

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2004-244672

(P2004-244672A)

(43) 公開日 平成16年9月2日(2004.9.2)

(51) Int.Cl.⁷

C 2 2 C 9/00

C 2 2 C 1/02

C 2 2 C 9/02

F I

C 2 2 C 9/00

C 2 2 C 1/02 5 O 3 B

C 2 2 C 9/02

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 12 頁)

(21) 出願番号 特願2003-35044 (P2003-35044)

(22) 出願日 平成15年2月13日 (2003.2.13)

(71) 出願人 000224798

同和鉱業株式会社

東京都千代田区丸の内1丁目8番2号

(74) 代理人 100076130

弁理士 和田 憲治

(74) 代理人 100101557

弁理士 萩原 康司

(72) 発明者 山岸 義統

東京都千代田区丸の内1丁目8番2号 同

和鉱業株式会社内

(54) 【発明の名称】 耐脱亜鉛性に優れた銅基合金

(57) 【要約】

【課題】環境に対し好ましくないとされるPbを添加せずに切削性を高め、同時に鋳造性、耐脱亜鉛性、熱間鍛造性に優れた黄銅系の銅基合金を得る。

【解決手段】重量%において、Cu：57～69%、Sn：0.3～3%、Si：0.02～1.5%、Bi：0.5～3%、Pb：0.2%以下を含み、Si/Snの重量百分率の比率が0.05～1の範囲、下式に従う見掛けの亜鉛含有量が39～50重量%の範囲にあり、残部が不可避免の不純物からなる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金である。見掛け上のZn含有量＝{(Zn%＋2.0×Sn%＋10.0×Si%)/(Cu%＋Zn%＋2.0×Sn%＋10.0×Si%)}×100。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%において、

Cu : 57 ~ 69 % ,

Sn : 0.3 ~ 3 % ,

Si : 0.02 ~ 1.5 % ,

Bi : 0.5 ~ 3 % を含み ,

Pb : 0.2 % 以下 (0 % を含む) ,

Si / Sn の重量百分率の比率が 0.05 ~ 1 の範囲 , 下式 (1) に従う見掛けの亜鉛含有量が 39 越え ~ 50 重量% の範囲にあり , 残部が不可避的不純物からなる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金。 10

見掛け上の Zn 含有量 = $\{ (Zn \% + 2.0 \times Sn \% + 10.0 \times Si \%) / (Cu \% + Zn \% + 2.0 \times Sn \% + 10.0 \times Si \%) \} \times 100 \quad \cdots (1)$

【請求項 2】

重量%において、

Cu : 57 ~ 69 % ,

Sn : 0.3 ~ 3 % ,

Si : 0.02 ~ 1.5 % ,

Bi : 0.5 ~ 3 % を含み , 且つ

Pb : 0.2 % 以下 (0 % を含む) ,

P : 0.02 ~ 0.2 % , Sb : 0.02 ~ 0.2 % , As : 0.02 ~ 0.2 % 20

のうち少なくとも 1 種を総量で 0.02 ~ 0.2 % を含み ,

Si / Sn の重量百分率の比率が 0.05 ~ 1 の範囲 , 下式 (1) に従う見掛けの亜鉛含有量 B' が 39 越え ~ 50 重量% の範囲にあり , 残部が不可避的不純物からなる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金。

見掛け上の Zn 含有量 = $\{ (Zn \% + 2.0 \times Sn \% + 10.0 \times Si \%) / (Cu \% + Zn \% + 2.0 \times Sn \% + 10.0 \times Si \%) \} \times 100 \quad \cdots (1)$

【請求項 3】

重量%において、

Cu : 57 ~ 69 % ,

Sn : 0.3 ~ 3 % ,

Si : 0.02 ~ 1.5 % ,

Bi : 0.5 ~ 3 % を含み , 且つ

Pb : 0.2 % 以下 (0 % を含む) ,

Fe : 0.01 ~ 0.5 % , Ni : 0.01 ~ 0.5 % , Mn : 0.01 ~ 0.5 % , Al : 0.01 ~ 0.5 % , Cr : 0.01 ~ 0.5 % , Be : 0.01 ~ 0.5 % , Zr : 0.01 ~ 0.5 % , Ce : 0.01 ~ 0.5 % , Ag : 0.01 ~ 0.5 % , Ti : 0.01 ~ 0.5 % , Mg : 0.01 ~ 0.5 % , Co : 0.01 ~ 0.5 % , Te : 0.01 ~ 0.2 % , Au : 0.01 ~ 0.5 % , Y : 0.01 ~ 0.5 % , La : 0.01 ~ 0.5 % , Cd : 0.01 ~ 0.2 % , Ca : 0.01 ~ 0.5 % , B : 0.01 ~ 0.5 % のうち少なくとも 1 種を総量で 0.01 ~ 3 % を含み 30

Si / Sn の重量百分率の比率が 0.05 ~ 1 の範囲 , 下式 (1) に従う見掛けの亜鉛含有量 B' が 39 越え ~ 50 重量% の範囲にあり , 残部が不可避的不純物からなる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金。

見掛け上の Zn 含有量 = $\{ (Zn \% + 2.0 \times Sn \% + 10.0 \times Si \%) / (Cu \% + Zn \% + 2.0 \times Sn \% + 10.0 \times Si \%) \} \times 100 \quad \cdots (1)$

【請求項 4】

重量%において、

Cu : 57 ~ 69 % ,

$S n : 0.3 \sim 3 \%$,
 $S i : 0.02 \sim 1.5 \%$,
 $B i : 0.5 \sim 3 \%$ を含み、且つ
 $P b : 0.2 \%$ 以下 (0% を含む) ,
 $P : 0.02 \sim 0.2 \%$, $S b : 0.02 \sim 0.2 \%$, $A s : 0.02 \sim 0.2 \%$ のうち少なくとも1種を総量で $0.02 \sim 0.2 \%$ を含み、さらに、
 $F e : 0.01 \sim 0.5 \%$, $N i : 0.01 \sim 0.5 \%$, $M n : 0.01 \sim 0.5 \%$, $A l : 0.01 \sim 0.5 \%$, $C r : 0.01 \sim 0.5 \%$, $B e : 0.01 \sim 0.5 \%$, $Z r : 0.01 \sim 0.5 \%$, $C e : 0.01 \sim 0.5 \%$, $A g : 0.01 \sim 0.5 \%$, $T i : 0.01 \sim 0.5 \%$, $M g : 0.01 \sim 0.5 \%$, $C o : 0.01 \sim 0.5 \%$, $T e : 0.01 \sim 0.2 \%$, $A u : 0.01 \sim 0.5 \%$, $Y : 0.01 \sim 0.5 \%$, $L a : 0.01 \sim 0.5 \%$, $C d : 0.01 \sim 0.2 \%$, $C a : 0.01 \sim 0.5 \%$, $B : 0.01 \sim 0.5 \%$ のうち少なくとも1種を総量で $0.01 \sim 3 \%$ を含み

$S i / S n$ の重量百分率の比率が $0.05 \sim 1$ の範囲、下式 (1) に従う見掛けの亜鉛含有量 B' が 39 越え ~ 50 重量% の範囲にあり、残部が不可避免的不純物からなる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金。

見掛け上の $Z n$ 含有量 = $\{ (Z n \% + 2.0 \times S n \% + 10.0 \times S i \%) / (C u \% + Z n \% + 2.0 \times S n \% + 10.0 \times S i \%) \} \times 100 \dots (1)$

【請求項5】

$S i$ の添加原料として $S i$ 系 $P b$ レス黄銅のスクラップ、 $B i$ の添加原料として $B i$ 系 $P b$ レス黄銅のスクラップのいずれか一方または両方を使用して、請求項1～4に記載の合金を溶製する銅基合金の溶製法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、環境に対して好ましくないとされる $P b$ を含まず、腐食水溶液存在下で使用しても脱亜鉛腐食に対して優れた耐食性を有し、かつ熱間加工性および切削加工性に優れた銅基合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

銅基合金のうちでも $C u - Z n$ 系合金いわゆる黄銅材は、熱間加工性、切削性等に優れることから、古くから水回り部品やガスバルブなどに広く使用されてきた。これらには、鍛造用黄銅棒 (J I S C 3771) , 快削黄銅棒 (J I S C 3604) , 高力黄銅棒 (J I S C 6782) 等が知られているが、これらの銅基合金はいずれも環境に対し好ましくないとされる鉛を多く含むという特徴がある。

【0003】

また、これらの合金は特に腐食水溶液が存在する環境下では、 β 相中の $Z n$ のイオン化傾向が強く優先的に溶け出すため、耐脱亜鉛性に極めて劣るという特徴もある。

【0004】

鉛を含む黄銅において耐脱亜鉛性を向上させるため、種々の提案がなされている。例えば、特許文献1には、 $C u - Z n$ 合金に $S n$ を添加し、さらに熱間押し出し後に様々な熱処理を通じて γ 相の比率および γ 相中の $S n$ 濃度を制御することより耐脱亜鉛性を向上させることが記載され、特許文献2には $P b$ を含む $C u - Z n$ 合金に $S n$ および $S i$ を一定の割合で添加することにより、耐脱亜鉛性を向上させることが記載されている。

【0005】

他方、快削黄銅の $P b$ を除いた場合 ($P b$ 無添加の状態) も、適度な切削性を得る提案もなされている。例えば特許文献3には $C u - Z n$ 合金に $S i$ を添加すると、切削性と強度を改善できると教示し、また特許文献4は $P b$ を 0.1 重量% 以下にして $B i$ を添加することで快削黄銅の切削性を維持するようにした黄銅ビスマス合金が記載されている。

特許文献 5 にはには P b レスでかつ耐脱亜鉛性が良好な無鉛快削黄銅が記載されている。

【 0 0 0 6 】

【特許文献 1】特開平 1 0 - 1 8 3 2 7 5 号公報

【特許文献 2】特開 2 0 0 2 - 1 2 9 2 7 号公報

【特許文献 3】特開 2 0 0 0 - 1 1 9 7 7 4 号公報

【特許文献 4】特開昭 5 4 - 1 3 5 6 1 8 号公報

【特許文献 5】特開 2 0 0 2 - 3 9 6 7 号公報

【 0 0 0 7 】

【発明が解決しようとする課題】

前記の特許文献に提案されているように P b レス快削黄銅は B i と S i によって快削性を維持でき、事実、市場の P b レス快削黄銅は主として B i 系と S i 系の 2 系統に分かれて流通している。しかし、P b レス黄銅は P b を含まない原料や B i 母合金或いは C u - S i 母合金などを使用するために、原料価格が高価とならざるを得ないという問題があり、2 系統に分かれていることがスクラップの分別・流通の妨げとなっているという問題が付随している。 10

【 0 0 0 8 】

また、特許文献 5 の無鉛快削黄銅は耐脱亜鉛性に劣る β 相を分断しなければ耐脱亜鉛効果が得られにくく、そのため高温での β 相面積が小さくなることから、熱間加工性に劣るという問題があり、さらに α 相、β 相の析出形態、面積比によって耐脱亜鉛性特性にバラツキが出るので、熱間加工後あるいは抽伸後に熱処理を行なうことが必要となり、鍛造製品など熱間加工後に熱処理を含まない製品への対応は難しい。 20

【 0 0 0 9 】

本発明は、上記のような諸問題を解決して、P b を含まずに耐脱亜鉛性、熱間鍛造性および切削性を改善すると共に、安価に製造することができる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金を得ることを目的とする。

【 0 0 1 0 】

【課題を解決するための手段】

本発明によれば、重量 % において、

C u : 5 7 ~ 6 9 % ,

S n : 0 . 3 ~ 3 % ,

S i : 0 . 0 2 ~ 1 . 5 % ,

B i : 0 . 5 ~ 3 % を含み、

P b : 0 . 2 % 以下 (0 % を含む) ,

S i / S n の重量百分率の比率が 0 . 0 5 ~ 1 の範囲、下式に従う見掛けの亜鉛含有量が 3 9 越え ~ 5 0 重量 % の範囲にあり、

場合によっては、さらに、

P : 0 . 0 2 ~ 0 . 2 % , S b : 0 . 0 2 ~ 0 . 2 % , A s : 0 . 0 2 ~ 0 . 2 %

のうち少なくとも 1 種を総量で 0 . 0 2 ~ 0 . 2 % と：および / または

F e : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , N i : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , M n : 0 . 0 1 ~ 0 . 5

% , A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , C r : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , B e : 0 . 0 1 ~ 0 . 5

% , Z r : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , C e : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , A g : 0 . 0 1 ~ 0 . 5

% , T i : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , M g : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , C o : 0 . 0

1 ~ 0 . 5 % , T e : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 % , A u : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , Y : 0 .

0 1 ~ 0 . 5 % , L a : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , C d : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 % , C a :

0 . 0 1 ~ 0 . 5 % , B : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % のうち少なくとも 1 種を総量で 0 . 0

1 ~ 3 % と：

を含み、残部が不可避的不純物からなる耐脱亜鉛性に優れた銅基合金を提供する。

見掛け上の Z n 含有量 = { (Z n % + 2 . 0 × S n % + 1 0 . 0 × S i %) / (C u % + Z n % + 2 . 0 × S n % + 1 0 . 0 × S i %) } × 1 0 0 . . . (1)

【 0 0 1 1 】

本発明に従う合金は、S i の添加原料としてS i 系P b レス黄銅のスクラップ、B i の添加原料としてB i 系P b レス黄銅のスクラップのいずれか一方または両方を使用して、請求項1～4に記載の合金を溶製することができる。

【0012】

【発明の実施の形態】

本発明で特定する事項、すなわち本発明合金の合金元素とその成分の含有量範囲を規定した理由の概要をまず説明する。

【0013】

C u : 黄銅中のC u が増えると α 相が増え、耐食性は高まるが、69重量%を超えると熱間鍛造性が急激に低下する。しかも、C u はZ n より高価なため、経済的な面からもC u 量をできるだけ減らすことが望ましい。他方、C u を57重量%よりも少なくすると β 相が増える。 β 相は α 相と比べて熱間鍛造性は良好であるが、常温で硬くて脆く、耐脱亜鉛性は非常に劣るようになる。よって、耐脱亜鉛性の向上に寄与する添加元素量を多く必要となり、その結果、材料の強度や伸びが低下するようになる。このようなことからC u の含有量は57～69重量%とする。好ましいC u 含有量は59～63重量%である。

10

【0014】

S n : S n を0.3重量%以上添加することにより、耐脱亜鉛性向上効果が得られる。しかも、S n 量の増加につれて耐脱亜鉛性は著しく向上する。しかし、S n 量が3重量%を超えた場合には、鑄造時のインゴット表面に深い欠陥をもたらすのみならず、S n の添加量に見合った耐脱亜鉛向上効果が得られない。また、S n はZ n , C u より高価なためにコストアップにも繋がる。従って、S n 量を0.3～3重量%とする。好ましいS n 含有量は0.5～2重量%の範囲である。

20

【0015】

S i : S i は鑄造性の改善に寄与し、またS n の耐脱亜鉛性向上効果を引き出すのに寄与する。とくにS i は β 相に優先的に固溶して β 相の耐脱亜鉛性を向上させる。すなわち、適量のS i を添加することにより、鑄造時溶湯の流動性を改善すると共にS n の偏析を抑制し、熱間押し出しおよび熱間鍛造後の熱処理がなくても、S n の耐脱亜鉛性向上効果を完全に引き出すことができ、耐脱亜鉛性および機械特性を安定的に改善することができる。

【0016】

しかし、S i は1.5重量%を超えると、 α 相の粒界にS i とC u で形成した γ 相が析出し、脆化の原因となると共に、多量のS i 酸化物による鑄造性、熱間加工性の低下が起こる。さらに、S i 量が1.8重量%以上になると、材料の熱伝導度が著しく低下し、切削する場合に刃先の温度上昇が大きくなり、刃物の寿命が短くなると共に切削精度も悪くなり、切削速度も上げられない等多数の問題を引き起こす。しかし、S i 量が0.02重量%より低い場合には上記の鑄造性向上効果およびS n の偏析を抑える効果が得られない。上記の理由から、S i の含有量は0.02～1.5重量%とする。好ましいS i 含有量は0.06～0.7重量%の範囲である。

30

【0017】

S i / S n 比 : 本発明においてS i / S n の比率を規定するのは、S n の耐脱亜鉛性向上効果を最大限に引き出すには、S n の添加量に応じてS i 添加量を適正に選定することが必要となるからである。60/40黄銅は一般に $\alpha + \beta$ 相の2相組織を持ち、 α 相に比べて β 相の耐脱亜鉛性が劣るという特性を持つ。S n は α 相に比べて β 相に多く固溶して耐脱亜鉛性を向上させるが、S n を0.5重量%以上添加すると γ 相の析出が見られる。 γ 相は硬くて脆い性質を持ち、素材の脆性を悪化させるばかりでなく、S n を多く固溶するため、母相である α 、 β 相へのS n の耐脱亜鉛効果を妨げる。一方、S i は亜鉛当量が10と大きく、添加により γ 相の析出を少なくし、 β 相の割合を増すことができる。このようなことから、S i / S n 比を適切に制御することにより、 $\alpha + \beta$ 相の組織にしたまま、S n の耐脱亜鉛効果を得ることができる。また、S i 添加には凝固時にデンドライトの2次枝がより細長く発達し、S n の偏析を抑える効果がある。

40

50

【0018】

$S i / S n$ が 1 より大きくなると β 相体積が増し、 β 相中の $S n$ 濃度が相対的に低くなり十分な耐脱亜鉛効果を得にくくなり、また $S i$ は分子量が小さく、固溶強化の効果が大きいため、 $S i$ の添加が $S n$ に比べて多くなると常温脆化につながる。他方、 $S i / S n$ が 0.05 より小さいと、 $S n$ の偏析を抑える効果が十分に現れず、さらに $\alpha + \beta + \gamma$ 相の 3 相組織となりやすく耐脱亜鉛性の効果が得られにくくなる。従って、 $S i / S n$ の比率を 0.05 ~ 1 の範囲とし、好ましくは 0.1 ~ 0.5 の範囲とする。

【0019】

$B i$: $B i$ は融点や $C u - Z n$ への固溶特性などにおいて $P b$ と非常に似た特性を有し、材料の切削加工性の向上に寄与する。 $B i$ 含有量が 0.5 重量% 未満では無鉛黄銅において十分な切削加工性が得られず、また、3 重量% を超えると、押し出し、鍛造等の熱間加工が劣化する。したがって $B i$ の含有量は 0.5 ~ 3 重量%、好ましくは 1.2 ~ 2.3 重量% とする。

【0020】

このようにして、 $P b$ に代えて $B i$ を使用し、また $S i$ を耐脱亜鉛性向上に利用することにより、 $B i$ 系の $P b$ レス材、 $S i$ 系の $P b$ レス材のどちらのスクラップでも本発明合金の製造に使用することが可能となる。また、 $S n$ を多く含むため黄銅板の $S n$ メッキスクラップの使用も可能であり、コスト的に非常に有利である。

【0021】

P , $S b$, $A s$: これらの元素は切削性および鍛造性を害することなく、脱亜鉛腐食の抑制に寄与する。しかし、いずれの元素も 0.02 重量% より少ない添加量では、脱亜鉛の抑制効果が十分に現れない。一方、0.2 重量% を超えて添加すると粒界偏析が生じ、延性が低下すると共に応力腐食割れ感受性が増加する。従って、 P , $S b$, $A s$ の含有量をそれぞれ 0.02 ~ 0.2 重量% とし、それらの 2 種以上を添加する場合にも総量で 0.02 ~ 0.2 重量% とする。

【0022】

$P b$: 本発明合金は $P b$ を添加しないものであるが、製造上不可避に混入する $P b$ 量として 0.2 % までは許容できる。すなわち、本発明合金において、 $P b$ 含有量が 0.2 % 以下の場合には、 $J I S 3200 (1997)$ の水道用器具の侵出性能試験方法（末端給水用具）による $P b$ 溶出量規制 0.01 mg / L 以下をクリアすることが出来る。このため、不純物として混入する $P b$ 量を 0.2 重量% 以下とする。

【0023】

さらに、重量% で $F e 0.01 \sim 0.5 \%$, $N i 0.01 \sim 0.5 \%$, $M n 0.01 \sim 0.5 \%$, $A l 0.01 \sim 0.5 \%$, $C r 0.01 \sim 0.5 \%$, $B e 0.01 \sim 0.5 \%$, $Z r 0.01 \sim 0.5 \%$, $C e 0.01 \sim 0.5 \%$, $A g 0.01 \sim 0.5 \%$, $T i 0.01 \sim 0.5 \%$, $M g 0.01 \sim 0.5 \%$, $C o 0.01 \sim 0.5 \%$, $T e 0.01 \sim 0.2 \%$, $A u 0.01 \sim 0.5 \%$, $Y 0.01 \sim 0.5 \%$, $L a 0.01 \sim 0.5 \%$, $C d 0.01 \sim 0.2 \%$, $C a 0.01 \sim 0.5 \%$, $B : 0.01 \sim 0.5 \%$ のうち少なくとも 1 種を本発明合金に添加することが出来る。これらの 2 種以上を添加する場合には、その総量を 0.01 ~ 3 % とするのがよい。これらの元素を上記範囲内で添加することにより、耐脱亜鉛性、切削性および熱間加工性を害することなく、固溶強化による引張強さや硬さを向上させることができる。また、本発明合金はこれらの元素を許容できることから、様々なスクラップが使用可能となり、コスト的に有利となる。

【0024】

見掛け上の $Z n$ 含有量 : $C u - Z n$ 合金に第 3 元素を添加した場合、特別な相を形成しないで α 相や β 相に固溶される場合が多く、その場合には、 $Z n$ 量を増減したような組織が生じ、それに対応した性質を示すようになる。このような関係を $Z n$ 当量を用いて表すことができる。添加元素ごとに $Z n$ 当量の値は異なる（例えば、銅および銅合金の基礎と工業技術、日本伸銅協会、平成 6 年 10 月 31 日発行、第 226 頁の表 1 において、各種添

10

20

30

40

50

加元素の亜鉛当量の値が記載されている)が、本発明合金のように、Fe、Ni、Alなどの成分の添加量は、含む場合でも少量であるから見掛け上の亜鉛含有量に大きく影響せず、したがって特性にも大きく影響を与えることはないし、BiやPbは常温で母相にほとんど固溶しないので耐脱亜鉛性に及ぼす影響も少ないので、見掛け上の亜鉛含有量の計算から省いても差し支えない。本発明合金の見掛け上に亜鉛含有量に大きく影響するのは、特にSnとSiであることから、本発明においては、見掛け上の亜鉛含有量を(1)式によって求める。

【0025】

見掛け上のZn含有量 $B' = \{ (Zn\% + 2.0 \times Sn\% + 10.0 \times Si) / (Cu\% + Zn\% + 2.0 \times Sn\% + 10.0 \times Si) \} \times 100 \quad \cdots (1)$ 10

【0026】

この見掛けの亜鉛含有量が39重量%以下では高温でβ相割合が小さくなり、熱間加工性が悪化するようになる。他方、見掛けの亜鉛含有量が50重量%を超えると常温で強度が高く、脆くなる。このことから見掛けの亜鉛含有量は39越え～50重量%、好ましくは39越え～44重量%とする。

【0027】以上の成分組成になる本発明の銅基合金はPbを含まずに優れた耐脱亜鉛性、熱間鍛造性および切削性を具備する。そして、本発明の銅基合金は、SiとBiを含有することから、その溶製時に、Sn源としてPbレスSn系快削黄銅のスクラップを使用し、Bi源としてPbレスBi系快削黄銅のスクラップを使用でき、そのため費用が安価になる。 20

【0028】

【実施例】

【実施例1】

表1に供試合金の化学成分(重量%)を示す。これらの合金はいずれも誘導炉で溶解した後、液相線温度+100 前後の温度から80mm直径のピレットに半連続铸造し、各ピレットを800 で30分保持した後、その温度で直径30mmまで熱間押し出しを行い、その後は空冷した。この段階で必要な測定用試験片を採集した。鍛造においては、前記の熱間押し出し材を素材温度650～750 , アプセット率30～70%, 歪速度15mm/secで鍛造し、その後は 0.32 ~ 5.4 / secで冷却した。

【0029】

各例について、铸造性を評価すると共に、切削性、引張強さ、伸び、硬さ、耐脱亜鉛性、熱間鍛造性、鉛の溶出量を評価した。その結果を表2～表5に示した。各測定法は次のとおりである。

【0030】

铸造性：铸造したピレットの表面巻き込み等の表面欠陥深さを計測し、表面欠陥深さが1mm以下→印、同1～3mm未満→○印、同3mm以上→×印として評価した。

引張試験：熱間押し出し材についてJIS Z 2241に従った。

ビッカース硬さ試験：熱間押し出し材について：JIS Z 2252に従った。

【0031】

切削性：各例の熱間押し出し後の試料を、回転速度950rpm、切り込み量0.5mm, 送り速度 0.06 mm/rev, 送り量100mm, 切削油なし(切削工具の材質：超硬鋼)の条件で切削し、切屑の分断性と切削抵抗(切削性指数)の2点を評価した。 40

切屑の分断性については、すべての切屑が完全分断した場合を○とし、切屑が分断できなかった場合を×として示した。

切削性指数については、各成分の主分力を測定し、次の式に従ってJIS C3604の主分力と比較し、下式の切削性指数が80%以上の場合を○印、80未満の場合を×として評価した。

切削性指数(%) = 100 × (JIS C3604の主分力) / (試験材切削時の主分力)

【0032】

耐脱亜鉛性：熱間押し出し材を700 でアプセット率60%で鍛造し，冷却速度 2 . 7 / s e c で空冷した試料を供試材とし，熱処理による耐脱亜鉛性変化の程度を調べるために，各例について400 × 3時間の熱処理を行った場合の熱処理前後の耐脱亜鉛性を評価した。また，表1のNo. 1の合金について，鍛造後の冷却速度が耐脱亜鉛性に及ぼす影響についても調べた。脱亜鉛試験は I S O 6 5 0 9 (1 9 8 1) 法に基づいておこない，最大脱亜鉛深さが200 μ m以上であった場合を×印，200 μ m未満の場合を○印，100 μ m未満の場合 として評価した。

【0033】

熱間鍛造性（最大アプセット率）： 熱間鍛造性はアプセット試験を用いて評価した。試験はφ20×20mmの試料を所定の温度まで加熱し，30～70%のアプセット率で鍛造し，鍛造後に発生した割れの有無で熱間鍛造性を評価した。アプセット率の計算式は次のとおりである。 10

アプセット率（%）= $100 \times (20 - h) / 20$

【0034】鉛の溶出量測定試験：J I S 3 2 0 0 (1 9 9 7) の水道用器具の浸出性能試験方法（末端給水用具）に従った。

【0035】

【表1】

例No.	化学成分 (w t %)													見掛け の亜鉛 含有量 (wt%)
	Cu	Zn	Sn	Si	Si/Sn	Bi	Pb	P	Fe	Al	Mn	Z r	Ni	
本 発 明 例 														

本 発 明 例

比 較 例

10

20

30

40

50

例No.	鑄造性	引張強さ MPa	伸び %	硬さ Hv	耐脱亜鉛性		切屑分断性	切削性指数
					熱処理前	熱処理後		
1	◎	484	16	135	◎	◎	○	○
2	◎	462	28	122	○	○	○	○
3	◎	492	15	148	◎	◎	○	○
4	◎	496	18	151	○	○	○	○
5	◎	481	23	129	◎	◎	○	○
6	◎	449	30	120	◎	◎	○	○
7	◎	432	31	121	○	○	○	○
8	◎	460	24	130	○	○	○	○
9	◎	501	19	161	◎	◎	○	○
10	◎	458	25	131	○	○	○	○
11	◎	389	48	106	×	×	○	○
12	◎	388	30	125	×	×	○	○
13	○	438	21	128	×	○	×	×
14	○	462	15	133	×	○	○	×
15	○	511	8	166	○	○	○	×
16	×	522	7	168	×	×	○	×

本発明例

比較例

10

20

30

40

【 0 0 3 7 】

【 表 3 】

例No.	最大アプセット率 (%)			
	鍛造温度 (°C)			
	630	670	710	750
実施例 1	60	70	70	60
実施例6	70	70	70	70
実施例10	60	70	70	70
比較例11	60	70	70	60
比較例16	40	40	50	50

10

【 0 0 3 8 】

【 表 4 】

例No.	最大脱亜鉛深さ (μm)			
	冷却速度 (°C/sec)			
	0.32	0.76	2.7	5.4
実施例 1	60	66	51	43

20

【 0 0 3 9 】

【 表 5 】

例No.	鉛の溶出量 (mg/L)
実施例 1	0.0036
実施例7	0.0008
比較例11	0.0468

30

【 0 0 4 0 】

表 2 に見られるように、比較例 No. 11 (熱間鍛造用合金 C3771 のものに相当) は、Pb を含有するので切削性は良好であるが、Si および Bi を含有せず、Sn も低いので、耐脱亜鉛性に劣り機械的性質も低い。比較例 No. 12 は、比較例 No. 11 に比べて Pb 量は低いが Si を含有せず、見掛けの Zn 含有量も低いので、耐脱亜鉛性に劣り機械的性質も低い。比較例 No. 13 は、Pb、Si、Bi を含有しないので切削性が悪い。比較例 No. 14 は、Sn / Si が高すぎるので耐脱亜鉛性および切削性指数が悪い。比較例 No. 15 は Si が高すぎ、また Sn、Bi を含有せず、見掛けの Zn 含有量が高いので、伸びが低く切削性指数も悪い。比較例 No. 16 は Si が高すぎ、Si / Sn が高いので、铸造性、伸び、耐脱亜鉛性および切削性指数が劣っている。これに対して、本発明に従う実施例 No. 1 ~ 10 の合金は、Pb を含有しなくても優れた切削性を有し、且つ铸造性、機械的性質および耐脱亜鉛性がいずれも良好である。

40

50

【 0 0 4 1 】

また、本発明合金は、熱処理前と後において耐脱亜鉛性に変化が見られず、熱間加工または熱間鍛造のあと熱処理を行わないでも十分な耐脱亜鉛性を有している。すなわち、本発明合金はS iの添加により高温、常温でのβ相割合が20%以上に維持され、そのβ相をS n、S iの固溶によって耐脱亜鉛性の強化を行ったものであるから、熱間加工および熱間鍛造のあとの冷却については、一般的な空冷の範囲内であれば、耐脱亜鉛性を安定して得ることができ、特殊な熱処理を必要としない。これに対して、比較例No. 11と12は、S iを含有していないため、耐脱亜鉛性が劣ると共に、比較例No. 13と14では熱処理前後の最大脱亜鉛深さに大きな差を生じる。表4は実施例1のものを700で鍛造後、様々な表示の冷却速度で冷却した試料の脱亜鉛深さを示したものであるが、表4に見られるように、本発明合金は冷却速度が変化しても組織が大きく変わることがなく、ほぼ一定の耐脱亜鉛特性を得ることができる。

10

【 0 0 4 2 】

さらに本発明合金は、表3に見られるように、比較例No. 11の熱間鍛造用合金C 3771と同等の良好な鍛造性を有しており、表5に見られるように、P b溶出量規制の0.01mg/Lもクリア出来る。

【 0 0 4 3 】

【 発明の効果 】

以上のように、本発明によれば、P bを含まずに、鑄造性、耐脱亜鉛性、熱間鍛造性及び切削性に優れた耐脱亜鉛性銅基合金が得られる。またこの合金は、B i系のP bレス黄銅スクラップとS i系のP bレス黄銅スクラップの両者を溶製原料とすることができるので、安価に製造することができるという利点がある。

20