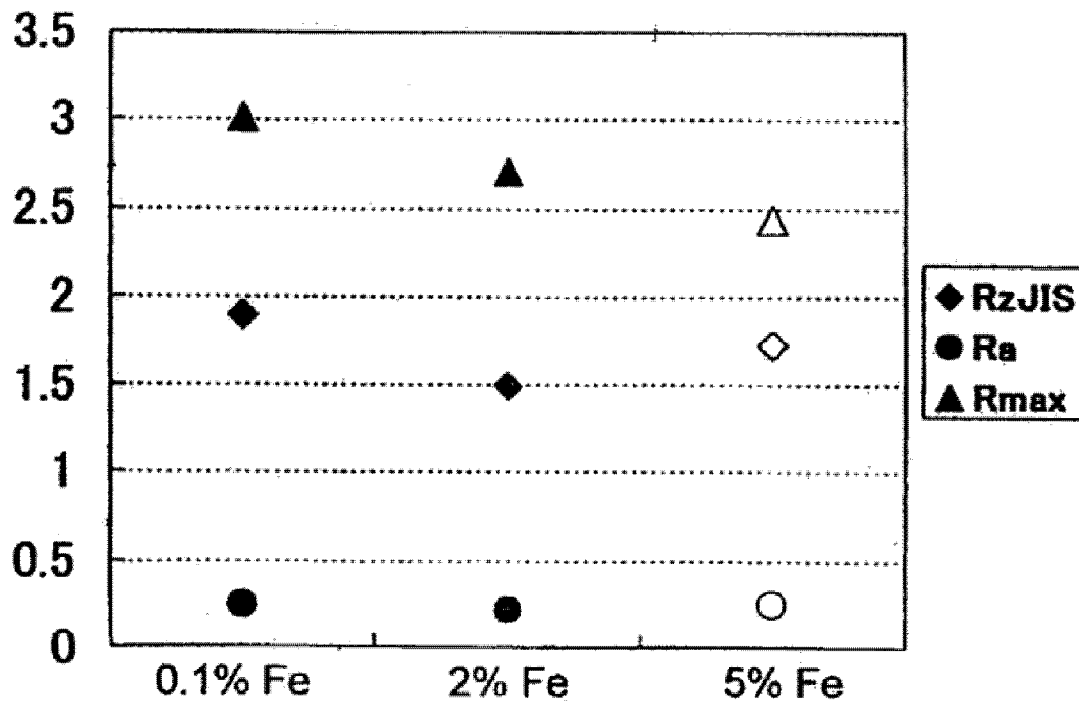
[図6]



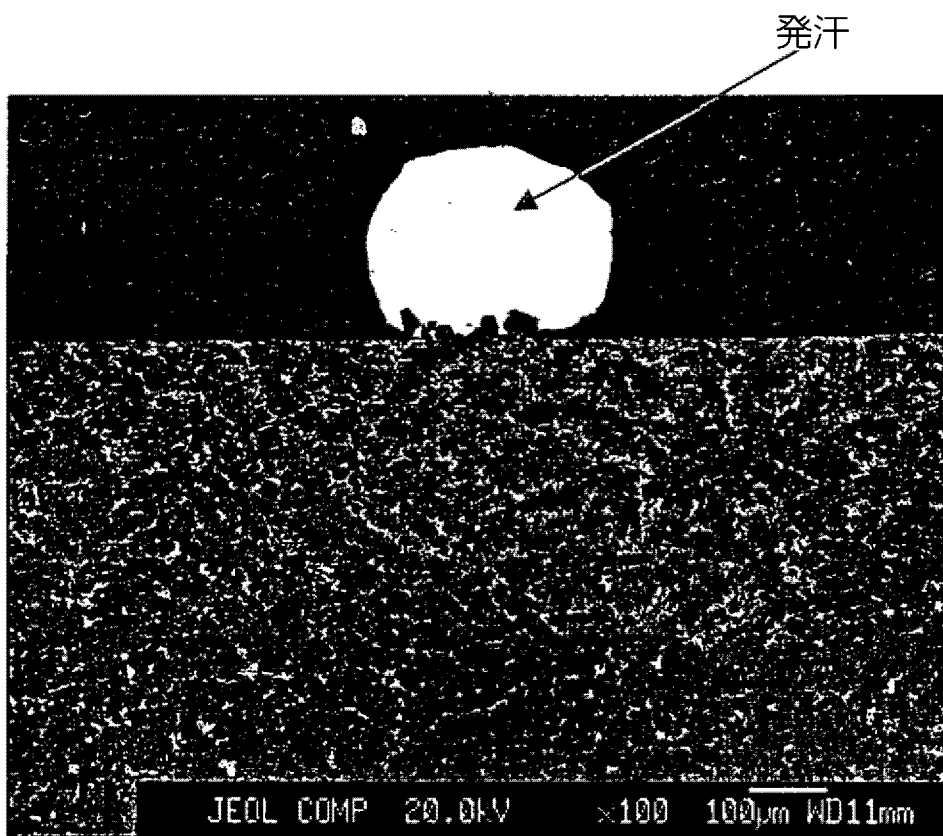
[図7]



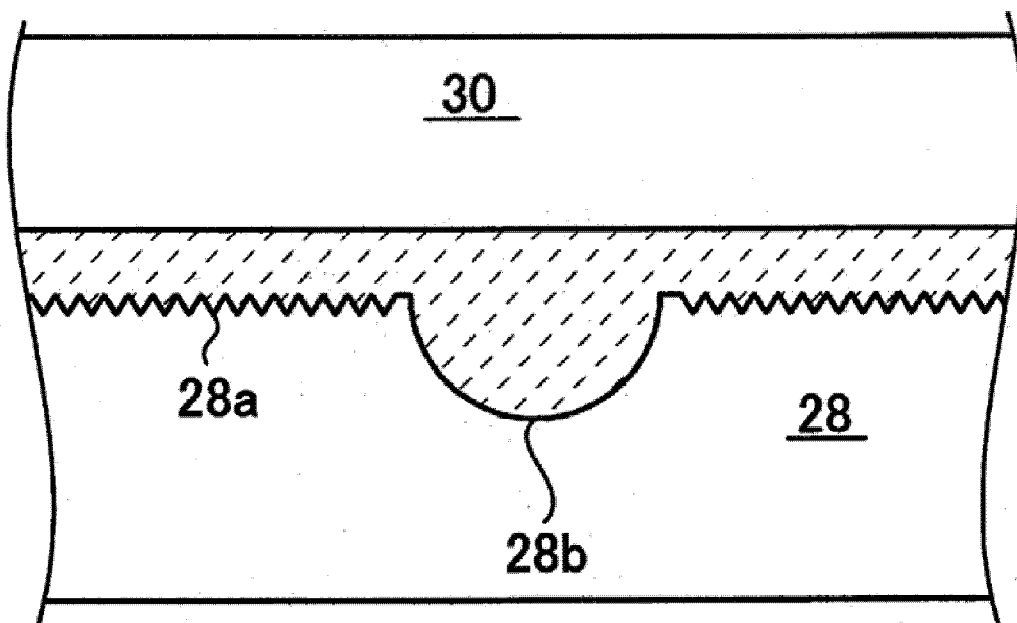
[図8]



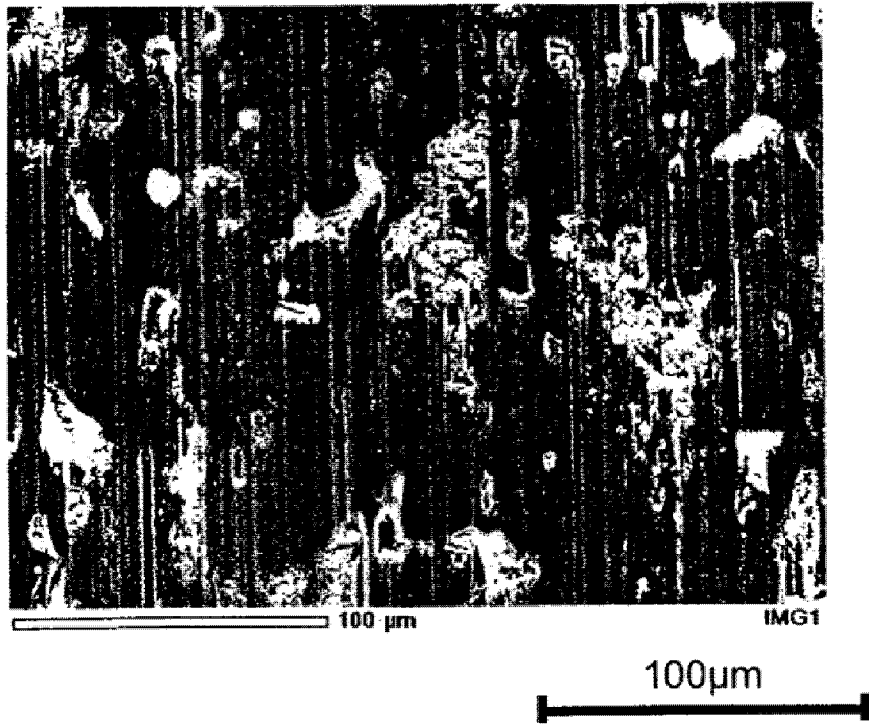
[図9]



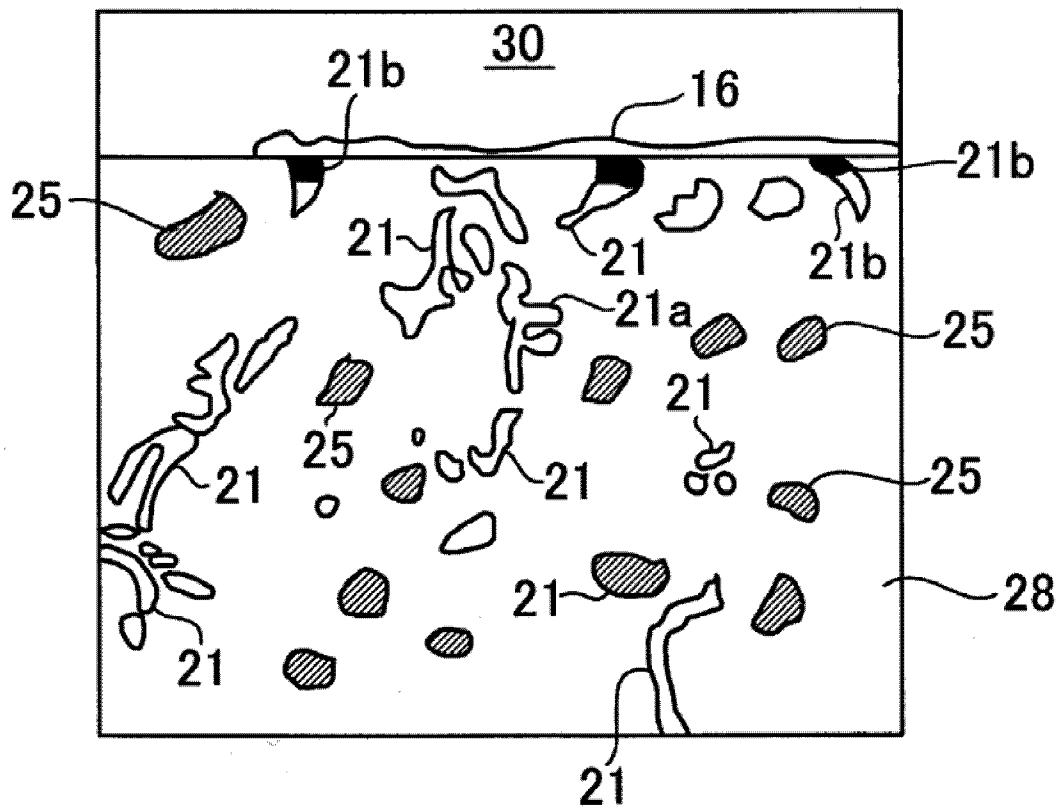
[図10]



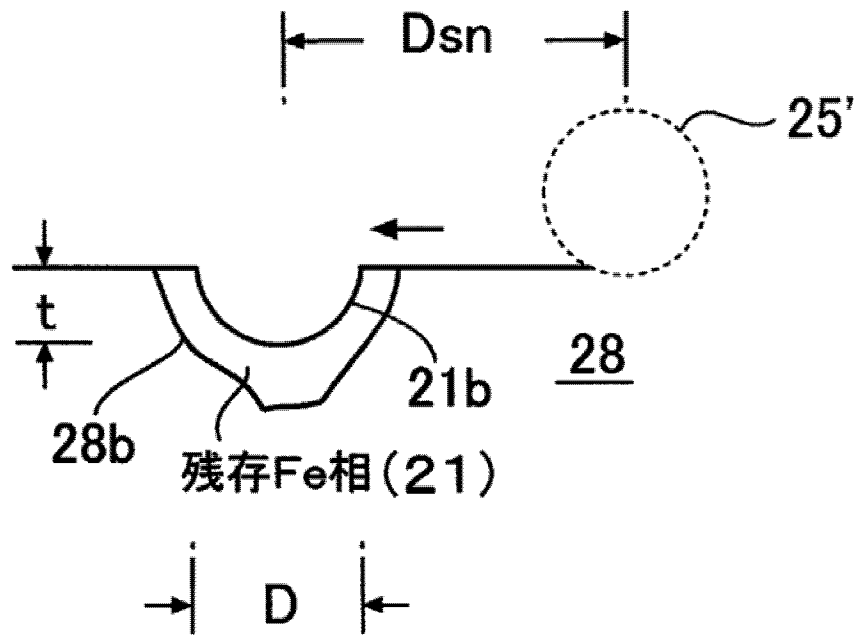
[図11]



[図12]

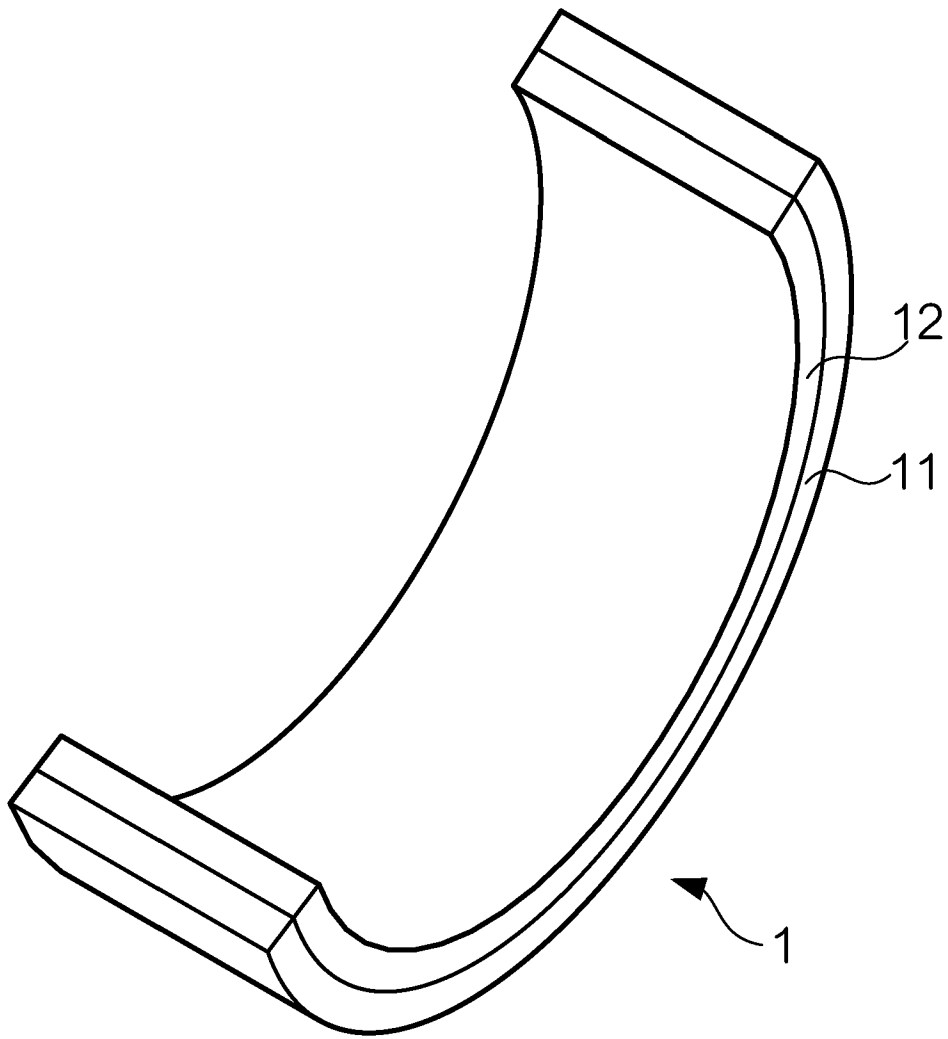


[図13]





[図14]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2014/059234

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

*C22C21/00(2006.01)i, F16C33/12(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n, C22F1/04(2006.01)n, F16C17/02(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, F16C33/12, C22F1/00, C22F1/04, F16C17/02*

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 Y	JP 2002-38230 A (Daido Metal Co., Ltd.), 06 February 2002 (06.02.2002), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 5; paragraphs [0005], [0006], [0026] to [0029]; article of the invention shown on the tables 1 to 3; fig. 1 to 6 & US 2002/0034454 A1 & GB 117398 D0 & DE 10135895 A & AU 5425501 A & KR 10-2002-0009496 A & CN 1334353 A	1-11 12-24
X Y	JP 2013-7395 A (Daido Metal Co., Ltd.), 10 January 2013 (10.01.2013), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 3; paragraph [0010]; example product 5 of table 1; fig. 2, 3 (Family: none)	1-11 12-24

Further documents are listed in the continuation of Box C.  See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search  
26 May, 2014 (26.05.14)

Date of mailing of the international search report  
03 June, 2014 (03.06.14)

Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/059234

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2011-27241 A (Daido Metal Co., Ltd.), 10 February 2011 (10.02.2011), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 5; paragraphs [0028], [0032]; table 1 & US 2012/0128285 A1 & GB 2485719 A & WO 2011/013526 A1 & DE 112010003120 T & KR 10-2012-0025608 A	1-11 12-24
X Y	JP 2010-242854 A (Daido Metal Co., Ltd.), 28 October 2010 (28.10.2010), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 6; paragraph [0034]; table 1 (Family: none)	1-11 12-24
X Y	JP 2009-228870 A (Daido Metal Co., Ltd.), 08 October 2009 (08.10.2009), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 6; paragraph [0025]; table 1 & US 2009/0245702 A1 & EP 2105518 A2	1-11 12-24
X Y	JP 2009-228100 A (Daido Metal Co., Ltd.), 08 October 2009 (08.10.2009), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 5; paragraph [0019]; table 1 & US 2009/0246072 A1 & EP 2105512 A1 & AT 537276 T	1-11 12-24
X Y	JP 58-64333 A (Taiho Kogyo Co., Ltd.), 16 April 1983 (16.04.1983), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims & GB 2121435 A & WO 1983/001463 A1 & DE 3249133 T & AU 8995282 A	1-11 12-24
X Y	JP 58-64336 A (Taiho Kogyo Co., Ltd.), 16 April 1983 (16.04.1983), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims & GB 2121435 A & WO 1983/001463 A1 & DE 3249133 T & AU 8995282 A	1-11 12-24
X Y	JP 58-67841 A (Taiho Kogyo Co., Ltd.), 22 April 1983 (22.04.1983), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims & GB 2121435 A & WO 1983/001463 A1 & DE 3249133 T & AU 8995282 A	1-11 12-24

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/059234

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 4-297539 A (NDC Co., Ltd.), 21 October 1992 (21.10.1992), entire text; all drawings; all tables; particularly, claim 1; paragraphs [0001], [0002]; table 1 (Family: none)	1-11 12-24
X Y	JP 11-209836 A (NDC Co., Ltd.), 03 August 1999 (03.08.1999), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 6; paragraph [0042]; tables 1 to 3 (Family: none)	1-11 12-24
X Y	JP 62-63635 A (NDC Co., Ltd.), 20 March 1987 (20.03.1987), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims; page 4, lower right column, line 16 to page 5, upper left column, line 4; table 1 & US 4789607 A & GB 8621417 A0 & DE 3631029 A & AU 6260286 A & KR 10-1990-0007784 B1 & AU 605110 B	1-11 12-24
X Y	JP 62-224722 A (Taiho Kogyo Co., Ltd.), 02 October 1987 (02.10.1987), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims; page 3, upper right column, line 14 to lower left column, line 3 (Family: none)	1-11 12-24
X Y	JP 47-48083 B1 (Oiles Corp.), 04 December 1972 (04.12.1972), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims; page 1, right column, lines 20 to 29 (Family: none)	1-11 12-24
Y	JP 09-79264 A (NDC Co., Ltd.), 25 March 1997 (25.03.1997), entire text; all drawings; all tables; particularly, fig. 5, 6 (Family: none)	12-16
Y	Microfilm of the specification and drawings annexed to the request of Japanese Utility Model Application No. 135297/1983 (Laid-open No. 41626/1985) (Kawasaki Heavy Industries, Ltd.) 23 March 1985 (23.03.1985), entire text; all drawings; particularly, claims; fig. 3, 5, 6 (Family: none)	12-16

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2014/059234

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2001-124084 A (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), 08 May 2001 (08.05.2001), entire text; all drawings; particularly, paragraph [0021] (Family: none)	12-15
Y	JP 2003-56566 A (Daido Metal Co., Ltd.), 26 February 2003 (26.02.2003), entire text; all drawings; all tables; particularly, claims 1 to 5 (Family: none)	17-24

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2014/059234

**Box No. II Observations where certain claims were found unsearchable (Continuation of item 2 of first sheet)**

This international search report has not been established in respect of certain claims under Article 17(2)(a) for the following reasons:

1.  Claims Nos.:  
because they relate to subject matter not required to be searched by this Authority, namely:
  
2.  Claims Nos.:  
because they relate to parts of the international application that do not comply with the prescribed requirements to such an extent that no meaningful international search can be carried out, specifically:
  
3.  Claims Nos.:  
because they are dependent claims and are not drafted in accordance with the second and third sentences of Rule 6.4(a).

**Box No. III Observations where unity of invention is lacking (Continuation of item 3 of first sheet)**

This International Searching Authority found multiple inventions in this international application, as follows:

Among the inventions of claims 12-15, those inventions wherein the lining layer is formed of an Al-Sn system alloy containing 1-20% by mass of Sn instead of the aluminum alloy of claims 1-9 do not satisfy the specific features of claim 1 and thus do not satisfy the requirement of unity of invention.

1.  As all required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers all searchable claims.
2.  As all searchable claims could be searched without effort justifying additional fees, this Authority did not invite payment of additional fees.
3.  As only some of the required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers only those claims for which fees were paid, specifically claims Nos.:
  
4.  No required additional search fees were timely paid by the applicant. Consequently, this international search report is restricted to the invention first mentioned in the claims; it is covered by claims Nos.:

**Remark on Protest**

- The additional search fees were accompanied by the applicant's protest and, where applicable, the payment of a protest fee.
- The additional search fees were accompanied by the applicant's protest but the applicable protest fee was not paid within the time limit specified in the invitation.
- No protest accompanied the payment of additional search fees.

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, F16C33/12(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n, C22F1/04(2006.01)n, F16C17/02(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, F16C33/12, C22F1/00, C22F1/04, F16C17/02		
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 1971-2014年 日本国実用新案登録公報 1996-2014年 日本国登録実用新案公報 1994-2014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 Y	JP 2002-38230 A (大同メタル工業株式会社) 2002.02.06, 全文, 全図, 全表, 特に請求項 1-5, 【0005】, 【0006】, 【0026】-【0029】, 表 1-3 の本発明品, 図 1-6 & US 2002/0034454 A1 & GB 117398 D0 & DE 10135895 A & AU 5425501 A & KR 10-2002-0009496 A & CN 1334353 A	1-11 12-24
X Y	JP 2013-7395 A (大同メタル工業株式会社) 2013.01.10, 全文, 全図, 全表, 特に請求項 1-3, 【0010】, 表 1 の実施例品 5, 図 2, 3 (ファミリーなし)	1-11 12-24
<input checked="" type="checkbox"/> C 欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> 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、一般的な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 26.05.2014	国際調査報告の発送日 03.06.2014	
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) 河口 展明 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K 3770

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
X Y	JP 2011-27241 A (大同メタル工業株式会社) 2011.02.10, 全文, 全 図, 全表, 特に請求項 1-5, 【0028】, 【0032】, 表 1 & US 2012/0128285 A1 & GB 2485719 A & WO 2011/013526 A1 & DE 112010003120 T & KR 10-2012-0025608 A	1-11 12-24
X Y	JP 2010-242854 A (大同メタル工業株式会社) 2010.10.28, 全文, 全 図, 全表, 特に請求項 1-6, 【0034】, 表 1 (ファミリーなし)	1-11 12-24
X Y	JP 2009-228870 A (大同メタル工業株式会社) 2009.10.08, 全文, 全 図, 全表, 特に請求項 1-6, 【0025】, 表 1 & US 2009/0245702 A1 & EP 2105518 A2	1-11 12-24
X Y	JP 2009-228100 A (大同メタル工業株式会社) 2009.10.08, 全文, 全 図, 全表, 特に請求項 1-5, 【0019】, 表 1 & US 2009/0246072 A1 & EP 2105512 A1 & AT 537276 T	1-11 12-24
X Y	JP 58-64333 A (大豊工業株式会社) 1983.04.16, 全文, 全図, 全表, 特に特許請求の範囲 & GB 2121435 A & WO 1983/001463 A1 & DE 3249133 T & AU 8995282 A	1-11 12-24
X Y	JP 58-64336 A (大豊工業株式会社) 1983.04.16, 全文, 全図, 全表, 特に特許請求の範囲 & GB 2121435 A & WO 1983/001463 A1 & DE 3249133 T & AU 8995282 A	1-11 12-24
X Y	JP 58-67841 A (大豊工業株式会社) 1983.04.22, 全文, 全図, 全表, 特に特許請求の範囲 & GB 2121435 A & WO 1983/001463 A1 & DE 3249133 T & AU 8995282 A	1-11 12-24
X Y	JP 4-297539 A (エヌデーシー株式会社) 1992.10.21, 全文, 全図, 全表, 特に請求項 1, 【0001】, 【0002】, 表 1 (ファミリーなし)	1-11 12-24
X Y	JP 11-209836 A (エヌデーシー株式会社) 1999.08.03, 全文, 全図, 全表, 特に請求項 1-6, 【0042】, 表 1-3 (ファミリーなし)	1-11 12-24



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
X Y	JP 62-63635 A (エヌデーシー株式会社) 1987. 03. 20, 全文, 全図, 全表, 特に特許請求の範囲, 第 4 ページ右下欄第 16 行-第 5 ページ左上欄第 4 行, 第 1 表 & US 4789607 A & GB 8621417 A0 & DE 3631029 A & AU 6260286 A & KR 10-1990-0007784 B1 & AU 605110 B	1-11 12-24
X Y	JP 62-224722 A (大豊工業株式会社) 1987. 10. 02, 全文, 全図, 全表, 特に特許請求の範囲, 第 3 ページ右上欄第 14 行-左下欄第 3 行 (ファミリーなし)	1-11 12-24
X Y	JP 47-48083 B1 (オイレス工業株式会社) 1972. 12. 04, 全文, 全図, 全表, 特に特許請求の範囲, 第 1 ページ右欄第 20-29 行 (ファミリーなし)	1-11 12-24
Y	JP 09-79264 A (エヌデーシー株式会社) 1997. 03. 25 全文, 全図, 全表, 特に図 5, 6 (ファミリーなし)	12-16
Y	日本国実用新案登録出願 58-135297 号 (日本国実用新案登録出願公開 60-41626 号) の願書に添付した明細書及び図面の内容を記録したマイクロフィルム (川崎重工株式会社) 1985. 03. 23, 全文, 全図, 特に実用新案登録請求の範囲, 第 3 図, 第 5 図, 第 6 図 (ファミリーなし)	12-16
Y	JP 2001-124084 A (三菱重工株式会社) 2001. 05. 08, 全文, 全図, 特に【0021】 (ファミリーなし)	12-15
Y	JP 2003-56566 A (大同メタル工業株式会社) 2003. 02. 26, 全文, 全図, 全表, 特に請求項 1-5 (ファミリーなし)	17-24

## 第II欄 請求の範囲の一部の調査ができないときの意見（第1ページの2の続き）

法第8条第3項（PCT17条(2)(a)）の規定により、この国際調査報告は次の理由により請求の範囲の一部について作成しなかった。

1.  請求項 \_\_\_\_\_ は、この国際調査機関が調査をすることを要しない対象に係るものである。つまり、
  
2.  請求項 \_\_\_\_\_ は、有意義な国際調査をすることができる程度まで所定の要件を満たしていない国際出願の部分に係るものである。つまり、
  
3.  請求項 \_\_\_\_\_ は、従属請求の範囲であってPCT規則6.4(a)の第2文及び第3文の規定に従って記載されていない。

## 第III欄 発明の単一性が欠如しているときの意見（第1ページの3の続き）

次に述べるようにこの国際出願に二以上の発明があるところの国際調査機関は認めた。

請求項12-15に係る発明のうち、ライニング層が、請求項1-9のアルミニウム合金ではなく、1~20質量%のSnを含むAl-Sn系合金で形成された発明は、請求項1の特定事項を満たさないから、単一性の要件を満たしていない。

1.  出願人が必要な追加調査手数料をすべて期間内に納付したので、この国際調査報告は、すべての調査可能な請求項について作成した。
2.  追加調査手数料を要求するまでもなく、すべての調査可能な請求項について調査することができたので、追加調査手数料の納付を求めなかった。
3.  出願人が必要な追加調査手数料を一部のみしか期間内に納付しなかったため、この国際調査報告は、手数料の納付のあった次の請求項のみについて作成した。
4.  出願人が必要な追加調査手数料を期間内に納付しなかったため、この国際調査報告は、請求の範囲の最初に記載されている発明に係る次の請求項について作成した。

## 追加調査手数料の異議の申立てに関する注意

- 追加調査手数料及び、該当する場合には、異議申立手数料の納付と共に、出願人から異議申立てがあった。
- 追加調査手数料の納付と共に出願人から異議申立てがあったが、異議申立手数料が納付命令書に示した期間内に支払われなかった。
- 追加調査手数料の納付はあったが、異議申立てはなかった。