

(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
2025年5月15日(15.05.2025)



(10) 国際公開番号

WO 2025/100166 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 9/04 (2006.01) B23B 1/00 (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)
B22D 11/04 (2006.01) C22F 1/08 (2006.01)

宝町 8 丁 3 7 4 番地 三菱マテリアル株式会社
三宝製作所内 (JP). 後藤 弘樹(GOTO Hiroki);
〒5900906 大阪府堺市堺区三宝町 8 丁 3 7 4 番
地 三菱マテリアル株式会社 三宝製作所内 (JP).

(21) 国際出願番号: PCT/JP2024/036437

(22) 国際出願日: 2024年10月11日(11.10.2024)

(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 2023-190352 2023年11月7日(07.11.2023) JP

(71) 出願人: 三菱マテリアル株式会社 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008117 東京都千代田区丸の内三丁目2番3号 (JP).

(72) 発明者: 片岡 正浩 (KATAOKA Masahiro);
〒9718101 福島県いわき市小名浜字吹松 1 5 - 2 三菱マテリアル株式会社 銅加工開発センター内 (JP). 佐藤 志信(SATO Shinobu); 〒9718101 福島県いわき市小名浜字吹松 1 5 - 2 三菱マテリアル株式会社 銅加工開発センター内 (JP). 大樂 寛太(DAIRAKU Kanta); 〒9718101 福島県いわき市小名浜字吹松 1 5 - 2 三菱マテリアル株式会社 銅加工開発センター内 (JP). 須崎 孝一(SUZAKI Koichi); 〒5900906 大阪府堺市堺区三

(74) 代理人: 松沼 泰史, 外(MATSUNUMA Yasushi et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 (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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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,

(54) Title: CU-ZN-SI-PB-P-BASED ALLOY CONTINUOUS CAST WIRE ROD MATERIAL

(54) 発明の名称: Cu-Zn-Si-Pb-P系合金連続铸造線棒材

(57) Abstract: This Cu-Zn-Si-Pb-P-based alloy continuous cast wire rod material comprises more than 60.0 mass% but less than 65.0 mass% of Cu, Si in the range of 0.40 mass% to 1.20 mass% inclusive, Pb in the range of 0.002 mass% to 0.250 mass% inclusive, and P in the range of 0.040 mass% to 0.190 mass% inclusive, and comprises, as an optional element, 0.001 mass% to 0.100 mass% inclusive of Bi, with the balance being Zn and impurities, wherein: the total content of Fe, Mn, Co, and Cr, which are impurities, is 0.450 mass% or less; the total content of Sn and Al is 0.30 mass% or less; and in a cross section perpendicular to the casting direction, the area ratio between the α phase and the β phase is $\alpha:\beta = 40$ to $70:60$ to 30 , the area ratio of the γ phase is 0.1% or less, and the area ratio of a fine α phase in which the particle diameter is 10 μm or less is 30% to 60% inclusive.

(57) 要約: 60.0 mass% 超え 65.0 mass% 未満の Cu、0.40 mass% 以上 1.20 mass% 以下の範囲内の Si、0.002 mass% 以上 0.250 mass% 以下の範囲内の Pb、0.040 mass% 以上 0.190 mass% 以下の範囲内の P を含み、任意元素として 0.001 mass% 以上 0.100 mass% 以下の Bi を含み、残部が Zn 及び不純物からなり、不純物である Fe, Mn, Co および Cr の合計含有量が 0.450 mass% 以下、Sn および Al の合計含有量が 0.30 mass% 以下であり、铸造方向に直交する断面において、 α 相と β 相の面積割合が $\alpha:\beta = 40 \sim 70:60 \sim 30$ 、 γ 相の面積率が 0.1% 以下、粒径 10 μm 以下の微細 α 相の面積率が 30% 以上 60% 以下である、Cu-Zn-Si-Pb-P 系合金連続铸造線棒材。

IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT,
RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF,
CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE,
SN, TD, TG).

添付公開書類：

一 国際調査報告（条約第21条(3)）

明 細 書

発明の名称 : $Cu-Zn-Si-Pb-P$ 系合金連続鑄造線棒材
技術分野

[0001] 本発明は、自動車部品、電気・電子機器部品、機械部品、文具、玩具、摺動部品、計器部品、精密機械部品、医療用部品、飲料用器具・部品、排水用器具・部品、工業用配管部品、及び飲料水、工業用水、排水、水素などの液体や気体に係る部品に用いられる $Cu-Zn-Si-Pb-P$ 系合金連続鑄造線棒材に関連している。具体的な部品名称として、バルブ、継手、コック、給水栓、歯車、軸、軸受け、シャフト、スリーブ、スピンドル、センサー、ボルト、ナット、フレアナット、ペン先、インサートナット、袋ナット、ニップル、スペーサー、ねじなどが挙げられ、本発明は、これら切削が施される部品に用いられる $Cu-Zn-Si-Pb-P$ 系合金連続鑄造線棒材に関連している。

本願は、2023年11月7日に、日本に出願された特願2023-190352号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 従来から、飲料水、衛生設備に係る器具・部品、自動車部品、電気・家電部品、機械部品、文具、計器部品、医療用部品、および飲料水、工業用水、排水、水素などの液体や気体に関わる器具・部品、具体的な部品名称として、水栓金具、給水栓、混合栓、止水栓、バルブ、コック、継手、弁、水道メータなどの器具、部品には、優れた被削性を備えた、 $Cu-Zn-Pb$ 合金（いわゆる快削黄銅棒、鍛造用黄銅、鑄物用黄銅）、あるいは $Cu-Sn-Zn-Pb$ 合金（いわゆる青銅鑄物（leaded red brass））が一般的に使用されていた。

ここで、 $Cu-Zn-Pb$ 合金の組成は、例えば、56～70mass%のCuと、1～4mass%のPbを含有し、残部がZnである。また、 $Cu-Sn-Zn-Pb$ 合金の組成は、例えば、80～88mass%のCu

と、1～8 mass %のSn、1～8 mass %のPbを含有し、残部がZnである。

[0003] しかしながら、近年では、Pbの人体や環境に与える影響が懸念されるようになり、各国でPbに関する規制の動きが活発化している。例えば、米国カリフォルニア州では、2010年1月より、飲料水器具等に含まれるPb含有量を0.25 mass %以下とする規制が発効されている。米国以外の国においても、その規制の動きは急速であり、Pb含有量の規制に対応した銅合金材料の開発が求められている。

[0004] また、その他の産業分野、自動車、電気・電子機器、機械などの産業分野においても、例えば、欧州のELV指令、RoHS指令では、快削性銅合金のPb含有量が例外的に4 mass %まで認められているが、飲料水の分野と同様、例外の撤廃を含め、Pb含有量の規制強化が活発に議論されている。

そこで、Pb含有量を0.25 mass %以下に限定しても優れた快削性を確保するために、Pbの代わりに優れた被削性性能を有するように結晶組織を制御したCu-Zn-Si合金（例えば、特許文献1参照）、Cu-Zn-Si-Pb-P系合金（例えば、特許文献2参照）等が提案されている。

[0005] ところで、銅合金を素材として上述の各種部品を製造する場合においては、各種断面を有する棒材や線材が加工用素材として用いられることがある。

棒材や線材を製造する場合、通常、大型の鋳塊を熱間で押出加工又は圧延加工することにより棒材とし、この棒材に対して、抽伸加工等の塑性加工を行うことによって製造されている。しかし、押出加工又は圧延加工を行って棒材を製造する場合には、大型の鋳塊を製造する鋳造工程と、鋳塊を加熱する加熱工程と、加熱した鋳塊を押し出す押出工程又は圧延工程と、多くの工程を行う必要があり、多大な製造コスト及び製造時間を要するものであった。

[0006] そこで、金属の棒材又は線材を低コストで効率良く製造する方法として、

例えば特許文献3－6に開示されているように、金属の溶湯が貯留された鑄造炉に鑄型を設置し、棒状の鑄塊を連続的に鑄造する連続鑄造法が提供されている。なお、上述の鑄型においては、通常、グラファイトのように自己潤滑性を有するモールドが用いられている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：日本国特開2000－119775号公報（A）

特許文献2：国際公開第2013／065830号（A）

特許文献3：日本国特開平05－169197号公報（A）

特許文献4：日本国特開平08－168852号公報（A）

特許文献5：日本国特開平05－031561号公報（A）

特許文献6：日本国特開2014－091147号公報（A）

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] ところで、Cu－Zn－Si－Pb－P系合金を特許文献3－6に記載されたように連続鑄造する場合には、以下のような問題があった。

- （1）鑄造時に引け巣発生などの鑄造面での問題。
- （2）粗大デンドライトが存在すること、および、熱処理によりγ相が必要以上に形成されることによる冷間加工性の低下。
- （3）最終線径時での鑄造組織や粗大粒の残存による機械特性（伸び、強度）の低下。
- （4）Snなどの偏析。
- （5）粒界に偏析したPb、Biによる粒界割れ。
- （6）凝固温度範囲が広いため、鑄造中のシェル破れ等の鑄造欠陥が発生し易い。
- （7）Zn、Si等を含有していることから、熱伝導率低下して鑄造中の冷却が不足し易く、鑄造欠陥が発生し易い。

(8) Znの鋳付きによるモールド抜熱性低下や引抜時の拘束力上昇による鋳肌割れの増加。

[0009] 以上のような各種問題が生じるおそれがあるため、欠陥の少ない高品質なCu-Zn-Si-Pb-P系合金からなる線棒材を安定して連続鋳造することは困難であった。

また、Cu-Zn-Si-Pb-P系合金においては、従来にも増して、機械特性（強度、伸び）、被削性の向上が求められている。

[0010] 本発明は、以上のような事情を背景としてなされたものであって、強度、伸び、被削性に優れ、かつ、欠陥の少ない高品質なCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材を提供することを目的としている。

課題を解決するための手段

[0011] 上述の課題を解決するために、本発明の態様1のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材は、60.0mass%超え65.0mass%未満のCuと、0.40mass%以上1.20mass%以下の範囲内のSiと、0.002mass%以上0.250mass%以下の範囲内のPbと、0.040mass%以上0.190mass%以下の範囲内のPを含み、任意元素として0.001mass%以上0.100mass%以下のBiを含み、残部がZn及び不純物からなり、前記不純物のうち、Fe、Mn、CoおよびCrの合計含有量が0.450mass%以下であり、かつ、SnおよびAlの合計含有量が0.30mass%以下であり、鋳造方向に直交する断面において、 α 相と β 相の面積割合が $\alpha : \beta = 40 \sim 70 : 60 \sim 30$ であり、 γ 相の面積率が0.1%以下であり、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下であることを特徴としている。

[0012] 本発明の態様1のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材においては、成分組成が上述のように規定されており、鋳造方向に直交する断面において、 α 相と β 相の面積割合が $\alpha : \beta = 40 \sim 70 : 60 \sim 30$ であり、 γ 相の面積率が0.1%以下であり、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下とされているので、機械特性（強度、伸び）、被

削性に優れるとともに、製造欠陥が少なく品質に優れている。また、連続鋳造によって安定して製造することが可能である。

[0013] 本発明の態様2のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材は、本発明の態様1のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材において、引張強度が450MPa以上600MPa以下、伸びが12%以上35%以下であることを特徴としている。

本発明の態様2のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材によれば、引張強度が450MPa以上600MPa以下、伸びが12%以上35%以下とされており、強度及び延性に優れている。よって、各種部品の素材として特に適している。

[0014] 本発明の態様3のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材は、本発明の態様1または態様2のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材において、ISO分類記号K10の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角：0°、ノーズ半径：0.4mm、逃げ角：6°、切削速度：40m/分、切り込み深さ：1.0mm、送り速度：0.11mm/rev.の条件下（乾式下）で、切削加工した直径14mmの試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（1）式で算出される切削抵抗が、Zn-59mass%Cu-3mass%Pb-0.2mass%Fe-0.3mass%Sn合金からなる市販快削黄銅棒C3604の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が90以上となることを特徴としている。

$$(1) \text{式：切削抵抗} = ((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2)^{1/2}$$

本発明の態様3のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材によれば、C3604の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が90以上とされているので、被削性に優れている。

[0015] 本発明の態様4のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材は、本発明の態様1から態様3のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材において、ISO分類記号K10の超硬工具を取り付

けた旋盤を用い、すくい角： 0° 、ノーズ半径： 0.4 mm 、逃げ角： 6° 、切削速度： $110\text{ m}/\text{分}$ 、切り込み深さ： 1.0 mm 、送り速度： $0.21\text{ mm}/\text{rev.}$ の条件下（乾式下）で、切削加工した直径 14 mm の試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（１）式で算出される切削抵抗が、 $\text{Zn}-59\text{ mass}\%\text{Cu}-3\text{ mass}\%\text{Pb}-0.2\text{ mass}\%\text{Fe}-0.3\text{ mass}\%\text{Sn}$ 合金からなる市販快削黄銅棒C3604の切削抵抗を 100 とした相対値である被削性指数が 60 以上となることを特徴としている。

$$(1) \text{ 式：切削抵抗} = \left((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2 \right)^{1/2}$$

本発明の態様4の $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}-\text{Pb}-\text{P}$ 系合金連続鑄造線棒材によれば、厳しい条件で切削加工した場合であっても、C3604の切削抵抗を 100 とした相対値である被削性指数が 60 以上とされているので、被削性に十分に優れている。

[0016] 本発明の態様5の $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}-\text{Pb}-\text{P}$ 系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様4のいずれかひとつの $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}-\text{Pb}-\text{P}$ 系合金連続鑄造線棒材において、 450°C で 120 分保持後に空冷する熱処理を実施後において、金属組織の構成相において、 γ 相の面積率が 0.1% 以下であり、粒径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が 30% 以上 60% 以下であることを特徴としている。

本発明の態様5の $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}-\text{Pb}-\text{P}$ 系合金連続鑄造線棒材によれば、 450°C で 120 分保持後に空冷する熱処理を実施しても、 γ 相の面積率が 0.1% 以下に制限されるとともに、粒径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が 30% 以上 60% 以下とされているので、耐熱性および延性に十分に優れている。

[0017] 本発明の態様6の $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}-\text{Pb}-\text{P}$ 系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様5のいずれかひとつの $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}-\text{Pb}-\text{P}$ 系合金連続鑄造線棒材において、 475°C で 120 分保持後に空冷する熱処理を実施後において、引張強度が 400 MPa 以上 550 MPa 以下、伸び

が14%以上38%以下であることを特徴としている。

本発明の態様6のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材によれば、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施しても、 γ 引張強度が400MPa以上550MPa以下、伸びが14%以上38%以下とされているので、耐熱性および機械特性に十分に優れている。

[0018] 本発明の態様7のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様6のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材において、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、ISO分類記号K10の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角：0°、ノーズ半径：0.4mm、逃げ角：6°、切削速度：40m/分、切り込み深さ：1.0mm、送り速度：0.11mm/rev.の条件下（乾式下）で、切削加工した直径14mmの試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（1）式で算出される切削抵抗が、Zn-59mass%Cu-3mass%Pb-0.2mass%Fe-0.3mass%Sn合金からなる市販快削黄銅棒C3604の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が80以上となることを特徴としている。

$$(1) \text{式：切削抵抗} = ((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2)^{1/2}$$

本発明の態様7のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材によれば、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施しても、上述の被削性指数が80以上とされているので、耐熱性および被削性に十分に優れている。

[0019] 本発明の態様8のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様7のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材において、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率が50%以上であることを特徴としている。

本発明の態様8のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材によ

れば、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施しても、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率が50%以上とされているので、耐熱性および加工性に十分に優れている。

[0020] 本発明の態様9のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様8のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材において、600℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、鑄造方向に直交する断面において、粒径10μm以下の微細α相の面積率が10%以上20%以下であることを特徴としている。

本発明の態様9のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材によれば、600℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施しても、鑄造方向に直交する断面において、粒径10μm以下の微細α相の面積率が10%以上20%以下とされているので、耐熱性および強度にさらに優れている。

[0021] 本発明の態様10のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様9のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材において、鑄造方向に直交する断面において、β相の平均結晶粒径が500μm以下で、デンドライトおよび柱状晶が分断された結晶組織を有し、α相の最大長さの箇所を長軸、長軸に直交する最大長さの箇所を短軸として、長軸長さL1と短軸長さL2との比L1/L2が1以上4以下の範囲内であり、非円形状、楕円形状または多角形状をなすことを特徴としている。

本発明の態様10のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材によれば、上述のようにβ相およびα相が規定されているので、強度、延性、被削性にさらに優れている。

[0022] 本発明の態様11のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様10のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材において、オシレーションマーク深さが50μm未満であることを特徴としている。

本発明の態様11のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材に

よれば、オシレーションマーク深さが $50\mu\text{m}$ 未満とされているので、鑄造時における欠陥が少なく品質に優れている。

[0023] 本発明の態様12のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材は、本発明の態様1から態様11のいずれかひとつのCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材において、鑄造方向に直交する断面の断面積が 12mm^2 以上 227mm^2 以下の範囲内であることを特徴としている。

本発明の態様12のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材によれば、鑄造方向に直交する断面の断面積が 12mm^2 以上 227mm^2 以下の範囲内とされているので、各種部品を効率的に製造することができる。

発明の効果

[0024] 本発明によれば、強度、伸び、被削性に優れ、かつ、欠陥の少ない高品質なCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0025] [図1]本発明の一実施形態であるCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材を製造する際に用いられる連続鑄造装置の一例を示す説明図である。

[図2A]本発明例11における連続鑄造線棒材のミクロ組織観察写真である。

[図2B]比較例9における連続鑄造線棒材のミクロ組織観察写真である。

[図3A]図2A及び図2Bのミクロ組織観察写真で観察される γ 相とその他の相を二値化した図である。

[図3B]図2A及び図2Bのミクロ組織観察写真で観察される γ 相とその他の相を二値化した図である。

[図4] α 相粒の結晶粒径の測定方法を示す図である。

[図5A]実施例における α 相の面積率の測定例を示す図である。

[図5B]実施例における α 相の面積率の測定例を示す図である。

[図6A]本発明例11における連続鑄造線棒材の熱処理後のミクロ組織観察写真である。

[図6B]比較例9における連続鑄造線棒材の熱処理後のミクロ組織観察写真で

ある。

[図7A]図6 A及び図6 Bのミクロ組織観察写真で観察される γ 相とその他の相を二値化した図である。

[図7B]図6 A及び図6 Bのミクロ組織観察写真で観察される γ 相とその他の相を二値化した図である。

[図8]実施例におけるオシレーション深さおよび変色部の説明図である。

[図9A]実施例における変色部の長さの測定例を示す図である。

[図9B]実施例における変色部の長さの測定例を示す図である。

[図9C]実施例における変色部の長さの測定例を示す図である。

[図10A]実施例における β 相の平均結晶粒径の測定例を示す図である。

[図10B]実施例における β 相の平均結晶粒径の測定例を示す図である。

発明を実施するための形態

[0026] 以下に、本発明の実施形態に係るCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材について説明する。

本発明の実施形態に係るCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材は、飲料水、衛生設備に関わる器具・備品、楽器、食器、電気・家電・電子機器部品、自動車部品、機械部品、文具、精密機械部品、医療用部品、および工業用水、排水、水素などの液体や気体に関わる器具・部品、具体的な部品名称として、給水栓、混合栓、止水栓、バルブ、コック、継手、水道メータ、歯車、センサー、ナット、ねじ等の各種部品の素材として用いられるものである。

[0027] 本実施形態であるCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材は、Cuの含有量が60.0mass%を超え65.0mass%未満の範囲内、Siの含有量が0.40mass%以上1.20mass%以下の範囲内の範囲内、Pbの含有量が0.002mass%以上0.250mass%以下の範囲内、Pの含有量が0.040mass%以上0.190mass%以下の範囲内、任意元素としてBiを0.001mass%以上0.100mass%以下の範囲内、残部がZn及び不純物からなる組成とされている

。

また、不純物のうち、Fe, Mn, CoおよびCrの合計含有量が0.45 mass %以下であり、かつ、SnおよびAlの合計含有量が0.30 mass %以下とされている。

そして、鋳造方向に直交する断面において、 α 相と β 相の面積割合が $\alpha : \beta = 40 \sim 70 : 60 \sim 30$ であり、 γ 相の面積率が0.1 %以下であり、粒径 $10 \mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が30 %以上60 %以下とされている。

。

[0028] また、本実施形態においては、鋳造方向に直交する断面において、 β 相の平均結晶粒径が $500 \mu\text{m}$ 以下で、デンドライトおよび柱状晶が分断された結晶組織を有し、 α 相の最大長さの箇所を長軸、長軸に直交する最大長さの箇所を短軸として、長軸長さ L_1 と短軸長さ L_2 との比 L_1 / L_2 が1以上4以下の範囲内であり、非円形状、楕円形状または多角形状をなすことが好ましい。

[0029] また、本実施形態においては、引張強度が450 MPa以上600 MPa以下の範囲内、伸びが12 %以上35 %以下の範囲内であることが好ましい。

。

[0030] さらに、本実施形態においては、ISO分類記号K10の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角： 0° 、ノーズ半径： 0.4 mm 、逃げ角： 6° 、切削速度： 40 m/分 、切り込み深さ： 1.0 mm 、送り速度： 0.11 mm/rev の条件下（乾式下）で、切削加工した直径 14 mm の試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（1）式で算出される切削抵抗が、Zn-59 mass %Cu-3 mass %Pb-0.2 mass %Fe-0.3 mass %Sn合金からなる市販快削黄銅棒C3604の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が90以上とされていることが好ましい。

（1）式：切削抵抗 = $\left((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2 \right)^{1/2}$

[0031] また、本実施形態においては、切削速度： 110 m/分 、送り速度： $0.$

1.1 mm/rev. の厳しい条件で切削した場合に、上述の被削性指数が60以上とされていることが好ましい。

[0032] さらに、本実施形態においては、450℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、 γ 相の面積率が0.1%以下であることが好ましい。

また、450℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、鋳造方向に直交する断面において、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下であることが好ましい。

さらに、本実施形態においては、600℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、鋳造方向に直交する断面において、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が10%以上20%以下であることが好ましい。

[0033] また、本実施形態においては、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、引張強度が400 MPa以上550 MPa以下、伸びが14%以上38%以下であることが好ましい。

さらに、本実施形態においては、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、すくい角：0°、ノーズ半径：0.4 mm、逃げ角：6°、切削速度：40 m/分、切り込み深さ：1.0 mm、送り速度：0.11 mm/rev. の条件下（乾式下）で切削した際の、上述の被削性指数が80以上とされていることが好ましい。

また、本実施形態においては、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率が50%以上であることが好ましい。

[0034] さらに、本実施形態においては、オシレーションマーク深さが50 μ m未満であることが好ましい。

また、本実施形態においては、鋳造方向に直交する断面の断面積が12 mm²以上227 mm²以下の範囲内であることが好ましい。

[0035] 以下に、組成、金属組織、連続鋳造線棒材の機械特性および被削性、熱処理後の金属組織、熱処理後の機械特性および被削性を、上述のように規定し

た理由について説明する。

[0036] (Cu)

Cu含有量が、60.00mass%未満の場合、Si, Zn, P, Pbの含有量や、製造プロセスにもよるが、 β 相の占める割合が80%を超え、延性が低下するおそれがある。また、Cu含有量を大きくすることで、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性及び冷間加工性を向上させることができる。さらに、Cu含有量が少ないと、合金の熱伝導性が低下することで冷却性低下を招き、鑄造欠陥が発生するおそれがある。

一方、Cu含有量が65.00mass%より多いと、Si, Zn, P, Pbの含有量や製造プロセスにもよるが、 β 相の占める割合が少なくなり、かつ、 γ 相の占める割合が多くなる。ただし、Cuの過量添加は熱間変形能や強度を低下させることになる。

そこで、本実施形態では、Cuの含有量を60.00mass%以上65.00mass%以下の範囲内に設定している。

なお、Cuの含有量の下限は62.15mass%以上とすることが好ましく、62.40mass%以上とすることがさらに好ましい。一方、Cuの含有量の上限を63.05mass%以下とすることが好ましく、63.00mass%以下とすることがさらに好ましい。

[0037] (Si)

Siは、 κ 相、 γ 相、 μ 相、 β 相などの金属相の形成に影響を与える。また、Siは、本実施形態の合金の被削性、強度、高温変形能、耐摩耗性、耐応力腐食割れ性を向上させる効果を有する。さらに、Siの含有によって α 相、 β 相が固溶強化されるため、合金が強化され、合金の延性や靱性にも影響を与える。そしてSiの含有は、 α 相の導電率を低くするが、 β 相の形成により、合金の導電率を向上させる。さらに、Siは、溶湯の粘度を下げ、湯流れ性を向上させ、鑄造性を向上させる。合金のSi濃度が高いほど、 β 相に含有するSi濃度が高くなり、被削性、強度が向上する。熱間加工性に関し、Siの含有により、500℃を超える温度域での α 相、 β 相の熱間変

形能を高め、熱間変形抵抗を低くし、その結果、合金の熱間変形能を高め、変形抵抗を低くする。特にS iを0.400mass%を超えて含有すると、その効果が顕著に発揮される。

一方、S iの含有量が多すぎると、 γ 相が過多になる。 γ 相は、 β 相より延性、靱性に劣り、合金の延性を低下させ、場合によっては切削抵抗を高くする。 γ 相が過多であると、ドリル切削のスラストが悪くなる。製造プロセスやCu濃度にもよるが、S i含有量が1.20mass%以下になると、 γ 相の量は少なくしつつ β 相の占める割合を増やすことにより、優れた被削性を保持でき、強度と延性のバランスに優れるようになる。また、S iの含有量を増やすことにより合金の導電率が低下する。鑄造中の冷却性低下を招き、シェル破れ等の鑄造欠陥を発生させる。さらに、CuとZnの配合にもよるが、S iが多すぎると、凝固温度範囲を広くし、鑄造性を悪くする。更に、固液共存相の温度範囲が広がることで、鑄型とS iが反応して、S i含有付着物がモールド内壁に形成される。その付着物形成により鑄型の抜熱性が低下する。

そこで、本実施形態では、S iの含有量を0.40mass%以上1.20mass%以下の範囲内に設定している。

なお、S iの含有量の下限は0.90mass%以上とすることが好ましく、0.93mass%以上とすることがさらに好ましい。一方、S iの含有量の上限は1.00mass%以下とすることが好ましく、0.97mass%以下とすることがさらに好ましい。

[0038] (P b)

少量のP bを含有させ、少量のP b粒子を金属組織に存在させることで、被削性がさらに向上する。なお、本実施形態の組成においては、約0.002mass%のP bがマトリックスに固溶し、それを超えた量のP bはマトリックスに固溶せず、直径が約0.1～約3 μ mのP b粒子として分散することによって所謂チップブレーカーとして機能し、被削性を向上させる。P bは、微量であっても被削性に効果がある。

一方、Pbを必要以上に含有した場合には、却って切削表面が粗くなるとともに、熱間での加工性（例えば、鍛造性）が悪くなり、冷間での延性も低下する。また、粒界に偏析したPbを起点とした粒界割れを鑄造中に引き起こし易くなる。さらに、Pbは低強度であるために、強度や耐疲労性の低下を招く。

そこで、本実施形態では、Pbの含有量を0.002mass%以上0.250mass%以下の範囲内に設定している。

なお、Pbの含有量の下限は0.055mass%以上とすることが好ましく、0.080mass%以上とすることがさらに好ましい。一方、Pの含有量の上限は0.200mass%以下とすることが好ましく、0.150mass%以下とすることがさらに好ましい。

[0039] (P)

Pが β 相に固溶し、その量が増えるにしたがって、 β 相の被削性、すなわち、 β 相の切屑分断性（切屑の分断性）を高め、切削抵抗を下げることで、合金としての優れた被削性を得ることができる。さらに、Pの含有と製造プロセスによって、平均で直径0.5～3 μ m程度の大きさのPを含む化合物が、 β 相内に形成される。これらの化合物により、外周切削の場合、主分力、送り分力、背分力の3分力を低下させ、ドリル切削の場合では、特にトルクを大きく引き下げる。外周切削時の3分力と、ドリル切削時のトルクと、切屑形状とは、連動しており、3分力、トルクが小さいほど、切屑は分断される。つまり、被削性指数が向上する。ここで、Pの含有量が多くなるにしたがって、Pを含む化合物が形成される臨界の冷却速度が上がり、Pを含む化合物の形成を容易にする。さらに、Pには α 相の結晶粒を細かくする作用があり、 α 相を細かくすることにより、銅合金鑄物の被削性を向上させる。また、Pは、Siとの共添加で、Biを含む粒子を、 α 相内に存在させやすくする働きがあり、 α 相の被削性の向上に貢献している。

一方、Pを必要以上に含有すると、析出物が粗大化して被削性への効果が飽和するだけでなく、 β 相中のSi濃度が低下し、被削性が却って悪くなり

、延性や靱性も低下する。また、凝固温度範囲が広くなり、鑄造性が低下するとともに、鑄塊作成時に表面あるいは内部に割れが生じやすく、加工時に断線が生じやすくなる。さらに、Pはカーボンモールドと反応して鑄造性の悪化（鑄肌の悪化など）をもたらす。

そこで、本実施形態では、Pの含有量を0.040mass%以上0.190mass%以下の範囲内に設定している。

なお、Pの含有量の下限は0.055mass%以上とすることが好ましく、0.070mass%以上とすることがさらに好ましい。一方、Pの含有量の上限は0.150mass%以下とすることが好ましく、0.100mass%以下とすることがさらに好ましい。

[0040] (Zn)

Znは、被削性、強度、高温特性、鑄造性を高めるために必要な元素である。一方、Znが鑄型の内壁に付着することにより、グラファイトモールドの自己潤滑性が阻害され、凝固シェルの焼き付きが発生しやすい傾向にある。更に、付着したZnがモールドの抜熱性を低下させ、鑄造欠陥が発生しやすくなるおそれがある。

そこで、本実施形態では、Znを残部としているが、Znの含有量の下限は34.00mass%以上とすることが好ましく、34.80mass%以上とすることがさらに好ましく、35.50mass%以上とすることがより好ましい。一方、Znの含有量の上限は41.00mass%以下とすることが好ましく、36.80mass%以下とすることがさらに好ましく、36.00mass%以下とすることがより好ましい。

[0041] (任意元素：Bi)

Biは、任意元素として含有されるものであり、必須の元素ではない。Biは、主として、Pbの代替の位置づけになる。Pbの存在下で、Biを含有させると、多くはPbとBiが一緒に存在し、PbとBiが共存する粒子は、Bi粒子、Pb粒子と比較し、被削性への効果が損なわれない。Biの環境や人体への影響は、現段階では不明であるが、Pbより小さいと考えら

れ、B i の含有によりP b の量を減らすことにより、環境や人体への影響が軽減される。また、S i の作用により、B i を含む粒子を、優先的に α 相内に存在させることができ、 α 相の被削性を改善し、別の手段で銅合金鋳物としての被削性を向上させることが可能となる。すなわち、B i を含む粒子が α 相に存在する頻度が多くなると、 α 相の被削性が改善され、B i を含む粒子による被削性を向上させる効果は、P b 粒子による被削性を向上させる効果を超えるようになる。

一方、B i は、銅合金鋳物を、脆くする性質がある。B i の上限は、環境や人体への影響と、銅合金鋳物の延性や靱性の低下、鋳物製作時の割れの問題を考慮に入れる必要がある。また、粒界に偏析したB i を起点とした粒界割れを鋳造中に引き起こし易くなる。B i は低強度であるために、強度や耐疲労性の低下を招く。

そこで、本実施形態では、さらなる被削性の向上を図るためにB i を含有する場合には、B i の含有量を0.001mass%以上0.100mass%以下の範囲内に設定している。もちろん、B i は任意元素であることから、B i を0.001mass%未満含有する場合でも本発明の範囲内となる。

なお、B i の含有量の下限は0.020mass%以上とすることが好ましく、0.025mass%以上とすることがさらに好ましい。一方、B i の含有量の上限は0.040mass%以下とすることが好ましく、0.030mass%以下とすることがさらに好ましい。

[0042] (不純物：Fe, Mn, Co, Cr)

Fe, Mn, Co及びCrは、Cu-Zn合金の α 相、 β 相、 γ 相にある濃度まで固溶するが、そのときS i が存在すると、S i と化合しやすく、場合によってはS i と結合し、被削性に有効なS i を消費させるおそれがある。そして、S i と化合したFe, Mn, Co及びCrは、金属組織中にFe-S i 化合物、Mn-S i 化合物、Co-S i 化合物、Cr-S i 化合物を形成する。これらの金属間化合物は非常に硬いので、延性を低下させる。更

に切削抵抗を上昇させ工具の寿命を短くするおそれがある。

そこで、本実施形態においては、不純物であるFe, Mn, CoおよびCrの合計含有量を0.450mass%未満としている。

なお、不純物であるFe, Mn, CoおよびCrの合計含有量は、0.30mass%未満とすることが好ましく、0.20mass%未満とすることがさらに好ましい。

特に限定されないが、不純物であるFe, Mn, CoおよびCrの合計含有量は、0.001mass%以上であってもよく、0.01mass%以上であってもよく、0.1mass%以上であってもよい。

[0043] (不純物：Sn, Al)

快削性黄銅や、めっきが施された廃製品などから混入するSn, Alは、本実施形態の合金において γ 相の形成を促進させ、一見被削性に有用であるように思われる。しかしながら、SnとAlは、Cu, Zn, Siで形成される γ 相本来の性質も変化させる。また、Sn, Alは、 α 相より、 β 相に多く配分され、 β 相の性質を変化させる。その結果、合金の延性や靱性の低下、被削性の低下を引き起こすおそれがある。

Snの含有量が多すぎると、Snの偏析が著しくなって、熱間での延性が乏しくなり、また、冷間での加工性の低下および延性の低下を招来し、さらにはSn添加量増大に伴う凝固温度範囲が広がることになり、その結果、鑄造性の低下(割れ、ひけ巣およびざく巣の発生)、熱間加工性および冷間加工性を低下させることになる。また、Alの含有量が多すぎると、伸びが低下する。

そこで、本実施形態においては、不純物であるSnおよびAlの合計含有量を0.300mass%未満としている。

なお、不純物であるSnおよびAlの合計含有量は、0.20mass%未満とすることが好ましく、0.10mass%未満とすることがさらに好ましい。

また、Snの含有量は0.300mass%未満とすることが好ましく、

Alの含有量は0.200mass%未満とすることが好ましい。

特に限定されないが、不純物であるSnおよびAlの合計含有量は、0.001mass%以上であってもよく、0.01mass%以上であってもよく、0.05mass%以上であってもよい。

[0044] (不純物：その他)

上述した元素以外のその他の不純物としては、Ag, B, Ca, Sc, 希土類元素 (Y、Scを除く), V, Nb, Ta, Mo, W, Re, Ru, Os, Rh, Ir, Ni, Pd, Pt, Au, Cd, Hg, Al, Ga, In, Ge, Sn, As, Sb, Tl, Be, N, C, Li, H, O等が挙げられる。これらの不純物は、各種特性を低下させるおそれがあることから、これらの不純物の合計含有量は0.20mass%未満が好ましく、0.15mass%未満がより好ましく、0.10mass%以下がさらに好ましい。

[0045] (α 相と β 相の比率)

α 相は軟質であるため、延性や靱性が高いが被削性は低い。 α 相が約50%の面積率で含んでも、軟質の α 相自体がクッション材の役割を果たし、切削時、硬質の β 相との境界が応力集中源になって切屑を分断するので、優れた β 単相合金の被削性が維持され、場合によっては被削性が向上すると考えられる。一方、 β 相は、被削性は高いが、延性や靱性が低い。また、良好な伝導性を得ることができる。よって、合金の延性、靱性、および延性と強度とのバランスを考慮することが必要となる。

そこで、本実施形態では、鑄造方向に直交する断面における α 相と β 相の面積割合を $\alpha : \beta = 40 \sim 70 : 60 \sim 30$ とに設定している。

[0046] (γ 相の面積率)

γ 相は硬く脆いことから、少量の γ 相が含有する場合には、被削性への改善効果は大きいですが、 γ 相の量を増やしても被削性の改善効果は減少していく。また、 γ 相のデメリットとして、 γ 相を起点に脱亜鉛を起こす。脱亜鉛を起点とした水道管用途等のホール発生理由になるため、 γ 相の割合は小さ

い方が好ましい。よって、延性と強度とのバランスを優れたものにするためには、 γ 相を大幅に制限しなければならない。

そこで、本実施形態では、 γ 相の面積率を0.1%以下に設定している。

なお、 γ 相の面積率は0.08%以下であることが好ましい。また、 γ 相が存在しないと、被削性および強度に劣るため、相の面積率は0.01%以上であることが好ましい。

[0047] (微細 α 相の面積率)

α 相結晶粒の結晶粒径が細かいほど被削性、機械的性質が良くなる。 α 相結晶粒が、粒状で細かいと α 相の分布が均一になり、 β 相も分断される。このため、切削や強度・延性面において、 α 相が良いクッション材としての役割を果たし、或いは、 α 相と β 相の相境界が切屑分断の応力集中源としての役割を果たし、切屑は、 β 相単相合金よりむしろ分断される。したがって、粒状の微細な α 相結晶粒の割合が大きくなると、強度が高くなり、被削性が上がる。一方、強度と延性のバランスを考慮すると、結晶粒径が $10\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が多過ぎても、必要以上の伸び、延性の低下を招く。

そこで、本実施形態では、粒径 $10\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率を30%以上60%以下の範囲内に設定している。

なお、粒径 $10\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率の下限は40%以上であることが好ましい。粒径 $10\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率の上限は50%以下であることが好ましい。

[0048] (微細 α 相および β 相の形状)

合金の被削性、機械的性質に及ぼす、 α 相の形状、分布、 β 相の分布に関し、 α 相結晶粒の形状が針状（結晶粒のアスペクト比が4を超える楕円形）であると、 α 相の分散が悪くなり、針状の、長辺の大きい α 相が、切削時の妨げになる。そして、 α 相の周りの β 相の結晶粒が大きくなり、 β 相の分散度合いも悪くなる。したがって、合金の強度が低くなる。

そこで、本実施形態では、 α 相の最大長さの箇所を長軸、長軸に直交する最大長さの箇所を短軸として、長軸長さ L_1 と短軸長さ L_2 との比 L_1/L_2

2が1以上4以下の範囲内であり、非円形状、楕円形状または多角形状をなすことが好ましい。また、 β 相は、平均結晶粒径が $500\mu\text{m}$ 以下で、デンドライトおよび柱状晶が分断された組織であることが好ましい。

特に限定されないが、 β 相の平均結晶粒径は、 $450\mu\text{m}$ 以下であってもよく、 $400\mu\text{m}$ 以下であってもよい。

また、特に限定されないが、 β 相の平均結晶粒径は $10\mu\text{m}$ 以上であってもよく、 $50\mu\text{m}$ 以上であってもよく、 $100\mu\text{m}$ 以上であってもよい。

[0049] (強度、伸び)

自動車部品を始め本実施形態の使用対象となる部材、部品に対し、薄肉化、軽量化の強い要請がある。必要な強度としては、引張強さが重要視され、延性とのバランスも重要とされている。また、素材の強度を高くすることより、部品の軽量化を図ることができる。さらに、強度、伸びが低過ぎると冷間抽伸性が悪い。冷間抽伸性は、強度と伸びのバランスが重要であり、一般に強度と延性（冷間抽伸性）は相反する。強度が高すぎると、冷間抽伸性に重要な伸びが低下する。

そこで、本実施形態では、引張強度を 450MPa 以上 600MPa 以下の範囲内、伸びを 12% 以上 35% 以下の範囲内に設定している。

[0050] (被削性)

本実施形態では、上述のように、市販快削黄銅棒C3604（ $\text{Zn}-59\text{mass}\%\text{Cu}-3\text{mass}\%\text{Pb}-0.2\text{mass}\%\text{Fe}-0.3\text{mass}\%\text{Sn}$ 合金）の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数によって被削性を評価している。ここで、被削性指数が高いと被削性が高く、工具の寿命の長期化につながる。

本実施形態では、ISO分類記号K10の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角： 0° 、ノーズ半径： 0.4mm 、逃げ角： 6° 、切削速度： $40\text{m}/\text{分}$ 、切り込み深さ： 1.0mm 、送り速度： $0.11\text{mm}/\text{rev}$ の条件下（乾式下）で切削した際の被削性指数は90以上であることが好ましい。

特に限定されないが、すくい角： 0° 、ノーズ半径： 0.4 mm 、逃げ角： 6° 、切削速度： 40 m/分 、切り込み深さ： 1.0 mm 、送り速度： 0.11 mm/rev の条件下（乾式下）で切削した際の被削性指数は91以上であってもよく、92以上であってもよい。

また、さらに厳しい条件として、切削速度： 110 m/分 、送り速度： 0.21 mm/rev とした場合には、被削性指数は60以上であることが好ましい。

特に限定されないが、切削速度： 110 m/分 、送り速度： 0.21 mm/rev とした場合の被削性指数は、61以上であってもよく、62以上であってもよい。

[0051]（熱処理後の金属組織）

本実施形態では、 450°C で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、金属組織の構成相において、 γ 相の面積率が0.1%以下であり、粒径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下とされていることが好ましい。 450°C で120分保持の熱処理を行っても、金属組織が大きく変化しないことになり、強度、伸び、被削性等の特性が維持されることになる、よって、耐熱性に優れ、高温環境下で使用される部品の素材として特に適している。

また、 600°C で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、鋳造方向に直交する断面において、粒径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が10%以上20%以下とされていることが好ましい。さらに高温条件で保持した場合でも、粒径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が確保され、一定の特性を確保することが可能となる。

[0052]（熱処理後の強度、伸び、被削性指数）

本実施形態では、 475°C で120分熱処理しても、強度は $400\sim 550\text{ MPa}$ 、伸び $14\sim 38\%$ 、切削速度： 40 m/分 および 0.11 mm/rev の条件での被削性指数80以上、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率50%を有することが好ましい。

特に限定されないが、 475°C で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率は52%以上であってもよく、55%以上であってもよい。

熱処理すると、強度は低下し伸びは増加する。本実施形態においては、成分限定によって γ 相（硬く脆い）が熱処理しても形成され難くしたために、強度を必要以上に高くすることなく、伸びや冷間加工性を向上させることが可能となる。

[0053] （オシレーションマーク深さ）

本実施形態では、オシレーションマーク深さが $50\mu\text{m}$ 未満であることが好ましい。オシレーションマーク深さが薄いほど、鑄造性に優れており、表面品質に特に優れている。また、オシレーションマークを除去するために表面切削する場合には、切削代を少なくすることが可能となる。

特に限定されないが、オシレーションマーク深さは $40\mu\text{m}$ 未満であってもよく、 $30\mu\text{m}$ 未満であってもよい。

[0054] （鑄造方向に直交する断面の断面積）

本実施形態では、鑄造方向に直交する断面の断面積が 12mm^2 以上 227mm^2 以下の範囲内であることが好ましい。

鑄造方向に直交する断面の断面積を 12mm^2 以上とすることで、鑄造中の冷却速度が速くなり過ぎず、 α 相を十分に生成することができる。一方、鑄造方向に直交する断面の断面積を 227mm^2 以下とすることで、鑄造中の冷却速度が遅くなり過ぎず、 α 相を十分に微細化させることができる。また、十分な凝固シェル強度を確保でき、鑄造中にかかる引抜応力によりオシレーションマークが大きくなることを抑制でき、安定して連続鑄造することが可能となる。

[0055] 次に、本実施形態であるCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材を製造する方法の一例について説明する。

本実施形態であるCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材においては、連続鑄造装置を用いて連続鑄造される。連続鑄造線棒材を下方に引

き出す縦型連続鑄造装置、連続鑄造線棒材を水平方向に引き出す横型連続鑄造装置、連続鑄造線棒材を上方に引き出す上方引出式の連続鑄造装置のいずれも適用することができる。

[0056] ここで、縦型連続鑄造装置、横型連続鑄造装置では、設備導入に広大な敷地を要する。また、鑄造時の品種を切り替える際に、坩堝内の溶湯を捨てなければならない。これに対して、上方引出式の連続鑄造装置は、上方の空間を利用でき設備がコンパクトなので、広大な敷地や地下を作る必要が無く、品種切り替えもモールドを別の坩堝に移動させるだけで済むので多品種鑄造が可能で生産面で優位性がある。

[0057] そこで、本実施形態では、図1に示す上方引出式の連続鑄造装置10を用いて連続鑄造するものとして説明する。

図1に示す連続鑄造装置10は、鑄造炉11と、鑄造炉11に連結された連続鑄造用鑄型20と、連続鑄造用鑄型20から製出された鑄造線材1を引き抜くピンチロール17と、を備えている。

[0058] 鑄造炉11は、溶解原料を加熱溶解して所定の組成の銅溶湯を製出して保持するものであり、溶解原料及び銅溶湯が保持される坩堝12と、この坩堝12を加熱する加熱手段（図示なし）と、を備えている。

ピンチロール17は、連続鑄造用鑄型20から製出される鑄造線材1を挟み込み、引抜方向Fへ引き抜くものである。本実施形態では、鑄造線材1を間欠的に引き抜く構成とされている。

[0059] 連続鑄造用鑄型20は、供給された銅溶湯が注入される筒状のモールド21と、モールド21を冷却する冷却部28と、を備えている。

ここで、本実施形態では、図1に示すように、連続鑄造用鑄型20は、鑄造炉11内の銅溶湯上に耐火断熱材15を介して配置されており、鑄造線材1を上方へ引き抜く構成としている。

[0060] モールド21は、概略筒状をなしており、一方側から他方側に向けて貫通する鑄造孔24が設けられている。

冷却部28は、モールド21の外周側に配設された水冷ジャケットとされ

ており、冷却水を循環させることでモールド 21 を冷却する構成とされている。

[0061] まず、鑄造炉 11 の原料投入口から坩堝 12 内に溶解原料を投入する。原料としては、Cu 単体、Zn 単体および Sn 単体や Cu-Zn 母合金および Cu-Sn 母合金等を用いることができる。また、Zn および Sn を含む原料を銅原料とともに溶解してもよい。また、本合金のリサイクル材およびスクラップ材を用いてもよい。

[0062] 次に、加熱手段によって坩堝 12 内に装入された溶解原料を加熱して溶解し、上述した成分組成に調製された銅溶湯を製出する。

この銅溶湯は、坩堝 12 内において所定の鑄造温度にまで加熱されて保持される。そして、この銅溶湯が、連続鑄造用鑄型 20 へと供給される。

[0063] 連続鑄造用鑄型 20 内に供給された銅溶湯は、モールド 21 内で冷却されて凝固して鑄造線材 1 となる。この鑄造線材 1 がピンチロール 17 で間欠的に引き抜かれることによって、鑄造線材 1 が連続的に製造される。

[0064] ここで、鑄造時の冷却速度（溶湯（1000℃）が室温（25℃）まで冷却されるまでの冷却速度）は、 $22^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上 $75^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下の範囲内とすることが好ましい。

冷却速度を $22^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることで、 α 相の成長または合体を抑制でき、 α 相を微細化させることが可能となる。一方、冷却速度を $75^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下とすることで、 α 相を確実に生成させることができる。

[0065] また、鑄造速度は、 $0.6\text{ m}/\text{min}$ 以上 $3.3\text{ m}/\text{min}$ 以下の範囲内とすることが好ましい。

鑄造速度を $0.6\text{ m}/\text{min}$ 以上とすることで、冷却速度が大きくなり過ぎず、 α 相を確実に生成させることができる。また、引き抜き途中で溶湯の固相率が高くなって流動性が低下することを抑制でき、湯回り不良、深いオシレーションマーク、内部欠陥、深い変質層が形成されることを抑制できる。一方、鑄造速度を $3.3\text{ m}/\text{min}$ 以下とすることで、冷却速度は小さくなり過ぎず、 α 相を確実に微細化生成させることができる。また、引抜の際

の溶湯供給が不十分となることを抑制でき、深いオシレーションマークや内部欠陥の発生を抑制できる。また、引抜時の鋳型と凝固シェルの摩擦力が大きくなり過ぎず、引抜時における凝固シェルの破断や深いオシレーションマークの形成を抑制することができる。

[0066] 以上のような構成とされた本実施形態であるCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材によれば、Cuの含有量が60.0mass%を超え65.0mass%未満の範囲内、Siの含有量が0.40mass%以上1.20mass%以下の範囲内の範囲内、Pbの含有量が0.002mass%以上0.250mass%以下の範囲内、Pの含有量が0.040mass%以上0.190mass%以下の範囲内、任意元素としてBiを0.001mass%以上0.100mass%以下の範囲内、残部がZn及び不純物からなり、不純物のうち、Fe、Mn、CoおよびCrの合計含有量が0.450mass%以下であり、かつ、SnおよびAlの合計含有量が0.30mass%以下とされ、金属組織の構成相において、 γ 相の面積率が0.1%以下であり、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下とされているので、機械特性（強度、伸び）、被削性に優れるとともに、製造欠陥が少なく品質に優れている。また、連続鋳造によって安定して製造することが可能である。

[0067] 本実施形態において、鋳造方向に直交する断面における α 相と β 相の面積割合が $\alpha : \beta = 40 \sim 70 : 60 \sim 30$ である場合には、延性および靱性と強度および被削性とをバランス良く向上させることができる。

[0068] 本実施形態において、引張強度が450MPa以上600MPa以下、伸びが12%以上35%以下とされている場合には、強度および延性に優れている。よって、各種部品の素材として特に適している。

[0069] 本実施形態において、切削速度：40m/分、送り速度：0.11mm/rev.の条件下（乾式下）で、切削加工した際の被削性指数が90以上とされている場合には、Pbの含有量を0.190mass%以下に制限しても、十分な被削性を確保することが可能となる。

- [0070] 本実施形態において、切削速度：110m／分、送り速度：0.21mm／rev.の条件下（乾式下）で、切削加工した際の被削性指数が60以上とされている場合には、さらに厳しい条件であっても、良好に切削加工することができる。
- [0071] 本実施形態において、450℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後に、金属組織の構成相において、 γ 相の面積率が0.1%以下であり、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下である場合には、耐熱性および各種特性に十分に優れている。
- [0072] 本実施形態において、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、引張強度が400MPa以上550MPa以下、伸びが14%以上38%以下である場合には、耐熱性および機械特性に十分に優れている。
- [0073] 本実施形態において、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、切削速度：40m／分、送り速度：0.11mm／rev.の条件下（乾式下）で、切削加工した際の被削性指数が80以上とされている場合には、耐熱性および被削性に十分に優れている。
- [0074] 本実施形態において、475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率が50%以上である場合には、耐熱性および加工性に十分に優れている。
- [0075] 本実施形態において、600℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、鋳造方向に直交する断面において、粒径10 μ m以下の微細 α 相の面積率が10%以上20%以下である場合には、耐熱性および強度にさらに優れている。
- [0076] 本実施形態において、鋳造方向に直交する断面において、 β 相の平均結晶粒径が500 μ m以下で、デンドライトおよび柱状晶が分断された結晶組織を有し、 α 相の最大長さの箇所を長軸、長軸に直交する最大長さの箇所を短軸として、長軸長さL1と短軸長さL2との比L1／L2が1以上4以下の範囲内であり、非円形状、楕円形状または多角形状をなす場合には、強度、

延性、被削性にさらに優れている。

[0077] 本実施形態において、オシレーションマーク深さが $50\mu\text{m}$ 未満である場合には、鑄造時における欠陥が少なく品質に優れている。

[0078] 本実施形態において、鑄造方向に直交する断面の断面積が 12mm^2 以上 227mm^2 以下の範囲内である場合には、各種部品を効率的に製造することができる。

[0079] 以上、本発明の実施形態であるCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材について説明したが、本発明はこれに限定されることはなく、その発明の技術的思想を逸脱しない範囲で適宜変更可能である。

例えば、本実施形態では、図1に示す上方引出式の連続鑄造装置を用いて製造された上方引出連続鑄造線棒材として説明したが、これに限定されず、水平方向に連続鑄造線棒材を引き出す水平引出式の連続鑄造装置で製造したものであってもよい。

[0080] また、本実施形態では、断面円形で断面積が 12mm^2 以上 227mm^2 以下の範囲内の連続鑄造線棒材を製造するものとして説明したが、これに限定されることはなく、断面多角形の連続鑄造線棒材であってもよいし、断面が管状をなす連続鑄造線棒材であってもよい。また、断面が凸部及び凹部を有する異形状の連続鑄造線棒材であってもよい。また、その長手方向に直交する断面の断面積についても特に制限はない。

実施例

[0081] 以下に、本発明の効果を確認すべく行った確認実験の結果について説明する。

表1, 2に示す組成となるように、溶解原料を調製した。調製された溶解原料を、図1に示す鑄造炉11の坩堝内12に 500kg 装入して、加熱手段で加熱することにより溶解した。

鑄型として、外径 6mm （引抜方向に直交する断面の断面積 28.26mm^2 ）の断面円形の鑄造線棒材を製造するものを準備した。また、被削性評価のために、外径 17mm （引抜方向に直交する断面の断面積 226.87mm^2 ）の断面円形の鑄造線棒材を製造するものを準備した。

m²) の断面円形の鋳造線棒材を製造するものを準備した。

そして、表 1, 2 に示す冷却条件となるように鋳造条件を設定し、鋳造線棒材の引き抜きを行って 300 kg の鋳造を行った。

[0082] 得られた鋳造線材を、鋳造方向に直交する方向に切断して、ミクロ組織観察用試料とした。また、鋳造方向に平行に中心線に沿って切断し、オシレーションマーク深さ、変色部を評価するためのミクロ組織観察用試料を作成した。

上述の各種試料を、#240、400、800、1500 の順にエメリー研磨を圧力 100 N、速度 100 r/min で 1000 s ずつ行った。次に、粒子 9 μm、3 μm、1 μm の順にバフ研磨を圧力 30 N、速度 100 r/min で 1000 s ずつ行った。

その後、30～40℃のエッチング液（過酸化水素水とアンモニア水の混合液）に浸漬し、30～60 s の超音波洗浄を行った。次に、常温の水に浸漬し、30～60 s の超音波洗浄を行った後、乾燥させた。

[0083] （鋳造方向に直交する断面のミクロ組織）

鋳造線棒材の鋳造方向に直交する断面を光学顕微鏡により、倍率 500 倍で観察し、横 219 μm × 縦 275 μm の領域の組織画像を得た。鋳造線棒材の前記断面の全体のミクロ組織観察結果の一例を図 2 A 及び図 2 B に示す。

[0084] （γ相の面積率）

上述のようにして得た組織画像を、画像解析ソフト *image fiji* に取り込み、γ相の部分を白色、それ以外を黒色となるように、画像を二値化した。二値化した画像の一例を図 3 A 及び図 3 B に示す。二値化した画像から γ 相の面積率を算出した。

[0085] （粒径 10 μm 以下の微細 α 相の面積率）

上述のようにして得た組織画像からアスペクト比が 1 : 1 ~ 1 : 4 の二次元形態が略円形状、楕円形状または多角形状である α 相粒を抽出した。抽出した α 相粒のそれぞれについて、図 4 に示すように、同一結晶の粒界上の 2

点を結ぶ線のうち最も距離が長くなる線の距離を結晶粒径とした。

粒径が $10\mu\text{m}$ 以下の微細 α 相粒を抽出し、画像解析ソフト *image f i j i* を用いて面積率を算出した。

[0086] (α 相および β 相の相比率)

上述のようにして得た組織画像を、画像解析ソフト *image f i j i* に取り込み、 α 相の部分を白色、それ以外 (β 相および γ 相) を黒色となるように、画像を二値化した。観察画像および値化画像の一例を図5 A 及び図5 B に示す。二値化した画像から α 相の面積率を算出した。

例えば、 α 相の面積率が50であり、 γ 相の面積率が0.01である場合、 β 相の面積率は $100 - 50 - 0.01 = 49.99$ である。よって、 α と β の面積率は50 : 49.99となる。

[0087] (機械特性)

得られた ϕ (直径) 6 mmの連続鑄造線棒材を長さ150 mmに切断し、引張試験機AG-100 kNXを用いて、つかみ間距離70 mm、標点間距離50 mm、引張速度15 MPa / secの条件で引張試験を行い、引張強度及び伸びを評価した。

[0088] (被削性)

旋盤を用いた切削試験で評価した。 ϕ 17 mmの連続鑄造線棒材 (鑄造材) に対して、切削加工を施して直径を14 mmとして試験材を作製した。

また、比較例9の押出材については、実機で直接押出しによって ϕ 25 mmに加工した後、 ϕ 14 mmまで切削して試料を作製した。この試料にて切削性試験を実施した。

[0089] チップブレーカーの付いていないK10の超硬工具 (チップ) を旋盤に取り付けた。この旋盤を用い、乾式下にて、すくい角 : 0° 、ノーズ半径 : 0.4 mm、逃げ角 : 6° 、切削速度 : 40, 110 m / 分、切り込み深さ : 1.0 mm、送り速度 : 0.11, 0.21 mm / rev. の条件で、直径14 mmの試験材の円周上を切削した。

[0090] 工具に取り付けられた3部分から成る動力計 (三保電機製作所製、AST

式工具動力計AST-TL1003)から発せられるシグナルが、電氣的電圧シグナルに変換され、レコーダーに記録された。次にこれらのシグナルは切削抵抗(主分力、送り分力、背分力、N)に変換された。

切削試験は、チップの摩耗の影響を抑えるために、 $A \rightarrow B \rightarrow C \rightarrow \dots C \rightarrow B \rightarrow A$ の往復を2回実施し、各試料について4回測定した。切削抵抗は、以下の式によって求められる。

切削抵抗(主分力、送り分力、背分力の合力) = $\left((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2 \right)^{1/2}$

[0091] なお、各サンプルで4回測定し、その平均値を採用した。Zn-59mass%Cu-3mass%Pb-0.2mass%Fe-0.3mass%Sn合金からなる市販の快削黄銅棒C3604の切削抵抗を100とし、試料の切削抵抗の相対値(被削性指数)を算出し、相対評価をした。被削性指数が、高いほど良好な被削性を有する。「3分力」の記載は、主分力、送り分力、背分力の合力を指し、被削性指数を示す。被削性指数は下記のようにして求めた。

試料の切削試験結果の指数(被削性指数) = (C3604の切削抵抗/試料の切削抵抗) × 100

[0092] (熱処理)

得られた連続鑄造線棒材に対して、マッフル炉を用いて酸素雰囲気下にて450℃で120分保持後空冷の条件で熱処理を行い、 α 相、 β 相、 γ 相の相比率、微細 α 相の面積率を、上述の手順で測定した。

なお、熱処理後のミクロ組織観察結果の一例を図6A及び図6Bに示す。また、 γ 相の部分白色、それ以外を黒色となるように、画像を二値化した画像の一例を図7に示す。

[0093] また、得られた連続鑄造線棒材に対して、マッフル炉を用いて酸素雰囲気下にて475℃で120分保持後空冷の条件で熱処理を行い、強度、伸び、被削性(切削性指数)を、上述の手順で測定した。

さらに、得られた連続鑄造線棒材に対して、マッフル炉を用いて酸素雰囲気

気下にて600℃で120分保持後空冷の条件で熱処理を行い、微細 α 相の面積率を、上述の手順で測定した。

[0094] (破断までの冷間抽出加工率)

$\phi 6\text{ mm}$ 鑄造線について、内径6.0 mmダイスで抽伸（加工率0%）→内径5.8 mmの皮剥ダイスで方肉50 μm ずつ表皮を除去する→内径5.5 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率10%）→内径5.2 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率20%）→内径4.8 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率32%）→内径4.45 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率41%）→内径4.0 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率52%）→内径3.8 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率57%）→内径3.6 mmダイスで抽伸（内径5.8 mmの線からの加工率61%）という順番で冷間抽伸試験を行う。

例えば、内径3.8 mmダイスでの抽伸時に断線が発生した場合は、そのひとつ前のダイス（内径4.0 mm）までは抽伸出来ていたため、破断迄の冷間抽伸加工率は加工率52%となる。このような方法で破断迄の冷間抽伸加工率を求めていく。

[0095] (オシレーションマーク深さ)

得られた鑄造線材を、引抜方向に平行に中心線に沿って10 mmに切断。#240、400、800、1500の順にエメリー研磨を圧力100 N、速度100 r/minで1000 sずつ行った。次に、粒子9 μm 、3 μm 、1 μm の順にバフ研磨を圧力30 N、速度100 r/minで1000 sずつ行った。

その後、30～40℃のエッチング液（過酸化水素水とアンモニア水の混合液）に浸漬し、30～60 sの超音波洗浄を行った。次に、常温の水に浸漬し、30～60 sの超音波洗浄を行った後、乾燥させた。

光学顕微鏡にて、倍率100倍で組織観察を実施した。観察結果の一例を図8に示す。図8に示すように、鑄造線試料の表層端部から中心部側にかけ

て、連続した凹みや亀裂をオシレーションマークと定義し、表層端部にあるオシレーションマークの開始位置を0 mm位置とし、その0 mm位置から、中心部側にあるオシレーションマークの終了位置と交わるように引抜方向に直交するラインを引く。そのライン長さをオシレーションマーク深さと定義した。

オシレーションマーク深さが50 μ m未満を「Good」、50 μ m超えを「Not Good」と評価した。

[0096] (変色部)

ϕ 6の鑄造線を10 mm長さで切断し、更に鑄造線中心部を通るように鑄造方向に対して水平方向に切断する。このように切断した鑄造線（切断面は6 mm $\times$ 10 mmの長方形となる）の両方の長辺（10 mmずつ。合計20 mm長さ）に対して、変色部の合計長さを測定した。観察結果の一例を図9 A、図9 B及び図9 Cに示す。

図9 Aにおいては、変色部合計長さは2.4 mm（変色部の長さL3を測定する為の画像は図9 B及び図9 Cの二つしか例に挙げていないが、実際は更に多くの観察画像から変色部合計長さを出している）であった。

[0097] (β 相の平均結晶粒径)

光学顕微鏡にて、倍率100倍で組織観察を実施した。観察結果の一例を図10 A及び図10 Bに示す。なお、図10 Aが本発明例11、図10 Bが比較例1である。なお、図10 B中の破線で囲まれた部分は β 相である。

図10 Bにおいて（比較例1について）は β 相が柱状晶形状となっている。さらに、同じ結晶の粒界上の2点を結ぶ線のうち最も距離が長くなる線の距離を結晶粒径とした場合、その粒径も500 μ m超えである。一方、本発明例11については、柱状晶を分断した粒状組織となっている。

β 相の粒界が500 μ m以下であるものを「Good」、500 μ m超えであるものを「Not Good」として、表に記載する。

[0098]

[表1]

	成分組成 (mass%)						冷却速度 (°C/sec.)	相比率 (%)						微細α相の面積率(%)			
	Cu	Si	Pb	P	Bi	Zn及び 不純物		鑄造材			450°C熱処理後			鑄造材	熱処理後		
								α相	β相	γ相	α相	β相	γ相		450°C	600°C	
参考例	1	64.645	0.805	0.062	0.141	0.021	残	23	67.2	32.7	0.08	55.3	44.6	0.10	52	43	20
	2	60.617	0.881	0.063	0.128	0.047	残	61	43.3	56.7	0.01	46.8	53.1	0.09	43	35	15
	3	62.583	1.152	0.128	0.071	0.033	残	35	54.4	45.6	0.03	53.1	46.8	0.10	47	37	17
	4	63.265	0.429	0.144	0.096	0.032	残	75	59.2	40.8	0.01	58.8	41.1	0.09	45	33	18
	5	63.036	0.925	0.231	0.104	0.026	残	23	57.4	42.6	0.01	57.0	42.9	0.08	49	38	18
	6	61.947	0.731	0.002	0.123	0.025	残	35	50.8	49.2	0.01	49.9	50.0	0.09	45	40	16
	7	63.544	0.968	0.067	0.186	0.039	残	35	60.4	39.6	0.01	54.0	45.9	0.08	49	39	15
	8	62.415	0.666	0.096	0.042	0.047	残	35	53.8	46.2	0.01	54.1	45.8	0.08	41	38	15
	9	64.028	0.573	0.132	0.087	0.085	残	61	63.4	36.6	0.02	59.5	40.4	0.08	50	40	15
	10	63.179	0.967	0.087	0.063	0.012	残	35	58.1	41.9	0.01	57.2	42.7	0.08	49	40	14
	11	62.594	0.887	0.085	0.098	0.069	残	35	54.4	45.6	0.02	55.5	44.4	0.10	48	37	16
	12	63.747	0.991	0.121	0.101	0.055	残	35	61.6	38.4	0.02	59.0	40.9	0.10	48	39	17
	13	63.048	0.900	0.195	0.146	0.041	残	35	51.0	49.0	0.01	51.2	48.7	0.10	56	55	20
	14	62.175	1.007	0.060	0.074	0.047	残	35	50.4	49.6	0.01	49.9	50.0	0.09	55	49	19
	15	61.987	0.874	0.075	0.093	0.000	残	35	52.1	47.9	0.01	53.2	46.7	0.08	44	34	18

[表2]

	成分組成 (mass%)						冷却 速度 (°C/sec.)	相比率 (%)						微細α相の面積率(%)			
	Cu	Si	Pb	P	Bi	Zn及び 不純物		鑄造材			450°C熱処理後			鑄造材	熱処理後		
								α相	β相	γ相	α相	β相	γ相		450°C	600°C	
試験片	1	58.412	0.719	0.021	0.074	0.035	残	61	36.3	63.7	0.01	45.3	54.6	0.09	20	16	5
	2	67.896	0.612	0.045	0.146	0.032	残	35	77.8	22.0	0.22	60.2	38.0	1.80	27	20	5
	3	62.633	0.245	0.073	0.183	0.022	残	35	54.5	45.5	0.01	53.3	46.6	0.08	24	15	5
	4	63.549	1.638	0.126	0.174	0.047	残	35	60.5	39.3	0.19	59.8	38.3	1.90	27	16	3
	5	63.837	0.977	0.000	0.092	0.035	残	61	61.7	38.3	0.04	60.1	39.8	0.11	29	18	4
	6	62.541	0.902	0.347	0.046	0.088	残	61	53.9	46.1	0.01	55.1	44.8	0.10	29	19	3
	7	63.712	0.825	0.129	0.012	0.069	残	35	61.6	38.4	0.03	59.2	40.7	0.09	20	15	3
	8	61.117	0.603	0.088	0.279	0.032	残	75	50.1	49.9	0.01	50.3	49.6	0.08	21	14	2
	9	62.788	0.938	0.104	0.096	0.045	残	50	51.4	47.3	1.3	48.1	49.8	2.10	5	18	1

[表3]

	機械特性							破断までの 冷間抽伸 加工率 (%)	オシレーション マーク深さ	変色部 合計長さ	β相の 平均 結晶粒径 (μm)
	鑄造材			475℃熱処理後							
	強度 (N/mm ²)	伸び (%)	切削性指数		強度 (N/mm ²)	伸び (%)	切削性指数 110m/min				
			40m/min	110m/min							
図15	1	530	31	91	61	461	36	81	Good	Good	Good
	2	549	21	91	61	478	24	81	Good	Good	Good
	3	560	15	95	63	487	17	85	Good	Good	Good
	4	529	31	91	61	460	36	81	Good	Good	Good
	5	524	34	93	62	456	38	83	Good	Good	Good
	6	530	31	91	61	461	36	81	Good	Good	Good
	7	541	16	92	61	471	19	83	Good	Good	Good
	8	533	19	91	61	464	22	81	Good	Good	Good
	9	526	33	92	61	458	38	82	Good	Good	Good
	10	534	29	91	61	465	34	81	Good	Good	Good
	11	534	29	92	61	465	34	82	Good	Good	Good
	12	536	28	93	62	466	32	85	Good	Good	Good
	13	538	27	95	63	468	31	86	Good	Good	Good
	14	542	25	94	63	472	29	85	Good	Good	Good
	15	520	17	90	60	452	20	81	Good	Good	Good

[0101]

[表4]

		機械特性							破断までの 冷間延伸 加工率 (%)	オシレーション マーク深さ	変色部 合計長さ	β相の 平均 結晶粒径 (μm)
		鑄造材			475℃熱処理後							
		強度 (N/mm ²)	伸び (%)	切削性指数		強度 (N/mm ²)	伸び (%)	切削性指数 110m/min				
40m/min	110m/min											
比較例	1	570	11	73	49	496	13	65	32	Not Good	Not Good	Not Good
	2	472	28	88	59	411	39	79	41	Good	Not Good	Not Good
	3	500	22	68	45	435	26	61	41	Not Good	Good	Not Good
	4	562	9	62	41	489	10	55	32	Not Good	Not Good	Not Good
	5	571	11	65	43	497	13	67	32	Good	Not Good	Not Good
	6	447	34	82	55	389	39	68	20	Not Good	Not Good	Not Good
	7	530	15	68	45	461	17	61	32	Good	Not Good	Not Good
	8	524	17	67	45	456	20	59	20	Not Good	Not Good	Not Good
	9	536	33	87	57	442	37	72	41	Good	Good	Good

[0102] 比較例1においては、Cuの含有量が少なく（Znの含有量が多く）、α相とβ相の面積割合においてα相の比率が低く（β相の比率が高く）、破断

までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。また、切削性指数が低く、被削性が不十分であった。さらに、オシレーションマーク深さ、変色部の評価が「Not Good」となった。

比較例2においては、Cuの含有量が多く（Znの含有量が少なく）、 γ 相の面積率が0.1%を超えており、破断までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。また、変色部の評価が「Not Good」となった。

[0103] 比較例3においては、Siの含有量が少なく、破断までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。また、切削性指数が低く、被削性が不十分であった。さらに、オシレーションマーク深さの評価が「Not Good」となった。

比較例4においては、Siの含有量が多く、 γ 相の面積率が0.1%を超えており、破断までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。また、切削性指数が低く、被削性が不十分であった。さらに、オシレーションマーク深さ、変色部の評価が「Not Good」となった。

[0104] 比較例5においては、Pbを含有しておらず、切削性指数が低く、被削性が不十分であった。また、変色部の評価が「Not Good」となった。

比較例6においては、Pbの含有量が多く、強度が低くなった。また、破断までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。さらに、オシレーションマーク深さ、変色部の評価が「Not Good」となった。

[0105] 比較例7においては、Pの含有量が少なく、切削性指数が低く、被削性が不十分であった。また、破断までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。さらに、変色部の評価が「Not Good」となった。

比較例8においては、Pの含有量が多く、切削性指数が低く、被削性が不十分であった。また、破断までの冷間抽出加工率が低く加工性を確保できなかった。さらに、オシレーションマーク深さ、変色部の評価が「Not Good」となった。

[0106] これに対して、本発明例によれば、強度および伸びに優れていた。また、切削性指数が高く、被削性に優れていた。さらに、破断までの冷間抽出加工

率が高く、加工性を確保できた。また、オシレーションマーク深さ、変色部の評価が「Good」であり、安定して連続鑄造することができた。さらに、熱処理後においても、強度および伸び、被削性に優れていた。

[0107] 以上、本発明例によれば、強度、伸び、被削性に優れ、かつ、欠陥の少ない高品質なCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材を提供可能であることが確認された。

産業上の利用可能性

[0108] 本発明によれば、強度、伸び、被削性に優れ、かつ、欠陥の少ない高品質なCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材を提供することが可能となる。

請求の範囲

[請求項1] 60.0mass%を超え65.0mass%未満のCuと、0.40mass%以上1.20mass%以下の範囲内のSiと、0.002mass%以上0.250mass%以下の範囲内のPbと、0.040mass%以上0.190mass%以下の範囲内のPを含み、任意元素として0.001mass%以上0.100mass%以下のBiを含み、残部がZn及び不純物からなり、前記不純物のうち、Fe、Mn、CoおよびCrの合計含有量が0.450mass%以下であり、かつ、SnおよびAlの合計含有量が0.30mass%以下であり、

casting directionに直交する断面において、 α 相と β 相の面積割合が $\alpha : \beta = 40 \sim 70 : 60 \sim 30$ であり、 γ 相の面積率が0.1%以下であり、粒径 $10 \mu\text{m}$ 以下の微細 α 相の面積率が30%以上60%以下であることを特徴とするCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材。

[請求項2] 引張強度が450MPa以上600MPa以下の範囲内、伸びが12%以上35%以下の範囲内であることを特徴とする請求項1に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材。

[請求項3] ISO分類記号K10の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角： 0° 、ノーズ半径：0.4mm、逃げ角： 6° 、切削速度：40m/分、切り込み深さ：1.0mm、送り速度：0.11mm/rev.の条件下（乾式下）で、切削加工した直径14mmの試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（1）式で算出される切削抵抗が、Zn-59mass%Cu-3mass%Pb-0.2mass%Fe-0.3mass%Sn合金からなる市販快削黄銅棒C3604の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が90以上となることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒

材。

$$(1) \text{式: 切削抵抗} = \left((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2 \right)^{1/2}$$

[請求項4]

I S O分類記号K 1 0の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角：0°、ノーズ半径：0.4 mm、逃げ角：6°、切削速度：110 m／分、切り込み深さ：1.0 mm、送り速度：0.21 mm／rev. の条件下（乾式下）で、切削加工した直径14 mmの試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（1）式で算出される切削抵抗が、Zn－59 mass % Cu－3 mass % Pb－0.2 mass % Fe－0.3 mass % Sn合金からなる市販快削黄銅棒C 3 6 0 4の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が60以上となることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu－Zn－Si－Pb－P系合金連続鑄造線棒材。

$$(1) \text{式: 切削抵抗} = \left((\text{主分力})^2 + (\text{送り分力})^2 + (\text{背分力})^2 \right)^{1/2}$$

[請求項5]

450℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、金属組織の構成相において、γ相の面積率が0.1%以下であり、粒径10 μm以下の微細α相の面積率が30%以上60%以下であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu－Zn－Si－Pb－P系合金連続鑄造線棒材。

[請求項6]

475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、引張強度が400 MPa以上550 MPa以下、伸びが14%以上38%以下であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu－Zn－Si－Pb－P系合金連続鑄造線棒材。

[請求項7]

475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、I S O分類記号K 1 0の超硬工具を取り付けた旋盤を用い、すくい角：0°、ノーズ半径：0.4 mm、逃げ角：6°、切削速度：40

m/分、切り込み深さ：1.0 mm、送り速度：0.11 mm/rev. の条件下（乾式下）で、切削加工した直径14 mmの試験材円周上を切削した際に、工具に取り付けられた動力計による計測値から以下の（1）式で算出される切削抵抗が、Zn-59 mass % Cu-3 mass % Pb-0.2 mass % Fe-0.3 mass % Sn合金からなる市販快削黄銅棒C3604の切削抵抗を100とした相対値である被削性指数が80以上となることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材。

（1）式：切削抵抗＝（（主分力）²＋（送り分力）²＋（背分力）²）^{1/2}

[請求項8] 475℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、断線する迄の最大可能冷間抽伸加工率が50%以上であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材。

[請求項9] 600℃で120分保持後に空冷する熱処理を実施後において、粒径10 μm以下の微細α相の面積率が10%以上20%以下であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材。

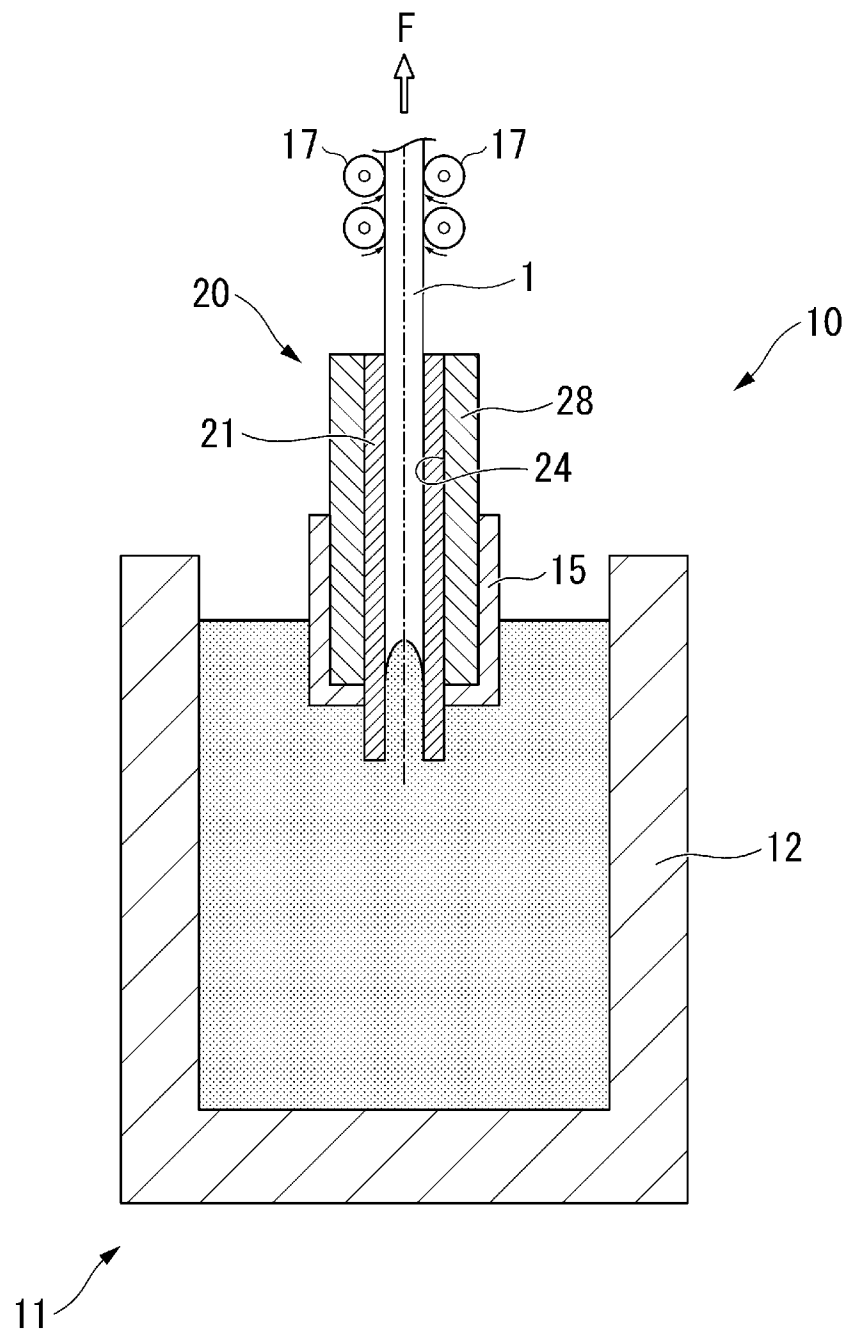
[請求項10] 鑄造方向に直交する断面において、β相の平均結晶粒径が500 μm以下で、デンドライトおよび柱状晶が分断された結晶組織を有し、α相の最大長さの箇所を長軸、長軸に直交する最大長さの箇所を短軸として、長軸長さL1と短軸長さL2との比L1/L2が1以上4以下の範囲内であり、略円形状、楕円形状または多角形状をなすことを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鑄造線棒材。

[請求項11] オシレーションマーク深さが50 μm未満であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金

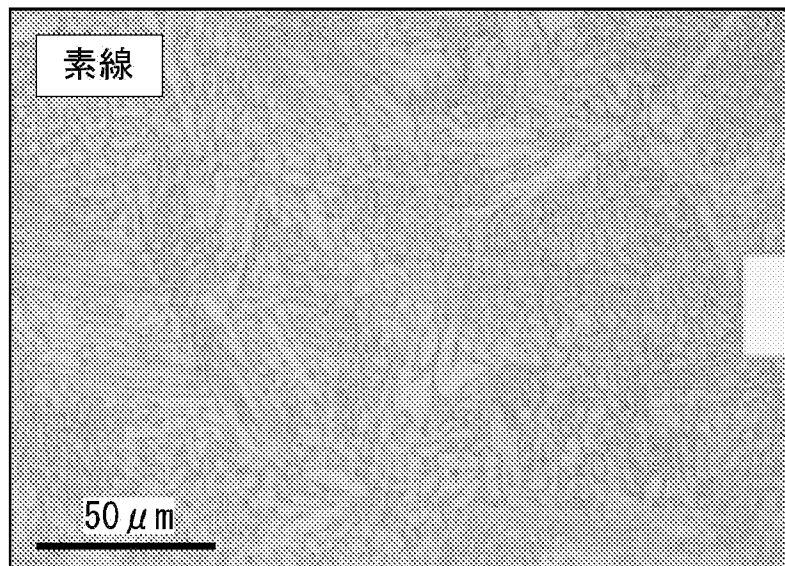
連続鋳造線棒材。

[請求項12] 鋳造方向に直交する断面の断面積が 12 mm^2 以上 227 mm^2 以下の範囲内であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載のCu-Zn-Si-Pb-P系合金連続鋳造線棒材。

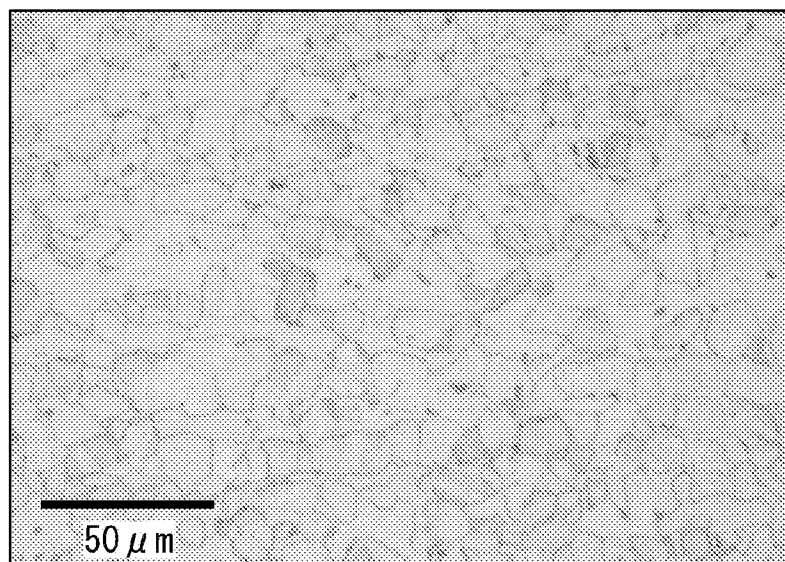
[図1]



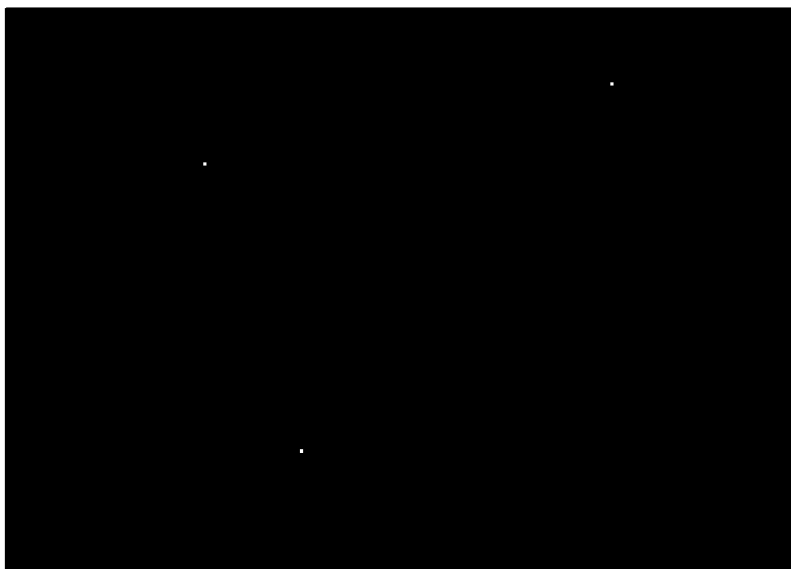
[図2A]



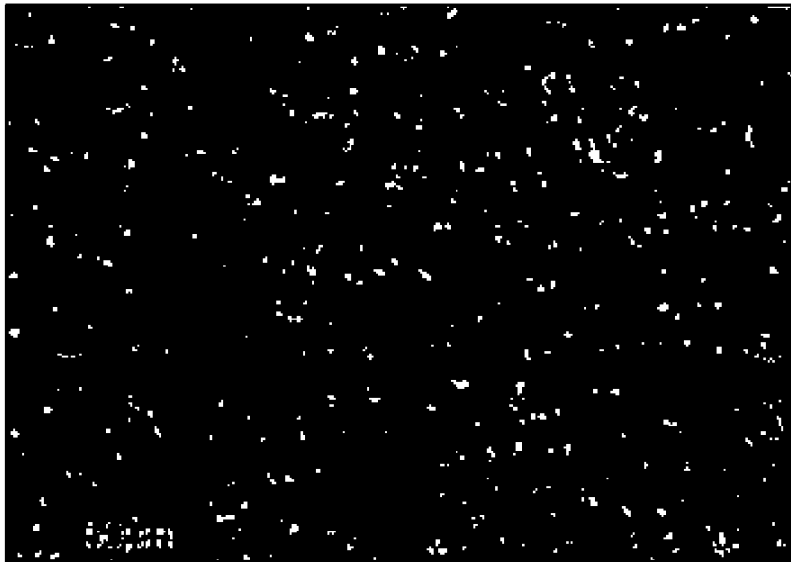
[図2B]



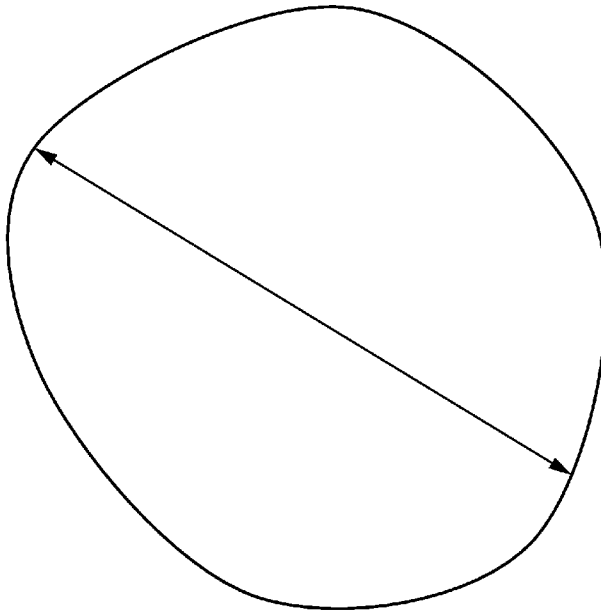
[図3A]



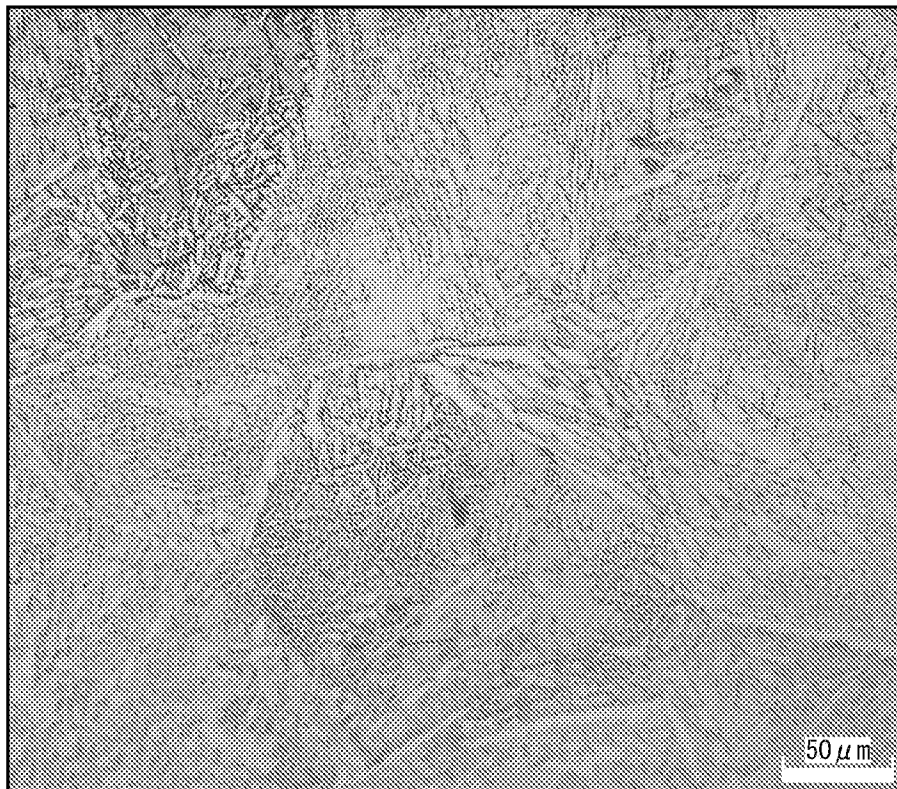
[図3B]



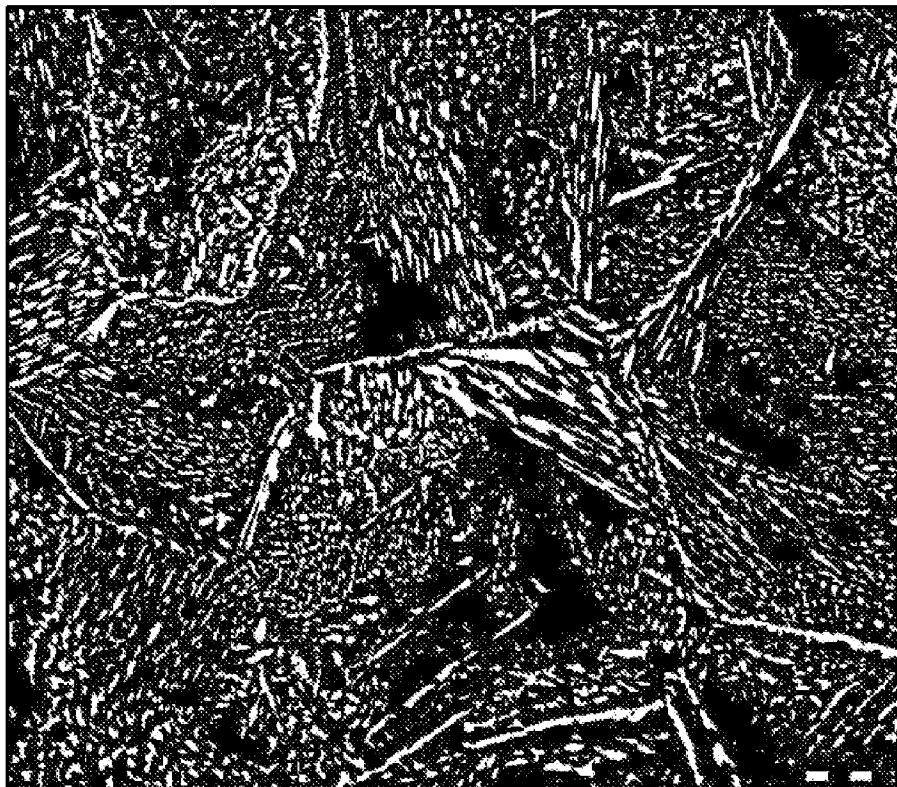
[図4]



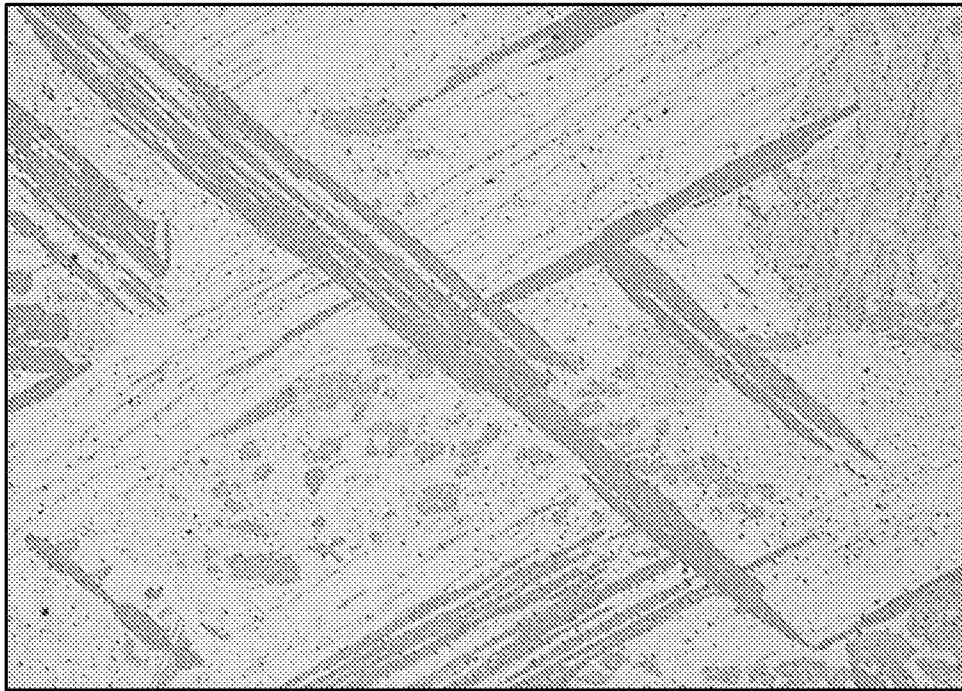
[図5A]



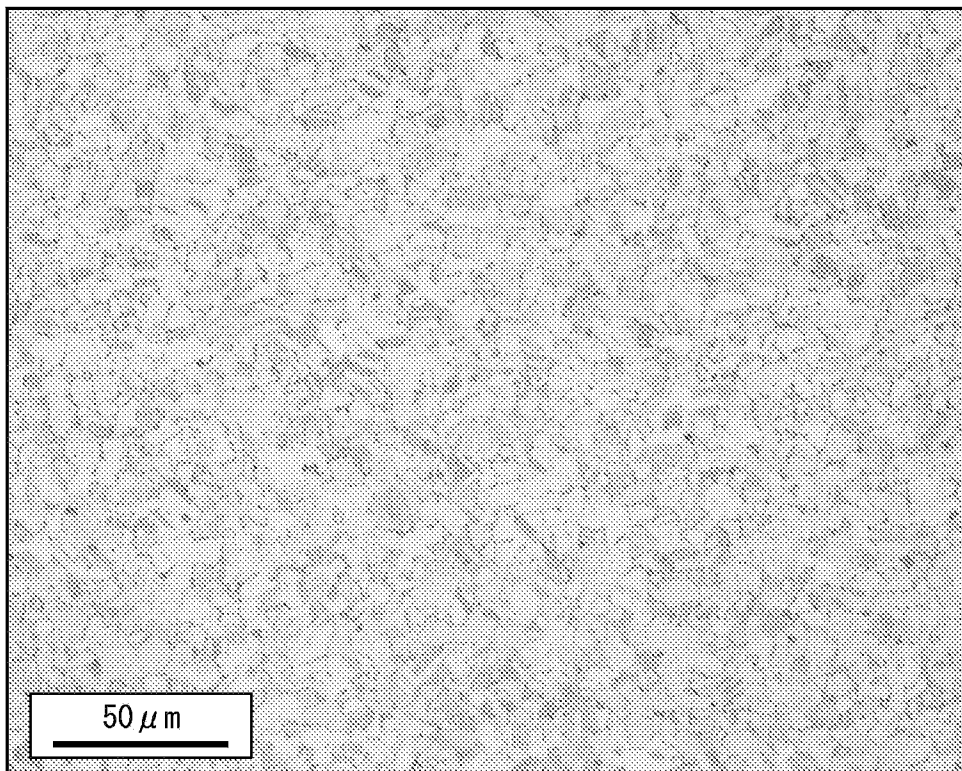
[図5B]



[図6A]



[図6B]



[図7A]



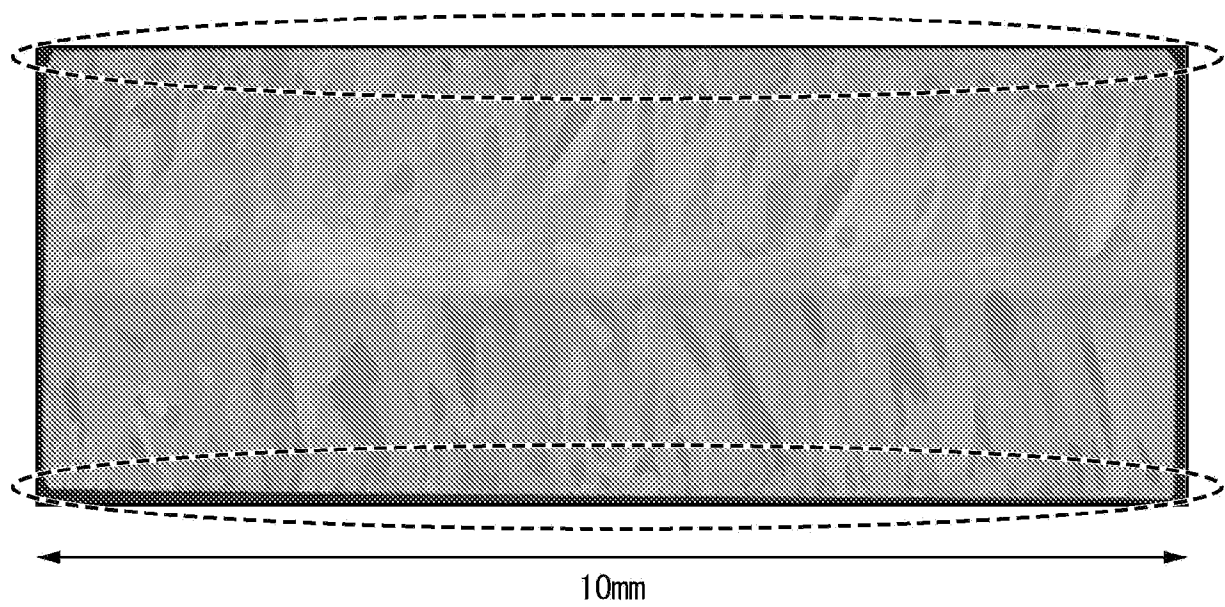
[図7B]



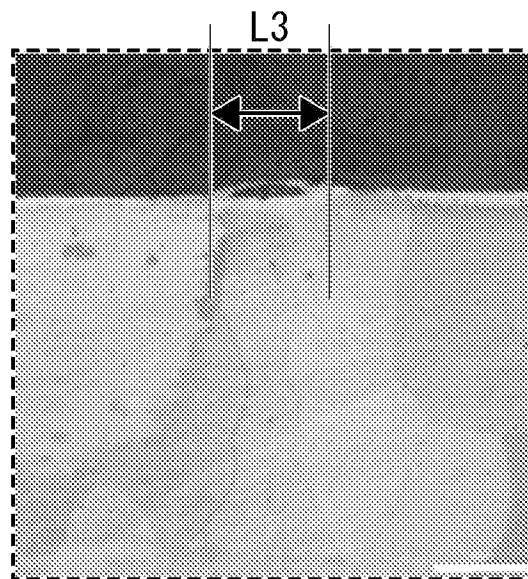
[図8]



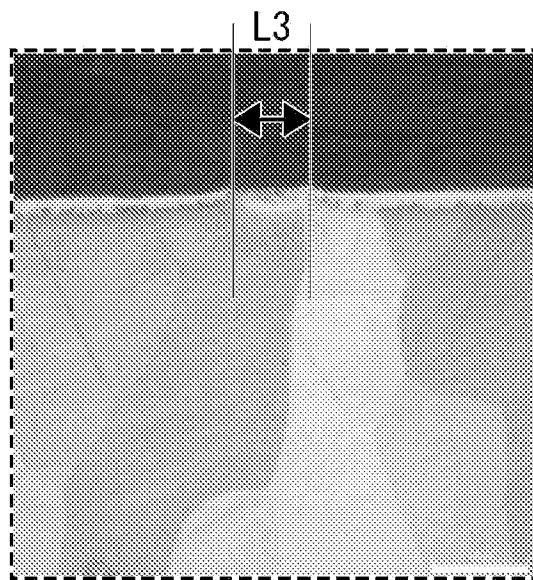
[図9A]



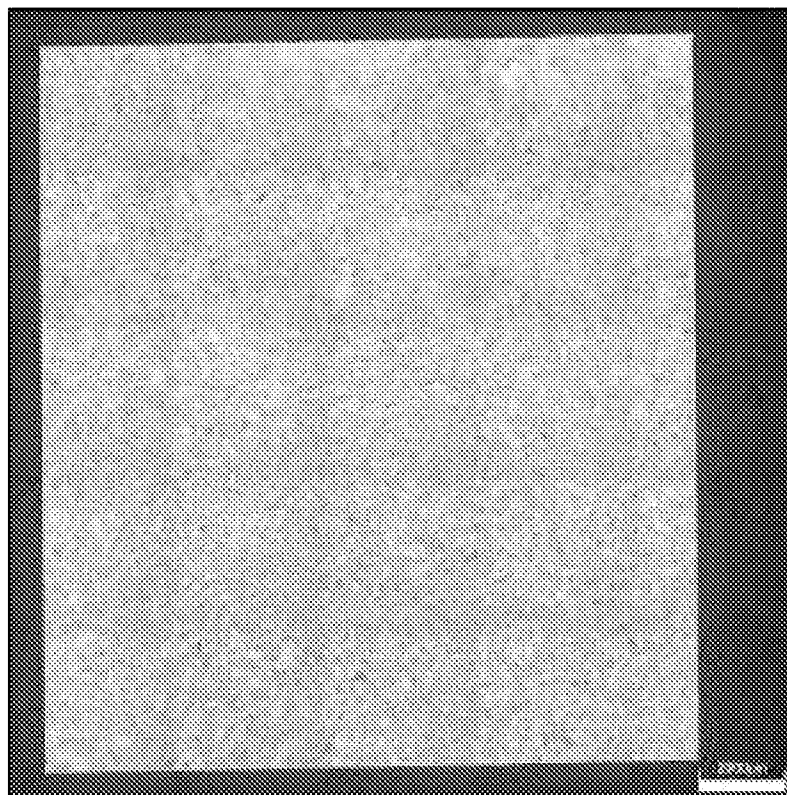
[図9B]



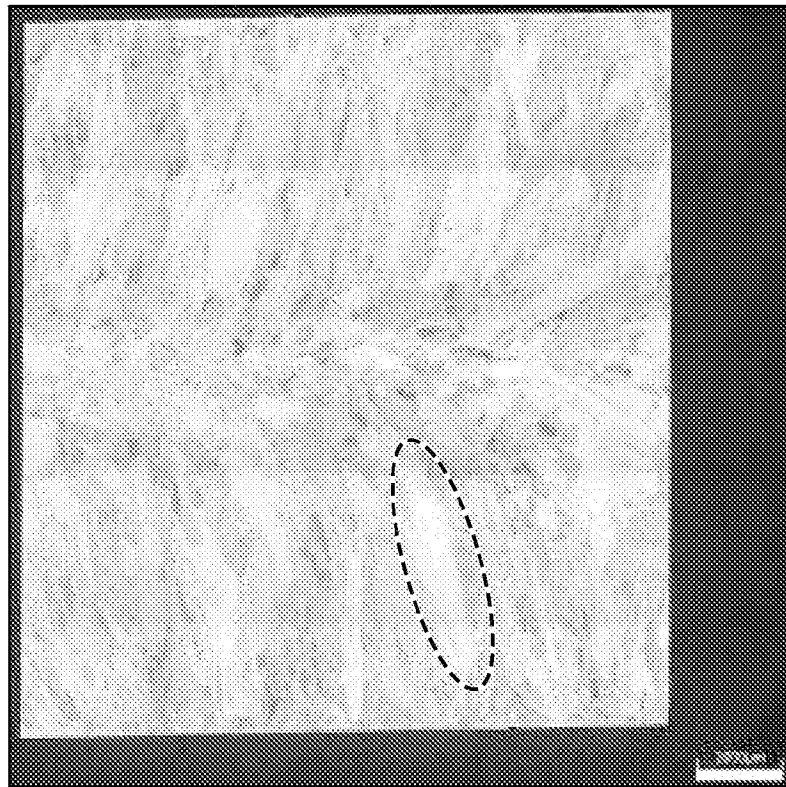
[図9C]



[図10A]



[図10B]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/036437

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 9/04(2006.01)i; **B22D 11/00**(2006.01)i; **B22D 11/04**(2006.01)i; **B23B 1/00**(2006.01)i; **C22F 1/00**(2006.01)i;
C22F 1/08(2006.01)i

FI: C22C9/04; B22D11/00 F; B23B1/00 Z; C22F1/08 A; C22F1/00 624; C22F1/00 611; C22F1/00 604; C22F1/00 630A;
C22F1/00 630J; C22F1/00 630K; C22F1/00 631Z; B22D11/04 115; B22D11/04 114

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)

C22C9/04; B22D11/00; B22D11/04; B23B1/00; C22F1/00; C22F1/08

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 1971-2024
Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2020/261636 A1 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 30 December 2020 (2020-12-30)	1-12
A	WO 2021/117528 A1 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 17 June 2021 (2021-06-17)	1-12
A	WO 2021/225165 A1 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 11 November 2021 (2021-11-11)	1-12
E, A	WO 2024/228354 A1 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 07 November 2024 (2024-11-07)	1-12



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
“D” document cited by the applicant in the international application
“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

16 December 2024

Date of mailing of the international search report

24 December 2024

Name and mailing address of the ISA/JP

**Japan Patent Office (ISA/JP)
3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915
Japan**

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2024/036437

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
WO	2020/261636	A1	30 December 2020	US	2022/0275479	A1	
				EP	3992321	A1	
				KR	10-2021-0148347	A	
				CN	113906150	A	
				JP	2021-42460	A	
				JP	2021-42459	A	
				JP	2021-42461	A	
				JP	2021-42462	A	
WO	2021/117528	A1	17 June 2021	EP	4074849	A1	
				US	2024/0093332	A1	
				KR	10-2022-0059528	A	
				CN	114761592	A	
				JP	2021-42459	A	
				JP	2021-42461	A	
				JP	2021-42460	A	
				JP	2021-42462	A	
WO	2021/225165	A1	11 November 2021	US	2023/0160039	A1	
				CN	115443343	A	
				EP	4148154	A1	
				JP	2021-176983	A	
WO	2024/228354	A1	07 November 2024	(Family: none)			

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

C22C 9/04(2006.01)i; B22D 11/00(2006.01)i; B22D 11/04(2006.01)i; B23B 1/00(2006.01)i;
C22F 1/00(2006.01)i; C22F 1/08(2006.01)i
FI: C22C9/04; B22D11/00 F; B23B1/00 Z; C22F1/08 A; C22F1/00 624; C22F1/00 611; C22F1/00 604; C22F1/00 630A; C22F1/00 630J; C22F1/00 630K; C22F1/00 631Z; B22D11/04 115; B22D11/04 114

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））

C22C9/04; B22D11/00; B22D11/04; B23B1/00; C22F1/00; C22F1/08

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1971-2024年
日本国実用新案登録公報1996-2024年
日本国登録実用新案公報1994-2024年

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

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2020/261636 A1（三菱マテリアル株式会社）30.12.2020（2020-12-30）	1-12
A	WO 2021/117528 A1（三菱マテリアル株式会社）17.06.2021（2021-06-17）	1-12
A	WO 2021/225165 A1（三菱マテリアル株式会社）11.11.2021（2021-11-11）	1-12
E, A	WO 2024/228354 A1（三菱マテリアル株式会社）07.11.2024（2024-11-07）	1-12

☐ 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、一般的技术水準を示すもの
“D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献
“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抵触するものではなく、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
16. 12. 2024

国際調査報告の発送日
24. 12. 2024

名称及びあて先
日本国特許庁(ISA/JP)
〒100-8915
日本国
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

権限のある職員（特許庁審査官）

小川 進 4K 8414

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2024/036437

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2020/261636	A1	30.12.2020	US	2022/0275479	A1	
				EP	3992321	A1	
				KR	10-2021-0148347	A	
				CN	113906150	A	
				JP	2021-42460	A	
				JP	2021-42459	A	
				JP	2021-42461	A	
				JP	2021-42462	A	

WO	2021/117528	A1	17.06.2021	EP	4074849	A1	
				US	2024/0093332	A1	
				KR	10-2022-0059528	A	
				CN	114761592	A	
				JP	2021-42459	A	
				JP	2021-42461	A	
				JP	2021-42460	A	
				JP	2021-42462	A	

WO	2021/225165	A1	11.11.2021	US	2023/0160039	A1	
				CN	115443343	A	
				EP	4148154	A1	
				JP	2021-176983	A	

WO	2024/228354	A1	07.11.2024	(ファミリーなし)			
