

(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
2024年11月7日(07.11.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/228355 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 9/04 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)
C22F 1/08 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2024/016186
- (22) 国際出願日: 2024年4月25日(25.04.2024)
- (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 2023-075579 2023年5月1日(01.05.2023) JP
特願 2023-173342 2023年10月5日(05.10.2023) 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 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 大石 恵一郎 (OISHI Keiichiro); 〒5900906 大阪府堺市堺区三宝町8丁374番地 三菱マテリアル株式会社 三宝製作所内 Osaka (JP). 須崎 孝一 (SUZAKI Koichi); 〒5900906 大阪府堺市堺区三宝町8丁374番地 三菱マテリアル株式会社 三宝製作所内 Osaka (JP). 後藤 弘樹 (GOTO Hiroki); 〒5900906 大阪府堺市堺区三宝町8丁374番地 三菱マテリアル株式会社 三宝製作所内 Osaka (JP). 田渕 友和 (TABUCHI Tomokazu); 〒5900906 大阪府堺市堺区三宝町8丁374番地 三菱マテリアル株式会社 三宝製作所内 Osaka (JP).
- (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 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, 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, JP, 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, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF,

(54) Title: FREE-MACHINING COPPER ALLOY AND PRODUCTION METHOD FOR FREE-MACHINING COPPER ALLOY

(54) 発明の名称: 快削性銅合金、および、快削性銅合金の製造方法

(57) Abstract: This free-machining copper alloy contains prescribed amounts of Cu, Si, Pb, and P, and contains a prescribed amount of Bi as an optional element, with the remainder being Zn and unavoidable impurities. Among the unavoidable impurities, the total content of Fe, Mn, Co, and Cr is less than a prescribed amount, and the Al content is less than a prescribed amount. The compositional relationships f1, f2, and f0, which are defined from the elemental composition, the structural relationships f3, f4, and f5, which are defined from the surface area ratios of the constituent phases of the metallographic structure, and structural/compositional relationship f6, which is defined from the composition and the metallographic structure, each fall within prescribed ranges. A modified $\beta 1$ phase has visible grain boundaries when etched using a liquid mixture of hydrogen peroxide and aqueous ammonia.

(57) 要約: この快削性銅合金は、所定量のCuとSiとPbとPを含み、任意元素として所定量のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうちFe, Mn, Co及びCrの合計含有量が所定量未満、かつ、Alの含有量が所定量未満であり、各元素の組成から規定される組成関係式f1, f2, f0、金属組織の構成相の面積率から規定される組成関係式f3, f4, f5、組成と金属組織から規定される組織・組成関係式f6がそれぞれ所定の範囲内とされ、改質した $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能である。

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：快削性銅合金、および、快削性銅合金の製造方法 技術分野

[0001] 本発明は、耐食性、特に耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好で、強度が高く、Pbの含有量を大幅に減少させた快削性銅合金、及び、快削性銅合金の製造方法に関する。

人や動物が毎日摂取する飲料水に使用される器具・部品、キッチン、バス、トイレ等の衛生設備に使用される器具・部品、水道メーター、楽器、食器、排水用器具・部品、工業用配管部品、電気・電子機器部品、自動車部品、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、水素などの液体や気体に係る部品、具体的な部品名称として、給水栓、混合栓、水栓金具、止水栓、バルブ、継手、弁、シャワーヘッド、コック、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、スパーサー、ねじなど切削が施される部品に用いられる快削性銅合金、及び、快削性銅合金の製造方法に関するものである。

本願は、2023年5月1日に、日本に出願された特願2023-075579号及び2023年10月5日に、日本に出願された特願2023-173342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、衛生設備に関わる器具・部品、水道メーター、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、部品名称として、給水栓、混合栓、止水栓、バルブ、コック、継手、歯車、センサー、ナット、ねじなどの部品には、優れた被削性、抗菌性を備え、耐食性の良好な、56～65mass%のCuと、1～4mass%のPbを含有し、残部がZnとされたCu-Zn-Pb合金（いわゆる

快削黄銅棒、鍛造用黄銅、鋳物用黄銅)、あるいは、80～88 mass %のCuと、2～8 mass %のSn、1～8 mass %のPbを含有し、残部がZnとされたCu-Sn-Zn-Pb合金(いわゆる青銅鋳物:ガンメタル)が一般的に使用されていた。

[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、電気・電子機器、自動車、機械などの産業分野においても、例えば、欧州のRoHS指令、ELV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。

[0005] このような快削性銅合金のPb規制強化の動向の中、56～65 mass %のCuと、1～4 mass %のPbを含有し、残部がZnからなるPb含有快削性銅合金、特に全世界で最も多く使用されている3 mass %のPbを含有する快削黄銅(JIS規格: C3604、ASTM規格: C36000、EN規格: CW614N)の代替として、(1) Pbの代わりに被削性機能を有するBiと、場合によっては、Biに加えSeを含有するCu-Zn-Bi合金、Cu-Zn-Bi-Se合金、(2) 高濃度のZnを含有し、β相を増やして被削性の向上を図ったCu-Zn合金、あるいは、(3) Pbの代わりに優れた被削性能を有するγ相、κ相を多く含んだCu-Zn-Si合金、さらには、(4) Siの含有によりβ相の被削性が改善されたCu-Zn-Si-Pb合金、などが提唱されている。

例えば、特許文献1においては、Cu-Zn合金に、0.3～4 mass %、好ましくは1.8～3.2 mass %のBiを添加し、かつ、β相は耐

脱亜鉛腐食性に劣るので、 β 相を減少させ、 β 相が α 相により分断させるために350～550℃で焼鈍することにより、被削性と耐脱亜鉛腐食性の改善を図っている。

[0006] しかしながら、Pbの代わりにBiを含有させた合金は、Biは、被削性機能においてPbより劣ること、Pbと同様に環境や人体に有害であるおそれがあること、希少金属であるので資源上の問題があること、銅合金材料を脆くすることなどを含め、多くの問題を有している。

また、特許文献1に示すように、従来からCu-Zn合金の β 相は耐脱亜鉛腐食性に劣り、その改善策として β 相の減少と、 α 相により β 相を分断させるための焼鈍などが実質的に必要とされている。

[0007] また、多量の β 相を含むCu-Zn2元合金は、被削性改善に貢献するが、 β 相は、Pbに比べ被削性機能が劣り、そして耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に劣るので、到底、Pb含有快削性銅合金の代替にはなりえない。

そこで、快削性銅合金として、Pbの代わりにSiを含有したCu-Zn-Si合金が、例えば特許文献2～8に提案されている。

[0008] 特許文献2～7においては、大よそ、Cu量が58～65mass%、Si量が0.2～1.5mass%とされ、 β 相に含有されるSiと、PとZnなどで形成される微細なPの化合物の存在により被削性が改善されるとされ、 β 相と γ 相の面積率を規定し、P化合物の存在と少量のPbの含有と相まって優れた被削性を実現させたものとしている。しかしながら、Cu-Zn合金の β 相は、特許文献1で開示されているように耐脱亜鉛腐食性が悪く、さらに耐応力腐食割れ性を悪くすることは周知の事実である。そのため特許文献2～7には、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に関わる具体的なデータの開示は見当たらず、従来のCu-Zn合金の β 相の技術課題である、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性は改善されていないと推測される。

特許文献8は、Cu量が71.5～78.5mass%、Si量が2.0～4.5mass%とされ、Cu、Si濃度が高い合金で形成される優れた被削性機能を備える γ 相および κ 相の合計含有面積を規定することにより、

0.02 mass %以下の少量のPbの含有で、優れた切削性を実現させたものである。そしてSn, Alを、それぞれ、0.1 mass %以上の量で含有することにより、多くの γ 相が形成され、更なる被削性や耐食性の向上を図っているものとしている。

[0009] また、特許文献9においては、Cu-Zn-Sn合金に、少量のSi, Pb, PまたはFeを含有し、そして0.5 mass %以下のPbを含有させ、製造方法の工夫により、マトリックス中にPb濃化粒子を分散させ、 α 相の内部に存在するPb濃化粒子の個数密度を高めることにより、優れた快削性を得るものとしている。そして特許文献9では、耐脱亜鉛腐食性を向上させるために400～600℃の仕上熱処理が実質的に必要とされている。

[0010] 特許文献10には、Cu-Zn-Si-Pb-P合金において、空洞の素材を用い、ニアネットに空洞の熱間鍛造品を製造する技術に関わり、 β 相、 γ 相及び μ 相の面積率を制限した銅合金が提案されている。

特許文献11には、Cu-Zn-Zr-P合金において、選択的にSi, Pb, Snが含有され、ZrとPの作用により、結晶粒が微細化された銅合金鑄物が提案されている。

特許文献12には、Cu-Zn-Sn-Al合金において、選択的にSi, Pbが含有され、 γ 相および β 相の面積率を制限した耐変色性に優れる銅合金が提案されている。

特許文献13には、Cu-Zn-Si-Sn-Al-P合金において、Pbを含まない銅合金鑄物が提案されている。

特許文献14には、Cu-Zn-Si-Sn-Al合金において、耐食性を向上させるためには、見掛けのZn含有量が重要であるとし、実質的には多量のPbまたはBiを含有することにより被削性を向上させた銅合金が提案されている。

特許文献15には、Cu-Zn-Si合金において、Cuを65 mass %以上含有し、鑄造性、機械的強度が良好な、Pbを含有しない銅合金鑄物であり、 γ 相によって被削性を改善されるとしており、Sn, Al, Mn,

N i , S b を多量に含有した実施例が記載されている。

先行技術文献

特許文献

- [0011] 特許文献1：特開2002-003967号公報
特許文献2：特開2021-042461号公報
特許文献3：特開2021-042459号公報
特許文献4：特開2021-042460号公報
特許文献5：国際公開第2020/261666号
特許文献6：特開2021-042462号公報
特許文献7：国際公開第2021/117528号
特許文献8：国際公開第2007/034571号
特許文献9：特開2016-194123号公報
特許文献10：国際公開第2013/065830号
特許文献11：国際公開第2006/016630号
特許文献12：国際公開第2015/046421号
特許文献13：特開2010-133006号公報
特許文献14：特開2018-048398号公報
特許文献15：特表2019-508584号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0012] これらの特許文献1～15にも示されているように、従来からの大きな技術課題である、Cu-Zn系合金に存在する β 相の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に係る本質的な改善は、過去に見当たらない。さらに、Cu-Zn合金で、0.2%より少ない量のPb、Biの含有で、Biの含有を必須とせずとも、切削速度が100m/分を超える高速切削条件で、低い切削抵抗、優れた被削性を示す合金の開示も見当たらない。
- [0013] 本発明は、斯かる従来技術の問題を解決するためになされたものであり、

熱間加工性、被削性に優れ、 β 相（後述する $\beta 1$ 相）を多量に含むにも関わらず耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好で、強度が高く、強度と延性のバランスが良好であり、Pbの含有量を大幅に減少させた快削性銅合金、及び、快削性銅合金の製造方法を提供することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0014] 上述の課題を解決して、前記目的を達成するために、本発明者らは鋭意検討した結果、以下のような知見を得た。

なお、本明細書において、特に断りのない限り、 β 相は、 β' 相を含み、 γ 相は、 γ' 相を含み、 α 相は α' 相を含む。 $\beta 1$ 相は、改質された β 相であり、 β 相および β' 相とは区別される。 $\beta 1$ 相は、エッチング液として過酸化水素とアンモニア水を用いて金属顕微鏡で観察した時、 $\beta 1$ 相内に、粒界の模様、すなわち結晶粒界が観察されることを特徴としている。一般的なCu-Zn合金、Cu-Zn-Bi合金、Cu-Zn-Si合金などに存在する β 相は、過酸化水素とアンモニア水でエッチングしても、 β 相内に結晶粒界が観察されない。そのため、 β 相と $\beta 1$ 相とは明瞭に区別できる。結晶粒界は単に粒界ということもある。熱間加工材は、熱間押出材、熱間鍛造材、熱間圧延材を含んでいる。冷間加工性とは、抽伸、伸線、圧延、かしめ、曲げなど冷間で行われる加工の性能を指す。良好な、優れた被削性とは、断りがない限り、旋盤を用いた外周切削時の切削抵抗が低く、切屑の分断性が良いこと、或いは優れることを指す。伝導性とは、電気伝導性、熱伝導性、導電性を指す。冷却速度とは、ある温度範囲での平均の冷却速度を指す。1昼夜は、1日間を意味する。実操業は、実機の量産設備で製造することを意味する。

[0015] 上述の特許文献8では、Cu-Zn-Si合金において、 β 相は、銅合金の被削性にほとんど貢献することなく、むしろ阻害するとされている。特許文献10, 11, 12においても、 β 相の量は大幅に制限されている。特許文献1では、 β 相の耐脱亜鉛腐食性の改善方法として、 β 相を減少させ、 β 相が α 相によって分断されるために、350～550℃で焼鈍する工程が必要

とされている。特許文献9では、 β 相の耐脱亜鉛腐食性を改善するために、 Si より Sn が多く含有されることが必要であり、かつ $700\sim 850^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱され、熱間押出され、仕上熱処理として $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ で、30分以上保持され、 400 から 200°C までの平均冷却速度が $0.2\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の条件で熱処理を行うことが必要とされている。

[0016] 一方、特許文献2～7では、 $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}$ 合金において、まず、一定量の Si を β 相に含有させることにより β 相そのものの被削性に大きな効果があることが発見された。そして、微細な P の化合物を存在させること、少量の Pb 、場合によっては Bi を含有させること、これら3要件が相乗的に作用することにより、合金に優れた被削性を得たとされている。しかしながら、 P の化合物を存在させるために、好ましくは、熱間加工後の約 530°C から約 450°C までの温度領域における平均冷却速度が約 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{分以上}$ 約 $70^{\circ}\text{C}/\text{分以下}$ の冷却が必要とされている。

ところで、特許文献2～7では、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に関わるデータの開示はない。また、 β 相そのものの改質についての言及はない。すなわち、 $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}$ 合金に存在する β 相の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性の改善、および更なる被削性の改善は、ないものと推測される。

[0017] 本発明者らは、さらに、 $\text{Cu}-\text{Zn}-\text{Si}$ 合金において、 β 相そのものの改質に取り組んだ。鋭意研究を重ねた結果、 P 化合物の存在が無くとも、改質された β 相、すなわち $\beta 1$ 相により、 Bi の含有を必須とせずとも、被削性、特に高速切削時の被削性がさらに改善され、そして、 $\text{Cu}-\text{Zn}$ 系合金の永年の課題であった β 相の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を大幅に改善することができた。加えて、 β 相の代わりに $\beta 1$ 相を含む合金は、延性を損なわずに強度をさらに高めることができた。この $\beta 1$ 相は、まず、 β 相内に一定量の Si と P を固溶させる必要があり、そして $500\sim 670^{\circ}\text{C}$ の β 相の状態を保たせ、常温まで冷却する際の冷却速度を高めることにより、高温での金属組織の状態を常温にまで持ちきたすことにより得られる。

[0018] ところで、 β 1 相は、Cu-Zn系合金の β 相と容易に区別、判別がつく。表面を研鏡（鏡面研磨）し、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングする。エッチングには、3 vol %の過酸化水素水 3 mL と、14 vol %のアンモニア水 22 mL を混合した水溶液を用いる。約 15～約 25℃の室温にてこの水溶液に金属の研磨面を約 2～約 10 秒浸漬し、金属顕微鏡で 200～1000 倍で観察すると、 β 1 相内には、粒界の模様、すなわち結晶粒界が見えるが、通常の Cu-Zn系合金の β 相内には結晶粒界が観察されない。このエッチング液は、特許文献 2～7, 10, 11 にも使用が開示され、金属組織が掲載されている。

[0019] β 1 相を得る条件、すなわち熱間加工後の 500～670℃の β 相の状態を保たせ、常温にまで持ちきたすためには、熱間加工後の冷却過程において、熱間加工材が 670℃より低い温度、500℃より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理において、冷却処理開始温度から 500℃までの温度領域における平均冷却速度が 300℃/分超えで冷却され、引き続き、500℃から 300℃までの温度領域における平均冷却速度が少なくとも 300℃/分超えで冷却されることが必要である。本明細書において、特に断りのない限り、冷却処理とは、自然冷却ではなく、水冷またはそれに類似する方法で冷却速度を操作することを指す。特許文献 2～7 では、微細な P を含む化合物を得るために、熱間加工材が熱間加工後の約 530℃から約 450℃までの温度領域における平均冷却速度が約 0.1℃/分以上約 70℃/分以下の冷却が必要とされている。すなわち、本願と特許文献 2～7 とは、逆の方向に向かっていること（逆の教示をしていること）が明瞭である。

ただし、例えば、熱間加工後、520℃付近の冷却速度が 60℃/分であり、かつ冷却処理開始温度の 520℃から 500℃の温度領域における平均冷却速度が 300℃/分超えである場合、本願においても β 1 相と P 化合物の両方を含む合金が存在することがある。

[0020] 本願における β 1 相によって、特許文献 2～7 の開示にある P 化合物が無くとも、Cu-Zn-Si 合金の被削性、特に高速切削に関し、大幅に改善

される。そして、 $\beta 1$ 相と、微細なPb粒子、或いは、PbとBiを含む粒子との相乗作用により、切削抵抗の低下、および切屑の分断を促進させる。

さらに重要なことは、従来の β 相の未解決の課題で、大きな課題であった耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が、 β 相から $\beta 1$ 相に改質されることにより大幅に改善され、解決されることである。また、機械的性質は、従来の β 相の高い強度を引き継ぎ、そして延性が改善され、さらに高い強度を備え、強度・延性のバランスがより良好なものとなる。以上により、従来の快削黄銅に匹敵する被削性能を有し、従来の快削黄銅に比べ、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好で、強度の高い銅合金を発明するに至った。

[0021] 本発明の態様1の快削性銅合金は、60.5mass%超え65.0mass%未満のCuと、0.50mass%超え1.20mass%未満のSiと、0.002mass%以上0.20mass%未満のPbと、0.01mass%超え0.18mass%未満のPを含み、任意元素として0.0001mass%以上0.20mass%未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.40mass%未満であり、かつ、Alの含有量が0.30mass%未満であり、Cuの含有量を[Cu]mass%、Siの含有量を[Si]mass%、Pbの含有量を[Pb]mass%、Pの含有量を[P]mass%、Biの含有量を[Bi]mass%、とした場合に、 $57.5 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.5$ の関係を有し、Biを含む場合は、 $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ の関係をさらに有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を(α)%、 γ 相の面積率を(γ)%、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を($\beta 1$)%とした場合に、 $20 \leq f3 = (\alpha) < 75$ 、 $25 < f4 = (\beta 1) \leq 80$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 4$ 、 $27 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチング

したときに粒界が観察可能であることを特徴とする。

[0022] 本発明の態様2の快削性銅合金は、61.2mass%以上64.8mass%以下のCuと、0.65mass%以上1.10mass%以下のSiと、0.003mass%以上0.10mass%未満のPbと、0.03mass%以上0.15mass%以下のPを含み、任意元素として、0.001mass%以上0.10mass%未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe、Mn、Co及びCrの合計含有量が0.30mass%未満であり、かつ、Alの含有量が0.15mass%未満であり、Cuの含有量を[Cu]mass%、Siの含有量を[Si]mass%、Pbの含有量を[Pb]mass%、Pの含有量を[P]mass%、Biの含有量を[Bi]mass%、とした場合に、 $58.0 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.2$ の関係を有し、Biを含む場合は、 $0.004 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.10$ の関係をさらに有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を(α)%、 γ 相の面積率を(γ)%、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を($\beta 1$)%とした場合に、 $30 \leq f3 = (\alpha) \leq 70$ 、 $30 \leq f4 = (\beta 1) \leq 70$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 1$ 、 $35 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする。

[0023] 本発明の態様3の快削性銅合金は、60.5mass%超え65.0mass%未満のCuと、0.50mass%超え1.20mass%未満のSiと、0.002mass%以上0.20mass%未満のPbと、0.01mass%超え0.18mass%未満のPと、0.05mass%超え0.90mass%未満のSnを含み、任意元素として0.0001mass%以上0.20mass%未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe、Mn、Co及びCrの合計含

有量が0.40mass%未満であり、かつ、Alの含有量が0.30mass%未満であり、Cuの含有量を[Cu]mass%、Siの含有量を[Si]mass%、Pbの含有量を[Pb]mass%、Pの含有量を[P]mass%、Biの含有量を[Bi]mass%、Snの含有量を[Sn]mass%、とした場合に、 $57.5 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.5$ の関係を有するとともに、 $f0 = [Sn] / [Si] < 1$ の関係をさらに有し、Biを含む場合は、 $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ の関係を有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を(α)%、 γ 相の面積率を(γ)%、改質された β 相である $\beta1$ 相の面積率を($\beta1$)%とした場合に、 $20 \leq f3 = (\alpha) < 75$ 、 $25 < f4 = (\beta1) \leq 80$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 4$ 、 $27 < f6 = (\beta1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 $\beta1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする。

[0024] 本発明の態様4の快削性銅合金は、61.2mass%以上64.8mass%以下のCuと、0.65mass%以上1.10mass%以下のSiと、0.003mass%以上0.10mass%未満のPbと、0.03mass%以上0.15mass%以下のPと、0.10mass%以上0.50mass%未満のSnを含み、任意元素として、0.001mass%以上0.10mass%未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe、Mn、Co及びCrの合計含有量が0.30mass%未満であり、かつ、Alの含有量が0.15mass%未満であり、Cuの含有量を[Cu]mass%、Siの含有量を[Si]mass%、Pbの含有量を[Pb]mass%、Pの含有量を[P]mass%、Biの含有量を[Bi]mass%、Snの含有量を[Sn]mass%、とした場合に、 $58.0 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.2$ の関係を

を有し、 $f_0 = [S_n] / [S_i] < 0.6$ の関係をさらに有し、 B_i を含む場合は、 $0.004 \leq f_2 = [Pb] + [Bi] < 0.10$ の関係を有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を $(\alpha)\%$ 、 γ 相の面積率を $(\gamma)\%$ 、改質された β 相である β_1 相の面積率を $(\beta_1)\%$ とした場合に、 $30 \leq f_3 = (\alpha) \leq 70$ 、 $30 \leq f_4 = (\beta_1) \leq 70$ 、 $0 \leq f_5 = (\gamma) < 1$ 、 $35 < f_6 = (\beta_1) \times ([S_i])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 β_1 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする。

[0025] 本発明の態様 5 の快削性銅合金は、本発明の態様 1 から態様 4 のいずれかひとつの快削性銅合金において、飲料水および衛生設備に関わる器具・部品、バルブ、コック、工業用配管部品、水道メーター、楽器、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、医療用部品に用いられることを特徴とする。

[0026] 本発明の態様 6 の快削性銅合金の製造方法は、本発明の態様 1 から態様 4 のいずれかひとつの快削性銅合金を製造する快削性銅合金の製造方法であって、1 以上の熱間加工工程を有し、前記熱間加工工程のうち、最終の熱間加工工程においては、熱間加工温度が 540°C 超え 750°C 未満であり、熱間加工後の冷却過程において、熱間加工材は 670°C より低い温度、 500°C より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理において、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度が $300^\circ\text{C}/\text{分}$ 超えであり、かつ 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度が $300^\circ\text{C}/\text{分}$ 超えで冷却されることを特徴とする。

[0027] 本発明の態様 7 の快削性銅合金の製造方法は、本発明の態様 1 から態様 4 のいずれかひとつの快削性銅合金を製造する快削性銅合金の製造方法であって、1 以上の熱間加工工程および熱処理工程を有し、最終の熱処理工程において、 520°C 超え、 630°C より低い温度で 1 分から 5 時間保持の条件で焼鈍され、焼鈍後、 500°C より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理

開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分を超えであり、かつ500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分を超えて冷却されることを特徴とする。

発明の効果

[0028] 本発明の一態様によれば、熱間加工性に優れ、被削性、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好で、強度が高く、強度と延性のバランスに優れ、Pbの含有量を大幅に減少させた快削性銅合金、及び、快削性銅合金の製造方法を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0029] [図1A]実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S01に対して工程No. A2を施して得られた。詳細には、合金No. S01は、 $Zn-63.3\text{mass}\%Cu-0.95\text{mass}\%Si-0.069\text{mass}\%P-0.063\text{mass}\%Pb-0.017\text{mass}\%Bi$ の組成を有する。工程No. A2では、630℃で熱間押し出し、580℃で冷却処理を開始し、580℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度の両者を1020℃/分とした。

[図1B]図1Aの合金に対してISO6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

[図2A]実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S11に対して工程No. E2を施して得られた。詳細には、合金No. S11は、 $Zn-62.5\text{mass}\%Cu-0.96\text{mass}\%Si-0.064\text{mass}\%P-0.072\text{mass}\%Pb$ の組成を有する。工程No. E2では、550℃で熱間押し出し、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度を20℃/分として直径50mm、長さ200mmの棒材を得た。その棒材を加熱し、棒材を横置きにして厚みが20mmになるように680℃で熱間鍛造し、565℃で冷却処理を開始し、565℃から

300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度の両者を900℃/分とした。

[図2B]図2Aの合金に対してISO6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

[図3A]実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S11に対して工程No. E13Hを施して得られた。詳細には、合金No. S11は、 $Zn-62.5\text{ mass}\%Cu-0.96\text{ mass}\%Si-0.064\text{ mass}\%P-0.072\text{ mass}\%Pb$ の組成を有する。工程No. E13Hでは、550℃で熱間押出し、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度を20℃/分として直径50mm、長さ200mmの棒材を得た。その棒材を加熱し、棒を横置きにして厚みが20mmになるように630℃で熱間鍛造し、平均冷却速度35℃/分で冷却した。次いで、455℃で冷却処理を開始し、455℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度を800℃/分とした。図3Aの合金と図2Aの合金とは、冷却処理開始温度が異なる。

[図3B]図3Aの合金に対してISO6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

[図4A]実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S43に対して工程No. E6を施して得られた。詳細には、合金No. S43は、 $Zn-63.3\text{ mass}\%Cu-0.98\text{ mass}\%Si-0.084\text{ mass}\%P-0.060\text{ mass}\%Pb-0.28\text{ mass}\%Sn$ の組成を有する。工程No. E6では、直径55mmの鋳型の金型に鋳込まれた鋳物を直径50mmに切削し、長さ200mmに切断した。その鋳物を加熱し、鋳物を横置きにして厚みが20mmに630℃で熱間鍛造し、565℃で冷却処理を開始し、565℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却

速度の両者を900℃/分とした。

[図4B]図4Aの合金に対してISO6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

[図5A]実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S02に対して工程No. A34Hと工程No. G1を施して得られた。詳細には、合金No. S02は、Zn-62.9mass%Cu-0.98mass%Si-0.071mass%P-0.071mass%Pbの組成を有する。工程No. A34Hでは、615℃で熱間押出し、500℃から300℃の平均冷却速度を18℃/分として合金を得た。工程No. G1では、この合金をさらに580℃で30分加熱し、560℃から冷却処理を開始し、560℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度の両者を1800℃/分とした。

[図5B]図5Aの合金に対してISO6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

[図6A]実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S02に対して工程No. E14Hを施して得られた。詳細には、合金No. S02は、Zn-62.9mass%Cu-0.98mass%Si-0.071mass%P-0.071mass%Pbの組成を有する。工程No. E14Hでは、550℃で熱間押出し、500℃から300℃の平均冷却速度を20℃/分として直径50mm、長さ200mmの棒材を得た。その棒材を加熱し、棒材を横置きにして厚みが20mmになるように630℃で熱間鍛造し、その後自然冷却した。500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度は25℃/分となった。

[図6B]図6Aの合金に対してISO6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写

真である。

発明を実施するための形態

[0030] 以下に、本発明の実施形態に係る快削性銅合金及び快削性銅合金の製造方法について説明する。

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・部品が挙げられ、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、水道メーター、歯車、センサー、ナット、ねじ等が挙げられる。

[0031] ここで、本明細書では、 $[Zn]$ のように括弧の付いた元素記号はその元素の含有量 (mass%) を示すものとする。

そして、本実施形態では、この含有量の表示方法を用いて、以下のように、組成関係式 f_1 、 f_2 、 f_0 を規定している。

組成関係式 $f_1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P]$ 、 Sn を $0.05 \text{ mass\%}$ を超えて含有するときは、 $f_1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn]$

Bi を含む場合には、組成関係式 $f_2 = [Pb] + [Bi]$ 、

Sn を含む場合、 $f_0 = [Sn] / [Si]$

である。

[0032] さらに、本実施形態では、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を (α) %、 γ 相の面積率を (γ) %、改質されていない β 相の面積率を (β) %、改質された β 相である β_1 相の面積率を (β_1) % で示すものとする。各相の面積率は、各相の量、各相の割合、各相の占める割合とも言う。

そして、本実施形態では、以下のように、複数の組織関係式を規定している。

組織関係式 $f_3 = (\alpha)$

組織関係式 $f_4 = (\beta_1)$

組織関係式 $f_4 A = (\beta)$

組織関係式 $f_5 = (\gamma)$

組織・組成関係式 $f_6 = (\beta_1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$

[0033] 本発明の第1の実施形態に係る快削性銅合金は、60.5 mass% 超え65.0 mass% 未満のCuと、0.50 mass% 超え1.20 mass% 未満のSiと、0.002 mass% 以上0.20 mass% 未満のPbと、0.01 mass% 超え0.18 mass% 未満のPを含み、任意元素として0.0001 mass% 以上0.20 mass% 未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.40 mass% 未満であり、かつ、Alの含有量が0.30 mass% 未満であり、Cuの含有量を[Cu] mass%、Siの含有量を[Si] mass%、Pbの含有量を[Pb] mass%、Pの含有量を[P] mass%、Biの含有量を[Bi] mass%、とした場合に、 $57.5 \leq f_1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.5$ の関係を有し、Biを含む場合は、 $0.003 \leq f_2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ の関係をさらに有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を $(\alpha)\%$ 、 γ 相の面積率を $(\gamma)\%$ 、改質された β 相である β_1 相の面積率を $(\beta_1)\%$ とした場合に、 $20 \leq f_3 = (\alpha) < 75$ 、 $25 < f_4 = (\beta_1) \leq 80$ 、 $0 \leq f_5 = (\gamma) < 4$ 、 $27 < f_6 = (\beta_1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 β_1 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴としている。

[0034] 本発明の第2の実施形態に係る快削性銅合金は、61.2 mass% 以上64.8 mass% 以下のCuと、0.65 mass% 以上1.10 mass% 以下のSiと、0.003 mass% 以上0.10 mass% 未満のP

bと、0.03 mass %以上0.15 mass %以下のPを含み、任意元素として、0.001 mass %以上0.10 mass %未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.30 mass %未満であり、かつ、Alの含有量が0.15 mass %未満であり、Cuの含有量を[Cu] mass %、Siの含有量を[Si] mass %、Pbの含有量を[Pb] mass %、Pの含有量を[P] mass %、Biの含有量を[Bi] mass %、とした場合に、 $58.0 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.2$ の関係を有し、Biを含む場合は、 $0.004 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.10$ の関係をさらに有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を(α) %、 γ 相の面積率を(γ) %、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を($\beta 1$) %とした場合に、 $30 \leq f3 = (\alpha) \leq 70$ 、 $30 \leq f4 = (\beta 1) \leq 70$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 1$ 、 $35 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴としている。

[0035] 本発明の第3の実施形態に係る快削性銅合金は、60.5 mass %超え65.0 mass %未満のCuと、0.50 mass %超え1.20 mass %未満のSiと、0.002 mass %以上0.20 mass %未満のPbと、0.01 mass %超え0.18 mass %未満のPと、0.05 mass %超え0.90 mass %未満のSnを含み、任意元素として0.0001 mass %以上0.20 mass %未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.40 mass %未満であり、かつ、Alの含有量が0.30 mass %未満であり、Cuの含有量を[Cu] mass %、Siの含有量を[Si] mass %、Pbの含有量を[Pb] mass %、Pの含有量を[P] mass %、Biの含有量を[Bi] mass %、Snの含

有量を $[Sn]$ mass%、とした場合に、 $57.5 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.5$ の関係を有するとともに、 $f0 = [Sn] / [Si] < 1$ の関係をさらに有し、 Bi を含む場合は、 $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ の関係を有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を $(\alpha)\%$ 、 γ 相の面積率を $(\gamma)\%$ 、改質された β 相である $\beta1$ 相の面積率を $(\beta1)\%$ とした場合に、 $20 \leq f3 = (\alpha) < 75$ 、 $25 < f4 = (\beta1) \leq 80$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 4$ 、 $27 < f6 = (\beta1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 $\beta1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴としている。

[0036] 本発明の第4の実施形態に係る快削性銅合金は、 61.2 mass%以上 64.8 mass%以下の Cu と、 0.65 mass%以上 1.10 mass%以下の Si と、 0.003 mass%以上 0.10 mass%未満の Pb と、 0.03 mass%以上 0.15 mass%以下の P と、 0.10 mass%以上 0.50 mass%未満の Sn を含み、任意元素として、 0.001 mass%以上 0.10 mass%未満の Bi を含み、残部が Zn 及び不可避不純物からなり、前記不可避不純物のうち、 Fe 、 Mn 、 Co 及び Cr の合計含有量が 0.30 mass%未満であり、かつ、 Al の含有量が 0.15 mass%未満であり、 Cu の含有量を $[Cu]$ mass%、 Si の含有量を $[Si]$ mass%、 Pb の含有量を $[Pb]$ mass%、 P の含有量を $[P]$ mass%、 Bi の含有量を $[Bi]$ mass%、 Sn の含有量を $[Sn]$ mass%、とした場合に、 $58.0 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.2$ の関係を有し、 $f0 = [Sn] / [Si] < 0.6$ の関係をさらに有し、 Bi を含む場合は、 $0.004 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.10$ の関係を有するとともに、非金属介在物を除いた金属組織の構成相において

、 α 相の面積率を $(\alpha)\%$ 、 γ 相の面積率を $(\gamma)\%$ 、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を $(\beta 1)\%$ とした場合に、 $30 \leq f 3 = (\alpha) \leq 70$ 、 $30 \leq f 4 = (\beta 1) \leq 70$ 、 $0 \leq f 5 = (\gamma) < 1$ 、 $35 < f 6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$ の関係を有し、前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴としている。

[0037] 以下に、成分組成、組成関係式 $f 0$ 、 $f 1$ 、 $f 2$ 、組織関係式 $f 3$ 、 $f 4$ 、 $f 5$ 、組織・組成関係式 $f 6$ 、金属組織等を、上述のように規定した理由について説明する。

[0038] <成分組成>

(Cu)

Cuは、本実施形態である快削性銅合金の主要元素であり、本発明の課題を克服するためには、少なくとも $60.5 \text{ mass}\%$ 超えの量のCuを含有する必要がある。Cu含有量が、 $60.5 \text{ mass}\%$ 以下の場合、Si、Zn、P、Pb、Bi、Snの含有量や、製造プロセスにもよるが、 $\beta 1$ 相の占める割合が 80% を超え、延性が低くなる。また、 β 相の改質が十分に行われなくなり、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、被削性が悪くなる。よって、Cu含有量の下限は、 $60.5 \text{ mass}\%$ 超えであり、好ましくは $61.2 \text{ mass}\%$ 以上、より好ましくは $61.5 \text{ mass}\%$ 以上、さらに好ましくは $62.0 \text{ mass}\%$ 以上である。

一方、Cu含有量が $65.0 \text{ mass}\%$ 以上の場合、Si、Zn、P、Pb、Bi、Snの含有量や、製造プロセスにもよるが、 $\beta 1$ 相の占める割合が少なくなる。結果、優れた被削性が得られなくなり、強度も低くなる。従って、Cu含有量は、 $65.0 \text{ mass}\%$ 未満であり、好ましくは $64.8 \text{ mass}\%$ 以下、より好ましくは $64.5 \text{ mass}\%$ 以下である。

[0039] (Si)

Siは、本実施形態である快削性銅合金の主要な元素であり、Siは、 κ

相、 γ 相、 μ 相、 β 相、 $\beta 1$ 相、 ζ 相などの金属相の形成に寄与する。前記の範囲の量のCuと、Znと、Siと、Pを含有し、かつプロセスを追加することにより、 β 相が改質され、後述する所定の冷却処理を経て $\beta 1$ 相が生成する。 $\beta 1$ 相（改質された β 相）により、被削性が改善されると同時に、従来の β 相の欠点であった耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が大幅に改善される。改質された $\beta 1$ 相の代表的な組成は、Cuが約61mass%、Siが約1.2mass%、Znが約37.5mass%、Pが約0.1mass%である。

[0040] 一方、 α 相は、代表的な組成として、Cuが約66mass%、Siが約0.7mass%、Znが約33mass%である。本実施形態の組成範囲では、Siの含有により α 相の被削性は少し改善され、Siの含有により α 相の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性は改善される。そして、改質された $\beta 1$ 相と改善された α 相により、特に合金としての耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が向上する。

なお、 β 相の改質には、 α 相が一定量必要であり、例えば α 相が皆無の場合、 β 相は改質されない。合金として耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、延性、被削性を向上させるためには、 α 相が面積率で20%以上、好ましくは30%以上必要である。

[0041] Siは、 β 相を $\beta 1$ 相に改質させるための必須元素であり、Siの量が多いほど β 相は改質され、より特性の優れた $\beta 1$ 相になる。 β 相を改質させ、より改質させた $\beta 1$ 相にするためには、Siは0.50mass%を超えた量を、含有する必要がある。Si含有量は、好ましくは0.60mass%以上であり、より好ましくは0.65mass%以上、さらに好ましくは0.75mass%以上である。

一方で、Siの量が所定量に達すると、 $\beta 1$ 相の改質は飽和する。さらに、Siの含有量が多すぎると、伝導性が低くなる。場合によっては、 γ 相が出現し、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、被削性が悪くなる。ところで γ 相は、特許文献2～8では、被削性を向上させるとしている。しかしなが

ら、主として β 1相と α 相からなる本願においては、 γ 相の存在は、却って被削性を悪くし、合金の延性を低下させ、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を悪くする。そのため、Siの量、 γ 相の量を制限することが好ましい。これらのことからSiの量は1.20mass%未満であり、好ましくは1.10mass%以下である。伝導性を重視すると、Siは、1.0mass%以下である。

[0042] (Zn)

Znは、Cu、Siとともに本実施形態である快削性銅合金の主要構成元素であり、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。なお、Znは残部としているが、強いて記載すれば、Zn含有量は約38.5mass%より少なく、好ましくは38.0mass%より少なく、約32.0mass%より多く、好ましくは33.0mass%より多い。

[0043] (P)

Pは、Siと同様、 β 相を β 1相に改質させるための必須の元素である。熱間加工時、Pは β 相に固溶し、熱間加工後の冷却時、500℃を超える温度、670℃より低い温度で冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域、および500℃から300℃までの温度領域を、300℃/分超えの冷却速度で冷却することにより、 β 相が β 1相に改質され、 β 1相が得られる。 β 相から β 1相への改質は、従来の β 相の課題であった、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を大幅に改善させる。同時に、 β 1相の存在により、切削時、切削抵抗を下げ、切屑の分断性を高めることができる。ところで、Pを含む化合物は、切削抵抗を下げ、切屑の分断性をよくするが、約550℃または530℃を超える温度から300℃/分超えの冷却速度での冷却処理が開始されると、Pを含む化合物は、存在しないか、存在しても少量である。被削性向上の観点からも、 β 相から β 1相への改質の効果は、 β 相中のPを含む化合物の存在の効果より上回る。特に約100m/分を超える高速切削の場合、 β 相中にPを含む化合物が存在することよりも、 β 相が β 1相に改質されていることのほうが、より良好な被削性が得ら

れる。なお、Pの含有は、 α 相の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を向上させ、 β 1相と α 相からなる合金の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を大幅に改善することに繋がる。

[0044] β 相を β 1相に改質させるためには、Pの含有量の下限は、少なくとも0.01mass%超えが必要である。より優れた β 1相への改質、そして後述する不可避不純物の量、冷却処理開始温度、冷却処理開始後の冷却速度を考慮すると、Pの含有量は、好ましくは0.03mass%以上、より好ましくは0.04mass%以上である。

なお、Pは、Zn, Si, Mn, Fe, Cr, Co, Alなどと化合物を形成しやすい。Pが化合物を形成し、熱間加工後の、合金中の β 相中に固溶するPが減少すると、 β 相から β 1相への改質が阻害される。本願合金の主要元素であるZn, SiとPの化合物の形成は、約550℃で開始され、冷却速度が遅くなると、P化合物の量が増える。不可避不純物であるMn, Fe, Cr, CoとPとの化合物の形成は、約550℃を超える温度で開始され、それらの量が多くなると、P化合物の形成がさらに促進される。つまり、Mn, Fe, Cr, Coの存在は、 β 1相への改質を妨げ、結果、合金の切削抵抗を高くし、切屑の分断性を悪くし、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を悪くする。従って、少なくともFe, Mn, Co及びCrの合計含有量を0.40mass%未満、好ましくは0.30mass%未満にしておく必要がある。

[0045] PとZn, Siの化合物の形成は被削性にプラスに働くが、 β 相から β 1相への改質とPとZn, Siの化合物の存在とは、相反するものである。前記のとおり、 β 1相の形成には、熱間加工後、500℃超え670℃より低い温度で、冷却処理を開始し、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域の冷却速度を早くするのに対し、PとZn, Siの化合物の十分な形成には、約530℃から約450℃の温度範囲の冷却をゆっくりと行う必要がある。したがって、Pの化合物が多く形成されるときは、 β 1相の形成が少し不十分、すなわち β 相の改質が少し不十分であることになる。または、 β 1

相が存在しないことがある。

[0046] 一方、Pを、0.18mass%以上の量で含有させても、 β 1相の形成の効果は既に飽和し、却って β 1相に固溶するPの影響で、延性や導電率を低下させる。このため、Pの含有量は、0.18mass%未満であり、好ましくは0.15mass%以下であり、より好ましくは0.12mass%以下である。

[0047] (Pb)

本実施形態においては、Si、Pを含有する β 1相によって合金として良好な被削性が得られるが、少量のPbの含有によって、さらに被削性が改善される。本実施形態の組成において、約0.001mass%のPbがマトリックスに固溶し、それを越えた量のPbは直径が約0.1～約2 μ mの微細なPb粒子として存在する。一般的には、0.1mass%程度のPbの含有は、被削性の向上にほとんど寄与しないとされている。例えば、ASM Specialty Handbook、Copper and Copper Alloys、2001年8月発行、初版、P267、Fig.6に、Cuを62～65mass%、Pbを約3.2mass%含み、残部がZnからなるCu-Zn-Pb合金の被削性を100%としたときの、Pb量と被削性の関係が示されており、0.1mass%のPbの含有は、被削性指数で約25%から約30%へと、わずか、約5%しか、被削性を向上させる効果しかないことが示されている。一方、本願においては、Pbは、微量であっても被削性に大きな効果があり、0.002mass%以上の含有量で効果を発揮する。Pb含有量は、好ましくは0.003mass%以上であり、より好ましくは0.01mass%以上である。さらに、切削速度が速くなる場合、送りが大きくなる場合、切込深さが深くなる場合、ドリル穴径が大きくなる場合などのように、切削条件が厳しくなる場合は、Pb含有量は、好ましくは0.03mass%以上であり、被削性が大幅に改善された β 1相と、少量のPbの含有により、合金の被削性が大幅に向上する。

Pbは、銅合金の被削性を向上させることは周知の事実であるが、そのた

めに、快削黄銅棒C3604に代表されるように、Cu-Znの2元合金に約3mass%のPbが必要とされる。本実施形態においては、Si、Pを含有する β 1相と、僅かな量のPb粒子、または後述するPbとBi粒子を金属組織内に存在させることにより、優れた被削性を有する合金が完成する。一方、Pbは、人体に有害であるので、Pbの上限を0.20mass%未満とした。さらに、Pbの含有量は、好ましくは0.10mass%未満であり、人体や環境への影響を鑑みれば、最適には0.08mass%以下である。

[0048] (Bi)

Biは、Pbと同様、約0.0001mass%の量がマトリックスに固溶し、それを超えた量のBiは直径が約0.1～約2 μ mの粒子として存在する。PbとBiの両者を添加する場合、多くはPbとBiの混合した直径が約0.1～約2 μ mの粒子として存在する。本実施形態において、 β 1相の存在の元、BiをPbとともに含有させることにより、Pb、Biを各々単独で含有する場合と同等、または同等以上の被削性が得られることが分かった。Biによる被削性を改善する機能は、Pbより劣るとされていたが、本実施形態においてはPbと同じ、場合によってはPbを超える効果を発揮することが、究明された。ところで、Biは、黄銅の耐応力腐食割れ性を悪くするが、PbとBiが混合した粒子で存在する、または、そのBi量が少ないと、応力腐食割れへの影響はほとんどなくなる。

[0049] Biを含有する場合、合金として良好な被削性を有するためには、少なくとも0.0001mass%以上のBiが必要である。Biの含有量は、好ましくは0.001mass%以上、より好ましくは0.002mass%以上である。Biの人体への影響は現段階では不明であるが、Biの量は、0.20mass%未満とし、好ましくは0.10mass%未満、さらに0.08mass%以下とするのが好ましい。なお、前記のように本実施形態において、Biは十分にPbの代替となり得ること、Biの人体への影響は不明であること、Biはレアメタルの1つで環境への影響があること、一

方で不可避不純物として原料中に含まれることを考慮に入れ、B i は任意元素として含有され、含まれなくともよいとする。さらに、人体や環境への影響、応力腐食割れへの影響を鑑み、P b と B i の合計含有量（後述する組成関係式 f 2）を、0.20 mass % 未満、好ましくは 0.10 mass % 未満とする。このように本実施形態においては、人体に有害な P b の量を、場合によっては B i を含めて 0.20 mass % 未満に制限し、かつ、優れた被削性を目標としている。

[0050] (S n)

S n は、 β 1 相に固溶することにより、 β 1 相の耐脱亜鉛腐食性をさらに改善し、合金としての耐脱亜鉛腐食性を向上させる。S n を含有する場合、この作用効果を得るには、S n は、0.05 mass % を超えて含有させる必要があり、好ましくは 0.10 mass % 以上である。ところで、S n は、元々、 α 相より、 β 相、 β 1 相に多く配分され、少量の S n の含有で、耐脱亜鉛腐食性を向上させるが、S n 濃度が高くなると、 γ 相が形成されやすくなり、延性が低下する。 γ 相の形成は、合金として、延性の低下を招くだけでなく、被削性を低下させ、耐脱亜鉛腐食性も悪くする。S i の量との関係もあるが、S n の含有量は、0.90 mass % 未満に留めておく必要があり、好ましくは 0.70 mass % 未満であり、より好ましくは 0.50 mass % 未満である。

[0051] S n は、前記のとおり、 β 相、 β 1 相に多く配分される結果、S n 含有量が多いと、S i と P を含有する β 相の改質に問題が生じることがあることが分かった。具体的には、S n の量が、S i の量より多くなると、 β 相の改質が不十分となり、S n 含有による耐脱亜鉛腐食性を向上させる効果が相殺されることが判明した。後述するように、S i の量が、S n の量より上回る必要がある。

[0052] (不可避不純物、特に Fe, Mn, Co 及び Cr / Al)

本実施形態における不可避不純物としては、例えば、Mn, Fe, Al, Ni, Mg, Se, Te, Sn, Bi, Co, Ca, Zr, Cr, Ti, I

n, W, Mo, B, Ag 及び希土類元素等が挙げられる。

従来から快削性銅合金、特にZnを約30mass%以上の量で含む快削黄銅は、電気銅、電気亜鉛など、良質な原料が主原料ではなく、リサイクルされる銅合金が主原料となる。当該分野の下工程（下流工程、加工工程）において、ほとんどの部材、部品に対して切削加工が施され、材料100（質量部）に対して40～80（質量部）の割合で多量に廃棄される銅合金が発生する。例えば切屑、端材、バリ、湯道、および製造上の不良を含む製品などが挙げられる。これら廃棄される銅合金が、主たる原料となる。切削切屑、端材などの分別が不十分であると、Pbが添加された快削黄銅、Pbを含有しないが、Biなどが添加されている快削性銅合金、或いは、Si, Mn, Fe, Alを含有する特殊黄銅合金、その他の銅合金から、Pb, Fe, Mn, Si, Se, Te, Sn, P, Sb, As, Bi, Ca, Al, Zr, Ni および希土類元素が、原料として混入する。また切削切屑には、工具から混入するFe, W, Co, Moなどが含まれる。リサイクルされる廃棄製品には、めっきされた製品を含むため、Ni, Cr, Snが混入する。また、電気銅の代わりに使用される純銅系のスクラップの中には、Mg, Sn, Fe, Cr, Ti, Co, In, Ni, Se, Teが混入する。電気銅や電気亜鉛の代わりに使用される黄銅系のスクラップには、Snがメッキされていることが度々あり、Snが混入する。

[0053] 資源の再使用の点と、コスト上の問題から、少なくとも特性に悪影響を与えない範囲で、これらの元素を含むスクラップは、原料として使用される。なお、JIS規格（JIS H 3250）のPbが添加された快削黄銅棒C3604において、必須元素のPbを約3mass%の量で含有し、さらに不純物として、Feは0.5mass%以下、Fe+Sn（FeとSnの合計量）は、1.0mass%まで許容されている。実際に、高い濃度のFeやSnが快削黄銅棒に含有されていることがある。

[0054] Fe, Mn, Co 及びCrは、Cu-Zn合金の α 相、 β 相にある濃度まで固溶するが、そのときSiやPが存在すると、SiやPと化合しやすく、

β 相の改質に必要なSiやPを消費させる恐れがある。そして、Siと化合したFe, Mn, Co及びCrは、金属組織中にFe-Si化合物, Mn-Si化合物, Co-Si化合物, Cr-Si化合物などを形成する。同様に、Pと化合したFe, Mn, Co及びCrは、金属組織中にFe-P化合物, Mn-P化合物, Co-P化合物, Cr-P化合物などを形成する。これらの金属間化合物は非常に硬いので、切削抵抗を上昇させるだけでなく、工具の寿命を短くする。このため、Fe, Mn, Co及びCrの量は、制限しておく必要があり、それぞれの含有量は、0.30mass%未満が好ましく、より好ましくは0.20mass%未満であり、0.15mass%以下がさらに好ましい。特に、Fe, Mn, Co及びCrの含有量の合計は、0.40mass%未満とする必要があり、好ましくは0.30mass%未満であり、より好ましくは0.25mass%未満であり、さらに好ましくは0.20mass%以下である。

[0055] 一方、特殊黄銅棒、黄銅鋳物などから混入するAlは、含有量が多くなると β 相の改質に影響し、またAlは、PまたはSiと化合物を形成するので、制限する必要がある。本実施形態の合金においてAlの含有量は、0.30mass%未満とする必要があり、0.15mass%未満が好ましく、0.10mass%以下がさらに好ましい。

[0056] その他の主要な不可避不純物元素として、経験的に、Niはスクラップ等からの混入が多い。Niは、被削性などの機械的特性に与える影響は比較的小さいが、人体への影響を鑑み、制限する必要がある。Niの含有量は0.20mass%未満が好ましく、0.10mass%未満がより好ましい。Agについては、一般的にAgはCuとみなされ、諸特性への影響がほとんどないことから、特に制限する必要はないが、Agの含有量は、0.05mass%未満が好ましい。Te, Seは、その元素自身が快削性を有し、稀であるが多量に混入する恐れがある。延性や衝撃特性への影響を鑑み、Te, Seの各々の含有量は、0.10mass%未満が好ましく、0.05mass%未満がより好ましく、0.02mass%以下がさらに好ましい。

また、耐食性黄銅には、黄銅の耐食性を向上させるためにAsやSbが含まれているが、延性、人体への影響を鑑み、As、Sbの各々の含有量は、0.05mass%未満が好ましく、0.02mass%以下がより好ましい。

その他の元素であるMg、Ca、Zr、Ti、In、W、Mo、B、および希土類元素等のそれぞれの含有量は、0.05mass%未満が好ましく、0.03mass%未満がより好ましく、0.02mass%以下がさらに好ましい。

なお、希土類元素の含有量は、Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、及びLuの1種以上の合計量である。

以上、Fe、Mn、Co、Cr及びAlを除く不可避不純物についても、その合計量は、0.70mass%未満が好ましく、0.50mass%未満がより好ましい。

[0057] (組成関係式f1)

組成関係式f1 = $[Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn]$ 、Snの含有量が0.05mass%以下の場合には、f1中の[Sn]は0であり、Biを含まない場合には、f1中の[Bi]は0である。Snが0.05mass%以下の場合は、組成関係式f1に与える影響が小さいことから、組成関係式f1では規定していない。

f1は、組成と金属組織の関係を表す式で、各々の元素の量が上記に規定される範囲にあっても、この組成関係式f1を満足しなければ、本実施形態が目標とする諸特性を満足できない。組成関係式f1が57.5未満であると、β相、β1相の占める割合が多くなり、β相の改質が不十分となり、延性、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が悪くなる。

よって、組成関係式f1の下限は、57.5以上であり、好ましくは58.0以上であり、より好ましくは58.2以上である。組成関係式f1がより好ましい範囲になるにしたがって、α相の占める割合が増え、β相の改質

が十分となり、優れた被削性を保持するとともに、良好な耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を備えることができ、良好な延性、冷間加工性が得られる。

一方、組成関係式 f 1 の上限は、 β 相、 β 1 相の占める割合に影響し、組成関係式 f 1 が 60.5 より大きいと、 β 1 相の占める割合が少なくなり、優れた被削性が得られなく、また強度も低くなる。よって、f 1 は、60.5 以下であり、好ましくは 60.2 以下であり、より好ましくは 60.0 以下である。

[0058] (組成関係式 f 2)

B i は、P b の機能を代替する任意元素であるが、B i を含む場合は、 $0.003 \leq f 2 = [P b] + [B i] < 0.20$ の関係式を満たす必要がある。すなわち、現段階では、B i の人体への影響は不明であること、B i はレアメタルの 1 つで環境への影響があることを鑑み、P b と B i の総量で制限する必要がある。B i を含む場合には、P b と B i の総量は、P b の量の上限である 0.20 mass % 未満とし、好ましくは 0.10 mass % 未満とする。一方、良好な被削性を得るためには、B i を含む場合は、P b と B i の総量は、0.003 mass % 以上必要であり、好ましくは 0.004 mass % 以上であり、より好ましくは 0.005 mass % 以上である。

[0059] (組成関係式 f 0)

S n は耐脱亜鉛腐食性をさらに向上させるために含有される。S n は β 相に多く含有し、S n の量が多いほど、 β 1 相の脱亜鉛腐食の進行を遅らせる。一方で、S n の量が、S i の量に比べ多すぎると、 β 相の改質に支障をきたし、 β 1 相の耐脱亜鉛腐食性を損なうおそれがある。

すなわち、 $f 0 = [S n] / [S i]$ とすると、他の特性を考慮した S n の含有に見合った効果を発揮するためには、f 0 が 1 未満であることが必要である。f 0 は、好ましくは 0.8 未満であり、より好ましくは 0.6 未満であり、さらに好ましくは 0.5 未満である。

[0060] 本実施形態である快削性銅合金は、従来の β 相、本願においては $\beta 1$ 相を多く含みながら耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、機械的性質が良好で、かつ、切削時の抵抗を低くし、切屑を細かく分断させるという一種の脆さが求められる被削性と、延性との全く相反する特性を備えたものである。良好なこれら耐食性、被削性、機械的性質を備えるためには、各成分の組成だけでなく、組成関係式 $f 0$ 、 $f 1$ 、 $f 2$ 、及び、後述する組織関係式 $f 3 \sim f 5$ 、組織・組成関係式 $f 6$ を、詳細に議論することにより、より目的や用途に合った合金を提供することができる。

なお、Fe, Mn, Co, Cr, Al および別途規定した不可避不純物については、不可避不純物として扱われる範疇の範囲内であれば、組成関係式 $f 1$ に与える影響が小さいことから、組成関係式 $f 1$ では規定していない。

[0061] (特許文献との比較)

ここで、上述した特許文献 1 ～ 15 に記載された Cu-Zn-Si 合金と本実施形態の合金との組成を比較した結果を表 1 ～ 4 に示す。

[0062]

[表1]

	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	その他	金属組織
第1 実施形態	60.5 -65.0	0.50 -1.20	0.01 -0.18	0.002 -0.20	任意 0.0001-0.20	—	<0.30	Fe+Mn+Cr+Co <0.40	$20 \leq \alpha < 75$ 、 $25 < \beta 1 \leq 80$ 、 $0 \leq \gamma < 4$
	熱間加工後の500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超え								
第2 実施形態	61.2 -64.8	0.65 -1.10	0.03 -0.15	0.003 -0.10	任意 0.001-0.10	—	<0.15	Fe+Mn+Cr+Co <0.30	$30 \leq \alpha \leq 70$ 、 $30 \leq \beta 1 \leq 70$ 、 $0 \leq \gamma < 1$
	熱間加工後の500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超え								
第3 実施形態	60.5 -65.0	0.50 -1.20	0.01 -0.18	0.002 -0.20	任意 0.0001-0.20	0.05 -0.9	<0.30	Fe+Mn+Cr+Co <0.40	$20 \leq \alpha < 75$ 、 $25 < \beta 1 \leq 80$ 、 $0 \leq \gamma < 4$
	熱間加工後の500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超え								
第4 実施形態	61.2 -64.8	0.65 -1.10	0.03 -0.15	0.003 -0.10	任意 0.001-0.10	0.10 -0.50	<0.15	Fe+Mn+Cr+Co <0.30	$30 \leq \alpha \leq 70$ 、 $30 \leq \beta 1 \leq 70$ 、 $0 \leq \gamma < 1$
	熱間加工後の500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超え								

[表2]

	(mass%)								
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	その他	金属組織
特許 文献1	59-62	—	0.02 -0.07	—	0.3-0.4	—	—	Fe $\leq$ 0.3	α 相と β 相の2相、 β 相が α 相で分断されている
	350 $\sim$ 550 $^{\circ}$ Cの温度で焼鈍する								
特許 文献2	61-65	1.0-1.5	0.005 -0.19	0.003 -0.20	Sn+Al+Bi $<$ 0.4、Fe+Mn+Cr+Co $<$ 0.4				20 $\leq$ α $\leq$ 80、 15 $\leq$ β $\leq$ 80、0 $\leq$ γ $<$ 8
	熱間加工後の530 $^{\circ}$ Cから450 $^{\circ}$ Cまでの温度領域における平均冷却速度が0.1 $^{\circ}$ C/分以上50 $^{\circ}$ C/分以下								
特許 文献3	59.0 -63.5	0.5-1.0	0.005 -0.19	0.003 -0.20	Sn+Al+Bi $<$ 0.4、Fe+Mn+Cr+Co $<$ 0.4				20 $\leq$ α $\leq$ 75、 25 $\leq$ β $\leq$ 80、0 $\leq$ γ $<$ 2
	熱間加工後の530 $^{\circ}$ Cから450 $^{\circ}$ Cまでの温度領域における平均冷却速度が0.1 $^{\circ}$ C/分以上50 $^{\circ}$ C/分以下								
特許 文献4	58.5 -65.0	0.4-1.4	0.003 -0.19	0.002 -0.25	任意 0.001-0.1	Sn+Al+Bi $<$ 0.45、 Fe+Mn+Cr+Co $<$ 0.45			20 $\leq$ α $\leq$ 80、 18 $\leq$ β $\leq$ 80、0 $\leq$ γ $<$ 5
	鑄造後の冷却過程で530 $^{\circ}$ Cから450 $^{\circ}$ Cまでの温度領域における平均冷却速度が0.1 $^{\circ}$ C/分以上55 $^{\circ}$ C/分以下								

[表3]

(mass%)									
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	その他	金属組織
特許 文献5	58.5	0.2-1.2	0.001 -0.2	0.001 -0.20	0.1-1.0		Sn+Al+Bi<0.45、 Fe+Mn+Cr+Co<0.45		20 ≤ α ≤ 85、 15 ≤ β ≤ 80、0 ≤ γ < 4
	-64.5								
熱間加工後の530℃から450℃までの温度領域における平均冷却速度が0.1℃/分以上50℃/分以下									
特許 文献6	58-65	0.3-1.3	0.001 -0.2	0.001 -0.20	0.02-0.1		Sn+Al+Bi<0.45、 Fe+Mn+Cr+Co<0.45		20 ≤ α < 85、 15 ≤ β ≤ 80、0 ≤ γ < 5
熱間加工後の530℃から450℃までの温度領域における平均冷却速度が0.1℃/分以上50℃/分以下									
特許 文献7	59.7	0.6-1.3	0.001 -0.15	0.001 -0.2	0.001-0.1		Sn+Al+Bi<0.45、 Fe+Mn+Cr+Co<0.45		17 ≤ β ≤ 75
	-64.7								
熱間加工後の530℃から440℃までの温度領域における平均冷却速度が0.1℃/分以上70℃/分以下									
特許 文献8	71.5 -78.5	2.0-4.5	0.01-0.2	0.005 -0.02	0.01-0.2	0.1-1.2	0.1-2.0	—	0 ≤ β ≤ 5
特許 文献9	60-66	0.01-0.5	-0.15	0.05-0.5	—	0.2-0.9	—	0.02 ≤ Fe+P	α相とβ相の面積比 α相：β相=4:1～19:1
加熱保持温度を400～600℃、保持時間30分以上の仕上熱処理									
特許 文献10	59-84	0.05-4.5	0.01-0.3	0.003 -0.3	0.003 -0.3	0.01-1.5	0.1-1.0	—	0 ≤ β + γ + μ ≤ 25 管状の銅合金熱間鍛造品

[表4]

	(mass%)								金属組織
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	その他	
特許 文獻11	58-72.5	0.05-2.0	0.01 -0.25	0.01-4	0.01-3	0.05-4	0.01-3	Zr:0.0008 -0.045	$85 \leq \alpha + \gamma \rightarrow \beta \leq 15$
特許 文獻12	残	0.01-1	0.005 -0.09	0.005 -0.03	—	0.01 -2.5	0.1-1.8	Zn:17-34	γ 相:0~0.7% β 相:0~0.9%
特許 文獻13	残	0.1-1.5	0.01 -0.36	—	—	0.05 -0.5	0.03 -0.3	Ti:0.01-0.1 希土類0.01-0.05	—
特許 文獻14	55-75	0.01-1.5	-0.15	0.01 -0.4	0.01-4	0.1-	0.1-	—	—
特許 文獻15	65-75	0.5-2.0	—	—	—	0.01-0.2	0.2-0.5	Mn:0.01-0.25 Sb:0.01-0.55 B:0.001-0.05	γ 相が必須

[0066] 本実施形態と特許文献8とは、主要元素であるS i，C uの含有量が異なり、本実施形態と特許文献9とは、主要元素であるS iの含有量が異

なっており、本実施形態と特許文献15とは、主要元素であるCuの含有量が異なっている。

特許文献1, 13, 15では、Pbは含まれないとされており、Pb含有量が異なっている。

特許文献8, 10, 11, 12では、金属組織において β 相は、被削性、耐脱亜鉛腐食性、耐食性などの観点から大幅に制限されている。本願の β 1相と特許文献8, 10, 11, 12の β 相とは違ったものであるが、各々 β 相は、5%以下、25%以下、15%以下、0.9%以下とされている。

[0067] 特許文献10は、ニアネットシェイプの管状の熱間鍛造品に関わり、管状の素材を用いることとされている。

特許文献1, 9では、 β 相を減らすために、また、 β 相を分断するために、350～550℃または400～600℃の温度で、熱処理されるとしている。

特許文献9では、0.2mass%以上のSnを含有し、 β 相の耐脱亜鉛腐食性を向上させるために、Sn、Siが含有され、被削性の向上のために700℃以上の温度で熱間押出し、耐食性の向上のために400～600℃の熱処理を必要としている。 β 相の割合は、概ね5～20%で、Siの含有量は、0.01～0.50mass%で、0.2mass%以下で管理してよいとしている。

[0068] 特許文献12, 13, 14では、耐変色性、鋳造性、耐脱亜鉛腐食性を向上させるために、Alが必須とされている。

特許文献14では、耐脱亜鉛腐食性を向上させるために、SnとAlを少なくとも、各々0.1mass%以上の量で含有し、優れた被削性を得るためには、多量のPb、Biの含有を必要としている。

特許文献15では、Pbは含まず、 γ 相を必要とし、65mass%以上のCuと、Siの含有とともに、Al, Sb, Sn, Mn, Ni, B等を微量含有させることにより、良好な機械的性質、鋳造性を備えた耐食性銅合金鋳物とされている。

[0069] 特許文献2～7は、いずれも、熱間加工後の冷却過程で、約530℃から約450℃までの温度領域における平均冷却速度が約0.1℃/分以上約70℃/分以下となるような処理を行い、その結果、形成されるP化合物が金属組織中に存在することを必須としている。また、 γ 相は被削性に有効であるとし、 β 相の改質には一切触れておらず、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に関し沈黙し、データの開示はない。さらに、特許文献7を除き、高速切削条件における切削抵抗に関するデータの開示もない。本願では、熱間加工後の冷却過程で、670℃より低い温度、500℃より高い温度で、冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域の平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域の平均冷却速度が300℃/分を超えとし、特許文献2～7とは基本的に相反する冷却が行われる。

[0070] 本願と特許文献2～7の最も大きな明確な相違は、いずれの特許文献2～7において、 β 相が改質されること、改質された β 相、すなわち β 1相に関し、何ら言及がない。 β 1相は、以下の条件により形成される。熱間加工時、Si、Pが一定量固溶した β 相を形成する。そして500℃より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理において、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超えであり、かつ500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超えで冷却される。以上によって β 1相は形成される。そして、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングすると、 β 1相であると β 1相内に結晶粒界が観察できるが、一定量のSiとPを含んでいても、改質前の β 相のままであると、 β 相内には粒界は観察されない。特許文献2～7には、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングした金属組織が開示されているが、いずれも、 β 相内に粒界は観察されない。特許文献2～7は、熱間加工後の冷却処理開始温度を定義していないが、仮に冷却処理開始温度が530℃を下回ったとしても、冷却処理開始温度から500℃までの平均冷却速度が約0.1℃/分以上約70℃/分以下であるため、 β 1相（改質された β 相）

は観察されない。

[0071] β 1 相は、従来の β 相とは異なり、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が、大幅に改善されること、そして、被削性がさらに改善され、P の化合物が存在するときより上回る。但し、そのためには、金属組織中に β 1 相が、面積率で 25 % を超えて存在する必要がある。そして、本願においては、 γ 相の存在は、被削性を損なうとしているが、特許文献 2 ～ 7 では、 γ 相は、被削性に有効であるとしている。

[0072] <金属組織>

Cu-Zn-Si 合金には、10 種類以上の相が存在し、複雑な相変化が起こり、組成範囲、元素の関係式だけでは、目的とする特性が必ずしも得られない。最終的には金属組織に存在する相の種類とその面積率の範囲を特定し、決定することによって、目的とする特性を得ることができる。そこで、以下のように、組織関係式を規定している。

$$20 \leq f_3 = (\alpha) < 75、$$

$25 < f_4 = (\beta 1) \leq 80$ 、ここで、 β 1 相は、改質された β 相である。

$$0 \leq f_5 = (\gamma) < 4$$

[0073] (β 1 相)

本願の金属組織は、非金属介在物を除き、 α 相、 β 1 相、場合によっては、少量または 0 % の γ 相で構成される。

β 相、 β 1 相の相違は、 β 1 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングした時、 β 1 相内に粒界の模様、すなわち結晶粒界が観察されるが、 β 相の場合、 β 相内には結晶粒界は観察されない。

本実施形態における β 1 相は、熱間加工時、高温で β 相内に一定量以上の Si, P を固溶させ、そして、500 ～ 670 °C の状態を保たせ、その温度領域から冷却処理（冷却処理開始温度から 500 °C までの温度領域における平均冷却速度と、500 °C から 300 °C までの温度領域における平均冷却速度の両者が 300 °C / 分を超えて冷却し、継続して常温近くまで冷却するこ

と)により、 $500\sim 670^{\circ}\text{C}$ での金属組織の状態を常温まで持ちきたすことにより得られる。詳細には、高温度の冷却開始温度から 300°C までの温度領域での冷却速度を早くして急冷し、 100°C 以下の常温まで冷却する。これにより、高温度での金属組織の状態を常温まで持ちきたす。その結果、 $\beta 1$ 相が得られる。所定量のSiとPの両方を含まないCu-Zn系合金の β 相に対して、前記の冷却処理を行っても $\beta 1$ 相は得られない。同様に、SiとPを含む合金を 500°C より低い温度、例えば 450°C から、 300°C /分を超える冷却速度で冷却処理を行っても $\beta 1$ 相は得られない。なお、 β 相の改質には、所定の量以上の α 相が必要であり、 α 相が存在しない、または少ない場合は、 $\beta 1$ 相は得られない。さらに、 β 相の改質の度合いは、Si、Pの量、不可避不純物の量、冷却処理開始温度、冷却処理開始から 500°C までの温度領域における平均冷却速度、 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度にも影響される。 β 相の改質の度合いが向上すること、すなわち $\beta 1$ 相がより改質されると、より良好な被削性を有し、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に良好な材料を得ることができる。Feなどの不可避不純物の量にもよるが、 β 相の改質の度合いは、Siの量が約1 mass%、Pの量が約0.1 mass%で大よそ飽和し始め、それらの量が多すぎると、伝導性や延性の低下、 γ 相の出現等の弊害を引き起こすおそれがある。

$\beta 1$ 相(改質された β 相)は、Cu-Zn系合金の β 相の欠点であり、大きな課題であった、合金の耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を克服することができる。すなわち、一例として具体的な数字で表すと、脱亜鉛腐食の腐食進行を約60%、またはそれ以上減少させることができ、同様に、応力腐食割れのクラックの進行を約50%、またはそれ以上遅らせることができる。特許文献にあるように、 β 相を含むCu-Zn系合金の脱亜鉛腐食は大きな問題であり、脱亜鉛腐食は β 相に沿って起こるので、 β 相の量を25%以下または20%以下に制限し、さらに β 相の量を減少させるとともに、 β 相を分断させるために、 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ の熱処理を施している。

強度の点では、構成相の面積率によるところが大きい、改質された β 相すなわち $\beta 1$ 相は、 β 相より強度が高く、 β 相より良好な延性を備えるので、合金として強度－延性バランスが良好なものとなる。

[0074] ($\beta 1$ 相、組織関係式 f 4)

本実施形態の快削性銅合金である Cu－Zn－Si－P－Pb合金において、Pbの含有量を最小限に留めながら良好な被削性にするためには、少なくとも、 $\beta 1$ 相の面積率は、25%超えの必要がある。さらに、被削性、強度を向上させるためには、 $\beta 1$ 相の面積率は、好ましくは30%以上であり、より好ましくは、33%以上である。一方、 $\beta 1$ 相は、多すぎると、例えば95%であると、 β 相の改質はなされない。 α 相の存在下で、 β 相の改質が行われるので一定量の α 相が必要となる。さらに、脱亜鉛腐食、応力腐食割れに関し、 $\beta 1$ 相は、 β 相に比べ、脱亜鉛腐食、応力腐食割れの進行を大幅に遅くするものの、依然として α 相に比べ耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に劣る。具体的には、脱亜鉛腐食に関して、ISO 6509の脱亜鉛腐食試験をした場合、金属組織が α 相、 β 相（改質されていない β 相）で構成される時は、 β 相が選択的に脱亜鉛腐食され、その脱亜鉛腐食深さは、約500 μ mに達する。金属組織が α 相、 $\beta 1$ 相（改質された β 相）で構成される時は、 $\beta 1$ 相が選択的に脱亜鉛腐食されるものの、その脱亜鉛腐食深さは、 $\beta 1$ 相への改質の度合いや $\beta 1$ 相の面積率によるが、約20～約200 μ mであり、脱亜鉛腐食の進行が大幅に抑制される。このように、 β 相が $\beta 1$ 相に改質されることにより、大幅に耐脱亜鉛腐食性は向上するが、向上したとしても、 α 相に比べ、耐脱亜鉛腐食性、延性に劣るので、 $\beta 1$ 相の面積率が高いと、合金としての、耐脱亜鉛腐食性、延性が低くなる。以上を踏まえ、鋭意研究を重ねた結果、 $\beta 1$ 相の面積率は、80%以下に設定する必要があり、好ましくは70%以下、より好ましくは65%以下である。

[0075] (α 相、組織関係式 f 3)

本願は、基本的に α 相と $\beta 1$ 相で構成され、 β 相を $\beta 1$ 相に改質するための処理が実施されるが、 α 相はその処理の影響をほとんど受けない。また β

相を改質するためには、一定量以上の α 相が必要である。そして β 1相が多すぎると、合金の延性に問題があり、延性に富む α 相が適量必要であり、逆に α 相が多すぎると強度が低くなる。またS iを含有した α 相は、S iを含有しない α 相に比べると、被削性が少し向上するに留まり、被削性の観点からも、 α 相の量は制限される。但し、優れた被削性能を持つ β 1相と、被削性に少し乏しい α 相とから構成されていても、切削時、 α 相がクッション材の役割を演じ、或いは、切削時、硬質の β 1相との境界で応力集中源の役割を果たし、大よそ75%までの量の α 相を含んでいても合金の切削抵抗は低く維持され、切屑は分断される。なお、 α 相が、切削時、クッション材の役割や、硬質の β 1相との境界で応力集中源の役割を演じるので、 α 相は、細かな粒状形状が好ましい。

以上、 β 相の改質、合金としての耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、被削性、機械的性質について鋭意研究を重ねた結果、 α 相の量は、20%以上必要であり、好ましくは30%以上、より好ましくは35%以上である。一方、 α 相の上限は75%未満であり、好ましくは70%以下であり、より好ましくは67%以下である。

[0076] (γ 相、組織関係式f 5)

特許文献8, 10に記載されているように、 γ 相は、Cu濃度が約69～約80mass%、S i濃度が約2～約4mass%のCu-Zn-S i合金において、被削性に貢献する相である。特許文献15では、Pbを含まないCu-Zn-S i合金において、 γ 相は必須であり、さらに、特許文献2～6においても、S iを含有する β 相は被削性が良好であると同時に、S iを含有する γ 相も被削性が良好であるとされている。

本実施形態においては、 γ 相は合金の被削性を阻害するとして、後述する組織・組成関係式f 6において、 β 1相の量の係数より大きなマイナスの係数が与えられている。さらに、 γ 相は、延性を損ね、耐脱亜鉛腐食性を悪くする。何故なら、本実施形態においては、 γ 相は改質されない。Cu-Zn-S i合金では、 γ 相の出現は、避けられない場合もあるが、少なくとも制

限しなければならない。すなわち、 γ 相の占める割合（面積率）を、4%未満とし、好ましくは、2%未満であり、より好ましくは、1%未満であり、最適には γ 相が存在しないこと、すなわち $f_5 = 0$ である。

[0077]（組織・組成関係式 f_6 ）

$$f_6 = (\beta_1) \times ([S_i])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([P_b] + [B_i])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$$

組織・組成関係式 f_6 は合金として良好な被削性を得るための簡便な条件式である。 f_6 は、 β_1 相の量、本願の組成範囲内で、合金に含有される S_i の量、 P_b と B_i の量、 P の量がプラス作用として整理され、そして γ 相の量がマイナス作用として整理される。すなわち、 S_i 、 P を含有する β_1 相であって、 β_1 相の量に S_i の量の $1/2$ 乗を掛け合わせたもの、 P_b と B_i の量の和の $1/2$ 乗に係数として20を掛け合わせたもの、 P の量の $1/2$ 乗に係数として15を掛け合わせたもの、これらの合計に、 γ 相の量に係数として2を掛け合わせ、それを減じたものである。 β_1 相（改質された β 相）の性能は、直接的に S_i 濃度に影響され、同じく P 濃度に影響され、そしてごく少量の P_b または、 B_i を含有すると、被削性が向上する。一方で、本願においては、 γ 相は被削性を阻害する。 P_b または B_i の被削性の向上の度合いは、 P_b と B_i の量の $1/2$ 乗と深い関係を持つことが、見出された。 P_b 、 B_i ともごく少量の含有で大きな効果を発揮し、含有量が増すとともに被削性の向上効果は増すが、徐々に緩やかなものになる。 β_1 相（改質された β 相）で構成される合金により、微量の P_b 、或いは B_i が被削性に大きな効果を発揮し、この効果は、従来のCu-Zn-Pb合金の P_b 量と被削性の関係からは到底たどり着けない。

鋭意研究の結果、良好な被削性を得るためには、 f_6 は27を超えであり、好ましくは、33以上、さらに好ましくは35を超えであり、さらに好ましくは38以上であり、3mass%の P_b を添加された快削黄銅棒の被削性に近づく。

[0078] ここで、図1A～図6Bに、各種合金の金属組織写真とISO6509の

脱亜鉛腐食試験結果の写真を示す。

図1 Aは、実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S01に対して工程No. A2を施して得られた。詳細には、合金No. S01は、 $Zn-63.3\text{ mass}\%Cu-0.95\text{ mass}\%Si-0.069\text{ mass}\%P-0.063\text{ mass}\%Pb-0.017\text{ mass}\%Bi$ の組成を有する。工程No. A2では、 630°C で熱間押出し、 580°C で冷却処理を開始し、 580°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度の両者を $1020^{\circ}\text{C}/\text{分}$ とした。なお、冷却処理開始温度の 580°C から 500°C までの温度領域における平均冷却速度は、 580°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度により、容易に算出することができる。

図1 Bは、図1 Aの合金に対してISO 6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

図2 Aは、実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S11に対して工程No. E2を施して得られた。詳細には、合金No. S11は、 $Zn-62.5\text{ mass}\%Cu-0.96\text{ mass}\%Si-0.064\text{ mass}\%P-0.072\text{ mass}\%Pb$ の組成を有する。工程No. E2では、 550°C で熱間押出し、 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度を $20^{\circ}\text{C}/\text{分}$ として直径 50 mm 、長さ 200 mm の棒材を得た。その棒材を加熱し、棒材を横置きにして厚みが 20 mm になるように 680°C で熱間鍛造し、 565°C で冷却処理を開始し、 565°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度の両者を $900^{\circ}\text{C}/\text{分}$ とした。

図2 Bは、図2 Aの合金に対してISO 6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属

組織写真である。

図3 Aは、実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S11に対して工程No. E13Hを施して得られた。詳細には、合金No. S11は、 $Zn-62.5\text{ mass}\%Cu-0.96\text{ mass}\%Si-0.064\text{ mass}\%P-0.072\text{ mass}\%Pb$ の組成を有する。工程No. E13Hでは、 $550^{\circ}C$ で熱間押出し、 $500^{\circ}C$ から $300^{\circ}C$ までの温度領域における平均冷却速度を $20^{\circ}C/\text{分}$ として直径 50 mm 、長さ 200 mm の棒材を得た。その棒材を加熱し、棒を横置きにして厚みが 20 mm になるように $630^{\circ}C$ で熱間鍛造し、平均冷却速度 $35^{\circ}C/\text{分}$ で冷却した。次いで、 $455^{\circ}C$ で冷却処理を開始し、 $455^{\circ}C$ から $300^{\circ}C$ までの温度領域における平均冷却速度を $800^{\circ}C/\text{分}$ とした。図3 Aの合金と図2 Aの合金とは、冷却処理開始温度が異なる。

図3 Bは、図3 Aの合金に対してISO 6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

図4 Aは、実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S43に対して工程No. E6を施して得られた。詳細には、合金No. S43は、 $Zn-63.3\text{ mass}\%Cu-0.98\text{ mass}\%Si-0.084\text{ mass}\%P-0.060\text{ mass}\%Pb-0.28\text{ mass}\%Sn$ の組成を有する。工程No. E6では、直径 55 mm の鋳型の金型に鋳込まれた鋳物を直径 50 mm に切削し、長さ 200 mm に切断した。その鋳物を加熱し、鋳物を横置きにして厚みが 20 mm に $630^{\circ}C$ で熱間鍛造し、 $565^{\circ}C$ で冷却処理を開始し、 $565^{\circ}C$ から $300^{\circ}C$ までの温度領域における平均冷却速度、および $500^{\circ}C$ から $300^{\circ}C$ までの温度領域における平均冷却速度の両者を $900^{\circ}C/\text{分}$ とした。

図4 Bは、図4 Aの合金に対してISO 6509の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

図5 Aは、実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S O 2に対して工程No. A 3 4 Hと工程No. G 1を施して得られた。詳細には、合金No. S O 2は、 $Zn-62.9\text{ mass}\%Cu-0.98\text{ mass}\%Si-0.071\text{ mass}\%P-0.071\text{ mass}\%Pb$ の組成を有する。工程No. A 3 4 Hでは、 615°C で熱間押し出し、 500°C から 300°C の平均冷却速度を $18^{\circ}\text{C}/\text{分}$ として合金を得た。工程No. G 1では、この合金をさらに 580°C で30分加熱し、 560°C から冷却処理を開始し、 560°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度の両者を $1800^{\circ}\text{C}/\text{分}$ とした。

図5 Bは、図5 Aの合金に対してI S O 6 5 0 9の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

図6 Aは、実施形態における銅合金の組織観察写真であり、銅合金は、合金No. S O 2に対して工程No. E 1 4 Hを施して得られた。詳細には、合金No. S O 2は、 $Zn-62.9\text{ mass}\%Cu-0.98\text{ mass}\%Si-0.071\text{ mass}\%P-0.071\text{ mass}\%Pb$ の組成を有する。工程No. E 1 4 Hでは、 550°C で熱間押し出し、 500°C から 300°C の平均冷却速度を $20^{\circ}\text{C}/\text{分}$ として直径50 mm、長さ200 mmの棒材を得た。その棒材を加熱し、棒材を横置きにして厚みが20 mmになるように 630°C で熱間鍛造し、その後自然冷却した。 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度は $25^{\circ}\text{C}/\text{分}$ となった。

図6 Bは、図6 Aの合金に対してI S O 6 5 0 9の試験方法に従って脱亜鉛腐食試験を施した結果であり、最大腐食深さを呈した部分を含む断面金属組織写真である。

[0079] 図1 A、図2 A、図4 A、図5 Aに示すように、熱間押し出材、熱間鍛造材、素材が鋳物の熱間鍛造材、そして熱間押し出材に対して追加の熱処理を施した押し出材においては、金属顕微鏡写真で、 α 相結晶粒界とともに、 β 1相内

に粒界の模様、すなわち結晶粒界が観察される。ここで、結晶粒界とは、図 1 A で示すような、 β 1 相内に観察される β 1 相結晶粒内を貫く線状の模様を指す。

これらのように、改質された β 相、すなわち β 1 相内には粒界が認識されるが、一方、図 3 A には、 β 相内にわずかに黒い筋のようなものが観察されるが、 β 相結晶粒内を貫くような粒界は見られない。図 6 A は、 β 相内に粒界の気配すら見られない。その代わり、図 3 A、図 6 A では、黒く見える約 0.5 ~ 3 μ m の粒状の析出物が、主として β 相内、 β 相と α 相の相境界に存在している。粒状の析出物は、主として P の化合物であるが、Pb 粒子、Pb と Bi の混合粒子、Fe 等の化合物、酸化物、硫化物も含まれ、顕微鏡観察では判別が可能であるが、プリントアウトされた写真では、少し判別が難しい。前記の析出物の大きさから外れるもの、 α 相内に存在する析出物は、P の化合物ではない。図 3 A、図 6 A で、プリントアウトされた写真の視野内で、主として P の化合物が約 1000 個存在している。図 1 A、図 2 A、図 4 A、図 5 A には、微細な粒状の P の化合物などが、存在しないか、または少し存在している程度であり、図 3 A、図 6 A の析出物の数より少なくとも 1/10 より少なく、或いは 1/50 より少ない。これらから β 1 相内に、または β 相内に、粒界が存在するか否かは、冷却処理開始温度が約 500 $^{\circ}$ C より高いか低いか、および P 化合物が多く存在するか否かは、冷却処理開始温度が約 500 $^{\circ}$ C より高いか低いかによる。

そして、これらの合金を ISO 6509 の脱亜鉛腐食試験した結果が、図 1 B、図 2 B、図 3 B、図 4 B、図 5 B、図 6 B に示されている。 β 1 相内に、粒界が観察される試料（図 1 A、図 2 A、図 4 A、図 5 A）の最大腐食深さは、120 μ m 以下であったが、 β 相内に粒界が観察されない試料の最大腐食深さは、350 μ m（図 3 A）、460 μ m（図 6 A）であり、3 ~ 5 倍の腐食深さの開きがあった。特に Sn を 0.28 mass % 含有した試料の腐食深さは、40 μ m で良好であった（図 4 A）。なお、脱亜鉛腐食の形態は、いずれも、 β 1 相、 β 相の選択腐食である。 β 1 相、 β 相であって

も、それらの相が優先的に脱亜鉛腐食されるが、 β 1 相は、 β 相より、約 1 / 3 またはそれ以下に脱亜鉛腐食の進行を遅らせることができる。

[0080] <特性>

(常温強度及び高温特性)

水道関連器具、配管部品、自動車、電気部品などの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、強度と延性とのバランスも重要とされている。

そのためには、熱間押出材、熱間圧延材及び熱間鍛造材は、冷間加工を施さない熱間加工あがりの状態で、引張強さが 460 N/mm^2 以上の高強度材であることが好ましい。

引張強さは、より好ましくは 490 N/mm^2 以上で、さらに好ましくは 520 N/mm^2 以上である。バルブ、継手、圧力容器、空調・冷凍機に使用される多くの部品は、熱間押出材、熱間鍛造で作られており、現行使用されている Pb 添加銅合金、C3604 の引張強さは、約 $390\sim 420\text{ N/mm}^2$ 、伸びが約 $30\sim 35\%$ であるので、高強度化により軽量化が図れる。

一方、切削加工材に軽度なかしめ加工や曲げなどの冷間加工が施されることがあり、割れないことが必要である。被削性は、切りくずが分断されるために、材料に一種の脆さを求められるが、冷間加工性とは、相反する特性である。同様に、引張強さと延性とは相反する特性であるが、引張強さと延性（伸び）において高度のバランスが取れることが望ましい。すなわち、少なくとも引張強さが 450 N/mm^2 以上、伸びが 10% 以上であり、引張強さ（S）と $\{(\text{伸び}(E\%) + 100) / 100\}$ の $1/2$ 乗の値との積、 $f_7 = S \times \{(\text{伸び}(E\%) + 100) / 100\}^{1/2}$ の値が、好ましくは 540 以上であることが、1つの高強度・高延性材料の尺度となる。 f_7 は、より好ましくは 570 以上であり、さらに好ましくは 600 以上である。 $3\sim 15\%$ の冷間加工率での冷間加工を含む場合、 10% 以上の伸びと 520 N/mm^2 以上の引張強さを兼ね備えることができる。因みに、前記の Pb 添加銅合金の場

合、 f_7 は、約470である。

[0081] (導電率)

本実施形態の用途には、電気・電子機器部品、EV化が進む自動車部品、その他の高い伝導性部材・部品が含まれる。現在、これらの用途には、Snを6mass%、或いは8mass%の量で含有する、りん青銅(JIS規格、C5191、C5210)が多く使用され、それらの導電率は、各々、約14%IACS、12%IACSである。したがって、本実施形態の銅合金の導電率は、15%IACS以上であれば、電気伝導性に関し問題は生じない。なお、導電率の上限は、伝導性が良くなることで、実用上、問題となることはほとんどないから、特に規定しない。

[0082] (熱間加工性)

本実施形態の快削性銅合金は、540～750℃で優れた変形能を有していることが特徴であり、断面積が小さな棒に熱間押出でき、複雑な形状に熱間鍛造できる。エネルギー事情や、 α 相の形状は粒状が良いので、熱間加工温度は、好ましくは750℃未満であり、より好ましくは720℃未満であり、熱間変形抵抗の観点から、好ましくは540℃超であり、より好ましくは560℃超である。

[0083] <製造プロセス>

次に、本発明の実施形態に係る快削性銅合金の製造方法について説明する。

本実施形態の合金の金属組織は、組成だけでなく製造プロセスによっても変化する。熱間押出、熱間鍛造の熱間加工温度、熱処理条件に影響されるだけでなく、熱間加工や熱処理における冷却過程での平均冷却速度が影響する。鋭意研究を行った結果、熱間加工や熱処理の冷却過程において、冷却処理開始温度、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度に金属組織が大きく影響されることが分かった。

[0084] (溶解鑄造)

溶解は、本実施形態の合金の融点（液相線温度）より約100～約300℃高い温度である約950～約1200℃で行われる。融点より、約50～約200℃高い温度である約900～約1100℃の溶湯が、所定の鋳型に鋳込まれ、空冷、徐冷、水冷などの幾つかの冷却手段によって冷却される。そして、凝固後は、様々に構成相が変化する。

[0085]（熱間加工）

熱間加工としては、熱間押出、熱間鍛造、熱間圧延が挙げられる。2以上の熱間加工工程を行う場合、最終の熱間加工工程を以下の条件で行う。

まず、熱間押出に関して、好ましい実施形態として、押出比（熱間加工率）、設備能力にもよるが、実際に熱間加工された直後の材料温度（押出温度）が、540℃を超えて750℃より低い温度で熱間押出する。押出された棒は、コイル状に巻き取られるか、押出棒の断面積が大きい場合、テーブル上に直棒のまま押出される。熱間押出温度の下限は、熱間での変形抵抗に関係し、押出温度が低いほうが α 相結晶粒は粒状で細くなり、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、被削性が良好なものになるが、押出比が大きい場合、設備能力と後述の冷却処理開始温度の関係から、押出温度は好ましくは560℃以上である。上限は、 α 相の形状に関連し、より狭い温度で管理することにより、安定した金属組織が得られる。750℃以上の温度で熱間押出すると、金属組織は、一旦 β 単相、または、 β 相の占める割合が90%以上になり、 α 相結晶粒の形状が針状になりやすくなるか、或いは、粗大な α 相結晶粒が出現し易くなる。針状で粗大な α 相結晶粒が出現すると、強度がやや低くなり、強度と延性のバランスが少し悪くなり、長辺が大きく粗大な α 相結晶粒が切削の障害となり、被削性が悪くなる。さらに、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性も悪くなる。押出温度は好ましくは720℃以下である。 α 相結晶粒の形状は、組成関係式f1と関係があり、組成関係式f1が59.0以下の場合、押出温度が720℃より低いことが好ましい。Pbを含有した銅合金より、低い温度で押出することにより、良好な被削性と強度を備えることができる。

[0086] そして熱間押出後の冷却条件の工夫により、 β 相の改質を行うことができ、より良好な被削性を有し、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に良好な材料を得ることができる。すなわち熱間押出後の冷却過程で、まず、 670°C より低い温度、 500°C より高い温度で冷却処理が開始され、そして、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度を、少なくとも $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超え、好ましくは $600^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超え、より好ましくは $900^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以上に設定して冷却する。ここで、通常の実施形態として、一般的な冷却方法を用いれば、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度と、 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度は大よそ同じであるか、場合によっては、前者のほうが少し早い。さらにより好ましい冷却速度で冷却すると、 $\beta 1$ 相は、より改質される。 $\beta 1$ 相がより改質されると、より良好な被削性を有し、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性に良好な材料を得ることができる。冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域及び 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度の上限は、通常の生産設備で行える冷却速度で十分であり、特に規定はしないが、敢えて言及すると、冷却速度は約 $9000^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以下が好ましい。平均冷却速度を $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超えの冷却速度で冷却することにより、 β 相の改質が行われ、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングし、倍率 500 倍の金属顕微鏡で金属組織を観ると、改質された β 相内に粒界を観察することができる。なお、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度が、 $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以下の場合、 β 相内に、粒界を観察することはできない。改質された β 相、すなわち、 $\beta 1$ 相への改質の度合いは、前記の冷却速度が速いほど大きい。 300°C より低い温度から常温までの冷却は、常温に近づくにしがって、冷却速度は少し遅くなるが、 500°C から 300°C までの温度域の冷却を継続することが望ましい。

一方、冷却処理開始温度も、 β 相の改質に影響する。 530°C より高い温

度で開始するのが好ましく、 550°C より高い温度で開始するのがより好ましい。 550°C より低い温度で冷却処理を開始する場合、 550°C から冷却処理開始温度までの冷却速度が遅いと、PとZn、またはPとZn, Siの化合物が生成し始め、 530°C 以下でさらにP化合物の形成が促進される。 $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超えの冷却速度では、P化合物はほとんど形成されないが、冷却処理の開始温度が 550°C より低いと、金属組織中にP化合物が観察される。

ところで、冷却処理開始温度が 670°C 以上であると、 β 1相の占める割合が多くなり過ぎ、合金の延性や耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を悪くする。よって冷却処理開始温度は、 670°C より低くする必要がある、 650°C より低いことが好ましい。

[0087] 実測が可能な測定位置に鑑みて、熱間加工温度は、熱間押出、熱間鍛造、熱間圧延の終了時点から約2秒後または3秒後の実測が可能な熱間加工材の温度と定義する。金属組織は、大きな塑性変形を受けた加工直後の温度に影響を受ける。

[0088] 次に熱間鍛造について記載する。熱間鍛造は、素材として、主として熱間押出材が用いられるが、連続鑄造棒も用いられる。鍛造用素材は、最終の熱間加工ではないので、冷却の工夫は不要である。熱間押出に比べ、熱間鍛造は、加工速度が速く、複雑形状に加工され、場合によっては、肉厚が約3mmにまで強加工されることがある。また、鍛造品は、1個の重さが数十グラム〜数キログラムであり、小さなものは、鍛造時に急速に冷却され、その後の冷却速度も速い。したがって、鍛造時の素材の加熱温度は、熱間押出時のインゴットの加熱温度より高い。好ましい実施形態として、熱間鍛造品の温度、すなわち鍛造直後から約2秒後または3秒後の材料温度は、 540°C を超え、 750°C より低いことが好ましい。

熱間鍛造においても、組成関係式 f 1 と関係があり、組成関係式 f 1 が 59.0 以下の場合、熱間鍛造温度が 720°C より低いことが好ましい。熱間鍛造の加工率にもよるが、温度が低いほど、 α 相の結晶粒径が小さくなり

、 α 相結晶粒の形状が、針状から粒状に変化し、強度が高くなり、強度と延性のバランスが良くなり、かつ、被削性、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良くなる。

[0089] そして、熱間押出と同様、熱間鍛造後の冷却速度の工夫により、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好で、良好な被削性を備えた材料を得ることができる。すなわち熱間鍛造後の冷却過程で、まず、 670°C より低い温度で、 500°C より高い温度で冷却処理が開始され、そして冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度、および 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度を、少なくとも $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超え、好ましくは $600^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超え、さらに好ましくは $900^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以上に設定して冷却する。ここで、通常の実施形態として、一般的な冷却方法を用いれば、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度と、 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度は大よそ同じであるか、または前者が少し早い。平均冷却速度を $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 超えにすることにより、 β 相の改質が行われ、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングし、倍率 500 倍の金属顕微鏡で金属組織を観ると、改質された β 相内に粒界を観察することができる。なお、 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度が、 $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以下の場合、 β 相内に、粒界を観ることはできない。改質された β 相、すなわち、 $\beta 1$ 相への改質の度合いは、冷却速度が速いほど大きい。熱間押出と同様、 300°C より低い温度から常温までの冷却は、常温に近づくにしたがって、冷却速度は少し遅くなるが、 500°C から 300°C までの温度域の冷却を継続することが望ましい。冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域及び 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度の上限は、特に規定はしないが、敢えて言及すると、冷却速度は約 $9000^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以下が好ましい。

一方、冷却処理開始温度も、 β 相の改質に影響する。 530°C より高い温度で開始するのが好ましく、 550°C より高い温度で開始するのがより好ましい。 550°C より低い温度で冷却処理を開始する場合、 550°C から冷却

処理開始温度までの冷却速度が遅いと、PとZn、またはPとZn、Siの化合物が生成し始め、530℃以下でさらにP化合物の形成が促進される。300℃/分超えの冷却速度では、P化合物はほとんど形成されないが、冷却処理の開始温度が550℃より低いと、金属組織中にP化合物が観察される。一方、冷却処理開始温度が670℃以上であると、 β 1相の占める割合が多くなり過ぎ、合金の延性や耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を悪くする。よって冷却処理開始温度は670℃より低くする必要があり、650℃より低いことが好ましい。なお、熱間鍛造後、雰囲気温度が約550～約600℃に設定された簡易的な炉に、数十秒から数分間入れて、その後、冷却処理を開始すると、より均一で、安定した鍛造品を得ることができる。

さらに、耐応力腐食割れ性を向上させるために、前記の熱間鍛造－冷却処理が終了後、ショット加工が有効な手段となる。他の銅合金もショット加工など、表面に圧縮応力を加えることにより、耐応力腐食割れ性が改善されるが、 β 1相を含む本願合金の場合、さらにショット加工の効果は大きい。

[0090] 熱間圧延では、鋳塊を加熱し、5～15回、繰り返し圧延される。そして、最終の熱間圧延終了時の材料温度（終了時点から2～3秒経過後の材料温度）が、540℃超え、750℃より低いことが好ましく、670℃より低いことがより好ましい。熱間圧延終了後、圧延材が冷却されるが、熱間押出と同様、500℃より高い温度で、670℃より低い温度で冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度を、少なくとも300℃/分超え、好ましくは600℃/分超え、さらに好ましくは900℃/分以上に設定して冷却する。300℃より低い温度から常温までの冷却は、常温に近づくにしがって、冷却速度は少し遅くなるが、500℃から300℃までの温度域の冷却を継続することが望ましい。冷却処理開始温度から500℃までの温度領域及び500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度の上限は、特に規定はしないが、敢えて言及すると、冷却速度は約9000℃/分以下が好ましい。

[0091] (熱処理)

本願において、前記の最終の熱間加工後、500℃より高い温度で冷却処理を開始できない場合、または500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度で300℃/分超えで冷却できない場合は、 β 相の改質はできない。そして、細径の棒、線などを作る時、冷間加工と熱の加わる焼鈍などの工程を含む場合も基本的には、 β 相は改質されない。これらの場合、520℃超え、630℃より低い温度で、1分から5時間の条件で焼鈍し、焼鈍後の冷却において、500℃より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超えであり、かつ500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超えで冷却することにより、 β 相の改質が行われ、 $\beta 1$ 相が形成される。焼鈍の条件は、複数の焼鈍工程がある場合は最後の焼鈍だけでよく、P化合物の生成する温度の観点から、焼鈍の温度は、530℃以上が好ましく、550℃以上がさらに好ましい。また、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度は、 $\beta 1$ 相の改質の度合いから、好ましくは600℃/分超え、さらに好ましくは900℃/分以上に設定する。この熱処理は、前記のように、熱間加工後に所定の条件で冷却が行うことができない熱間加工材、および、熱間加工後、冷間加工を施した材料で一回以上の焼鈍を施す材料などに適用される。

冷却処理開始温度から500℃までの温度領域及び500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度の上限は、特に規定はしないが、敢えて言及すると、冷却速度は約900℃/分以下が好ましい。

[0092] (冷間加工工程)

熱間押出棒の場合、高い強度を得るため、寸法精度を良くするため、または押出された棒材、コイル材を曲がりの少ない直線形状にするために、熱間押出材に対して冷間加工が施されることがある。例えば熱間押出材に対して、約2～約30%の加工率で冷間抽伸、場合によっては抽伸加工し、次いで矯正加工が施される。

細い棒、線、或いは、圧延材は、冷間加工と焼鈍が繰り返し実施され、前記の最終の熱処理後、最終加工率0～約30%の冷間加工、矯正加工が施される。最終加工率が0%に近づくほど、この加工材に、軽度なかしめ加工や曲げなどの冷間加工が施される場合に、割れにくくなる。

[0093] (低温焼鈍)

棒、線、鍛造品、圧延材においては、残留応力の除去、棒材の矯正（棒材の直線度）、金属組織の調整と改善を主たる目的として、再結晶温度以下の温度で棒材、線材、鍛造品、圧延材を最終の工程で低温焼鈍することがある。しかしながら、熱間加工工程、熱処理で改質した β 1相は、合金に熱が加わると、改質が損なわれる。例えば、300℃で2時間加熱すると、 β 相の改質が損なわれ、改質された β 1相から元の β 相に戻り、改善された被削性、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性がもとの β 相からなる合金の特性になる。よって、低温焼鈍は推奨されないが、約150℃より低い温度であれば許容される。

[0094] 以上のような構成とされた本発明の実施形態に係る快削性合金によれば、合金組成、組成関係式、金属組織、組織関係式、組織・組成関係式を上述のように規定しているので、Pbの含有量が少なくても優れた被削性を得ることができ、良好な耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を備え、優れた熱間加工性、高い強度、強度と延性のバランスに優れている。

[0095] 以上、本発明の実施形態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、その発明の技術的要件を逸脱しない範囲で適宜変更することが可能である。

実施例

[0096] 以下、本実施形態の効果を確認すべく行った確認実験の結果を示す。なお、以下の実施例は、本実施形態の効果を説明するためのものであって、実施例に記載された構成要件、プロセス、条件が、本実施形態の技術的範囲を限定するものでない。

[0097] 実操業で使用している低周波溶解炉及び半連続鑄造機を用いて銅合金の試

作試験を実施した。

また、実験室設備を用いて銅合金の試作試験を実施した。

合金組成を表 5 ～ 7 に示す。また、製造工程を表 8 ～ 1 7 に示す。なお、組成において、“M m” は、ミッシュメタルを示し、希土類元素の合計量を示す。各製造工程について以下に示す。表 8 ～ 1 2, 1 4 ～ 1 6 において、熱間押出、熱間鍛造、又は熱間圧縮の熱間加工の冷却速度とは、熱間加工の終了時点から冷却処理の開始時点までの平均冷却速度である。

[0098]

[表5]

合金		成分組成(mass%)								組成關係式				不純物 (mass%)									
		Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Zn	f1	f2	f0	Fe	Mn	Cr	Co	Al	Ni	Ag	Sb	As	Mm		
No.																							
S01		63.3	0.95	0.069	0.063	0.017	0.01	殘	58.9	0.080	-	0.12	0.01	0.00	0.00	0.01	0.03	0.02	0.00	0.00	0.00		
S02		62.9	0.98	0.071	0.071	0.000	0.02	殘	58.4	0.071	-	0.08	0.05	0.01	0.00	0.01	0.04	0.01	0.01	0.00	0.00		
S03		64.2	0.89	0.082	0.059	0.003	0.01	殘	60.06	0.062	-	0.03	0.01	0.00	0.00	0.00	0.03	0.01	0.00	0.00	0.00		
S11		62.5	0.96	0.064	0.072	0.000	0.01	殘	58.1	0.072	-	0.05	0.00	0.02	0.00	0.00	0.02	0.01	0.00	0.00	0.01		
S12		64.1	0.93	0.074	0.068	0.002	0.02	殘	59.8	0.070	-	0.11	0.01	0.00	0.00	0.00	0.04	0.02	0.00	0.00	0.00		
S13		63.6	1.11	0.058	0.057	0.000	0.01	殘	58.5	0.057	-	0.03	0.00	0.00	0.01	0.00	0.08	0.01	0.00	0.00	0.01		
S21		62.8	0.88	0.087	0.050	0.001	0.00	殘	58.7	0.051	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00		
S22		63.5	1.00	0.072	0.080	0.000	0.00	殘	58.9	0.080	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00		
S23		62.5	0.76	0.045	0.015	0.000	0.00	殘	59.0	0.015	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00		
S24		63.8	1.15	0.064	0.028	0.000	0.00	殘	58.5	0.028	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00		
S25		62.8	0.90	0.063	0.038	0.026	0.02	殘	58.6	0.064	-	0.19	0.13	0.01	0.00	0.00	0.09	0.01	0.02	0.01	0.01		
S26		62.8	0.88	0.095	0.055	0.000	0.03	殘	58.7	0.055	-	0.01	0.00	0.00	0.00	0.20	0.08	0.00	0.00	0.00	0.00		
S27		64.0	1.02	0.065	0.070	0.000	0.02	殘	59.3	0.070	-	0.14	0.07	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.01	0.00		
S28		63.2	0.90	0.095	0.071	0.000	0.02	殘	59.0	0.071	-	0.12	0.11	0.00	0.00	0.13	0.00	0.00	0.00	0.00	0.02		
S29		62.8	0.95	0.069	0.067	0.000	0.00	殘	58.4	0.067	-	0.11	0.00	0.00	0.00	0.08	0.13	0.03	0.01	0.01	0.00		
S30		63.0	0.95	0.065	0.017	0.000	0.00	殘	58.6	0.017	-	0.08	0.01	0.00	0.00	0.04	0.10	0.02	0.00	0.00	0.00		

[表6]

合金		成分組成(mass%)								組成關係式				不純物 (mass%)									
		Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Zn		f1	f2	f0	Fe	Mn	Cr	Co	Al	Ni	Ag	Sb	As	Mm	
No.																							
S31	63.3	0.94	0.018	0.066	0.000	0.00	殘	殘	59.0	0.066	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S32	63.6	1.02	0.044	0.103	0.008	0.00	殘	殘	58.9	0.111	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S33	63.3	0.97	0.082	0.008	0.000	0.00	殘	殘	58.8	0.008	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S34	62.2	0.78	0.122	0.055	0.017	0.00	殘	殘	58.5	0.072	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S35	61.0	0.71	0.100	0.066	0.000	0.00	殘	殘	57.7	0.066	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S36	64.4	0.92	0.055	0.015	0.000	0.00	殘	殘	60.1	0.015	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S37	61.2	0.64	0.058	0.063	0.022	0.00	殘	殘	58.2	0.085	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S38	64.8	1.13	0.058	0.071	0.000	0.00	殘	殘	59.6	0.071	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S39	63.6	1.03	0.057	0.055	0.000	0.61	殘	殘	58.2	0.055	0.59	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S40	63.2	0.88	0.095	0.071	0.000	0.41	殘	殘	58.7	0.071	0.47	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S41	62.7	0.83	0.084	0.066	0.000	0.18	殘	殘	58.7	0.066	0.22	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S42	63.8	0.94	0.073	0.059	0.000	0.32	殘	殘	59.1	0.059	0.34	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S43	63.3	0.98	0.084	0.060	0.000	0.28	殘	殘	58.5	0.060	0.29	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S44	63.2	0.72	0.065	0.035	0.000	0.41	殘	殘	59.4	0.035	0.57	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S45	63.4	0.91	0.084	0.045	0.000	0.28	殘	殘	58.9	0.045	0.28	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S46	63.2	0.95	0.082	0.061	0.009	0.08	殘	殘	58.7	0.070	0.08	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S47	64.8	0.95	0.097	0.078	0.000	0.00	殘	殘	60.4	0.078	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S48	60.9	0.55	0.058	0.089	0.000	0.00	殘	殘	58.4	0.089	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S49	63.5	0.71	0.061	0.037	0.002	0.00	殘	殘	60.2	0.039	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	

[表7]

合金		成分組成(mass%)								組成関係式				不純物(mass%)									
		Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Zn		f1	f2	f0	Fe	Mn	Cr	Co	Al	Ni	Ag	Sb	As	Mm	
No.																							
S71		62.9	0.91	0.006	0.064	0.008	0.00	残	58.7	0.072	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S72		65.5	1.09	0.069	0.044	0.000	0.00	残	60.4	0.044	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S73		63.2	0.81	0.067	0.001	0.000	0.00	残	59.4	0.001	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S74		60.7	0.44	0.072	0.088	0.000	0.00	残	58.6	0.088	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S75		62.9	1.03	0.230	0.071	0.007	0.00	残	58.0	0.078	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S76		60.7	0.80	0.056	0.046	0.011	0.00	残	57.0	0.057	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S77		60.1	0.57	0.070	0.078	0.035	0.00	残	57.5	0.113	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S78		64.9	1.29	0.098	0.066	0.000	0.00	残	58.9	0.066	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S79		64.9	0.90	0.063	0.020	0.000	0.00	残	60.7	0.020	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S80		59.2	0.20	0.048	0.105	0.003	0.00	残	58.3	0.108	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S81		63.1	0.61	0.040	0.023	0.000	0.00	残	60.3	0.023	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S82		64.7	1.11	0.093	0.058	0.000	1.01	残	58.5	0.058	0.91	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S83		62.5	0.67	0.061	0.070	0.000	0.76	残	58.6	0.070	1.13	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	
S84		63.3	0.85	0.052	0.057	0.018	0.03	残	59.4	0.075	-	0.30	0.13	0.02	0.02	0.00	0.00	0.01	0.01	0.00	0.00	0.00	
S85		62.0	0.80	0.049	0.078	0.000	0.03	残	58.3	0.078	-	0.03	0.00	0.00	0.00	0.00	0.37	0.01	0.01	0.00	0.00	0.00	
X		58.8	0.00	0.001	3.10	0.004	0.27	残	-	3.1	-	0.23	0.01	0.01	0.00	0.00	0.00	0.05	0.01	0.00	0.00	0.00	
Y		58.7	0.00	0.001	2.10	0.001	0.23	残	-	2.1	-	0.26	0.00	0.00	0.00	0.02	0.00	0.03	0.00	0.01	0.00	0.00	
Z		58.6	0.00	0.001	2.10	0.000	0.22	残	-	2.1	-	0.28	0.01	0.00	0.00	0.00	0.00	0.10	0.01	0.00	0.00	0.00	

[表8]

実機製造工程AA: 棒(間接押出)

		熱間押出		冷却処理			冷間
	寸法	押出温度	冷却速度	開始温度	冷却速度 冷却開始 ~300℃	冷却速度 500~300℃	加工率
	(mm)	(℃)	(℃/分)	(℃)	(℃/分)	(℃/分)	(%)
A1	φ 20.9	630	25	560	900	900	8.4
A2	φ 20.9	630	25	580	1020	1020	8.4
A3	φ 20.9	630	25	560	720	720	8.4
A4	φ 20.9	630	25	550	480	480	8.4
A5	φ 20.9	630	25	520	900	900	8.4
A11H	φ 20.9	630	25	480	–	900	8.4
A12H	φ 20.9	630	25	450	–	720	8.4
A13H	φ 20.9	630	–	–	–	15	8.4
A14H	φ 20.9	630	25	560	210	210	8.4

[0102] [表9]

実機製造工程AB: 棒(間接押出)

		熱間押出		冷却処理			冷間	低温焼鈍
	寸法	押出温度	冷却速度	開始温度	冷却速度 冷却開始 ~300℃	冷却速度 500~300℃	加工率	
	(mm)	(℃)	(℃/分)	(℃)	(℃/分)	(℃/分)	(%)	
A21	φ 20.9	615	25	570	1020	960	8.4	
A22	φ 20.9	615	25	550	1020	1020	8.4	
A23	φ 20.9	615	25	550	420	420	8.4	
A24	φ 20.9	615	25	515	900	900	8.4	
A25	φ 20.9	615	25	570	1020	960	8.4	130℃*5H
A31H	φ 20.9	615	25	570	1020	960	8.4	300℃*2H
A32H	φ 20.9	615	25	475	–	900	8.4	
A33H	φ 20.9	615	25	450	–	780	8.4	
A34H	φ 20.9	615	–	–	–	18	8.4	

[0103]

[表10]

実機製造工程AD: 棒(間接押出)

		熱間押出		冷却処理			冷間 加工率
	寸法 (mm)	押出温度 (°C)	冷却速度 (°C/分)	開始温度 (°C)	冷却速度 冷却開始 ~300°C (°C/分)	冷却速度 500~300°C (°C/分)	
A41	φ 20.9	720	30	610	1260	1200	8.4
A42	φ 20.9	720	30	570	1200	1200	8.4
A43	φ 20.9	720	30	660	1320	1200	8.4
A44	φ 20.9	720	30	610	660	600	8.4
A46H	φ 20.9	720	30	705	1320	1200	8.4
A47H	φ 20.9	720	—	—	—	20	8.4

[0104] [表11]

実機製造工程AC: 棒(直接押出)

		熱間押出		冷却処理			冷間 加工率
	寸法 (mm)	押出温度 (°C)	冷却速度 (°C/分)	開始温度 (°C)	冷却速度 冷却開始 ~300°C (°C/分)	冷却速度 500~300°C (°C/分)	
A50	φ 50	550	—	—	—	20	0

[0105] [表12]

実験室押出工程B

		熱間押出		冷却処理		
	寸法 (mm)	押出温度 (°C)	冷却速度 (°C/分)	開始温度 (°C)	冷却速度 冷却開始 ~300°C (°C/分)	冷却速度 500~300°C (°C/分)
B1	φ 20	670	55	540	960	960
B2	φ 50	590	—	—	—	25
B3H	φ 20	670	—	—	—	40

[0106]

[表13]

実験室鋳物、工程C

		鋳造後の冷却速度	
	寸法 (mm)	冷却開始～300℃まで (℃/分)	500℃から300℃まで (℃/分)
C1	φ 35	－	35
C2	φ 55	－	23

[0107] [表14]

実機熱間鍛造工程D ： フレアナット

		熱間鍛造		冷却処理		
	前工程材 φ 20mm	鍛造温度 (℃)	冷却速度 (℃/分)	開始温度 (℃)	冷却速度 冷却開始 ～300℃ (℃/分)	冷却速度 500～300℃ (℃/分)
D1	棒：A1, A21	670	100	565	1200	1200
D2	棒：A13H, A34H, A47H	710	100	600	1800	1800
D3	棒：B3H	670	100	550	1200	1200
D4	棒：A1, A21	670	100	545	420	420
D5	棒：A13H, A34H	670	100	545	1800	1800
D6	鋳物：C1	670	100	545	1200	1200
D7	棒：A13H, A34H , B3H, C1, A47H	670	100	545	1800	1800
D8	棒：A13H, A47H	740	100	655	1980	1800
D12H	棒：A13H, A34H, A47H	670	100	475	－	1080
D13H	棒：A1、A21	670	－	－	－	35
D14H	棒：A13H, A34H	670	100	560	240	240
D15H	棒：A1、A21, A47H	770	120	695	1980	1800

[0108]

[表15]

実機熱間鍛造工程E：平鍛造

		熱間鍛造		冷却処理		
	前工程材	鍛造温度	冷却速度	開始温度	冷却速度 冷却開始 ～300℃	冷却速度 500～300℃
	φ 50mm	(℃)	(℃/分)	(℃)	(℃/分)	(℃/分)
E1	棒:A50	630	35	535	900	900
E2	棒:A50, B2	680	35	565	900	900
E3	棒:A50	700	35	615	900	900
E4	棒:A50	630	35	515	900	900
E5	棒:A50	630	35	550	450	450
E6	鋳物:C2	630	35	565	900	900
E7	棒:A50	720	35	650	960	900
E11H	棒:A50	740	35	690	960	900
E12H	棒:A50	630	35	480	—	900
E13H	棒:A50	630	35	455	—	800
E14H	棒:A50	630	—	—	—	25
E15H	棒:A50	630	35	550	200	200

[0109] [表16]

実験室熱間圧縮工程F

		熱間圧縮		冷却処理		
	前工程材	圧縮温度	冷却速度	開始温度	冷却速度 冷却開始 ～300℃	冷却速度 500～300℃
		(℃)	(℃/分)	(℃)	(℃/分)	(℃/分)
F1	鋳物:C1	650	50	560	2100	2100
F2	棒:A13H、A34H、A47H	650	50	560	2100	2100
F3	棒:B3H	650	50	560	2100	2100
F4H	棒:A13H、A34H	650	50	560	200	200
F5H	棒:A13H、A34H	650	50	—	—	40

[0110]

[表17]

熱処理工程G

	前工程材	焼鈍		冷却処理		
		温度 (°C)	時間 (分)	開始温度 (°C)	冷却速度 冷却開始 ～300°C (°C/分)	冷却速度 500～300°C (°C/分)
G1	棒:A13H、A34H、A47H	580	30	560	1800	1800
G2	鍛造フレア:D1	580	30	560	1800	1800
G3	鍛造フレア:D13H	580	30	560	1800	1800
G11H	棒:A1、A21	580	60	470	－	1500
G12H	鍛造フレアナットD1	580	60	470	－	1500
G13H	棒:A1、A21、A41	580	30	－	－	25
G14H	鍛造フレアナットD1	580	30	－	－	25

[0111] 実機製造 工程A A、A B、A D

(工程N o. A 1～A 5、A 1 1 H～A 1 4 H、A 2 1～A 2 5、A 3 1 H～A 3 4 H、A 4 1～A 4 4、A 4 6 H、A 4 7 H)

実操業している低周波溶解炉及び半連続鋳造機により直径240mmのビレットを製造した。原料は、実操業に準じたものを使用した。ビレットを長さ800mmに切断して加熱した。公称能力2750トンの間接押出機で、直径20.9mmの丸棒が押出され、押出材（丸棒）は押出機から少し離れた位置にある槽内にコイル状に巻き取られた。この槽は、水量調整できる水冷が可能である。槽内で押出材が所定の温度に達した時に水量を調整しながら、冷却処理（水冷）を開始した。なお、槽内に押出材に配置したと同時に冷却処理を開始した場合もあった。温度測定は、放射温度計を用いて行い、押出機より押出されたとき、冷却処理を開始したとき、500°C、300°Cになるまで押出材の温度を測定した。なお、以後の熱間押出、熱間鍛造の温度測定には、LumaSense Technologies Inc製の型式IGA8Pro/MB20の放射温度計と接触式温度計を併用して用いた。

[0112] 工程A A、すなわち工程N o. A 1～A 5、A 1 1 H～A 1 4 Hでは、押

出温度が630℃であり、工程AB、すなわち工程No. A21～A25、A31H～A34Hでは、押出温度が615℃であった。工程No. AD、すなわち工程No. A41～A44、A46H、A47Hでは、押出温度が720℃であった。そして、コイル状に巻き取られた直径20.9mmの押出材は、槽内で所定の温度に達した後、冷却処理が開始され、押出材が、500℃、300℃になるまでの時間が計測された。放射温度計では300℃より低い温度は正確に測定されないが、そのままの冷却条件で冷却が継続して続行され、約100℃以下の温度にまで材料が冷却された。詳細な条件は、表8、表9、表10に示すように、工程No. A1～A5、A11H～A14H、工程No. A21～A25、A31H～A34H、および工程No. A41～A44、A46H、A47Hは、押出後から冷却処理開始までの平均冷却速度、冷却処理開始温度、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が異なっている場合がある。冷却処理開始温度が500℃より低い場合は、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度を、500℃から300℃までの温度領域における冷却速度として記載した。なお、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度は、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度により、容易に算出することができるので、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における冷却速度は、500℃から300℃までの温度領域における冷却速度と同じか、一部の条件で少し早く冷却されることが確認された。熱間押出後の冷却が完了後、押出材は、8.4%の加工率でコンバインドマシーンに掛けられ、φ20mmの直棒に抽伸、矯正された。

[0113] 工程No. A25、工程No. A31Hでは、工程No. A21で得られた棒材を用い、さらに実験室にて、130℃で5時間、300℃で2時間低温焼鈍した。これらの工程AA材、工程AB材、工程AD材は、顕微鏡観察、切削試験、脱亜鉛腐食試験、引張試験に供した。

[0114] 工程 A C、 $\phi 50\text{ mm}$ の棒材

(工程 N o. A 5 0)

鍛造用素材の実機試作として、表 1 1 に示す工程 A C により $\phi 50\text{ mm}$ の棒材を準備した (工程 N o. A 5 0)。実作業している低周波溶解炉及び半連続鑄造機により直径 240 mm のビレットを製造し、ビレットを長さ 800 mm に切断した。前記のビレットを使用し、ビレットは、公称能力 3000 トン の直接押出機で、直径 50 mm の丸棒に 550°C で押出された。押出された直棒は、鋼製のテーブル上に置かれ、自然冷却され、常温まで冷却された。次いで、矯正され、後述の平鍛造の素材として提供された。最終の熱間加工が熱間鍛造となる素材として供するため、特別な冷却処理は行っておらず、 500°C から 300°C までの平均冷却速度は、 $20^\circ\text{C}/\text{分}$ であった。

[0115] 実験室押出材、工程 B

(工程 N o. B 1, B 2, B 3 H)

工程 B は、表 1 2 に示すように、実験室において、所定の成分比で原料を溶解した。直径 100 mm 、長さ 200 mm の金型に溶湯を鑄込み、ビレットを作製した。なお、一部ビレットは、F e 等の不純物をさらに意図的に加えた。意図的に加えた F e 等の不純物の濃度は、市販の P b を含有した黄銅とおおよそ同じレベル、またはそれ以下であった。

これらのビレットを加熱し、工程 N o. B 1 では、押出温度を 670°C とし、直径 20 mm の丸棒に押出した。押出後、 540°C で、冷却処理が開始され、 500°C から 300°C までの平均冷却速度 $960^\circ\text{C}/\text{分}$ で冷却された。 540°C から 500°C の平均冷却速度と、 500°C から 300°C までの平均冷却速度は、大よそ同じであることが確認された。その後、そのままの冷却条件で冷却が継続して続行され、約 100°C 以下の温度にまで材料が冷却された。工程 N o. B 3 H は、押出温度を 670°C とし、直径 20 mm の丸棒に押出後、冷却処理を実施せず、 500°C から 300°C までの平均冷却速度 $40^\circ\text{C}/\text{分}$ で冷却された。

これらの工程 N o. B 1, B 3 H は、顕微鏡観察、切削試験、脱亜鉛腐食

試験、引張試験に供し、工程 N o. B 3 Hの一部は工程 Dの熱間鍛造素材とした。

工程 N o. B 2は、押出温度を590℃とし、直径50mmに押出され、冷却処理を実施せず、500℃から300℃までの平均冷却速度を25℃/分とし、鍛造用素材とした。

[0116] 工程C、鍛造用、熱間圧縮用素材：鋳物

(工程 N o. C 1, C 2)

鍛造用素材として使用する鋳物を実験室において、所定の成分比で原料を溶解し、約1000℃の溶湯を内径35mm、深さ200mmの鉄製の鋳型に鋳込んだものと(工程 N o. C 1)、内径55mm、深さ200mmの鉄製の鋳型に鋳込んだものを作製した(工程 N o. C 2)。鋳物が約700℃になったとき、金型から鋳物を取り出し、冷却処理を実施せず、自然冷却した。

表13に示すように、500℃から300℃までの平均冷却速度は、工程 N o. C 1では35℃/分であり、工程C2では23℃/分であった。工程 N o. C 1の鋳物は、旋盤により外径を20mmに切削され、工程 N o. C 2の鋳物は、外径を50mmに切削され、後述の工程D、工程Eの鍛造用素材、工程Fの熱間圧縮用素材として仕上げられた。

[0117] フレアナット鍛造品

(工程D)

工程Dでは、フレアナット鍛造品の素材としてφ20mmの、工程 N o. A 1, A 1 3 H, A 2 1, A 3 4 H, A 4 7 Hの実機押出棒、工程 N o. B 3 Hの実験室押出棒、工程C1の実験室鋳物を使用した。そして重さが120±1g(119g~121g)になるよう切断され、500トンの熱間鍛造プレスにより、六角の対辺27mm、長さ26mmのフレアナット鍛造素材に成形された。

表14に示すように、熱間鍛造温度は、工程 N o. D 1, D 3~D 7, D 1 2 H~D 1 4 Hでは、670℃であり、工程 N o. D 2では710℃であ

り、工程No. D8では740℃であり、工程No. D15Hでは770℃であった。そして、鍛造後から冷却処理開始までの平均冷却速度は、工程No. D15H, D13Hを除き、100℃/分であり、工程No. D15Hでは120℃/分であった。工程No. D13Hでは、冷却処理を実施せず、自然冷却された。冷却処理開始温度は、表14に示すように、475～695℃であり、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度は、工程No. D13Hを除き、240℃/分から1980℃/分に変化させた。工程No. D1～D7, D14Hでは、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度と、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が、同じであり、D8, D15Hでは、前者が少し速かった。工程No. D12Hでは、冷却処理開始温度の475℃から300℃までの平均冷却速度を、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度として記載された。

工程No. D7では、工程No. D5と同じ条件で熱間鍛造と冷却処理を行い、さらにショット工程を行った。ショット加工の条件は、直径0.6mmの鋼球を用い、10分間施された。

これらの熱間鍛造品を切削により、JIS B 8607に準拠した形状のフレアナットで内径が5/8インチ(=15.9mm)の1種に仕上げた。工程D材は、顕微鏡観察、脱亜鉛腐食試験、応力腐食割れ試験に供した。

[0118] 平鍛造

(工程E)

工程Eは、実験室鍛造品の工程であり、その素材として、工程No. A50の実機押出棒、工程No. B2の実験室押出棒、工程No. C2の実験室鋳物を使用し、各々長さ180mm切断した。この丸棒を横置きにして、熱間鍛造プレス能力150トンのプレス機で、厚み20mmに鍛造した。

[0119] (工程No. E1～E7, E11H～E15H)

工程No. E1, E4～E6, E12H～E15Hでは、鍛造温度を63

0℃とし、工程No. E2では、鍛造温度を680℃とし、工程No. E3では、鍛造温度を700℃とし、工程No. E7では、鍛造温度を720℃とし、工程No. E11Hでは、鍛造温度を740℃とした。熱間鍛造後、工程No. E14Hを除き、冷却処理開始までの平均冷却速度は35℃/分であった。表15に示すように、690℃から455℃までの温度で冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から300℃までの平均冷却速度を、900℃/分から200℃/分に変化させ、そのままの冷却方法で常温まで冷却した。工程No. E1～E6、E15Hで、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度と、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が、大よそ同じであることが確認された。工程No. E12H、E13Hでは、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度が、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度に記録された。工程No. E14Hでは、冷却処理は実施せず、自然冷却を行い、500℃から300℃までの平均冷却速度は25℃/分であった。

これらの平鍛造材は切断され、切削試験、機械的性質、脱亜鉛腐食、顕微鏡観察の試験に供した。

[0120] 熱間圧縮試験

(工程F)

工程No. A13H, A34H, A47Hの実機熱間押出棒、工程No. B3Hの実験室の熱間押出棒、工程C1の鋳物を素材とし、旋盤でφ15mm、高さ27mmに仕上げた。そして、表16に示すように、加熱炉が併設されている10トンのアムスラー型試験機を用い、ひずみ速度0.02/秒の条件で、650℃で高さ8mmに熱間圧縮した。工程No. F1～F3では、熱間圧縮された試料を加熱炉から取り出し、50℃/分の冷却速度で冷却した。次いで、560℃で冷却処理を開始し、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が2100℃/分で冷却し、300℃以下も処理方法を継続して冷却し、常温まで冷却した。工程No. F4Hでは、

560℃で冷却処理を開始し、冷却処理開始温度から300℃までの平均冷却速度が200℃/分で冷却した。工程No. F5Hでは、特別な冷却処理は実施せず、500℃から300℃までの平均冷却速度が40℃/分で冷却した。冷却処理開始温度（560℃）から500℃までの温度領域における平均冷却速度と、500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度は、大よそ同じであった。これらの熱間圧縮材は、顕微鏡観察、脱亜鉛腐食試験に供した。

[0121] 熱処理

（工程G）

工程Gは、表17に示すように、工程No. A1, A21, A41, A13H, A34H, A47H, D1, D13Hで得た棒材、鍛造品について実験室で熱処理を施すことにより、特性の変化を調べた。焼鈍は、すべて580℃で30分又は60分保持する条件で行った。工程No. G1, G2, G3は、焼鈍後、560℃で冷却処理を開始し、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度を1800℃/分で冷却した。冷却処理開始温度（560℃）から500℃までの温度領域における平均冷却速度と、500℃から300℃までの平均冷却速度は、大よそ同じであった。工程No. G11H, G12Hでは、580℃で焼鈍後、冷却処理開始温度を470℃とし、470℃から300℃までの平均冷却速度が1500℃/分で冷却した。工程No. G13H, G14Hでは、580℃で焼鈍後、特別な冷却処理を施さず、500℃から300℃までの平均冷却速度が25℃/分で冷却した。これらの熱処理材は、金属顕微鏡観察と、棒材は、切削試験、脱亜鉛腐食試験、引張試験、鍛造品は、脱亜鉛腐食試験、応力腐食割れ試験に供した。

[0122] （比較材）

比較材として、3mass%Pbを含有する快削黄銅C3604からなるφ20mmの棒を準備した。また、2mass%Pbを含有する鍛造用黄銅C3771からなるφ50mm、φ20mmの棒を準備した。それぞれ合金

X, Y, Zとし、いずれも市販されているものを使用した。合金Yに対して、工程No. E14H, E1と同じ条件で熱間鍛造と冷却処理を施した。合金Zに対して、工程No. D13H, D1と同じ条件で熱間鍛造と冷却処理を施した。合金Xについては、金属顕微鏡観察、切削試験、脱亜鉛腐食試験、引張試験に供した。合金Yについては金属顕微鏡観察、切削試験、脱亜鉛腐食試験、引張試験に供した。合金Zについては、金属顕微鏡観察、脱亜鉛腐食試験、応力腐食割れ試験に供した。

[0123] 上述の試験材について、以下の項目について評価を実施した。評価結果を表18～56に示す。

β 相、すなわち改質されていない β 相の面積率は、 f_{4A} として、 β_1 相の面積率(f_4)と区別し、各表に記載した。そして、 $f_4 = (\beta_1 \text{の面積率}) = 0$ の場合、 f_6 の計算式の(β_1)の項には(β_1)ではなく $f_{4A} = (\beta \text{の面積率})$ の値を用いて計算した数値を f_6 の参考値として数値に*印を付して記載している。

[0124] (金属組織の観察)

以下の方法により金属組織を観察し、 α 相、 β 相、 γ 相など各相の面積率(%)を画像解析により測定した。なお、 β 相内に粒界が観察されるものは、 β_1 相とし、 β 相と区別した。 α' 相、 β' 相、 γ' 相は、各々 α 相、 β 相、 γ 相に含めることとした。 α 相は粒状、楕円形状を呈しており、しばしば双晶を伴っている。その粒状、楕円形状の α 相の周りに、 β 相、 β_1 相が存在する。これにより α 相、 β 相、 β_1 相を区別した。

各試験材の棒材、鍛造品を、長手方向に対して平行に、または金属組織の流動方向に対して平行に切断した。次いで表面を研鏡(鏡面研磨)し、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングした。エッチングでは、3vol%の過酸化水素水3mLと、14vol%のアンモニア水22mLを混合した水溶液を用いた。約15～約25℃の室温にて、この水溶液に金属の研磨面を約2秒～約10秒浸漬した。なお、 β_1 相が存在する場合、 β 相が存在する場合より耐食性が改善されているので、エッチングの浸漬時間を長め

の約5～10秒間にする必要があった。

[0125] 金属顕微鏡を用いて、倍率500倍で金属組織を観察し、各相の割合を求めた。金属組織の状況によっては1000倍で観察し、相と化合物を確認した。5視野の顕微鏡写真において、画像処理ソフト「Photoshop CC」を用いて各相（ α 相、 β 相、 β 1相、 γ 相）を手動で塗りつぶした。 β 相と β 1相の区別については、1つの視野内で1か所以上 β 粒界が観察された場合は、その視野内の β 相をすべて β 1相として塗りつぶした。次いで画像解析ソフト「WinROOF 2013」で2値化し、各相の面積率を求めた。詳細には、各相について、5視野の面積率の平均値を求め、平均値を各相の面積率とした。P、Siを含む化合物、析出物、酸化物、PbまたはBiの粒子、硫化物、晶出物は、除外され、全ての構成相の面積率の合計を100%とした。

[0126] β 相が改質されると、前記エッチング液を使用して金属顕微鏡で観察すると、 β 相内に粒界の様、すなわち結晶粒界が観察され、本願においては、 β 相内に結晶粒界が観察された場合は、その β 相は β 1相とし、通常の β 相と区別した。ここで、結晶粒界とは、図1Aで示すような、 β 1相内に観察される β 1相結晶粒内を貫く線状の様を指す。

金属組織中には、相以外に、P、Siの化合物、析出物が存在することがある。PとZnまたはSiの化合物は、500倍の金属顕微鏡では、黒灰色の約0.5～約2 μ mの粒子として、主として、 β 相内、 β 1相内、 β 相と α 相の相境界に存在し、Fe、Mn、Crと、PまたはSiの化合物は、約1～約5 μ mの水色の粒子として観ることができる。PbまたはBiの粒子、PbとBiが化合した粒子は、2 μ m以下の細かな黒色の粒子で存在する。これらの化合物等は、金属顕微鏡内で大よそ区別が可能である。

特性評価表において、金属組織で β 1相（ β 相）内に粒界が観察された時は、「B」（present）とし、観察されなかったときは、「D」（absent）と表記した。

P化合物については、Pの量が0.06mass%で、500℃から30

0℃までの平均冷却速度が15～50℃/分で冷却された場合、倍率500倍の視野（プリントした場合、80mm×120mm）に、約500～約1000個のP化合物が観察された。しかしながら、プリントアウトした金属組織では、P化合物とFe, Mn, Crと、PまたはSiの化合物、Pb粒子等の区別が付き難くなった。よって、プリントアウトした金属組織写真から、P化合物の有無を判断する場合、Pの化合物およびPの化合物の可能性のある化合物を含め、写真の視野内で50個より少ない場合、Pの化合物が存在しないとして「D」（absent）と評価した。50個以上300個より少ない場合、P化合物が存在するが少ないとして「C」（fair）と評価した。300個以上の場合、P化合物が存在するとして「B」（present）と評価した。P化合物の有無、多い少ないは、適切な処理が施されたかどうかの1つの指標となる。

[0127] 相の同定、化合物、析出物の同定が困難な場合は、電界放出形走査電子顕微鏡（FE-SEM）（日本電子株式会社製のJSM-7000F）と付属のEDSを用いて、加速電圧15kV、電流値（設定値15）の条件で、FE-SEM-EBSP（Electron Back Scattering Diffraction Pattern）法により、倍率500倍又は2000倍で、相、析出物を特定した。

[0128] （導電率）

日本フェルスター株式会社製の導電率測定装置（SIGMATEST D2.068）を用いて導電率を測定した。なお、本明細書においては、「電気伝導」と「導電」の言葉を同一の意味に使用している。また、熱伝導性と電気伝導性は強い相関があるので、導電率が高い程、熱伝導性が良いことを示す。

[0129] （引張強さ／伸び）

各試験材をJIS Z 2241の10号試験片に加工し、引張強さ及び伸びの測定を行った。

冷間加工工程を施されなかった熱間押出材、或いは熱間鍛造材の引張強さが、好ましくは460N/mm²以上、より好ましくは490N/mm²以上

、さらに好ましくは 520 N/mm^2 以上であれば、快削性銅合金の中で最高の水準であり、各分野で使用される部材の薄肉・軽量化、或いは許容応力の増大を図ることができる。また、強度と伸びとのバランスにおいても、引張強さを S (N/mm^2)、伸びを E (%) とすると、強度と延性のバランスを示す特性関係式 $f_7 = S \times \{ (E + 100) / 100 \}^{1/2}$ の値が、好ましくは 540 以上であることが、1つの高強度・高延性材料の尺度となる。 f_7 は、より好ましくは 570 以上であり、さらに好ましくは 600 以上である。快削性銅合金の中で非常に高い水準であるといえる。水栓金具、バルブ、継手、圧力容器、空調・冷凍機に使用される多くの部品は、熱間鍛造、または熱間押出棒で作られており、現行使用されているPb添加銅合金、C3604の引張強さは、約 $390 \sim 420\text{ N/mm}^2$ 、伸びが $30 \sim 35\%$ 、 f_7 が約 470 であるのに対し、本実施形態では高強度化により、また耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好なので軽量化が図れる。

[0130] <旋盤による被削性試験>

被削性の評価は、以下のように、旋盤を用いた切削試験で評価した。

熱間押出棒材（工程AA、AB、工程B）および熱間鍛造材（工程E）について、切削加工を施して直径を 18 mm として試験材を作製した。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 m/分 又は 110 m/分 の2条件、切り込み深さ： 1.0 mm 、送り速度： 0.11 mm/rev の条件で、直径 18 mm の試験材の円周上を切削した。本願の実施形態では切削速度の影響も調査した。

[0131] 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）＝（（主分力）²＋（送り分力）²＋（背分力）²）^{1/2}

ここで、切削抵抗は、主分力が最も大きく、主分力の大きさに切削抵抗がおよそ決定するので、切削抵抗として主分力を採用し、4回の測定値の平均値を算出し、切削抵抗とした。

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（合金X、φ20mm）の切削抵抗（主分力）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。すなわち、被削性指数が高いほど、切削抵抗が低く、良好な被削性を有する。

なお、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（主分力）／試料の切削抵抗（主分力））×100

[0132] 切削抵抗（主分力）は、材料のせん断強さ、引張強さに依存し、強度が高い材料ほど切削抵抗が高くなる傾向がある。例えばC3604と同等の良好な切屑分断性を保有するが、C3604の約1.2倍の強度がある銅合金の場合、切削抵抗は材料強度に比例するため、C3604に比べおよそ20％切削抵抗が高くなる。このことから高い強度を有する銅合金の場合、C3604より切削抵抗が約40％高くなる程度であれば、実用上良好とされる。本実施形態においては、C3604に比べ、押出材の引張強さ、せん断強さが、およそ1.2倍あり、そのため本実施形態における被削性の評価基準を、被削性指数が約72を境（境界値）として評価した。詳細には、被削性指数が80以上であれば、被削性に優れ（評価：A、excellent）、C3604と同等の被削性を有すると評価した。被削性指数が72以上80未満であれば、被削性が良好である（評価：B、good）と評価した。被削性指数が66以上72未満であれば、被削性が可である（評価：C、fair）と評価した。

。被削性指数が66未満であれば、被削性が不可である（評価：D、poor）と評価した。本願においては、良好な被削性を目指したものであるので被削性指数72以上を合格とした。

[0133]（脱亜鉛腐食試験：ISO 6509脱亜鉛腐食試験）

脱亜鉛腐食試験方法として、ISO 6509脱亜鉛腐食試験で評価した。この試験方法は、多くの国々で採用されており、JIS規格においても、JIS H 3250で規定されている。

脱亜鉛腐食試験の手順は、まず、試験材をフェノール樹脂材に埋込む、具体的には暴露試料表面が押出材の押出し方向に対して直角となるようにしてフェノール樹脂材に埋込んだ。試料表面を1200番までのエメリー紙により研磨し、次いで、純水中で超音波洗浄して乾燥した。

各試料を、1.0%の塩化第2銅2水和塩（ $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ）の水溶液（12.7 g/L）中に浸漬し、75℃の温度条件下で24時間保持した。その後、水溶液中から試料を取出した。

暴露表面が押出し方向、長手方向、又は鍛造の流動方向に対して直角を保つように、試料をフェノール樹脂材に再び埋め込んだ。次に、腐食部の断面が最も長い切断部として得られるように試料を切断した。続いて試料を研磨した。

金属顕微鏡を用い、100～500倍の倍率で、顕微鏡の視野10ヶ所にて、腐食深さを観察した。最も深い腐食ポイントが最大脱亜鉛腐食深さとして記録された。

なお、ISO 6509の試験を行ったとき、最大腐食深さが200 μm以下であれば、実用上の耐食性に関して問題ないレベルとされている。優れた耐食性が求められる場合は、最大腐食深さは、好ましくは100 μm以下とされている。

本試験において、最大腐食深さが200 μmを超える場合を不可（評価：D、poor）と評価した。最大腐食深さが100 μmを超え200 μm以下の場合を良好（評価：B、good）と評価した。最大腐食深さが100 μm以下の

場合を優れる（評価：A、excellent）と評価した。

[0134] （応力腐食割れ試験）

応力腐食割れ環境に耐えるかどうかを判断するために、以下の手順で応力腐食割れ試験実施した。

まず、供試材としてφ20mmの棒を重さが $120 \pm 1\text{ g}$ （119～121g）になるよう切断し、500トンの熱間鍛造プレスにより、表14、工程Dの条件で、六角形状の対辺27mm、長さ26mmのフレアナット鍛造素材に成形した。さらに、一部の試料については、表14に示すように、工程No. D7と同様に、ショット処理を実施し、また、表17に示すように、鍛造素材に幾つかの条件で熱処理を施した（工程No. G2, G3, G12H, G14H）。これらの鍛造素材を、工程切削によりねじ切り、端面等を仕上げ、JIS B 8607に準拠した形状のフレアナットで内径が5/8インチ（=15.9mm）の1種に仕上げた。フレアナットに負荷応力を掛けるため、同じくJIS B 8607準拠の呼び径が5/8インチ（=15.9mm）のフレアナット継手の雄ねじ形状に切削加工したC6932製の台座を準備した。トルクゲージを用いて所定のトルクになるまで、この台座に締め付けた。デシケータの中に、所定の濃度のアンモニア水を入れ、液面から60mm離れた位置に負荷応力を掛けたままのフレアナットを置き、所定の時間保持後、フレアナットを取り出した。試験は、空調設備により $25 \pm 1^\circ\text{C}$ （24～26℃）に制御された室内で実施した。

応力腐食割れ試験は、次の2つの方法で実施した。

[0135] （応力腐食割れ試験－1）

アンモニア濃度14vol%のアンモニア水を使用し、アンモニア水1000mlをデシケータに入れ、70N・mのトルクを負荷した試料を、デシケータ内で48時間及び96時間暴露した。試料は、10vol%硫酸で洗浄し、次いで目視で観察し、割れの有無で評価した。本試験は、暴露時間を除きJIS H 3250に準拠した方法で実施しており、JIS H 3250では、暴露時間が2時間に対し、本方法では、20倍以上の暴露時間

で、厳しい応力腐食割れ試験であった。本願においては、良好な耐応力腐食割れ性を目指しているので、48時間の暴露で、割れが観察されたものは、“D” (poor) と判定した。48時間の暴露で、割れが観察されず、96時間の暴露で、割れが観察されたものは、“C” (fair) と判定した。96時間の暴露で、割れが観察されなかったものは“B” (good) と判定した。なお、“C” の判定は許容できるとした。

[0136] (応力腐食割れ試験－2)

もう1つの応力腐食割れ試験として、アンモニア濃度28vol%のアンモニア水200mlをデシケータに入れ、150N・mのトルクを負荷した試料をデシケータに暴露し、75時間保持した。デシケータから試料を取り出し、10vol%硫酸にて洗浄し、次いで割れの有無を目視で観察した。応力腐食割れ試験－1に比べ、アンモニア濃度が高く、負荷トルクが大きいので、次のような判定基準とした。目視で見える最も大きな割れが、試料の長さ26mmの1/2以上、すなわち、13mm以上の割れが目視で明瞭に観察されたものを“D” (poor) と判定した。試料の長さ26mmの約1/5以上、すなわち、5mm以上13mm未満の割れが目視で明瞭に観察されたものを“C” (fair) と判定した。試料の長さ26mmの約1/5より小さなもの、すなわち、割れ無しを含め、5mmより小さな割れが目視で観察されたものを“B” (good) と判定した。なお、“C” の判定は許容できるとした。

[0137]

[表18]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
1	S01	—	A1	49	51	0	0	59	D	B
2		—	A2	46	54	0	0	62	D	B
3		—	A3	50	50	0	0	58	D	B
4		—	A4	53	47	0	0	56	D	B
5		—	A5	57	43	0	0	51	C	B
6		—	A11H	62	0	38	0	47*	B	D
7		—	A12H	66	0	34	0	42*	B	D
8		—	A13H	68	0	32	0	40*	B	D
9		—	A14H	64	0	36	0	45*	C	D
10		A1	D1	49	51	0	0	59	D	B
11		A13H	D2	41	59	0	0	67	D	B
12		A1	D4	56	44	0	0	53	C	B
13		A13H	D5	54	46	0	0	55	D	B
14		A13H	D7	54	46	0	0	55	D	B
15		A13H	D8	25	75	0	0	83	D	B
16		A13H	D12H	65	0	35	0	44*	B	D
17		A1	D13H	67	0	33	0	40*	B	D
18		A13H	D14H	64	0	36	0	45*	C	D
19		A1	D15H	13	0	87	0	94*	D	D
20		A50	E1	55	45	0	0	53	D	B

[0138]

[表19]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β相 粒界 の有無
21	S01	A50	E2	49	51	0	0	59	D	B
22		A50	E3	37	63	0	0	71	D	B
23		A50	E4	59	41	0	0	50	C	B
24		A50	E5	53	47	0	0	56	D	B
24.1		A50	E7	27	73	0	0	81	D	B
25		A50	E11H	18	82	0	0	89	D	B
26		A50	E12H	64	0	36	0	45*	B	D
27		A50	E13H	67	0	33	0	41*	B	D
28		A50	E14H	69	0	31	0	40*	B	D
29		A50	E15H	65	0	35	0	44*	C	D
30		A13H	F2	50	50	0	0	58	D	B
31		A13H	F4H	58	0	42	0	51*	C	D
32		A13H	F5H	64	0	36	0	45*	B	D
33		A13H	G1	50	50	0	0	58	D	B
34		D1	G2	51	49	0	0	57	D	B
35		D13H	G3	68	32	0	0	40	D	B
36		A1	G11H	64	0	36	0	45*	B	D
37		D1	G12H	66	0	34	0	43*	B	D
38		A1	G13H	68	0	32	0	40*	B	D
39		D1	G14H	70	0	30	0	39*	B	D

[0139]

[表20]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
41	S02	—	A21	39	61	0	0	70	D	B
42		—	A22	43	57	0	0	65	D	B
43		—	A23	47	53	0	0	62	D	B
44		—	A24	50	50	0	0	59	C	B
45		—	A25	43	57	0	0	65	D	B
46		—	A31H	44	0	56	0	65*	D	D
47		—	A32H	55	0	45	0	54*	B	D
48		—	A33H	58	0	42	0	51*	B	D
49		—	A34H	59	0	41	0	50*	B	D
50		A21	D1	40	60	0	0	69	D	B
51		A34H	D2	32	68	0	0	77	D	B
52		A21	D4	47	53	0	0	62	D	B
53		A34H	D5	44	56	0	0	64	D	B
54		A34H	D7	45	55	0	0	63	D	B
56		A34H	D12H	55	0	45	0	54*	B	D
57		A21	D13H	60	0	40	0	50*	B	D
58		A34H	D14H	55	0	45	0	54*	D	D
59		A50	E1	46	54	0	0	63	D	B

[0140]

[表21]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
60	S02	A50	E2	40	60	0	0	69	D	B
61		A50	E3	28	72	0	0	80	D	B
62		A50	E4	50	50	0	0	59	C	B
63		A50	E5	44	56	0	0	64	D	B
63.1		A50	E7	21	79	0	0	87	D	B
64		A50	E11H	9	0	91	0	99*	D	D
65		A50	E12H	55	0	45	0	54*	B	D
66		A50	E13H	58	0	42	0	51*	B	D
67		A50	E14H	59	0	41	0	50*	B	D
68		A50	E15H	56	0	44	0	53*	C	D
69		A34H	F2	41	59	0	0	67	D	B
70		A34H	F4H	49	0	51	0	60*	C	D
71		A34H	F5H	55	0	45	0	54*	B	D
72		A34H	G1	41	59	0	0	67	D	B
73		D1	G2	42	58	0	0	66	D	B
74		D13H	G3	59	41	0	0	50	D	B
75		A1	G11H	56	0	44	0	53*	B	D
76		D1	G12H	57	0	43	0	52*	B	D
77		A1	G13H	61	0	39	0	48*	B	D
78		D1	G14H	62	0	38	0	47*	B	D

[0141]

[表22]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β相 粒界 の有無
81	S11	A50	E1	41	59	0	0	67	D	B
82			E2	35	65	0	0	73	D	B
83			E3	24	76	0	0	84	D	B
84			E4	45	55	0	0	64	C	B
85			E5	40	60	0	0	68	D	B
86			E11H	4	0	96	0	103*	D	D
87			E12H	50	0	50	0	59*	B	D
88			E13H	53	0	47	0	55*	B	D
89			E14H	54	0	46	0	54*	B	D
90			E15H	51	0	49	0	57*	C	D
91	S12	A50	E1	69	31	0	0	39	D	B
92			E2	63	37	0	0	45	D	B
93			E3	52	48	0	0	55	D	B
94			E4	72	28	0	0	37	C	B
95			E5	67	33	0	0	42	D	B
95.1			E7	43	57	0	0	65	D	B
96			E11H	33	67	0	0	74	D	B
97			E12H	78	0	22	0	31*	B	D
98			E13H	81	0	19	0	27*	B	D
99			E14H	82	0	18	0	26*	B	D
100			E15H	80	0	20	0	28*	C	D

[0142]

[表23]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
101	S13	A50	E1	48	52	0	0	63	D	B
102			E2	41	59	0	0	71	D	B
103			E3	30	70	0	0	82	D	B
104			E4	52	48	0	0	58	C	B
105			E5	46	54	0	0	65	D	B
105.1			E7	23	77	0	0	89	D	B
106			E11H	11	0	89	0	102*	D	D
107			E12H	56	0	44	0	55*	C	D
108			E13H	60	0	40	0	51*	B	D
109			E14H	62	0	38	0	49*	B	D
110			E15H	59	0	41	0	52*	C	D

[0143]

[表24]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
121	S03	—	A41	54	46	0	0	52	D	B
122		—	A42	64	36	0	0	43	D	B
123		—	A43	38	62	0	0	68	D	B
124		—	A44	57	43	0	0	49	D	B
125		—	A46H	19	81	0	0	85	D	B
126		—	A47H	86	0	14	0	22*	B	D
127		A47H	D2	56	44	0	0	51	D	B
128		A47H	D7	70	30	0	0	37	D	B
129		A47H	D8	40	60	0	0	66	D	B
130		A41	D13H	84	0	16	0	23*	B	D
131		A47H	D15H	25	75	0	0	80	D	B
132		A50	E1	72	28	0	0	36	D	B
133		A50	E3	55	45	0	0	52	D	B
134		A50	E7	44	56	0	0	62	D	B
135		A50	E14H	85	0	15	0	23*	B	D
136		A47H	F2	67	33	0	0	40	D	B
137		A47H	F5H	82	0	18	0	27*	B	D
138		A47H	G1	66	34	0	0	41	D	B
139		D13H	G3	68	32	0	0	39	D	B
140		A41	G13H	87	0	13	0	22*	B	D
141		D2	G14H	88	0	12	0	9*	B	D

[0144] [表25]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
201	S21	B3H	D3	50	50	0	0	56	D	B
202		B2	E2	46	54	0	0	60	D	B
203	S22	—	B1	53	47	0	0	57	D	B
204		—	B3H	68	0	32	0	42*	B	D
205		B3H	D3	52	48	0	0	58	D	B
206	S23	—	B1	57	43	0	0	43	D	B
207	S24	C1	F1	43	57	0	0	68	D	B

[0145] [表26]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
208	S25	—	B1	54	46	0	0	53	C	B
209		—	B3H	67	0	33	0	40*	B	D
210		B3H	D3	50	50	0	0	56	D	B
211		D3	D7	50	50	0	0	56	D	B
212	S26	C1	F1	47	53	0	0	59	C	B
213	S27	C1	F1	57	43	0	0	53	D	B
214	S28	C1	D6	54	46	0	0	53	D	B
215		C2	E6	54	46	0	0	53	D	B
216	S29	C1	F1	43	57	0	0	65	D	B
217	S30	C1	F1	45	55	0	0	60	D	B
218	S31	—	B1	56	44	0	0	50	D	B
219		—	B3H	70	0	30	0	36*	C	D
220		B3H	F3	52	48	0	0	54	D	B
221	S32	—	B1	55	45	0	0	55	D	B
222	S33	—	B1	50	50	0	0	55	D	B
223	S34	C1	F1	44	56	0	0	60	D	B
224	S35	C1	F1	28	72	0	0	71	D	B
225	S36	C1	F1	71	29	0	0	34	D	B

[0146]

[表27]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
226	S37	—	B1	43	57	0	0	55	D	B
227		—	B3H	57	0	43	0	44*	B	D
228		B3H	D3	42	58	0	0	56	D	B
229		D3	D7	41	59	0	0	56	D	B
230	S38	—	B1	68	31	0	1	40	D	B
231	S39	C1	F1	39	61	0	0	70	D	B
232	S40	C1	D6	50	50	0	0	57	D	B
233		C2	E6	46	54	0	0	61	D	B
234	S41	C1	F1	46	54	0	0	58	D	B
235	S42	—	B1	58	42	0	0	50	D	B
236		—	B3H	72	0	28	0	36*	B	D
237		B3H	D3	56	44	0	0	51	D	B

[0147] [表28]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
238	S43	C1	D6	46	54	0	0	63	D	B
239		C2	E6	42	58	0	0	67	D	B
240	S44	—	B1	63	37	0	0	39	D	B
241		—	B3H	77	0	23	0	27*	B	D
242		B3H	D3	62	38	0	0	40	D	B
243		D3	D7	62	38	0	0	40	D	B
244	S45	C1	F1	50	50	0	0	56	D	B
245	S46	C1	F1	47	53	0	0	61	D	B
246	S47	C2	E6	73	27	0	0	36	D	B
247	S48		B1	44	56	0	0	51	D	B
248	S49		B1	74	26	0	0	29	D	B

[0148]

[表29]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
301	S71	—	B1	57	0	43	0	48*	D	D
302		—	B3H	71	0	29	0	35*	C	D
303		B3H	D3	53	0	47	0	52*	D	D
304		D3	D7	53	0	47	0	52*	D	D
305	S72	—	B1	80	20	0	0	29	D	B
306	S73	—	B1	63	37	0	0	38	D	B
307	S74	—	B1	50	0	50	0	43*	D	D
308		—	B3H	64	0	36	0	34*	C	D
309		B3H	D3	48	0	52	0	44*	D	D
310	S75	—	B1	36	64	0	0	77	C	B
311	S76	C1	F1	16	0	84	0	83*	D	D
312	S77	—	B1	22	0	78	0	70*	D	D
313	S78	—	B1	66	29	0	5	35	D	B
314	S79	C1	F1	80	20	0	0	25	D	B
315	S80	—	B1	43	0	57	0	35*	D	D
316		—	B3H	57	0	43	0	29*	D	D
317		B3H	D3	41	0	59	0	36*	D	D
318		D3	D7	41	0	59	0	36*	D	D

[0149]

[表30]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属組織						
				f3	f4	f4A	f5	f6	P 化合物 の有無	β 相 粒界 の有無
319	S81	—	B1	77	23	0	0	24	D	B
320	S82	—	B1	63	33	0	4	36	D	B
321		—	B3H	75	0	20	5	21*	B	D
322		B3H	D3	61	36	0	3	41	D	B
323	S83	C1	F1	50	0	49	1	47*	D	D
324	S84	—	B1	70	30	0	0	37	C	B
325		—	B3H	80	0	20	0	27*	B	D
326		B3H	D3	67	33	0	0	40	C	B
327	S85	C1	F1	35	0	65	0	67*	C	D
500	X	—	—	85	0	15	0	—	D	D
501	Y	—	E14H	79	0	21	0	—	D	D
502		—	E1	67	0	33	0	—	D	D
503	Z	—	D13H	78	0	22	0	—	D	D
504		—	D1	64	0	36	0	—	D	D

[0150]

[表31]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
1	S01	—	A1	17.1	623	20	682	84	A	81	A
2		—	A2	17.1	638	19	696	84	A	81	A
3		—	A3	17.3	614	20	673	84	A	80	A
4		—	A4	17.2	617	21	679	83	A	77	B
5		—	A5	17.3	612	22	676	82	A	78	B
6		—	A11H	17.0	587	23	651	81	A	71	C
7		—	A12H	17.4	585	24	651	79	B	68	C
8		—	A13H	17.5	554	26	622	78	B	66	C
9		—	A14H	17.3	576	24	641	78	B	65	D
10		A1	D1	17.2	—	—	—	—	—	—	—
11		A13H	D2	17.1	—	—	—	—	—	—	—
12		A1	D4	17.2	—	—	—	—	—	—	—
13		A13H	D5	17.3	—	—	—	—	—	—	—
14		A13H	D7	17.2	—	—	—	—	—	—	—
15		A18H	D8	17.5	—	—	—	—	—	—	—
16		A13H	D12H	17.3	—	—	—	—	—	—	—
17		A1	D13H	17.5	—	—	—	—	—	—	—
18		A13H	D14H	17.3	—	—	—	—	—	—	—
19		A13H	D15H	17.4							
20		A50	E1	17.3	548	34	634	83	A	80	A

[0151]

[表32]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
1	S01	－	A1	80	A	－	－
2		－	A2	90	A	－	－
3		－	A3	90	A	－	－
4		－	A4	160	B	－	－
5		－	A5	150	B	－	－
6		－	A11H	290	D	－	－
7		－	A12H	360	D	－	－
8		－	A13H	450	D	－	－
9		－	A14H	390	D	－	－
10		A1	D1	80	A	B	B
11		A13H	D2	70	A	B	C
12		A1	D4	160	B	B	C
13		A13H	D5	80	A	B	C
14		A13H	D7	80	A	B	B
15		A18H	D8	130	B	B	C
16		A13H	D12H	260	D	C	C
17		A1	D13H	430	D	C	C
18		A13H	D14H	360	D	C	C
19		A13H	D15H	350	D	C	D
20		A50	E1	110	B	－	－

[0152]

[表33]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
21	S01	A50	E2	17.1	558	33	644	84	A	82	A
22		A50	E3	17.1	560	26	629	84	A	81	A
23		A50	E4	17.0	527	34	610	82	A	77	B
24		A50	E5	17.2	536	33	618	82	A	77	B
24.1		A50	E7	17.3	561	24	625	85	A	76	B
25		A50	E11H	17.4	560	21	616	83	A	71	C
26		A50	E12H	17.2	523	35	608	81	A	71	C
27		A50	E13H	17.1	509	37	596	79	B	68	C
28		A50	E14H	17.2	500	38	587	77	B	66	C
29		A50	E15H	17.3	514	34	595	77	B	67	C
30		A13H	F2	17.3	—	—	—	—	—	—	—
31		A13H	F4H	17.1	—	—	—	—	—	—	—
32		A13H	F5H	17.0	—	—	—	—	—	—	—
33		A13H	G1	17.2	—	—	—	82	A	75	B
34		D1	G2	17.3	—	—	—	—	—	—	—
35		D13H	G3	17.2	—	—	—	—	—	—	—
36		A1	G11H	17.1	—	—	—	77	B	63	D
37		D1	G12H	17.4	—	—	—	—	—	—	—
38		A1	G13H	17.3	—	—	—	73	B	61	D
39		D1	G14H	17.2	—	—	—	—	—	—	—

[0153]

[表34]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
21	S01	A50	E2	80	A	－	－
22		A50	E3	90	A	－	－
23		A50	E4	160	B	－	－
24		A50	E5	150	B	－	－
24.1		A50	E7	150	B	－	－
25		A50	E11H	200	B	－	－
26		A50	E12H	280	D	－	－
27		A50	E13H	390	D	－	－
28		A50	E14H	440	D	－	－
29		A50	E15H	400	D	－	－
30		A13H	F2	70	A	－	－
31		A13H	F4H	360	D	－	－
32		A13H	F5H	410	D	－	－
33		A13H	G1	110	B	－	－
34		D1	G2	100	A	B	B
35		D13H	G3	120	B	B	B
36		A1	G11H	340	D	－	－
37		D1	G12H	310	D	C	C
38		A1	G13H	430	D	－	－
39		D1	G14H	420	D	C	C

[0154]

[表35]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
41	S02	—	A21	16.8	641	18	696	85	A	81	A
42		—	A22	16.8	630	19	687	85	A	82	A
43		—	A23	17.0	622	20	681	84	A	75	B
44		—	A24	17.1	623	20	682	83	A	77	B
45		—	A25	16.8	624	19	681	84	A	81	A
46		—	A31H	16.7	606	18	658	80	A	70	C
47		—	A32H	16.9	597	22	659	82	A	71	C
48		—	A33H	17.0	590	24	657	81	A	69	C
49		—	A34H	16.9	586	23	650	82	A	69	C
50		A21	D1	16.9	—	—	—	—	—	—	—
51		A34H	D2	16.8	—	—	—	—	—	—	—
52		A21	D4	17.1	—	—	—	—	—	—	—
53		A34H	D5	16.9	—	—	—	—	—	—	—
54		A34H	D7	16.8	—	—	—	—	—	—	—
56		A34H	D12H	16.9	—	—	—	—	—	—	—
57		A21	D13H	17.1	—	—	—	—	—	—	—
58		A34H	D14H	17.0	—	—	—	—	—	—	—
59		A50	E1	17.0	555	32	638	85	A	82	A

[0155]

[表36]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
41	S02	－	A21	90	A	－	－
42		－	A22	100	A	－	－
43		－	A23	160	B	－	－
44		－	A24	140	B	－	－
45		－	A25	100	A	－	－
46		－	A31H	300	D	－	－
47		－	A32H	290	D	－	－
48		－	A33H	380	D	－	－
49		－	A34H	460	D	－	－
50		A21	D1	90	A	B	B
51		A34H	D2	110	B	B	C
52		A21	D4	160	B	B	C
53		A34H	D5	90	A	B	C
54		A34H	D7	90	A	B	B
56		A34H	D12H	260	D	C	C
57		A21	D13H	440	D	C	C
58		A34H	D14H	390	D	C	C
59		A50	E1	100	A	－	－

[0156]

[表37]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
60	S02	A50	E2	17.1	563	30	642	86	A	83	A
61		A50	E3	16.8	570	23	632	85	A	81	A
62		A50	E4	16.7	538	31	616	84	A	77	B
63		A50	E5	16.9	547	30	624	83	A	77	B
63.1		A50	E7	16.8	568	22	627	84	A	74	B
64		A50	E11H	16.9	565	16	609	82	A	68	C
65		A50	E12H	17.0	530	33	611	83	A	72	B
66		A50	E13H	16.8	527	34	610	82	A	70	C
67		A50	E14H	16.7	518	35	602	82	A	69	C
68		A50	E15H	16.9	538	32	618	80	A	68	C
69		A34H	F2	17.0	—	—	—	—	—	—	—
70		A34H	F4H	16.8	—	—	—	—	—	—	—
71		A34H	F5H	16.7	—	—	—	—	—	—	—
72		A34H	G1	16.9	—	—	—	82	A	77	B
73		D1	G2	17.0	—	—	—	—	—	—	—
74		D13H	G3	16.9	—	—	—	—	—	—	—
75		A1	G11H	16.9	—	—	—	79	B	65	D
76		D1	G12H	17.0	—	—	—	—	—	—	—
77		A1	G13H	17.1	—	—	—	76	B	62	D
78		D1	G14H	17.0	—	—	—	—	—	—	—

[0157]

[表38]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
60	S02	A50	E2	90	A	－	－
61		A50	E3	130	B	－	－
62		A50	E4	160	B	－	－
63		A50	E5	150	B	－	－
63.1		A50	E7	180	B		
64		A50	E11H	340	D	－	－
65		A50	E12H	280	D	－	－
66		A50	E13H	400	D	－	－
67		A50	E14H	460	D	－	－
68		A50	E15H	420	D	－	－
69		A34H	F2	90	A	－	－
70		A34H	F4H	360	D	－	－
71		A34H	F5H	400	D	－	－
72		A34H	G1	100	A	－	－
73		D1	G2	120	B	B	B
74		D13H	G3	100	A	B	B
75		A1	G11H	350	D	－	－
76		D1	G12H	300	D	C	C
77		A1	G13H	450	D	－	－
78		D1	G14H	430	D	C	C

[0158]

[表39]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
81	S11	A50	E1	17.1	560	29	636	85	A	80	A
82			E2	17.2	579	28	655	86	A	82	A
83			E3	17.3	575	23	638	84	A	78	B
84			E4	17.1	541	33	624	84	A	78	B
85			E5	17.1	549	32	631	84	A	76	B
86			E11H	17.5	580	14	619	80	A	64	D
87			E12H	17.1	530	34	614	83	A	72	B
88			E13H	17.2	528	33	609	82	A	71	C
89			E14H	17.2	522	33	602	83	A	70	C
90			E15H	17.1	533	32	612	82	A	70	C
91	S12	A50	E1	17.4	516	42	615	80	A	78	B
92			E2	17.5	529	40	626	82	A	79	B
93			E3	17.6	540	35	627	85	A	81	A
94			E4	17.5	494	43	591	77	B	74	B
95			E5	17.4	510	41	606	80	A	74	B
95.1			E7	17.7	547	30	624	86	A	82	A
96			E11H	17.7	562	27	633	84	A	80	A
97			E12H	17.5	475	40	562	71	C	63	D
98			E13H	17.4	460	41	546	67	C	58	D
99			E14H	17.5	453	44	544	64	D	56	D
100			E15H	17.4	463	41	550	66	C	56	D

[表40]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
81	S11	A50	E1	120	B	－	－
82			E2	110	B	－	－
83			E3	140	B	－	－
84			E4	150	B	－	－
85			E5	170	B	－	－
86			E11H	400	D	－	－
87			E12H	270	D	－	－
88			E13H	350	D	－	－
89			E14H	440	D	－	－
90			E15H	370	D	－	－
91	S12	A50	E1	110	B	－	－
92			E2	80	A	－	－
93			E3	80	A	－	－
94			E4	150	B	－	－
95			E5	150	B	－	－
95.1			E7	70	A	－	－
96			E11H	120	B	－	－
97			E12H	230	D	－	－
98			E13H	280	D	－	－
99			E14H	430	D	－	－
100			E15H	380	D	－	－

[0160]

[表41]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
101	S13	A50	E1	15.6	561	33	647	85	A	82	A
102			E2	15.7	576	31	659	86	A	82	A
103			E3	15.8	580	26	651	85	A	81	A
104			E4	15.6	549	35	638	84	A	78	B
105			E5	15.7	553	34	640	85	A	76	B
105.1			E7	16.0	574	23	637	85	A	77	B
106			E11H	16.0	584	16	629	82	A	68	C
107			E12H	15.6	543	34	629	82	A	71	C
108			E13H	15.7	534	34	618	82	A	70	C
109			E14H	15.7	530	33	611	81	A	70	C
110			E15H	15.6	540	34	625	80	A	68	C

[0161] [表42]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
101	S13	A50	E1	110	B	－	－
102			E2	90	A	－	－
103			E3	120	B	－	－
104			E4	160	B	－	－
105			E5	160	B	－	－
105.1			E7	150	B	－	－
106			E11H	340	D	－	－
107			E12H	260	D	－	－
108			E13H	390	D	－	－
109			E14H	460	D	－	－
110			E15H	400	D	－	－

[0162]

[表43]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
121	S03	—	A41	17.6	625	21	688	86	A	83	A
122		—	A42	17.4	610	23	677	85	A	81	A
123		—	A43	17.7	632	19	689	86	A	82	A
124		—	A44	17.5	603	20	661	82	A	77	B
125		—	A46H	17.8	617	14	659	84	A	73	B
126		—	A47H	17.4	533	28	603	63	D	54	D
127		A47H	D2	17.6	—	—	—	—	—	—	—
128		A47H	D7	17.5	—	—	—	—	—	—	—
129		A47H	D8	17.8	—	—	—	—	—	—	—
130		A41	D13H	17.4	—	—	—	—	—	—	—
131		A47H	D15H	17.9	—	—	—	—	—	—	—
132		A50	E1	17.5	497	45	598	80	A	76	B
133		A50	E3	17.6	542	38	637	85	A	82	A
134		A50	E7	17.8	556	30	634	86	A	82	A
135		A50	E14H	17.2	450	45	542	62	D	53	D
136		A47H	F2	17.5	—	—	—	—	—	—	—
137		A47H	F5H	17.3	—	—	—	—	—	—	—
138		A47H	G1	17.4	—	—	—	80	A	75	B
139		D13H	G3	17.5	—	—	—	—	—	—	—
140		A41	G13H	17.2	—	—	—	64	D	55	D
141		D2	G14H	17.1	—	—	—	—	—	—	—

[0163]

[表44]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
121	S03	－	A41	70	A	－	－
122		－	A42	60	A	－	－
123		－	A43	80	A	－	－
124		－	A44	130	B	－	－
125		－	A46H	190	B	－	－
126		－	A47H	400	D	－	－
127		A47H	D2	60	A	B	B
128		A47H	D7	70	A	B	B
129		A47H	D8	80	A	B	C
130		A41	D13H	420	D	C	C
131		A47H	D15H	140	B	B	C
132		A50	E1	110	B	－	－
133		A50	E3	80	A	－	－
134		A50	E7	100	A	－	－
135		A50	E14H	440	D	－	－
136		A47H	F2	60	A	－	－
137		A47H	F5H	410	D	－	－
138		A47H	G1	80	A	－	－
139		D13H	G3	90	A	B	B
140		A41	G13H	360	D	－	－
141		D2	G14H	330	D	C	C

[0164] [表45]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
201	S21	B3H	D3	17.9	－	－	－	－	－	－	－
202		B2	E2	17.9	540	32	620	84	A	80	A
203	S22	－	B1	16.9	530	33	611	85	A	82	A
204		－	B3H	17.1	494	36	576	78	B	68	C
205		B3H	D3	17.0	－	－	－	－	－	－	－
206	S23	－	B1	19.1	516	34	597	80	A	75	B
207	S24	C1	F1	15.2	－	－	－	－	－	－	－

[0165] [表46]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
201	S21	B3H	D3	90	A	B	B
202		B2	E2	100	A	－	－
203	S22	－	B1	90	A	－	－
204		－	B3H	440	D	－	－
205		B3H	D3	80	A	－	－
206	S23	－	B1	130	B	－	－
207	S24	C1	F1	90	A	－	－

[0166] [表47]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
208	S25	－	B1	17.7	528	31	604	82	A	76	B
209		－	B3H	17.7	492	35	572	77	B	66	C
210		B3H	D3	17.6	－	－	－	－	－	－	－
211		D3	D7	17.6	－	－	－	－	－	－	－
212	S26	C1	F1	17.9	－	－	－	－	－	－	－
213	S27	C1	F1	16.5	－	－	－	－	－	－	－
214	S28	C1	D6	17.6	－	－	－	－	－	－	－
215		C2	E6	17.5	533	34	617	83	A	78	B
216	S29	C1	F1	17.2	－	－	－	－	－	－	－
217	S30	C1	F1	17.2	－	－	－	－	－	－	－
218	S31	－	B1	17.6	505	34	585	79	B	73	B
219		－	B3H	17.5	454	38	533	72	B	62	D
220		B3H	F3	17.7	－	－	－	－	－	－	－
221	S32	－	B1	16.7	528	33	609	86	A	81	A
222	S33	－	B1	16.9	530	33	611	80	A	76	B
223	S34	C1	F1	18.5	－	－	－	－	－	－	－
224	S35	C1	F1	19.4	－	－	－	－	－	－	－
225	S36	C1	F1	17.5	－	－	－	－	－	－	－

[0167]

[表48]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
208	S25	－	B1	170	B	－	－
209		－	B3H	470	D	－	－
210		B3H	D3	150	B	B	C
211		D3	D7	140	B	B	B
212	S26	C1	F1	150	B	－	－
213	S27	C1	F1	130	B	－	－
214	S28	C1	D6	140	B	B	C
215		C2	E6	130	B	－	－
216	S29	C1	F1	120	B	－	－
217	S30	C1	F1	110	B	－	－
218	S31	－	B1	180	B	－	－
219		－	B3H	480	D	－	－
220		B3H	F3	150	B	－	－
221	S32	－	B1	120	B	－	－
222	S33	－	B1	110	B	－	－
223	S34	C1	F1	120	B	－	－
224	S35	C1	F1	160	B	－	－
225	S36	C1	F1	90	A	－	－

[0168]

[表49]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
226	S37	—	B1	20.3	515	29	585	79	B	74	B
227		—	B3H	20.5	467	32	537	75	B	64	D
228		B3H	D3	20.2	—	—	—	—	—	—	—
229		D3	D7	20.2	—	—	—	—	—	—	—
230	S38	—	B1	15.4	522	28	591	80	A	75	B
231	S39	C1	F1	16.4	—	—	—	—	—	—	—
232	S40	C1	D6	17.9	—	—	—	—	—	—	—
233		C2	E6	17.8	543	32	624	85	A	81	A
234	S41	C1	F1	18.4	—	—	—	—	—	—	—
235	S42	—	B1	17.3	525	34	608	83	A	80	A
236		—	B3H	17.4	460	36	536	74	B	65	D
237		B3H	D3	17.2	—	—	—	—	—	—	—

[0169] [表50]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 —1	試験 —2
				mm	判定		
226	S37	—	B1	140	B	—	—
227		—	B3H	460	D	—	—
228		B3H	D3	160	B	B	C
229		D3	D7	150	B	B	B
230	S38	—	B1	150	B	—	—
231	S39	C1	F1	60	A	—	—
232	S40	C1	D6	40	A	B	B
233		C2	E6	50	A	—	—
234	S41	C1	F1	60	A	—	—
235	S42	—	B1	30	A	—	—
236		—	B3H	400	D	—	—
237		B3H	D3	30	A	B	B

[0170]

[表51]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
238	S43	C1	D6	16.9	—	—	—	—	—	—	—
239		C2	E6	16.9	550	32	632	85	A	82	A
240	S44	—	B1	19.5	511	38	600	80	A	75	B
241		—	B3H	19.4	445	38	523	66	C	58	D
242		B3H	D3	19.5	—	—	—	—	—	—	—
243		D3	D7	19.5	—	—	—	—	—	—	—
244	S45	C1	F1	17.6	—	—	—	—	—	—	—
245	S46	C1	F1	17.2	—	—	—	—	—	—	—
246	S47	C2	E6	17.0	488	41	579	78	B	74	B
247	S48	—	B1	21.2	491	30	560	78	B	73	B
248	S49	—	B1	19.6	472	42	562	77	B	73	B

[0171] [表52]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 —1	試験 —2
				mm	判定		
238	S43	C1	D6	40	A	B	B
239		C2	E6	40	A	—	—
240	S44	—	B1	60	A	—	—
241		—	B3H	420	D	—	—
242		B3H	D3	50	A	B	C
243		D3	D7	50	A	B	B
244	S45	C1	F1	20	A	—	—
245	S46	C1	F1	70	A	—	—
246	S47	C2	E6	80	A	—	—
247	S48	—	B1	170	B	—	—
248	S49	—	B1	110	B	—	—

[0172]

[表53]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	特性				被削性			
				導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
								40m/分		110m/分	
								指数	判定	指数	判定
301	S71	—	B1	17.9	494	33	570	68	C	58	D
302		—	B3H	18.1	454	38	533	67	C	57	D
303		B3H	D3	18.0	—	—	—	—	—	—	—
304		D3	D7	18.0	—	—	—	—	—	—	—
305	S72	—	B1	15.8	466	39	549	69	C	64	D
306	S73	—	B1	18.5	507	37	593	74	B	70	C
307	S74	—	B1	22.3	472	31	540	68	C	59	D
308		—	B3H	22.5	444	36	518	66	C	57	D
309		B3H	D3	22.3	—	—	—	—	—	—	—
310	S75	—	B1	15.4	505	17	546	84	A	80	A
311	S76	C1	F1	18.7	—	—	—	—	—	—	—
312	S77	—	B1	21.0	521	17	564	74	B	62	D
313	S78	—	B1	13.6	506	23	561	77	B	70	C
314	S79	C1	F1	17.7	—	—	—	—	—	—	—
315	S80	—	B1	24.8	450	30	513	57	D	53	D
316		—	B3H	25.0	432	34	500	56	D	51	D
317		B3H	D3	24.9	—	—	—	—	—	—	—
318		D3	D7	24.9	—	—	—	—	—	—	—

[0173]

[表54]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 －1	試験 －2
				mm	判定		
301	S71	－	B1	500	D	－	－
302		－	B3H	480	D	－	－
303		B3H	D3	470	D	C	C
304		D3	D7	470	D	C	C
305	S72	－	B1	100	A	－	－
306	S73	－	B1	110	B	－	－
307	S74	－	B1	340	D	－	－
308		－	B3H	470	D	－	－
309		B3H	D3	380	D	C	D
310	S75	－	B1	100	A	－	－
311	S76	C1	F1	330	D	－	－
312	S77	－	B1	510	D	－	－
313	S78	－	B1	310	D	－	－
314	S79	C1	F1	100	A	－	－
315	S80	－	B1	530	D	－	－
316		－	B3H	490	D	－	－
317		B3H	D3	520	D	C	D
318		D3	D7	520	D	C	D

[0174]

[表55]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	金属 組織	特性				被削性			
				f3	導電率 %IACS	引張 強度 N/mm ²	伸び %	f7	切削速度			
									40m/分		110m/分	
									指数	判定	指数	判定
319	S81	—	B1	77	20.7	444	41	527	67	C	61	D
320	S82	—	B1	63	15.6	516	17	558	76	B	68	C
321		—	B3H	75	15.7	486	20	532	70	C	59	D
322		B3H	D3	61	15.4	—	—	—	—	—	—	—
323	S83	C1	F1	50	20.0	—	—	—	—	—	—	—
324	S84	—	B1	70	18.2	498	23	552	76	B	68	C
325		—	B3H	80	18.4	451	36	526	60	D	55	D
326		B3H	D3	67	18.1	—	—	—	—	—	—	—
327	S85	C1	F1	35	18.8	—	—	—	—	—	—	—
500	X	—	—	85	26.0	403	33	465	100	A	100	A
501	Y	—	E14H	79	26.1	418	32	480	93	A	92	A
502		—	E1	67	25.8	430	27	485	92	A	92	A
503	Z	—	D13H	78	25.9	—	—	—	—	—	—	—
504		—	D1	64	25.7	—	—	—	—	—	—	—

[0175] [表56]

試験 No.	合金 No.	素材 No.	工程 No.	ISO脱亜鉛 腐食試験		応力腐食割れ	
				脱亜鉛腐食深さ		試験 —1	試験 —2
				mm	判定		
319	S81	—	B1	160	B	—	—
320	S82	—	B1	250	D	—	—
321		—	B3H	380	D	—	—
322		B3H	D3	230	D	C	C
323	S83	C1	F1	340	D	—	—
324	S84	—	B1	190	B	—	—
325		—	B3H	470	D	—	—
326		B3H	D3	210	D	C	C
327	S85	C1	F1	390	D	—	—
500	X	—	—	500	D	—	—
501	Y	—	E14H	480	D	—	—
502		—	E1	520	D	—	—
503	Z	—	D13H	510	D	C	C
504		—	D1	570	D	C	D

[0176] 1) 本実施形態の組成を満足し、組成関係式 $f_0 \sim f_2$ 、金属組織の要件、および組織関係式 $f_3 \sim f_5$ 、組織・組成関係式 f_6 を満たすことにより、少量の Pb の含有で、良好な被削性が得られ、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好で、15% IACS 以上の高い導電率、且つ高強度で、良好な延性、そして強度と延性の高いバランス（特性関係式 f_7 ）を持ち合わせる熱間押出材、熱間鍛造材が得られることが確認できた。さらに P 化合物の存在は、被削性を大幅に向上させる効果はあるが、 β 相が改質された β_1 相のほうで、さらに被削性を向上させる。同時に、従来の β 相の大きな問題であった耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性を、 β 相の改質により大幅に改善させることが以下のように確認できた（合金 No. S01, S02, S03, S11, S12, S13, S21～S46）。

[0177] 2) Si を 0.50 mass% を超えて含有することにより、 β 相が改質され、 β_1 相内に粒界が観察された。その結果、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好となり、切削抵抗が減少した（被削性指数が高くなった）。Si の量が 0.65 mass% 以上で、さらに、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、被削性が向上した。すなわち、 β 相がより改質されたと考えられる。一方、Si を 1.20 mass% を超えて含有すると導電率が低くなった。（合金 No. S01, S37, S48, S49, S74, S78, S80 等）。

3) P を、0.01 mass% を超えて含有することにより、 β 相が改質され、 β_1 相内に粒界が観察された。その結果、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好となり、切削抵抗が減少した。P の量が 0.03 mass% 以上で、さらに、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性、被削性が向上した。すなわち、 β 相がより改質されたと考えられる。P の量が 0.18 mass% を超えると伸び値が低くなった（合金 No. S01, S31, S71, S75 等）。

4) Cu 含有量が 60.5 mass% を超えることにより、 β 相が改質され、 β_1 相内に粒界が観察された。その結果、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食

割れ性が良好となり、延性が向上し、切削抵抗が減少した。Cu含有量が高いと、β相が少なく、場合によっては、γ相が現れるようになり、強度・延性バランスが低くなり、被削性もよくなかった（合金No. S01, S35, S38, S47, S48, S72, S80、図1A～図6A）。

[0178] 5) Pbの含有量が0.002mass%未満であると、被削性が悪かった（合金No. S73）。Pbの量が0.003mass%以上、さらには0.01mass%以上であると、被削性が良くなった（合金No. S33, S23）。Biを含有すると、Pbと同等の切削抵抗を低くすることが確認できた（合金No. S01, S32等）。

6) Snを0.05mass%を超えて含有すると、耐脱亜鉛腐食性が良くなった。Snを0.10mass%を超えて含有することにより、さらに耐脱亜鉛腐食性が良くなった。また、耐応力腐食割れ性も改善された。一方、Snを0.90mass%以上含有すると、γ相が出現し、却って耐脱亜鉛腐食性が悪くなり、延性が低下し、切削抵抗が高くなった（被削性指数が低くなった）。また、Sn/Siが1以上であると、β相が改質されず、耐脱亜鉛腐食性が悪くなった（合金No. S01, S39～S46, S82, S83）。

[0179] 7) 実操業で行われる程度の不可避不純物を含有しても、諸特性に大きな影響を与えないことが確認できた（合金No. S01, S02, S03, S11～S13, S27～S30）。

8) 不可避不純物であるFe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.40mass%以上であると、β相は改質されたが、切削抵抗が高く、強度・延性バランスが悪く、また、脱亜鉛腐食性も少し悪かった。Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.40mass%未満であると、切削抵抗が減少し、強度・延性バランスが改善し、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好となった。そして、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0.30mass%未満であると、さらに切削抵抗が減少し、強度・延性バランスが改善し、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好になった。切削抵抗の低

下と、強度・延性バランス、耐脱亜鉛腐食性の低下は、以下の理由によると考えられる。Fe, Mn等とSi, Pの一部が化合し、Fe, Mn等とSi, Pの金属間化合物が形成されたと考えられる。その結果、Fe等とSi, Pの化合物が存在し、かつβ相の改質に有効に働くSi濃度、P濃度が減少し、被削性、耐食性が悪くなったと考えられる（合金No. S01, S02, S84, S25～S30）。

9) 不可避不純物であるAlの量が0.30mass%以上であると、β相が改質されず、脱亜鉛腐食性が悪かった。Alの量が0.30mass%未満であると、β相が改質され、耐脱亜鉛腐食性が良好となり、そして、Alの量が0.15mass%未満であると、被削性、強度・延性バランス、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好であった（合金No. S01, S85, S26, S28～S30）。

[0180] 10) 組成関係式f1が、小さいと、β相が改質されず、耐脱亜鉛腐食性が悪くなった。組成関係式f1が大きいと、β1相の面積率が少なくなった（合金No. S76, S79）。組成関係式f1の値が、57.5以上であると、β相が改質され、耐脱亜鉛腐食性が良くなり、組成関係式f1の値が58.0以上でさらに良くなった。一方、組成関係式f1の値が、60.5以下になると、β1相の面積率が増え、組成関係式f1の値が60.2以下で一層多くなり、被削性指数が高くなった（例えば合金No. S01, S03, S35, S36）。

[0181] 11) β1相の面積率が25%以下であると、良好な被削性が得られなかった。β1相の面積率が、25%を超え、さらに30%以上になると、切削抵抗が低くなった。β1相の面積率が80%を超えると、β相が改質されない場合が多くなり、すなわち、β相内で粒界が観察されなくなり、その結果、切削抵抗、特に110m/分での切削抵抗が高く、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が悪かった。β1相の面積率が80%以下で、さらに70%以下になると、β相は改質され、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良くなった。脱亜鉛腐食は、β相の改質が行われ脱亜鉛腐食の進行が大幅に遅れる

ものの、 α 相より β 1相が脱亜鉛腐食された。そのため、 β 1相の面積率が高いと、脱亜鉛腐食の進行を少し早めた（合金No. S 0 3, S 1 1, S 7 2, S 8 1, S 7 6, 工程D 1, D 1 1 H, E 1, E 1 1 H, 図1 B等）。

1 2) γ 相の面積率が4 %以上であると、伸び値が低くなった。また、切削抵抗が高くなった（合金No. S 7 8, S 8 2）。

1 3) 組織・組成関係式 f 6 が低いと、被削性が悪かった（合金No. S 8 1）。f 6 が、3 5 超えであると、被削性はより良好となった（例えば合金No. S 1 2、工程No. E 3, E 4, 合金No. S 0 2、工程D 1 1 H）。

[0182] 1 4) 熱間押出後、冷却処理の開始温度が、5 0 0℃を超え、かつ、冷却処理開始温度から3 0 0℃までの温度領域における平均冷却速度、および5 0 0℃から3 0 0℃までの温度領域における平均冷却速度が、3 0 0℃/分を超えて冷却すると、 β 相が改質され、 β 1相内に粒界が観察された。 β 相が改質されると、切削抵抗が低くなり、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が大幅に改善され、強度が高く、強度・延性バランスが向上した。被削性に関し、 β 相が改質されている場合、切削速度が速くなっても、被削性の低下は僅かであった（工程No. A 1～A 5, D 1～D 5, E 1～E 5, F 1～F 3, G 1～G 3、図1 A～図6 A等）。

1 5) 冷却処理開始温度が、5 0 0℃を超え、約5 3 0℃より低い場合、および、5 0 0℃から3 0 0℃までの温度領域における平均冷却速度が約4 0 0～約5 0 0℃/分の場合、 β 1相内に粒界が観察されるとともに、P化合物が少し存在することもあった。P化合物が少し存在する場合は、P化合物が存在しないときより、少し切削抵抗が高く、耐脱亜鉛腐食性が少し悪かった（工程No. A 1～A 5, D 1～D 5, E 1～E 5, F 1～F 3, G 1～G 3、図1 A～図6 A、図1 B～図6 B等）。

[0183] 1 6) 5 0 0℃から3 0 0℃までの温度領域における平均冷却速度が、約2 0 0～2 5 0℃/分の場合、 β 1相内に粒界が観察されず、多くはP化合物が少し存在した。 β 1相内に粒界が観察されなかった結果、被削性、特に

110 m／分での被削性が悪くなり、耐脱亜鉛腐食性が悪くなった（工程No. A14H, D14H等）。

17) 冷却処理開始温度が、550℃以上であり、冷却処理開始温度から300℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が好ましい冷却速度であると、被削性指数が高く、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好であった。すなわち、適切な温度で冷却処理が開始され、冷却速度が速いと、 β 相がより一層改質されていると考えられる。（工程No. A1～A5, A11H～A14H, D1～D5, D11H～D14H, E1～E5, E11H～E15H, F1～F3, F4H, F5H, G1～G3, G11H～G14H、図1B～図6B等）。

18) 冷却処理の開始温度が、670℃より高い場合、 β 1相の占める割合が多くなり、切削抵抗が少し高く、特に、110 m／分での切削抵抗が高く、耐脱亜鉛腐食性が少し悪かった。 β 1相の占める割合が多くなりすぎると、 β 相が改質されないときもあった。なお、脱亜鉛腐食の形態は、 β 1相の選択腐食であり、 β 1相の占める割合が多いと、脱亜鉛腐食の進行速度も少し早めるようであった（工程No. A1～A5, D1～D5, E1～E5, F1～F3, G1～G3等）。

[0184] 19) β 相が改質され、 β 1相が観察されると、耐応力腐食割れ性が良好となり、応力腐食割れ試験－1で、すべて“B”判定であった（工程No. D1～D5）。

20) 熱間加工（熱間鍛造）後、ショット加工を施すことにより、さらに耐応力腐食割れ性が良くなり、応力腐食割れ試験－1、応力腐食割れ試験－2で、すべて“B”判定であった。一方、 β 1相が観察されない試料、またはSi量の低い試料については、ショット加工で耐応力腐食割れ性は改善しなかった（工程No. D3、D7、合金No. S71、80）。

[0185] 21) 2回の熱間加工がある場合、例えば、熱間で押出された棒材を熱間鍛造する場合、最初の熱間加工後の冷却方法に関わらず、最終の熱間加工、

すなわち熱間鍛造の冷却処理が適切であれば、 β 相は改質されることが確認できた（工程No. D1～D5, D7）。

22) 熱間鍛造の素材が鋳物であっても、熱間鍛造後の冷却処理が適切であれば、熱間押出材と同様、 β 1相が観察され、同じ特性が得られることが確認できた（工程No. D6, E6, F1）。

23) β 相が改質された合金を、300℃で2時間保持すると、 β 1相の粒界が消えた。結果、被削性が悪くなり、耐脱亜鉛腐食性も悪くなった。130℃、5時間の条件では、 β 1相の粒界が観察され、被削性の低下、耐脱亜鉛腐食性の低下は認められなかった（工程No. A21, A25, A31H）。

[0186] 24) 最終の熱間加工で所定の冷却処理が施されない場合でも、熱間加工材を520℃超え、630℃より低い温度で1分から5時間保持の条件で焼鈍され、焼鈍後、500℃より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から500℃までの温度領域における平均冷却速度、および500℃から300℃までの温度領域における平均冷却速度が300℃/分超えで冷却されることにより、 β 相が改質され、特に、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が大幅に改善されることが確認された（工程No. G1～G3、図5A、図5B）。

[0187] 以上のことから、本実施形態の合金のように、各添加元素の含有量および組成関係式、各組織関係式が適正な範囲にある本実施形態の合金は、熱間加工性に優れ、被削性、機械的性質、耐脱亜鉛腐食性、耐応力腐食割れ性が良好である。また、本実施形態の合金において優れた特性を得るためには、熱間押出、熱間鍛造での製造条件、熱処理での条件を適正範囲とすることで達成できる。

産業上の利用可能性

[0188] 本実施形態の快削性銅合金は、Pbの含有量を少量に留め、熱間加工性、被削性に優れ、高強度で、強度と伸びとのバランスに優れる。このため、本実施形態の快削性銅合金は、飲料水および衛生設備に関わる器具・部品、食

料品器具、電気・電子機器部品、自動車部品、機械部品、文具、玩具、楽器、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、水道メーター、及び工業用水、排水、水素などの液体や気体に係る部品に好適である。

具体的には、前記分野に用いられる給水栓、止水栓、混合栓、シャワーヘッド、バルブ、継手、コック、歯車、軸、軸受け、トランペット、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、ねじなどの名称で使用されているものの構成材等として好適に適用できる。

請求の範囲

[請求項1]

60.5 mass % 超え 65.0 mass % 未満の Cu と、0.50 mass % 超え 1.20 mass % 未満の Si と、0.002 mass % 以上 0.20 mass % 未満の Pb と、0.01 mass % 超え 0.18 mass % 未満の P を含み、任意元素として 0.0001 mass % 以上 0.20 mass % 未満の Bi を含み、残部が Zn 及び不可避不純物からなり、

前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co 及び Cr の合計含有量が 0.40 mass % 未満であり、かつ、Al の含有量が 0.30 mass % 未満であり、

Cu の含有量を [Cu] mass %、Si の含有量を [Si] mass %、Pb の含有量を [Pb] mass %、P の含有量を [P] mass %、Bi の含有量を [Bi] mass %、とした場合に、

$57.5 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.5$ の関係を有し、

Bi を含む場合は、 $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ の関係をさらに有するとともに、

非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を (α) %、 γ 相の面積率を (γ) %、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を ($\beta 1$) % とした場合に、

$20 \leq f3 = (\alpha) < 75$ 、

$25 < f4 = (\beta 1) \leq 80$ 、

$0 \leq f5 = (\gamma) < 4$ 、

$27 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$

の関係を有し、

前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする快削性銅合金。

[請求項2]

61. 2 mass %以上64. 8 mass %以下のCuと、0. 65 mass %以上1. 10 mass %以下のSiと、0. 003 mass %以上0. 10 mass %未満のPbと、0. 03 mass %以上0. 15 mass %以下のPを含み、任意元素として、0. 001 mass %以上0. 10 mass %未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、

前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0. 30 mass %未満であり、かつ、Alの含有量が0. 15 mass %未満であり、

Cuの含有量を[Cu] mass %、Siの含有量を[Si] mass %、Pbの含有量を[Pb] mass %、Pの含有量を[P] mass %、Biの含有量を[Bi] mass %、とした場合に、

$58. 0 \leq f1 = [Cu] - 4. 6 \times [Si] + 0. 5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60. 2$ の関係を有し、

Biを含む場合は、 $0. 004 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0. 10$ の関係をさらに有するとともに、

非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を(α) %、 γ 相の面積率を(γ) %、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を($\beta 1$) %とした場合に、

$30 \leq f3 = (\alpha) \leq 70$ 、

$30 \leq f4 = (\beta 1) \leq 70$ 、

$0 \leq f5 = (\gamma) < 1$ 、

$35 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$

の関係を有し、

前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする快削性銅合金。

[請求項3]

60. 5 mass %超え65. 0 mass %未満のCuと、0. 5

0 mass % 超え 1.20 mass % 未満の Si と、0.002 mass % 以上 0.20 mass % 未満の Pb と、0.01 mass % 超え 0.18 mass % 未満の P と、0.05 mass % 超え 0.90 mass % 未満の Sn を含み、任意元素として 0.0001 mass % 以上 0.20 mass % 未満の Bi を含み、残部が Zn 及び不可避不純物からなり、

前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co 及び Cr の合計含有量が 0.40 mass % 未満であり、かつ、Al の含有量が 0.30 mass % 未満であり、

Cu の含有量を [Cu] mass %, Si の含有量を [Si] mass %, Pb の含有量を [Pb] mass %, P の含有量を [P] mass %, Bi の含有量を [Bi] mass %, Sn の含有量を [Sn] mass %、とした場合に、

$57.5 \leq f1 = [Cu] - 4.6 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.5$ の関係を有するとともに

$f0 = [Sn] / [Si] < 1$ の関係をさらに有し、

Bi を含む場合は、 $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ の関係を有するとともに、

非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を (α) %、 γ 相の面積率を (γ) %、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を ($\beta 1$) % とした場合に、

$20 \leq f3 = (\alpha) < 75$ 、

$25 < f4 = (\beta 1) \leq 80$ 、

$0 \leq f5 = (\gamma) < 4$ 、

$27 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$

の関係を有し、

前記 $\beta 1$ 相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする快削性銅合金。

[請求項4]

61. 2 mass %以上64. 8 mass %以下のCuと、0. 65 mass %以上1. 10 mass %以下のSiと、0. 003 mass %以上0. 10 mass %未満のPbと、0. 03 mass %以上0. 15 mass %以下のPと、0. 10 mass %以上0. 50 mass %未満のSnを含み、任意元素として、0. 001 mass %以上0. 10 mass %未満のBiを含み、残部がZn及び不可避不純物からなり、

前記不可避不純物のうち、Fe, Mn, Co及びCrの合計含有量が0. 30 mass %未満であり、かつ、Alの含有量が0. 15 mass %未満であり、

Cuの含有量を[Cu] mass %、Siの含有量を[Si] mass %、Pbの含有量を[Pb] mass %、Pの含有量を[P] mass %、Biの含有量を[Bi] mass %、Snの含有量を[Sn] mass %、とした場合に、

$58. 0 \leq f1 = [Cu] - 4. 6 \times [Si] + 0. 5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60. 2$ の関係を有し、

$f0 = [Sn] / [Si] < 0. 6$ の関係をさらに有し、

Biを含む場合は、 $0. 004 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0. 10$ の関係を有するとともに、

非金属介在物を除いた金属組織の構成相において、 α 相の面積率を(α) %、 γ 相の面積率を(γ) %、改質された β 相である $\beta 1$ 相の面積率を($\beta 1$) %とした場合に、

$30 \leq f3 = (\alpha) \leq 70$ 、

$30 \leq f4 = (\beta 1) \leq 70$ 、

$0 \leq f5 = (\gamma) < 1$ 、

$35 < f6 = (\beta 1) \times ([Si])^{1/2} - (\gamma) \times 2 + ([Pb]$

$$] + [B i])^{1/2} \times 20 + ([P])^{1/2} \times 15$$

の関係を有し、

前記 β 1相は、過酸化水素とアンモニア水の混合液でエッチングしたときに粒界が観察可能であることを特徴とする快削性銅合金。

[請求項5] 飲料水および衛生設備に関わる器具・部品、バルブ、コック、工業用配管部品、水道メーター、楽器、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、医療用部品に用いられることを特徴とする請求項1から請求項4のいずれか一項に記載の快削性銅合金。

[請求項6] 請求項1から請求項4のいずれか一項に記載された快削性銅合金を製造する快削性銅合金の製造方法であって、

1以上の熱間加工工程を有し、

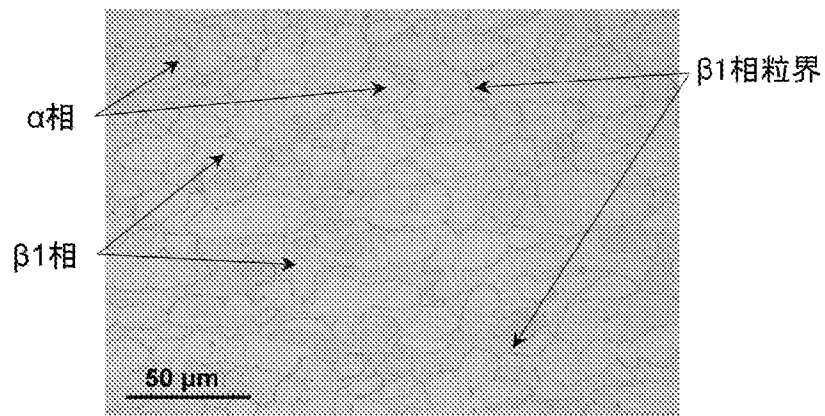
前記熱間加工工程のうち、最終の熱間加工工程においては、熱間加工温度が 540°C を超え 750°C 未満であり、熱間加工後の冷却過程において、熱間加工材は 670°C より低い温度、 500°C より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理において、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ を超えであり、かつ 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ を超えて冷却されることを特徴とする快削性銅合金の製造方法。

[請求項7] 請求項1から請求項4のいずれか一項に記載された快削性銅合金を製造する快削性銅合金の製造方法であって、

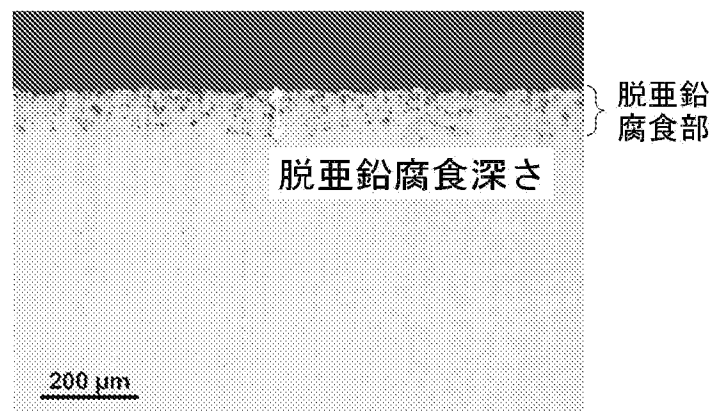
1以上の熱間加工工程および熱処理工程を有し、最終の熱処理工程において、 520°C を超え、 630°C より低い温度で1分から5時間保持の条件で焼鈍され、焼鈍後、 500°C より高い温度で冷却処理が開始され、冷却処理開始温度から 500°C までの温度領域における平均冷却速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ を超えであり、かつ 500°C から 300°C までの温度領域における平均冷却速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{分}$ を超えて冷却されるこ

とを特徴とする快削性銅合金の製造方法。

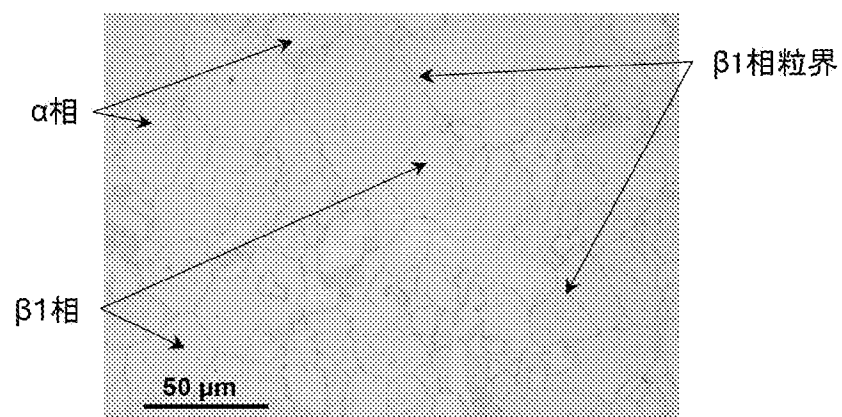
[図1A]



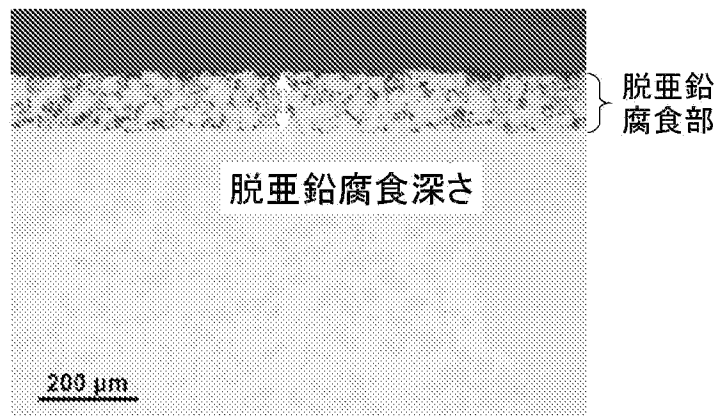
[図1B]



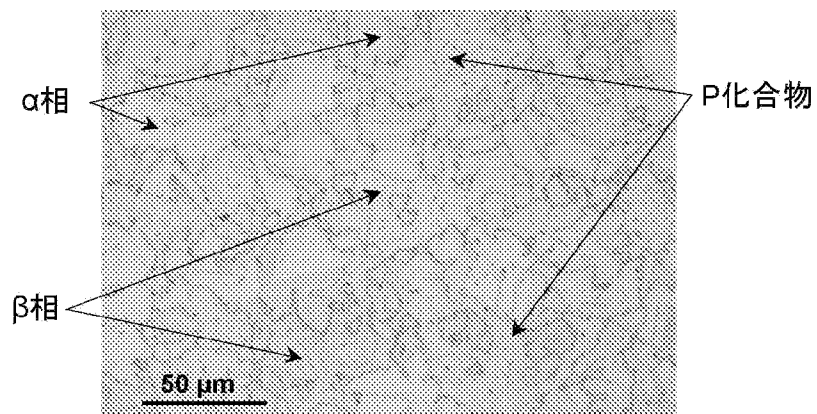
[図2A]



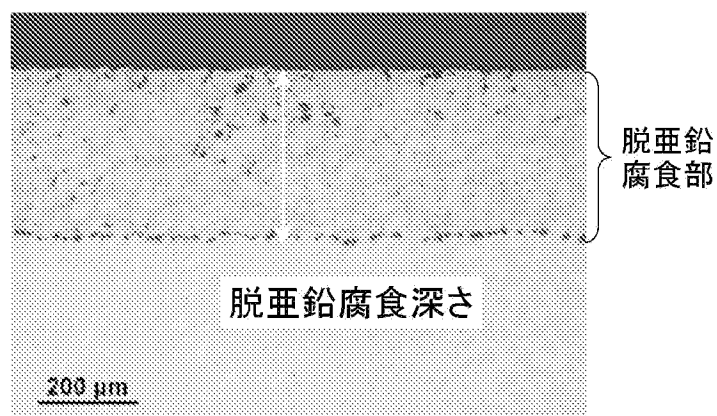
[図2B]



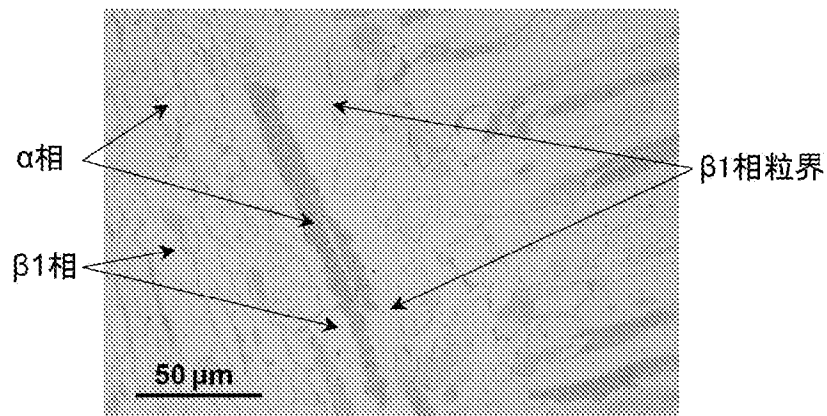
[図3A]



[図3B]



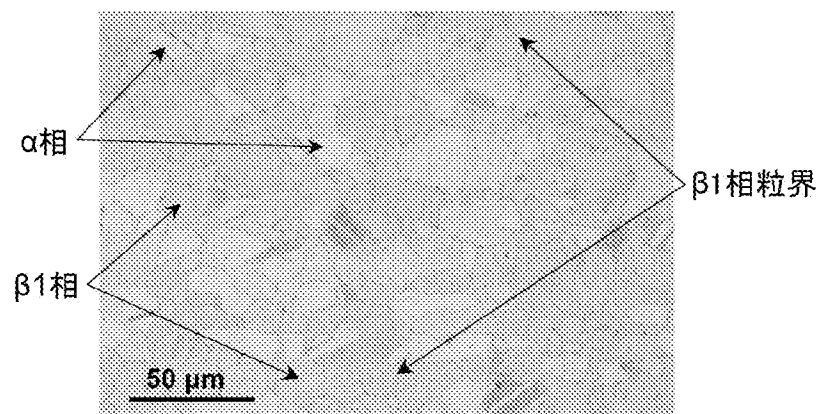
[図4A]



[図4B]



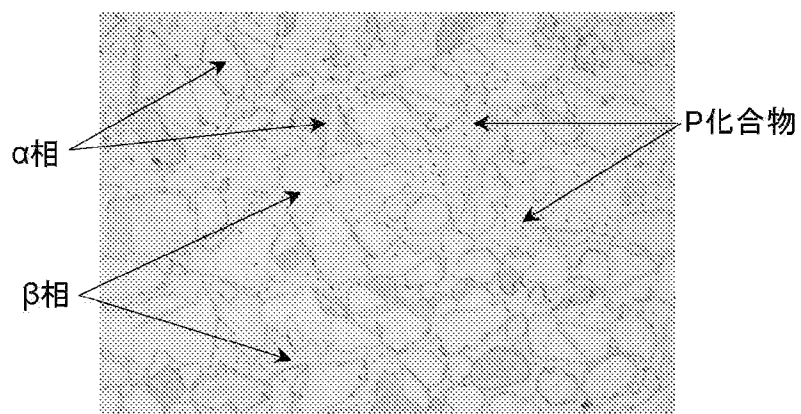
[図5A]



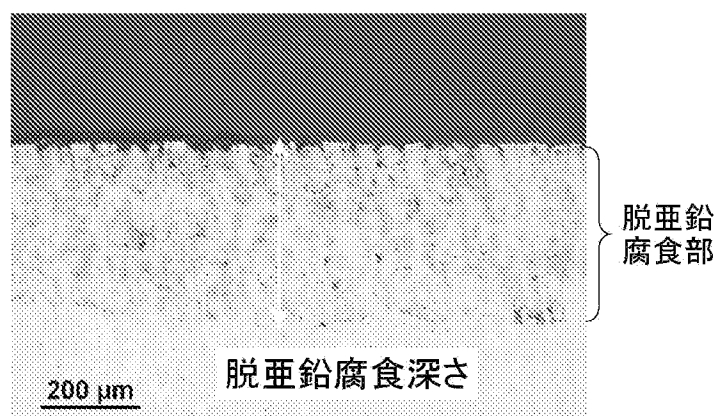
[図5B]



[図6A]



[図6B]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2024/016186

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 9/04**(2006.01)i; **C22F 1/08**(2006.01)i; **C22F 1/00**(2006.01)n

FI: C22C9/04; C22F1/08 K; C22F1/00 611; C22F1/00 612; C22F1/00 624; C22F1/00 625; C22F1/00 630A; C22F1/00 630B; C22F1/00 630C; C22F1/00 630J; C22F1/00 630K; C22F1/00 631A; C22F1/00 631Z; C22F1/00 640A; C22F1/00 640Z; C22F1/00 661A; C22F1/00 673; C22F1/00 681; C22F1/00 682; C22F1/00 683; C22F1/00 685Z; C22F1/00 691B; C22F1/00 691C; C22F1/00 692A; C22F1/00 692B; C22F1/00 694A; C22F1/00 694B; C22F1/00 694Z

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)

C22C9/00-9/10; C22F1/08; C22F1/00

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

Published examined utility model applications of Japan 1922-1996

Published unexamined utility model applications of Japan 1971-2024

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)

CAplus/REGISTRY (STN)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2020/261666 A1 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 30 December 2020 (2020-12-30)	1-7
A	WO 2020/261636 A1 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) 30 December 2020 (2020-12-30)	1-7
A	JP 2016-194123 A (DOWA METALTECH CO., LTD.) 17 November 2016 (2016-11-17)	1-7
A	CN 102220514 A (SUZHOU HONLUX COPPER ALLOY MATERIAL CO., LTD.) 19 October 2011 (2011-10-19)	1-7



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

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

“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

17 July 2024

Date of mailing of the international search report

30 July 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/JP2024/016186

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
WO	2020/261666	A1	30 December 2020	US	2022/0259711	A1	
				EP	3992322	A1	
				CN	114008227	A	
				KR	10-2021-0152562	A	

WO	2020/261636	A1	30 December 2020	US	2022/0275479	A1	
				EP	3992321	A1	
				CN	113906150	A	
				KR	10-2021-0148347	A	

JP	2016-194123	A	17 November 2016	(Family: none)			

CN	102220514	A	19 October 2011	(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; C22F 1/08(2006.01)i; C22F 1/00(2006.01)n
FI: C22C9/04; C22F1/08 K; C22F1/00 611; C22F1/00 612; C22F1/00 624; C22F1/00 625; C22F1/00 630A;
C22F1/00 630B; C22F1/00 630C; C22F1/00 630J; C22F1/00 630K; C22F1/00 631A; C22F1/00 631Z;
C22F1/00 640A; C22F1/00 640Z; C22F1/00 661A; C22F1/00 673; C22F1/00 681; C22F1/00 682; C22F1/00
683; C22F1/00 685Z; C22F1/00 691B; C22F1/00 691C; C22F1/00 692A; C22F1/00 692B; C22F1/00 694A;
C22F1/00 694B; C22F1/00 694Z

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））
C22C9/00-9/10; C22F1/08; C22F1/00
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの
日本国実用新案公報 1922-1996年
日本国公開実用新案公報 1971-2024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）
CAplus/REGISTRY (STN)

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 2020/261666 A1（三菱マテリアル株式会社）30.12.2020（2020-12-30）	1-7
A	WO 2020/261636 A1（三菱マテリアル株式会社）30.12.2020（2020-12-30）	1-7
A	JP 2016-194123 A（DOWAメタルテック株式会社）17.11.2016（2016-11-17）	1-7
A	CN 102220514 A（SUZHOU HONLUX COPPER ALLOY MATERIAL CO., LTD.）19.10.2011 （2011-10-19）	1-7

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー
“A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの
“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
17.07.2024

国際調査報告の発送日
30.07.2024

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）

宮脇 直也 4K 1588

電話番号 03-3581-1101 内線 3416

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/JP2024/016186

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
WO	2020/261666	A1	30.12.2020	US	2022/0259711	A1	
				EP	3992322	A1	
				CN	114008227	A	
				KR	10-2021-0152562	A	

WO	2020/261636	A1	30.12.2020	US	2022/0275479	A1	
				EP	3992321	A1	
				CN	113906150	A	
				KR	10-2021-0148347	A	

JP	2016-194123	A	17.11.2016	(ファミリーなし)			

CN	102220514	A	19.10.2011	(ファミリーなし)			
