

(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2005-290475

(P2005-290475A)

(43) 公開日 平成17年10月20日(2005.10.20)

(51) Int. Cl.⁷

C22C 9/04

F I

C 2 2 C 9/04

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2004-106930 (P2004-106930)
 (22) 出願日 平成16年3月31日(2004.3.31)

(71) 出願人 000224798
 同和鋳業株式会社
 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 100129470
 弁理士 小松 高
 (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
 和鋳業株式会社内

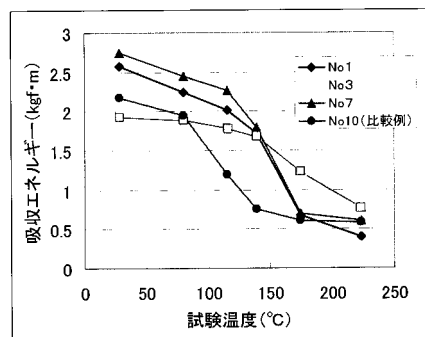
(54) 【発明の名称】 黄銅およびその製造方法ならびにこれを用いた部品

(57) 【要約】

【課題】 P bをほとんど含有せず、良好な熱脆化特性、快削性を有する低コストの快削黄銅を得る。

【解決手段】 鑄造時の溶体温度が1150 以上であって、5.7質量%以上のC u、0.5~3.5質量%のB i、0.001以上~2.0質量%未満のP b、および0.002~0.3質量%のBを含有し、残部がZ nと不可避免的不純物の化学成分を有し、熱脆化温度が140 以上、切削抵抗指数が30%以上、切粉分断性指数が10%以上である快削黄銅を提供する。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

少なくとも 5.7 質量%の Cu、0.5 ~ 3.5 質量%の Bi、および 0.002 ~ 0.3 質量%の B を含有し、残部が Zn と不可避的不純物からなる黄銅。

【請求項 2】

少なくとも 5.7 質量%の Cu、0.5 ~ 3.5 質量%の Bi、0.001 以上 ~ 2.0 質量%未満の Pb、および 0.002 ~ 0.3 質量%の B を含有し、残部が Zn と不可避的不純物からなる黄銅。

【請求項 3】

前記黄銅がさらに 0.01 ~ 1.2 質量%の Ni を含有し、前記 B 含有量と該 Ni 含有量の質量比が 0.2 以下である、請求項 1 または 2 に記載の黄銅。 10

【請求項 4】

前記黄銅がさらに 0.01 ~ 0.5 質量%の Fe、0.01 ~ 0.8 質量%の Sn、0.01 ~ 0.7 質量%の Si、0.01 ~ 3.4 質量%の Al、0.001 ~ 0.5 質量%の As、0.01 ~ 0.5 質量%の Sb、0.005 ~ 0.1 質量%の P のうちから選ばれる 1 種以上の元素を合計で 0.01 ~ 2 質量%含有する、請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の黄銅。

【請求項 5】

結晶粒度が 140 μm 以下である、請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の黄銅。

【請求項 6】

熱脆化温度が 140 以上、切削抵抗指数が 30% 以上、切粉分断性指数が 10% 以上である、請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の黄銅。 20

【請求項 7】

前記黄銅の溶体を前記黄銅組成に調整し、出湯時の温度を 1150 以上として鑄造する、請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の黄銅の製造方法。

【請求項 8】

請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の黄銅を用いた伸銅棒材または鑄物製品。

【請求項 9】

請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の黄銅を用いた切削加工品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

30

【0001】

本発明は、有害とされる Pb をほとんど含有せず、Bi を添加することで切削性を得ている快削黄銅において、さらに良好な熱脆化特性、快削性、低コストを実現する快削黄銅に関するものである。

【背景技術】

【0002】

Cu-Zn-Pb 系の快削黄銅は熱間加工性、切削性等に優れ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ており、一般に鍛造用黄銅棒 (JIS C3771)、快削黄銅棒 (JIS C3604)、高力黄銅棒 (JIS C6782) 等が知られているが、これらの合金はいずれも人体に有害とされる鉛を多量に含有するものであるため、鉛を低減させまたは含有せずに切削性を向上させるべく開発が行われてきた。 40

すなわち、快削黄銅において Pb を低減させまたは含有せずに切削性を得る方法として、Cu-Zn 合金に Si を添加することで、切削性、強度を得る方法が提案されている (例えば、特許文献 1 参照。)。

【0003】

また Pb に代えて Bi を添加することで快削黄銅の優れた切削性を維持する方法も提案されている (例えば、特許文献 2 参照。)。さらには、黄銅に Bi、Sn、Al、P などを添加して切削性と耐食性を向上させる方法 (例えば、特許文献 3 参照。) や、黄銅に Bi、Sn、Si などを添加して、切削性と耐食性を改善させる方法 (例えば、特許文献 4 参照。) が提案されている。

50

【特許文献1】特開2000-119774号公報

【特許文献2】特開昭54-135618号公報

【特許文献3】特開2003-277855号公報

【特許文献4】特開2003-247035号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

Siを添加した快削黄銅はこれまでの快削黄銅に比べて、強度が高く、伸びが低いものとなって、特性が変化するため代替品として使いにくいという欠点があった。

BiはPbと同様に黄銅中に固溶せず、切粉を分断させる効果があり、かつ機械的特性にも大きな影響を与えないため、これまでの快削黄銅中のPb代替品として添加が試みられきた。しかし、不純物として混入しやすいPbとBiが同時に存在すると熱脆化温度が下がることのあるという問題があった。また、切削性に対するBiの効果はPbに比べて若干劣っているという問題もあった。

本発明はPbに代えてBiを含有する快削黄銅の上記のような問題点を解決し、優れた快削性、熱脆化特性を得ることを目的とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明者はPbに代えてBiを含有する快削黄銅における従来の問題点を解決するために鋭意研究を行い、快削性向上のための所定量のBiと微量のPbを含んだ黄銅に所定量のB、さらにはNiを添加し、適当な条件の鑄造を行うことにより、切削性（切削抵抗、切粉の分断性）および熱脆化特性を向上させ得ることを見出したものである。

【0006】

すなわち本発明は第1に、少なくとも57質量%の銅（Cuと表す。）、0.5～3.5質量%のビスマス（Biと表す。）、および0.002～0.3質量%のホウ素（Bと表す。）を含有し、残部が亜鉛（Znと表す。）と不可避的不純物からなる黄銅；第2に、少なくとも57質量%のCu、0.5～3.5質量%のBi、0.001以上～2.0質量%未満の鉛（Pbと表す。）、および0.002～0.3質量%のBを含有し、残部がZnと不可避的不純物からなる黄銅；第3に、前記黄銅がさらに0.01～1.2質量%のニッケル（Niと表す。）を含有し、前記B含有量と該Ni含有量の質量比が0.2以下である、第1または2に記載の黄銅；第4に、前記黄銅がさらに0.01～0.5質量%の鉄（Feと表す。）、0.01～0.8質量%の錫（Snと表す。）、0.01～0.7質量%のケイ素（Siと表す。）、0.01～3.4質量%のアルミニウム（Alと表す。）、0.001～0.5質量%のヒ素（Asと表す。）、0.01～0.5質量%のアンチモン（Sbと表す。）、0.005～0.1質量%のリン（Pと表す。）のうちから選ばれる1種以上の元素を合計で0.01～2質量%含有する、第1～3のいずれかに記載の黄銅；第5に、結晶粒度が140μm以下である、第1～4のいずれかに記載の黄銅；第6に、熱脆化温度が140以上、切削抵抗指数が30%以上、切粉分断性指数が10%以上である、第1～5のいずれかに記載の黄銅；第7に、前記黄銅の溶体を前記黄銅組成に調整し、出湯時の温度を1150以上として鑄造する、第1～6のいずれかに記載の黄銅の製造方法；第8に、第1～6のいずれかに記載の黄銅を用いた伸銅棒材または鑄物製品；第9に、第1～6のいずれかに記載の黄銅を用いた切削加工品である。

【発明の効果】

【0007】

本発明に係る快削黄銅は鉛含有量を大幅に低減させ、かつ熱脆化温度を向上し、切削性（切削抵抗、切粉分断性）を改善できるという利点がある。

【発明を実施するための最良の形態】

【0008】

まず、本発明に係る快削黄銅の合金成分範囲について説明する。

(1) Cu含有量が57質量%未満では高温で単相となりやすく結晶粒が粗大化しやす

10

20

30

40

50

くなる。また、好ましくはCu含有量が78質量%を超えないようにする。Cu含有量が78質量%を超えると相対的にZn含有量が低下しマトリックスの強度が不足する。さらに、熱間加工性を特に重視する場合には、Cuが66質量%を超えると高温域でも相が十分に析出せず熱間加工性が低下する。このため、Cu含有量は好ましくは57~78質量%とし、さらに好ましくは57~66質量%とし、59~62質量%が一層好ましい。(2)Biは切削性(切削抵抗、切粉分断性)を向上させる。Bi含有量が0.5質量%未満では十分な切削性が得られず、また3.5質量%を超えると切削性の効果が飽和する。またBiはCu、Znと比較して高価でもあり、Bi含有量は0.5~3.5質量%とし、好ましくは1.0~2.0質量%とする。

【0009】

10

(3)Pbは切削性を向上させるため、これまでの快削黄銅に含有されてきた。Pb含有量を0.001質量%未満とするためには、原料、溶解炉、鑄造機などからのPb混入を防がなくてはならず、コストアップ要因となる。また、Pbが2.0質量%以上に含有されると、Pb含有量やPb溶出量の規制をクリアするのが困難な場合があり、Pb含有量は0.001以上~2.0質量%未満とし、好ましくは0.001~0.2質量%未満とし、更に好ましくは0.001~0.1質量%とする。なお、Pbは不純物程度に含有された場合、または上記範囲内において添加した場合においても機能する。

(4)Bは結晶粒の微細化に寄与し、熱間加工性や機械的特性を向上させると共に、粒界に析出して切粉の分断性を向上させる。また、結晶粒微細化、および粒界への析出によりBiとPbの共晶による熱脆化を妨げる効果もある。Bは0.002質量%未満では十分な効果が得られず、0.3質量%を超えて添加しても微細化効果が飽和するので、0.002~0.3質量%とし、好ましくは0.01~0.05質量%とする。

20

(5)Niの添加は結晶粒を微細化させ、また、亜鉛当量が負であるため、相の割合を増加させ、耐脱亜鉛性を向上させる効果もある。Ni量の好ましい範囲は0.01~1.2質量%の範囲であって、0.01質量%未満では添加の効果が不十分であり、また、1.2質量%を超えると機械的特性や添加コストの問題が発生する。さらに好ましいNi量範囲は0.1~0.4質量%である。

【0010】

(6)次に、含有されるBとNiの質量比を0.2以下に制御し、鑄造時の溶体の鑄型への注入温度を1150以上、鑄造後の結晶粒度を140 μ m以下とする理由について説明する。Bは融点が高く、黄銅中への添加が難しい元素である。添加にはNi₁₅Bの母合金を用いることがコスト、作業性の面から有効である。この母合金を用いて鑄造を行い、Bを適当に分散させるためには鑄造時の溶体の鑄型への注入温度は1150以上とし、さらに鑄造にあたっては0.2~10/秒の冷却速度で冷却することが望ましい。Bが適当に分散すると鑄造後の結晶粒を微細化する効果がある。黄銅の場合はBを添加することで鑄造後の結晶粒度が140 μ m以下となり、熱間加工性を向上させる。また、逆に結晶粒度が140 μ m以下、さらには30 μ m以下であればBの分散状態が適当であると言える。さらに、BとNiの質量比を0.2以下に制御することで、BとNiの化合物の析出が期待でき、切粉の分断性に寄与することができる。

30

【0011】

40

(7)Fe、Sn、Si、Al、As、Sb、Pは黄銅のスクラップ中に含まれる元素であり、これらの元素を許容できることでコスト的に有利となる。また、Fe、Sn、Alには特に素材の強度を上げる効果があり、Sn、Si、As、Sb、Pには材料の耐脱亜鉛性を向上させる効果がある。そのため、0.01~0.5質量%のFe、0.01~0.8質量%のSn、0.01~0.7質量%のSi、0.01~3.4質量%のAl、0.001~0.5質量%のAs、0.01~0.5質量%のSb、0.005~0.1質量%のPのうちから選ばれる1種以上の元素を合計で0.01~2質量%含有することで、さらなる特性の向上が期待できる。

なお、上記成分は化学分析によって測定され、好ましくはICP等を用いれば良い。

また、本発明でいう不可避的不純物とは、前記のような所望の成分の他の元素成分を言

50

う。特に、黄銅の原材料としてスクラップを使用する場合には、雑多な成分が含まれるため、その所望の成分以外の成分の総量が1質量%以下であるのが望ましい。

【0012】

なお、本発明に係る切削加工品としては、バルブ、継ぎ手、管、水洗、給湯器などの水回り部品、ならびにガス器具、空調機などの電気、機械部品、自動車向けなどの輸送機器用部品が挙げられる。

【実施例】

【0013】

以下に実施例を記載するが、本発明の技術的範囲はこの記載に限定されるものではないことは言うまでもない。

【0014】

本発明における快削黄銅を適用した実施例および比較例を説明する。

まず、試料の作成方法について説明する。表1に示す化学成分をそれぞれ誘導炉で溶解した後、80mm直径の円柱状のピレットを半連続鋳造した。

【0015】

【表 1】

NO	Cu	Zn	Bi	Pb	B	Ni	Fe	Sn	Si	Al	P	その他	B/Ni
1	58.9	39.0	1.47	0.08	0.011	0.11	0.06	0.23				0.11	0.10
2	61.7	35.6	1.49	0.05	0.023	0.19	0.05	0.76			0.05	0.08	0.12
3	59.9	37.6	2.11	0.008	0.022	0.2	0.11	0.02				0.06	0.11
4	60.2	35.5	3.1	0.16	0.051	0.32	0.22	0.28		0.02		0.11	0.16
5	60.4	38.1	0.8	0.11	0.008	0.05		0.31	0.11		0.05	0.08	0.16
6	59.8	37.3	1.98	0.05	0.062	0.55		0.17	0.03			0.08	0.11
7	62.7	34.4	2.3	0.04	0.018	0.22	0.21				0.04	0.09	0.08
8	59.2	38.0	1.46	0.021	0.08	0.47	0.13	0.45		0.08		0.12	0.17
9	60.2	37.9	1.55	0.002	0.01	0.08		0.17				0.09	0.13
10	60.1	38.7	0.7	0.08			0.11	0.16				0.14	
11	58.9	38.2	2.2	0.06			0.13	0.42				0.07	
12	59.7	37.1	0	2.8			0.07	0.26				0.05	

10

20

30

40

【0016】

表 2 に表 1 の成分の試料製造時の鑄造温度と鑄造後の結晶粒度を示す。鑄造で得られた直径 80 mm の円柱状のピレットを 700 ~ 800 で、30 分保持した後、直径 26 mm もしくは 30 mm まで熱間押し出しを行い、その後、空冷した。棒材として試験する場合、直径 26 mm の前記押し出し棒を直径 25 mm まで冷間引き抜きおよび矯正をおこない、その後 400 の温度で 30 分間保持した後、空冷した。鍛造品として試験をおこなう場合は直径 30 mm の押し出し棒を素材温度 650 ~ 750 、30 ~ 70 % のアプセット

50

率、歪速度 15 mm/秒で鍛造し、その後 0.32 ~ 5.4 /秒で冷却した。結晶粒度は鑄造後、常温まで冷却したピレットの組織を測定した。結晶粒度の測定方法は J I S H 0 5 0 1 の切断法を用いた。

【 0 0 1 7 】

【 表 2 】

NO	鑄造出湯温度(°C)	鑄造後の結晶粒度 (μm)
1	1200	8.51
2		10.81
3		5.97
4		9.30
5		8.16
6		6.15
7	1250	7.14
8		5.88
9		10.55
10	1100	102.1
11		66.7
12		42.5

10

20

【 0 0 1 8 】

表 3 に切削性（切削抵抗、切粉分断性）および熱脆化温度、表 4 に引張強さ、伸び、硬さの結果を示す。切削性は切削抵抗と切粉の分断性の 2 点で評価をおこなった。切削抵抗、切粉の分断性とも P b 入り快削黄銅（前述の J I S C 3 6 0 4 ）と比較し、切削抵抗指数と切粉分断性指数を用いて評価した。切削性指数、切粉分断性指数の計算式を下に示す。

30

$$\text{切削抵抗指数}(\%) = \frac{\text{JIS H3250 C3604の切削抵抗}}{\text{試験片切削時の切削抵抗}} \times 100$$

$$\text{切粉分断性指数}(\%) = \frac{\text{JIS H3250 C3604の1gあたりの切粉の数}}{\text{試験片切削時の1gあたりの切粉の数}} \times 100$$

【 0 0 1 9 】

【表 3】

NO	旋盤加工①		旋盤加工②		ドリル加工		熱脆化温度 (°C)
	試料:直径25の棒材 回転数:950rpm 切込量:1.0mm 送り速度:0.075mm/rev 切削抵抗指数	切粉分断性指数	試料:鍛造品 回転数:2000rpm 切込量:1.0mm 送り速度:0.075mm/rev 切削抵抗指数	切粉分断性指数	試料:直径25の棒材 回転数:1000rpm 送り速度:1.0mm/min 切削抵抗指数	切粉分断性指数	
1	◎	◎	◎	◎	◎	◎	○
2	○	◎	◎	◎	◎	◎	○
3	◎	◎	◎	◎	◎	◎	○
4	◎	◎	◎	◎	◎	◎	○
5	◎	○	◎	◎	◎	○	○
6	○	◎	◎	◎	○	◎	○
7	◎	◎	◎	◎	◎	◎	○
8	○	◎	◎	◎	◎	◎	○
9	◎	◎	◎	◎	◎	◎	○
10	○	×	◎	○	○	×	×
11	○	◎	○	◎	○	○	×
12	◎	◎	◎	◎	◎	◎	○

10

20

30

40

【表 4】

NO	引張強さ (kg/mm ²)	伸び(%)	硬さ(Hv)
1	388	38	97
2	412	29	109
3	390	36	101
4	401	37	99
5	383	42	94
6	400	35	102
7	382	44	93
8	409	31	110
9	397	35	105
10	389	42	92
11	392	39	96
12	402	30	100

10

20

【0021】

なお、切削抵抗指数の切削抵抗値は旋盤加工時には主分力、ドリル加工時にはトルクを用いた。切削試験の試験片は上記に記載の冷間引抜後、熱処理をおこなった直径25mmの棒材、および上記製造方法で製造した鍛造品を用いて行った。切削条件は旋盤加工では回転数950、2000rpm、切り込み量1.0mm、送り速度0.075mm/revとし、ドリル加工では回転数1000rpm、送り速度1.0mm/分とした。切削抵抗指数は30%未満をx、30~80%を、80%を超えたものをと記した。

切粉分断性指数は10%未満をx、10~60%を、60%を超えたものをと記した。

30

熱脆化温度はJIS Z2242の金属材料衝撃試験方法に基づいて行い、試料の吸収エネルギーが常温の1/2となる温度を熱脆化温度とした。金属材料衝撃試験の結果を横軸を試験温度()、縦軸を吸収エネルギー(kgf・m)のグラフとして図1に示す。

【0022】

以下に試験片の製造方法を説明する。上記製造方法で80mmのビレットを製造後、700~800で30分間保持した後、四角10.7mmまで熱間押出をおこない、さらに冷間引抜き、熱処理をおこない四角10mmの棒材を作成した。次に切削加工を行い、JIS Z2202のシャルピー衝撃試験片を作成した。

熱脆化特性の評価は140未満をx、140以上をと記した。

40

引張試験、ピッカース硬さ試験方法はそれぞれJIS Z2241、Z2252に基づいておこなった。

表1、2、3から本発明の組成、鑄造条件を利用した実施例1~9は何れも優れた切削性(切削抵抗指数、切粉分断性指数)、熱脆化温度を示している。また、表4から良好な機械的特性を示している。

【0023】

一方比較例である10、11ではBの添加がない。そのため、熱脆化温度が実施例と比較して低くなっている。また、比較例11では、Biの量が若干低く、またBやNiの添加をおこなっていないため、特にドリル加工で切粉の分断が悪くなっている。

比較例12はPb入り快削黄銅の成分である。切削性(切削抵抗、切粉分断性)、熱脆

50

化温度のいずれも優れた特性を示すが、Pbの含有量は2.8質量%であり、Pbの溶出などの懸念があり、EP等規制国での商取引が困難となる。

【0024】

なお、実施例1～9の黄銅を用いてガスバルブ基体(部品)、電気コネクタ端子(部品)が製作可能であって、既存設備の大きな変更は必要なく、生産性に優れたものであり、これにより広く鉛の溶出を抑えたガスバルブ、コネクタ等の供給が可能となった。

【産業上の利用可能性】

【0025】

鉛含有量を大幅に低減させ、かつ熱脆化温度を向上し、切削性(切削抵抗、切粉分断性)を改善した快削黄銅であって、Pbをほとんど含有せず環境問題に適應して、水回り部品やガスバルブ部品などに広く適用できる。

【図面の簡単な説明】

【0026】

【図1】金属材料衝撃試験の結果を示すグラフである。

10

【図1】

