

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6387988号  
(P6387988)

(45) 発行日 平成30年9月12日(2018.9.12)

(24) 登録日 平成30年8月24日(2018.8.24)

(51) Int.Cl.		F I	
<b>C 2 2 C</b>	<b>9/06</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 9/06
<b>C 2 2 C</b>	<b>1/10</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 1/10 H
<b>C 2 2 C</b>	<b>9/00</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 9/00
<b>B 2 3 K</b>	<b>15/00</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 3 K 15/00 5 0 5
<b>B 2 3 K</b>	<b>9/04</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 3 K 9/04 G
請求項の数 5 (全 14 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2016-42498 (P2016-42498)  
 (22) 出願日 平成28年3月4日(2016.3.4)  
 (65) 公開番号 特開2017-155316 (P2017-155316A)  
 (43) 公開日 平成29年9月7日(2017.9.7)  
 審査請求日 平成29年5月25日(2017.5.25)

(73) 特許権者 000003207  
 トヨタ自動車株式会社  
 愛知県豊田市トヨタ町1番地  
 (74) 代理人 100091096  
 弁理士 平木 祐輔  
 (74) 代理人 100118773  
 弁理士 藤田 節  
 (74) 代理人 100101904  
 弁理士 島村 直己  
 (74) 代理人 100180932  
 弁理士 和田 洋子  
 (72) 発明者 篠原 伸幸  
 愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐摩耗性銅基合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で、ニッケル：5.0～30.0%；シリコン：0.5～5.0%；鉄：3.0～20.0%；クロム：1.0%未満；ニオブ：5.0%以下；カーボン：2.5%以下；モリブデン、タングステン及びバナジウムからなる群から選択される少なくとも1種：3.0～20.0%；マンガン：0.5～5.0%及び/又はスズ：0.5～5.0%；残部銅；並びに不可避不純物からなり、

マトリックスとマトリックスに分散した硬質粒子とを備える耐摩耗性銅基合金であって、

ニオブを含む場合、硬質粒子が、炭化ニオブと、その周辺にNb-C-Mo、Nb-C-W及びNb-C-Vからなる群から選択される少なくとも1種とを含み、

ニオブを含まない場合、硬質粒子が、炭化モリブデン、炭化タングステン及び炭化バナジウムからなる群から選択される少なくとも1種を含む、上記耐摩耗性銅基合金。

【請求項2】

マトリックスの硬さが200～400HVであり、硬質粒子の硬さが500～1200HVであり、かつマトリックス及び硬質粒子の合計面積に対する硬質粒子の面積率が5～50%である、請求項1に記載の耐摩耗性銅基合金。

【請求項3】

肉盛用合金として用いられる、請求項1又は2に記載の耐摩耗性銅基合金。

【請求項4】

肉盛り層を構成している、請求項 1 又は 2 に記載の耐摩耗性銅基合金。

【請求項 5】

内燃機関用の動弁系部材又は摺動部材に用いられる、請求項 1 又は 2 に記載の耐摩耗性銅基合金。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、耐摩耗性銅基合金に関する。

【背景技術】

【0002】

従来の銅基合金は凝着の問題を回避するために、金属表面に酸化膜を形成させる等の何らかの表面処理がなされてきた。例えば、200 を超える高温の摩擦摩耗条件下において、特に融点の低い材料においては金属同士の接触により高い確率で凝着摩耗が発生する。しかし、その表面処理は、通常熱処理工程により実施されるのが一般的であり、かつ時間も製造コストもかかるという問題があった。

【0003】

特に銅基合金をガソリン等のエタノール含有燃料の排気バルブシートの肉盛り材料として用いる場合には、水素の還元作用が強く働く還元雰囲気下に置かれるため、耐摩耗性に寄与する酸化膜の形成が促進されず、金属接触による凝着摩耗が生じ、これが進行することにより耐摩耗性が不足する。このように耐摩耗性が低下すると、バルブシートが機能する限界を超えるような摩耗が発生する場合もある。具体的には、凝着摩耗は、相手材との金属接触により肉盛り材料に塑性流動が生じ、肉盛り材料が相手材によりむしられることにより過大摩耗が生じる、というように進行する。したがって、肉盛り材料のマトリックスが弱い場合、塑性流動が起こりやすくなり、凝着摩耗が生じやすくなる。

【0004】

これまで、配合成分及び各成分の含有量を調節することにより種々の耐摩耗性銅基合金が開発されてきた。

【0005】

例えば特許文献 1 にはクロムを 1.0 ~ 10.0 % 含むことを特徴とする耐摩耗性銅基合金が開示されており、特許文献 2 にはクロムを 1.0 ~ 15.0 % 含むことを特徴とする耐摩耗性銅基合金が開示されている。しかしながら、耐食性等の向上を重視してクロムが一定量以上添加されている場合、炭化ニオブとモリブデン等から形成される酸化膜形成能が低下し、耐摩耗性が十分ではないという問題があった。また特許文献 3 及び 4 に開示される耐摩耗性銅合金においては、Nb が Nb 単体として添加されており、硬質粒子は MoFe シリサイド又は NbFe シリサイドとしてラーベス層を形成して硬度を発揮しているため、基剤においてシリコン (Si) が不足することにより耐凝着性が低下する恐れがあった。

【0006】

このように、従来の銅基合金は、炭化ニオブとモリブデン等から形成される酸化膜形成能が低下している、マトリックスが弱いことにより塑性流動が起こりやすい等の理由により、耐凝着性が十分ではなく、よって耐摩耗性が十分ではなかった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献 1】特開平 8 - 225868 号公報

【特許文献 2】特許第 4114922 号公報

【特許文献 3】特開平 4 - 297536 号公報

【特許文献 4】特開平 10 - 96037 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

10

20

30

40

50

## 【0008】

本発明は、優れた耐摩耗性を有する銅基合金を提供することを目的とする。

## 【課題を解決するための手段】

## 【0009】

本発明者らは、特定の成分を有し、マトリックスとマトリックスに分散した硬質粒子とを備える銅基合金において、マンガン及び/又はスズを特定量配合することにより、金属表面上に酸化膜を形成しやすくするとともに、マトリックスの硬さを向上させ、硬質粒子を増加させることができることを見出した。

## 【0010】

すなわち、本発明は以下の発明を包含する。

(1) 重量%で、ニッケル：5.0～30.0%；シリコン：0.5～5.0%；鉄：3.0～20.0%；クロム：1.0%未満；ニオブ：5.0%以下；カーボン：2.5%以下；モリブデン、タングステン及びバナジウムからなる群から選択される少なくとも1種：3.0～20.0%；マンガン：0.5～5.0%及び/又はスズ：0.5～5.0%；残部銅；並びに不可避不純物を含み、

マトリックスとマトリックスに分散した硬質粒子とを備える耐摩耗性銅基合金であって、

ニオブを含む場合、硬質粒子が、炭化ニオブと、その周辺にNb-C-Mo、Nb-C-W及びNb-C-Vからなる群から選択される少なくとも1種とを含み、

ニオブを含まない場合、硬質粒子が、炭化モリブデン、炭化タングステン及び炭化バナジウムからなる群から選択される少なくとも1種を含む、上記耐摩耗性銅基合金。

(2) マトリックスの硬さが200～400HVであり、硬質粒子の硬さが500～1200HVであり、かつマトリックス及び硬質粒子の合計面積に対する硬質粒子の面積率が5～50%である、(1)に記載の耐摩耗性銅基合金。

(3) 肉盛用合金として用いられる、(1)又は(2)に記載の耐摩耗性銅基合金。

(4) 肉盛層を構成している、(1)又は(2)に記載の耐摩耗性銅基合金。

(5) 内燃機関用の動弁系部材又は摺動部材に用いられる、(1)又は(2)に記載の耐摩耗性銅基合金。

## 【発明の効果】

## 【0011】

本発明の銅基合金は耐摩耗性に優れる。

## 【図面の簡単な説明】

## 【0012】

【図1】図1は、試験片に対して耐摩耗試験を行っている状態を模式的に示す図である。

【図2】図2は、実施例1～2、及び比較例1及び5の銅基合金における、Mn含有量と摩耗量比との関係を示すグラフである。

【図3】図3は、実施例1～2、及び比較例1及び5の銅基合金における、Mn含有量とマトリックス硬さとの関係を示すグラフである。

【図4】図4は、実施例1～2、及び比較例1及び5の銅基合金における、Mn含有量と硬質粒子面積率との関係を示すグラフである。

【図5】図5は、実施例1～2、及び比較例1及び5の銅基合金における、Mn含有量と硬質粒子硬さとの関係を示すグラフである。

【図6】図6は、実施例1～2、及び比較例1及び5の銅基合金における、Mn含有量と硬質粒子サイズとの関係を示すグラフである。

【図7】図7は、実施例3～5、及び比較例3及び5の銅基合金における、Sn含有量と摩耗量比との関係を示すグラフである。

【図8】図8は、実施例3～5、及び比較例3～5の銅基合金における、Sn含有量とマトリックス硬さとの関係を示すグラフである。

【図9】図9は、実施例3～5、及び比較例3～5の銅基合金における、Sn含有量と硬質粒子面積率との関係を示すグラフである。

10

20

30

40

50

【図10】図10は、実施例3～5、及び比較例3～5の銅基合金における、Sn含有量と硬質粒子硬さとの関係を示すグラフである。

【図11】図11は、実施例3～5、及び比較例3～5の銅基合金における、Sn含有量と硬質粒子サイズとの関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0013】

本発明は、重量%で、ニッケル(Ni)：5.0～30.0%；シリコン(Si)：0.5～5.0%；鉄(Fe)：3.0～20.0%；クロム(Cr)：1.0%未満；ニオブ(Nb)：5.0%以下；カーボン(C)：2.5%以下；モリブデン(Mo)、タングステン(W)及びバナジウム(V)からなる群から選択される少なくとも1種：3.0～20.0%；マンガン(Mn)：0.5～5.0%及び/又はスズ(Sn)：0.5～5.0%；残部銅(Cu)；並びに不可避不純物を含み、マトリックスとマトリックスに分散した硬質粒子とを備えており、ニオブを含む場合、硬質粒子が、炭化ニオブと、その周辺にNb-C-Mo、Nb-C-W及びNb-C-Vからなる群から選択される少なくとも1種とを含み、ニオブを含まない場合、硬質粒子が炭化モリブデン、炭化タングステン及び炭化バナジウムからなる群から選択される少なくとも1種を含む、耐摩耗性銅基合金(以下、本発明の銅基合金ともいう)に関する。本発明の銅基合金は、マトリックスとマトリックスに分散した硬質粒子とを備えており、硬質粒子が、ニオブを含む場合は炭化ニオブと、その周辺にNb-C-Mo、Nb-C-W及びNb-C-Vからなる群から選択される少なくとも1種とを含み、ニオブを含まない場合、硬質粒子が、炭化モリブデン、炭化タングステン及び炭化バナジウムからなる群から選択される少なくとも1種を含み、上記各元素が特定の形態で分布するため、所望の酸化特性を有し、耐凝着性及び耐摩耗性に優れる。さらに、本発明の銅基合金は、Mn及び/又はSnが特定量配合されているため、さらに耐凝着性及び耐摩耗性に優れる。具体的には、本発明の銅基合金はMn及び/又はSnが特定量配合されることにより、マトリックスの硬さ及び硬質粒子の面積率が向上しているため相手材との塑性流動が生じにくい。また本発明の銅基合金はSnが特定量配合されることにより、適度な硬さを有する硬質粒子を多く含むため、相手攻撃性に優れる(相手材を摩耗させることがない)。また本発明の銅基合金は、エンジンの厳しい条件下で使用した場合(高温、高接触面圧、還元ガスが存在する雰囲気等)においても所望の効果を発揮することができる。

【0014】

本発明の銅基合金に係る各成分の限定理由について説明する。

【0015】

1. ニッケル：5.0～30.0%

Niは一部が銅に固溶して銅基のマトリックスの靱性を高め、他の一部はNiを主要成分とする硬質なシリサイド(珪化物)を形成して分散され、耐摩耗性を高める。Niは、硬質粒子内のNbC周辺に炭素領域が形成されることによりその領域から排除されたSiと、銅基材中にNi-Si(ニッケルシリサイド)の網目状強化層を形成し、基材の耐凝着性を向上させる。またNiは、Fe、Mo等と共に硬質粒子の硬質相を形成する。硬質粒子内の炭素領域から排除されたSiとのバランスから、Niの含有量の上限値は30.0%とし、さらには25.0%、20.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。Cu-Ni系合金の有する特性、特に良好な耐食性、耐熱性及び耐摩耗性を確保し、また十分な硬質粒子を生成させることにより靱性を確保し、肉盛層としたときにワレを発生しにくくし、さらに肉盛する場合に対象物に対する肉盛性を維持する観点から、Niの含有量の下限値は5.0%とし、さらには10.0%、15.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のNiの含有量は、5.0～30.0%、好ましくは10.0～25.0%、さらに好ましくは15.0～20.0%とする。

【0016】

2. シリコン：0.5～5.0%

10

20

30

40

50

Siはシリサイド(珪化物)を形成する元素であり、Niを主要成分とするシリサイド、又は、モリブデン(タングステン、バナジウム)を主要成分とするシリサイドを形成し、さらに銅基のマトリックスの強化に寄与する。Ni-Siが少ない場合、基材の耐凝着性が低下する。また、モリブデン(又はタングステン、バナジウム)を主要成分とするシリサイドは、本発明の銅基合金の高温潤滑性を維持する働きがある。十分な硬質粒子を生成させることにより靱性を確保し、肉盛層としたときにワレを発生しにくくし、さらに肉盛する場合に対象物に対する肉盛性を維持する観点から、Siの含有量の上限値は5.0%とし、さらに4.5%、3.5%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した効果が十分に得る観点から、Siの含有量の下限値は0.5%とし、さらに1.5%、2.5%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のSiの含有量は、0.5~5.0%、好ましくは1.5~4.5%、さらに好ましくは2.5~3.5%とする。

10

#### 【0017】

##### 3.鉄:3.0~20.0%

Feは銅基のマトリックスにはほとんど固溶せず、主に、Fe-Mo系、Fe-W系又はFe-V系のシリサイドとして硬質粒子中のNbC周辺以外の部分に存在する。Fe-Mo系、Fe-W系又はFe-V系のシリサイドは、Co-Mo系のシリサイドよりも硬さが低く、かつ靱性もやや高い。十分な硬質粒子を生成させることにより耐摩耗性を得る観点から、Feの含有量の上限値は20.0%とし、さらに15.0%、10.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。十分な硬質粒子を生成させることにより耐摩耗性を得る観点からFeの含有量の下限値は3.0%とし、さらに、5.0%、7.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のFeの含有量は3.0~20.0%、好ましくは5.0~15.0%、さらに好ましくは7.0~10.0%とする。

20

#### 【0018】

##### 4.クロム:1.0%未満

本発明の銅基合金の必須成分の中では、酸化しやすさを示すエリンガム状態図より、Crが最も酸化しやすい。Crの含有量が多いとわずかな酸素がCrに消費されてしまい、Mo等の酸化を阻害するためMo等の酸化膜の形成が阻害される。耐摩耗性はMo等の酸化膜で確保されるのでCrが多いと耐摩耗性が低下する。NbC周辺に存在するNbCMoはFeMoSiよりもCrの存在によって酸化膜形成が阻害される程度が高い。よって、Crは、1.0%未満とし、さらには含有量の上限値は0.8%、0.6%、0.4%、0.1%、0.001%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記観点から、本発明の銅基合金はCrを含有しないことが特に好ましい。

30

#### 【0019】

##### 5.ニオブ:5.0%以下(0%を含む)

Nbは、NbCとして、硬質粒子の核生成作用を有し、硬質粒子の微細化を図り、耐ワレ性及び耐摩耗性を両立させるのに貢献できる。NbCは硬質粒子内に炭素領域を形成し、その領域からSiが排除されることで銅基材中のNi-Siの網目状強化層の量を増やし、基材の耐凝着性を向上させる。これに対し、NbをNbCとしてではなくNb単体として添加した場合は、NbはMo等と同様の効果を奏し、また、MoFeシリサイド又はNbFeシリサイドのラーベス層が形成される点で本発明の銅基合金におけるNbとは異なる作用を示す。Nbを含有する場合、耐ワレ性の阻害を回避するために、Nbの含有量の上限値は5.0%とし、さらには4.0%、3.0%、2.0%、1.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。Nbを含有する場合、Nb添加による硬質粒子の微細化改善効果を得る観点から、Nbの含有量の下限値は0.01%とし、0.1%、0.3%、0.6%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のNbCの含有量は、0.01~2.0%、好ましくは0.6~1.0%とする。Snを添加する場合は、Snの添加により硬質粒子の面積率を大きく上昇させるため、硬さを必要以上に上昇させないためにNbを添加しなくてもよい。

40

50

## 【0020】

6. カーボン：2.5%以下

Cはニオブを含む場合はNbCとして上述した通り硬質粒子の各生成作用を有し、硬質粒子の微細化を図り、耐ワレ性及び耐摩耗性を両立させるのに貢献できる。ニオブを含まない場合はMoCとして硬質粒子の硬さを上げて耐摩耗性を上昇させる。カーボンの含有量の上限値は2.5%とし、さらには、2.0%、1.5%、1.0%、0.5%を例示できるが、これらに限定されるものではない。Cを含有する場合、C添加による上記効果を得る観点から、Cの含有量の下限値は0.01%とし、0.02%、0.03%、0.06%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のCの含有量は、0.01~2.0%、好ましくは0.03~0.5%とする。

10

## 【0021】

7. モリブデン、タングステン及びバナジウムからなる群から選択される少なくとも1種：3.0~20.0%

Moはニオブを含む場合はNbC周辺にNbCMoとして存在する。ニオブを含まない場合はMoCとして硬質粒子の硬さを上げて耐摩耗性を上昇させる。NbCMoはFeMoSiよりもCrの存在によって酸化膜形成能が阻害される程度が高い。よって、Crを上記したような範囲で含む本発明の銅基合金は、耐摩耗性に寄与する酸化膜の形成が阻害される程度が顕著に低減されているため、酸化膜が形成されやすく、よって望ましい酸化特性を有する。具体的にはこの酸化物は、使用時に銅基のマトリックスの表面を覆い、相手材とマトリックスとの直接接触を避けるのに有利となり、これにより自己潤滑性が確保されるW及びVについても基本的にはMoと同様の働きをする。また、MoはSiと結合してシリサイド(NbC周辺以外の、韌性を有するFe-Mo系のシリサイド)を硬質粒子内に生成し、高温における耐摩耗性と潤滑性とを高める。このシリサイドはCo-Mo系のシリサイドよりも硬さが低く、韌性が高い。このようなシリサイドは硬質粒子内に生成し、高温における耐摩耗性と潤滑性とを高める。硬質粒子が過剰となり、韌性が損なわれ、耐ワレ性が低下し、ワレが発生し易くなることを回避するために、Mo等の含有量の上限値は20.0%とし、さらには15.0%、10.0%、8.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。十分に硬質粒子を生成させて耐摩耗性を確保する観点から、Mo等の含有量の下限値は3.0%とし、さらには、4.0%、5.0%、6.0%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のMo等の含有量は3.0~20.0%、好ましくは4.0~10.5%、さらに好ましくは5.0~8.0%とする。

20

30

## 【0022】

8. マンガン：0.5~5.0%

Mnは銅基のマトリックスのCu成分中に固溶することで、マトリックス硬さを向上させる。マトリックス硬さを向上させることで、マトリックスを強くし、摺動部品にて相手材とマトリックスとの金属接触が生じても塑性流動(塑性変形)が生じにくく、耐凝着性に優れる。また硬質粒子の面積率を上昇させ耐凝着性を向上させる。理論に拘泥されるものではないが、これは、硬質粒子においてMnがMo濃度の低いMoMn化合物(Mo<sub>4</sub>Mn<sub>5</sub>)を生成するためと推定される。また、上述したように、MnがマトリックスのCu成分中に固溶することにより、マトリックス中のNb固溶量が減少するため、硬質粒子中に含まれるNbが増えると推定される。Mn量が0.5%未満の場合、マトリックス硬さが不足し耐凝着性が十分ではない。Mn量が5.0%を超えるとマトリックス硬さが必要以上に上昇し、耐ワレ性が低下し肉盛時にワレが発生する。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のMnの含有量は0.5~5.0%、好ましくは2.0~4.5%とする。

40

## 【0023】

9. スズ：0.5~5.0%

SnはCu-Sn化合物を生成しマトリックス硬さを上昇させ、及び硬質粒子の面積率

50

を増加させて耐凝着性を改善する。理論に拘泥されるものではないが、マトリックス硬さの向上は、Snがマトリックス主成分Cu及びNiに対し、Cu-Sn化合物(、相)、Ni-Sn化合物( $Ni_3Sn$ 、 $Ni_3Sn_2$ 、 $Ni_3Sn_4$ )を生成して主にマトリックスに分布するためと推定される。また、硬質粒子の面積率の増加は、硬質粒子においてSnがMo濃度の低いMoSn化合物( $Mo_3Sn$ 、 $MoSn_2$ )を生成するためと推定される。0.5%未満の場合凝着性が不十分となる恐れがある。Sn量が5.0%を超えると硬質粒子の増加が飽和しワレが生じやすくなる。Snは硬質粒子の面積率を大きく上昇させ、硬質粒子の硬さを低下させて相手攻撃性を向上させる。理論に拘泥されるものではないが、硬質粒子の硬さの低下は、上述したMoSn化合物の硬さが比較的低いことによるものと推定される。相手バルブの選択自由度が上がり、相手バルブとの相性によりSnの添加量を決定できる。上記した事情を考慮し、本発明の銅基合金のSnの含有量は0.5~5.0%、好ましくは1.0~5.0%とする。

10

## 【0024】

## 10.コバルト：2.0%未満

コバルトは2.0%まではニッケル、鉄、クロム等と固溶体を形成し、靱性を向上させる。コバルトの含有量が多い場合、ニッケルシリサイド組織にコバルトが入りこむことにより耐ワレ性が低下する。よって、これを回避する観点から、コバルトの含有量は2.0%未満、好ましくは0.01未満とし、また上限値は1.5%、1.0%、0.5%を例示できるが、これらに限定されるものではない。上記観点から、本発明の銅基合金はコバルトを含有しないことが特に好ましい。

20

## 【0025】

本発明の銅基合金は、マトリックスの硬さが、好ましくは200~400HV、さらに好ましくは250~400HV、特に好ましくは250~380HVである。当該範囲のマトリックスの硬さを有する本発明の銅基合金は、相手材とマトリックスとの金属接触が生じても塑性流動(塑性変形)が生じにくい。マトリックスの硬さは、下記「1.マトリックスの硬さ測定」に記載される方法により測定することができる。

## 【0026】

本発明の銅基合金は、硬質粒子の硬さが、好ましくは500~1200HV、さらに好ましくは500~1000HV、特に好ましくは600~900HVである。当該範囲の硬質粒子の硬さを有する本発明の銅基合金は、相手攻撃性に優れる。硬質粒子の硬さは、下記「2.硬質粒子の硬さ測定」に記載される方法により測定することができる。

30

## 【0027】

本発明の銅基合金は、マトリックス及び硬質粒子の合計面積に対する硬質粒子の面積率が、好ましくは5~50%、さらに好ましくは10~45%、特に好ましくは20~40%である。当該範囲の硬質粒子の面積率を有する本発明の銅基合金は、耐凝着性に優れる。硬質粒子の面積率は、下記「3.硬質粒子の面積率測定」に記載される方法により測定することができる。

## 【0028】

本発明の銅基合金は、次の少なくとも一つの実施形態を採用することができる。

## 【0029】

本発明の銅基合金は、対象物に肉盛される肉盛合金として用いることができる。肉盛方法としては、レーザービーム、電子ビーム、アーク等の高密度エネルギー熱源を用いて溶着して肉盛する方法が挙げられる。肉盛の場合には、本発明の銅基合金を粉末化して肉盛用素材とし、その粉末を被肉盛部に集合させた状態で、上記したレーザービーム、電子ビーム、アーク等の高密度エネルギー熱源を用いて溶着して肉盛することができる。また上記した耐摩耗性銅基合金は、粉末化に限らず、ワイヤ化、棒状化した肉盛用素材としてもよい。レーザービームとしては炭酸ガスレーザービーム、YAGレーザービーム等の高エネルギー密度をもつものが例示される。肉盛される対象物の材質としてはアルミニウム、アルミニウム系合金、鉄又は鉄系合金、銅又は銅系合金等が例示される。対象物を構成するアルミニウム合金の基本組成としては鋳造用のアルミニウム合金、例えば、Al-Si系、Al-Cu系

40

50

、Al-Mg系、Al-Zn系等のいずれかを例示できる。対象物としては内燃機関等の機関が例示される。内燃機関の場合には動弁系材料が例示される。この場合には、排気ポートを構成するバルブシートに適用してもよく、また吸気ポートを構成するバルブシートに適用してもよい。この場合には、本発明の銅基合金でバルブシート自体を構成してもよく、また本発明の銅基合金をバルブシートに肉盛することにしてもよい。ただし、本発明の銅基合金は、内燃機関等の機関の動弁系材料に限定されるものではなく、耐摩耗性が要求される他の系統の摺動材料、摺動部材、焼結品にも使用できるものである。本発明の銅基合金は、アルミニウムを積極的要素として含まないため、Cu及びAl間で化合物が生成することが抑制され、これにより延性を維持することができる。

【0030】

本発明の銅基合金としては、肉盛に用いられる場合には、肉盛後の肉盛層を構成してもよく、また肉盛前の肉盛用合金でもよい。

【0031】

本発明の銅基合金は、例えば銅基の摺動部材及び摺動部位に適用することができ、具体的には、内燃機関に搭載される銅基の動弁系材料にも適用することができる。本発明の銅基合金は、肉盛用、鋳造用、焼結用として用いることができる。

【実施例】

【0032】

以下、本発明を実施例により説明するが、本発明は実施例の範囲に限定されない。

【0033】

実施例1～5及び比較例1～5

実施例1～5の耐摩耗性銅基合金及び比較例1～5の銅基合金の組成（配合組成）を表1に示す。比較例5の銅基合金はマトリックスをCu-Ni-Siとし、さらに硬いNb-C及びNb-C-Moを含む硬質粒子をこれに分散させたものである。

【0034】

実施例1～5の耐摩耗性銅基合金及び比較例1～5の銅基合金は、それぞれの組成となるように配合して高真空中で溶解した合金溶湯をガスアトマイズ処理して製造した粉末である。ガスアトマイズ処理は、高温の溶湯をノズルから非酸化性雰囲気（アルゴンガス又は窒素ガスの雰囲気）において噴出させることにより行った。上記した粉末はガスアトマイズ処理で形成されているため、成分均一性が高い。

【0035】

肉盛層の形成は以下のように行った。

肉盛の対象物であるAl合金（材質：AC2C）で形成された基体を用い、それぞれ実施例1～5の耐摩耗性銅基合金及び比較例1～5の銅基合金の粉末を基体の被肉盛部に載せて粉末層を形成した状態で、炭酸ガスレーザのレーザビームをビームオシレータにより揺動させると共に、レーザビームと基体とを相対的に移動させ、これによりレーザビームを粉末層に照射処理し、粉末層を溶融凝固させて肉盛層（肉盛厚み：2.0mm、肉盛幅：6.0mm）を基体の被肉盛部に形成した。この際、ガス供給管からシールドガス（アルゴンガス）を肉盛箇所へ吹き付けつつ行った。上記照射処理では、ビームオシレータによりレーザビーム粉末層の幅方向に振った。上記照射処理では、炭酸ガスレーザのレーザ出力を4.5kW、レーザビームの粉末層でのスポット径を2.0mm、レーザビームと基体との相対走行速度を15.0mm/sec、シールドガス流量を10リットル/minとした。

【0036】

実施例1～5の耐摩耗性銅基合金及び比較例1～5の銅基合金を用いて形成した肉盛層について、以下の方法により、マトリックス及び硬質粒子の硬さ測定、硬質粒子の面積率測定、及び摩耗試験を行った。

【0037】

<1.マトリックスの硬さ測定>

JISZ2244ピッカース硬さ試験に規定される方法でマイクロピッカース試験にて

10

20

30

40

50



試験力 0.980 N で実施した。

【0038】

< 2. 硬質粒子の硬さ測定 >

JIS Z 2244 ビッカース硬さ試験に規定される方法でマイクロビッカース試験にて試験力 0.980 N で実施した。

【0039】

< 3. 硬質粒子の面積率測定 >

硬質粒子の面積率は走査型電子顕微鏡を用いて下記条件にて測定した。

【0040】

画像解析用の写真：反射電子像（画像サイズ：2560 × 1920 pixel）、倍率：×100、×800

反射電子像観察時のWD：10 mm

反射電子像観察時のスポット径：40

画像解析ソフト：Win-Roof

面積率測定：硬質粒子とマトリックスを2値化し、×100の写真で10 μm 以上、×800の写真で1 μm 以上の硬質粒子を測定した。肉盛材料の任意の8カ所を測定し、×100及び×800のデータを合算して測定した。

【0041】

< 4. 摩耗試験 >

耐摩耗性を図1に示す試験機を用いて測定した。試験機において、プロパンガスバーナーを加熱源として用い、試験片であるリング形状のバルブシートと、バルブのバルブフェースとの摺動部をプロパンガス燃焼雰囲気とした。バルブフェースはEV12（SAE規格）窒化処理材を用いた。バルブシート及びバルブフェースの温度を250 に制御し、スプリングによりバルブシートとバルブフェースとの接触時に25 kgfの荷重を付与して3250回/分の割合で接触させ、8時間の摩耗試験を実施した。その後、耐摩耗性をバルブシートとバルブの摩耗量の比により評価した。

結果を表1及び図2～11に示す。

【0042】

【 表 1 】

No.	試料名	成分	Mn 量 (%)	Sn 量 (%)	マトリッ クス硬さ (HV0.1)	硬質粒子			耐摩耗性	
						硬さ (HV0.1)	面積率 (%)	サイズ ( $\mu\text{m}$ )	摩耗量比	
実施例 1	#61-Mn2%	Cu-18.2Ni-9.6Fe-6.0Mo -2.9Si-2.0Mn-0.8Nb-0.05C	2.0	0.0	261	872	9.6	38.3	0.63	
実施例 2	#61-Mn4.4%	Cu-17.8Ni-9.9Fe-6.0Mo -3.0Si-4.4Mn-0.8Nb-0.07C	4.4	0.0	282	823	10.0	38.1	0.44	
実施例 3	#61-Sn1%	Cu-17.0Ni-14.7Fe-6.6Mo -3.1Si-1.0Sn-0.07C	0.0	1.0	274	776	13.3	46.9	0.91	
実施例 4	#61-Sn2.5%	Cu-17.4Ni-14.2Fe-6.6Mo -3.0Si-2.5Sn-0.06C	0.0	2.5	354	654	27.7	45.6	0.85	
実施例 5	#61-Sn5%	Cu-17.4Ni-14.1Fe-6.2Mo -3.0Si-5.2Sn-0.05C	0.0	5.2	356	663	31.3	62.5	0.80	
比較例 1	#61-Mn0.3%	Cu-18.2Ni-9.6Fe-6.0Mo -2.9Si-0.3Mn-0.8Nb-0.05C	0.3	0.0	241	880	7.5	40.0	0.95	
比較例 2	#61-Mn7.5%	Cu-18.2Ni-9.6Fe-6.0Mo -2.9Si-7.5Mn-0.8Nb-0.05C	7.5	0.0	7 $\mu\text{m}$ 発生により肉盛不可					
比較例 3	#61-Sn0.3%	Cu-18.2Ni-9.6Fe-6.0Mo -2.9Si-0.3Sn-0.05C	0.0	0.3	247	850	10.0	50.0	0.99	
比較例 4	#61-Sn8%	Cu-17.4Ni-14.1Fe-6.2Mo -3.0Si-8.0Sn-0.05C	0.0	8.0	320	636	35.0	65.0	7 $\mu\text{m}$ 発生により試験不可	
比較例 5	#61	Cu-18.2Ni-9.6Fe-6.0Mo -2.9Si-0.8Nb-0.05C	0.0	0.0	240	893	7.1	50.9	1.00	

【 0 0 4 3 】

10

20

30

40

50

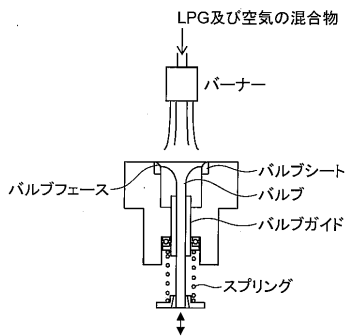
表 1 及び図 2 ~ 4 より、特定量の Mn を含む実施例 1 ~ 2 の耐摩耗性銅基合金を用いて形成した肉盛層は、摩耗量比が低く、マトリックス硬さ及び硬質粒子面積率が向上していることがわかる。表 1 及び図 7 ~ 10 より、特定量の Sn を含む実施例 3 ~ 5 の耐摩耗性銅基合金を用いて形成した肉盛層は、摩耗量比が低く、マトリックス硬さ及び硬質粒子面積率が向上し、硬質粒子の硬さが低減されていることがわかる。

【産業上の利用可能性】

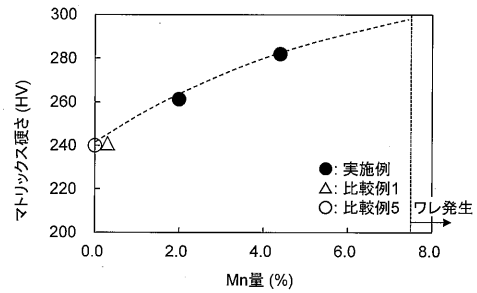
【0044】

本発明の銅基合金は、内燃機関のバルブシートやバルブ等の動弁系部材に代表される摺動部材の摺動部分を構成する銅基合金に適用することができる。

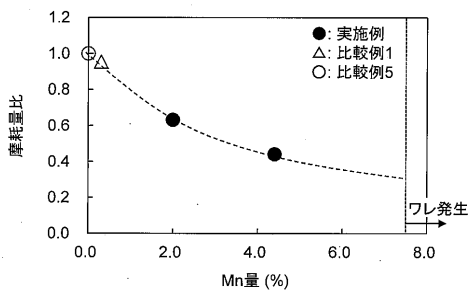
【図 1】



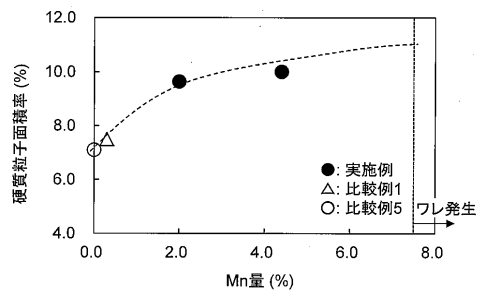
【図 3】



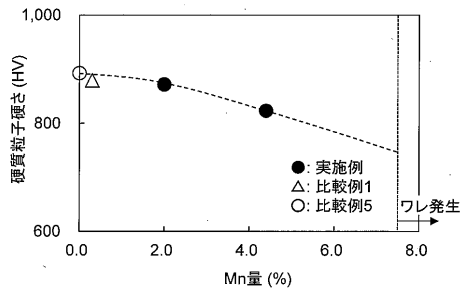
【図 2】



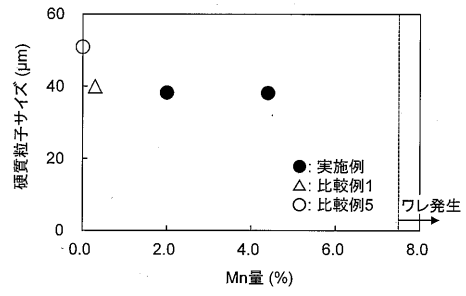
【図 4】



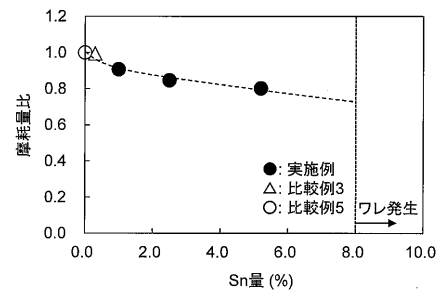
【 図 5 】



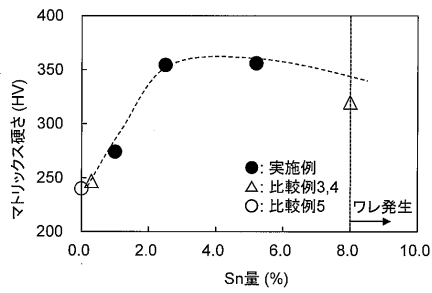
【 図 6 】



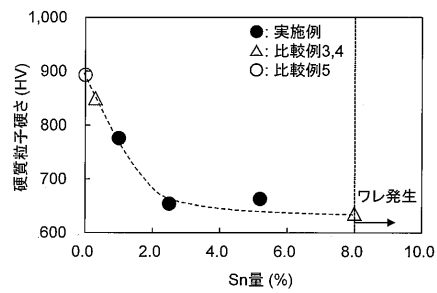
【 図 7 】



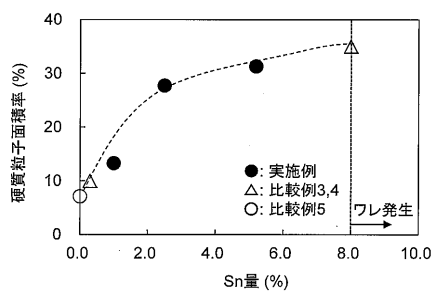
【 図 8 】



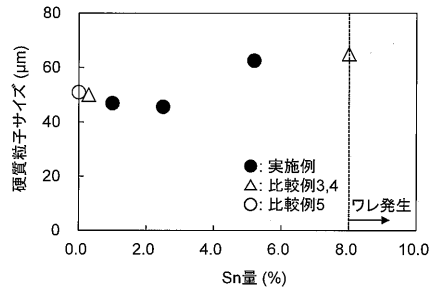
【 図 10 】



【 図 9 】



【図 11】



## フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
B 2 3 K 26/342 (2014.01) B 2 3 K 9/04 N  
B 2 3 K 9/04 U  
B 2 3 K 26/342

(72)発明者 安藤 公彦  
愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内

(72)発明者 青山 宏典  
愛知県豊田市トヨタ町1番地 トヨタ自動車株式会社内

審査官 川村 裕二

(56)参考文献 特開2005-256147(JP,A)  
国際公開第2002/055748(WO,A1)  
特開平08-225868(JP,A)  
特開2001-105177(JP,A)  
特開2017-036470(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)  
C 2 2 C 9 / 0 0 - 9 / 1 0  
C 2 2 C 1 / 1 0  
B 2 3 K 9 / 0 4  
B 2 3 K 1 5 / 0 0  
B 2 3 K 2 6 / 3 4 2