

(19)



(11)

EP 3 423 604 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
07.04.2021 Patentblatt 2021/14

(51) Int Cl.:
C22C 9/02 (2006.01) C22F 1/08 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **17706407.8**

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2017/000189

(22) Anmeldetag: **10.02.2017**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2017/148568 (08.09.2017 Gazette 2017/36)

(54) **ZINNHALTIGE KUPFERLEGIERUNG, VERFAHREN ZU DEREN HERSTELLUNG SOWIE DEREN VERWENDUNG**

COPPER ALLOY CONTAINING TIN, METHOD FOR PRODUCING SAME, AND USE OF SAME

ALLIAGE DE CUIVRE CONTENANT DE L'ÉTAIN, PROCÉDÉ POUR SA PRÉPARATION AINSI QUE SON UTILISATION

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR

(30) Priorität: **03.03.2016 DE 102016002604**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
09.01.2019 Patentblatt 2019/02

(73) Patentinhaber: **Wieland-Werke AG**
89079 Ulm (DE)

(72) Erfinder: **WEBER, Kai**
89287 Bellenberg (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
KR-A- 20020 008 710 US-A- 3 392 017
US-A1- 2012 321 909

EP 3 423 604 B1

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine zinnhaltige Kupferlegierung mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit nach dem Oberbegriff eines der Ansprüche 1 bis 3, ein Verfahren zu deren Herstellung gemäß dem Oberbegriff der Ansprüche 10 bis 11 sowie deren Verwendung gemäß dem Oberbegriff der Ansprüche 17 bis 19.

[0002] Aufgrund der Legierungskomponente Zinn zeichnen sich Kupfer-Zinn-Legierungen durch eine hohe Festigkeit und Härte aus. Weiterhin gelten die Kupfer-Zinn-Legierungen als korrosionsfest sowie meerwasserbeständig.

[0003] Diese Werkstoffgruppe verfügt über eine hohe Beständigkeit gegenüber dem abrasiven Verschleiß. Außerdem gewährleisten die Kupfer-Zinn-Legierungen gute Gleiteigenschaften und eine hohe Dauerschwingfestigkeit, woraus sich ihre hervorragende Eignung für Gleitelemente und Gleitflächen im Motoren- und Fahrzeugbau sowie im allgemeinen Maschinenbau ergibt. Häufig wird den Kupfer-Zinn-Legierungen für Gleitlageranwendungen zur Verbesserung der Notlaufeigenschaften und der Zerspanbarkeit ein Zusatz an Blei zugegeben.

[0004] Kupfer-Zinn-Legierungen finden eine breite Verwendung in der Elektronik- und Telekommunikationsindustrie. Sie besitzen eine häufig noch ausreichende elektrische Leitfähigkeit sowie gute bis sehr gute Federeigenschaften. Die Einstellung der Federeigenschaften setzt eine ausreichende Kaltumformbarkeit der Werkstoffe voraus.

[0005] In der Musikindustrie werden bevorzugt Schlaginstrumente aus Kupfer-Zinn-Legierungen aufgrund ihrer besonderen Klangeigenschaften hergestellt. Die Herstellung dieser Becken, im Fachsprachgebrauch auch als Cymbals bezeichnet, erfordert eine sehr gute Warmumformbarkeit der Werkstoffe. Verbreitet sind insbesondere zwei Typen der Kupfer-Zinn-Legierungen mit 8 und 20 Gew.-% Zinn.

[0006] Beim ersten Herstellungsschritt, dem Gießen, neigen die Kupfer-Zinn-Werkstoffe aufgrund ihres breiten Erstarrungsintervalls besonders stark zu einer Gasaufnahme mit nachfolgender Porenbildung und zu Seigerungserscheinungen. Die Sn-reichen Seigerungen können nur sehr begrenzt mit einer dem Gießprozess folgenden Homogenisierungsglühung beseitigt werden. Die Poren- und Seigerungsanfälligkeit der Kupfer-Zinn-Legierungen verstärkt sich mit steigendem Sn-Gehalt.

[0007] Das Element Phosphor wird den Kupfer-Zinn-Legierungen zugegeben, um die Schmelze ausreichend zu desoxidieren. Allerdings erweitert Phosphor das Erstarrungsintervall von Kupfer-Zinn-Legierungen zusätzlich, woraus sich eine erhöhte Poren- und Seigerungsanfälligkeit dieser Werkstoffgruppe ergibt.

[0008] Aus diesem Grunde wird in den Druckschriften DE 41 26 079 C2 und DE 197 56 815 C2 für das Urformen von Kupfer-Zinn-Legierungen neben dem Verfahren des Sprühkompaktierens das Dünnbandgießen favorisiert. Auf diese Weise kann mittels genauer Einstellung der Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze eine seigerungsarme Vorform mit einer feinen und gleichmäßigen Verteilung der Sn-reichen δ -Phase für die nachfolgende Warmumformung hergestellt werden.

[0009] In der Druckschrift DE 581 507 A wird ein prinzipieller Hinweis darauf gegeben, wie reine Kupfer-Zinn-Legierungen mit 14 bis 32 Gew.-% Sn sowie Kupfer und Zinn enthaltene Legierungen mit 10 bis 32 Gew.-% Sn warmumformbar gemacht werden können. Vorgeschlagen wird ein Aufheizen der Legierung auf eine Temperatur von 820 bis 970°C mit nachfolgender, sehr langsamer Abkühlung auf 520°C. Dabei sollte der Zeitraum der Abkühlung mindestens 5 Stunden betragen. Im Anschluss an die Abkühlung auf Raumtemperatur mit normaler Abkühlgeschwindigkeit kann die Warmumformung des Materials bei 720 bis 920°C erfolgen.

[0010] Aus der Druckschrift DE 704 398 A geht die Beschreibung eines Verfahrens zur Herstellung von Formstücken aus Kupfer-Zinn-Legierungen hervor, die 6 bis 14 Gew.-% Sn, über 0,1 Gew.-% P, vorzugsweise 0,2 bis 0,4 Gew.-% P, der durch Silicium, Bor oder Beryllium ersetzt sein kann, enthalten. Vorzugsweise weist die Kupfer-Zinn-Legierung etwa 91,2 Gew.-% Cu, etwa 8,5 Gew.-% Sn und etwa 0,3 % P auf. Vor einer Endbearbeitung durch Kaltverformung oder Warmverformung werden demnach die Gussformlinge bei einer Temperatur unter 700°C bis zur Auflösung der an Zinn und Phosphor angereicherten Eutektoide homogenisiert.

[0011] Die Bedeutung von Kristallisationskeimen für die Ausbildung eines feinkörnigen Gefüges mit einem niedrigen Anteil von Sn-reichen Seigerungen für die Warmumformbarkeit von Sn-haltigen Kupferlegierungen wird in den Druckschriften US 2,128,955 A und DE 25 36 166 A1 hervorgehoben. Phosphidische Verbindungen stellen die Kristallisationskeime dar, wodurch eine Vergütung der Gießstruktur erzielt und die Bildung von niedrigschmelzenden Kupfer-Phosphor- oder Kupfer-Phosphor-Zinn-Phasen auf ein Mindestmaß herabgesetzt wird. Damit soll die Warmumformbarkeit maßgeblich verbessert werden.

[0012] Infolge steigender Betriebstemperaturen und -drücke in modernen Motoren, Maschinen, Anlagen und Aggregaten treten die verschiedensten Mechanismen der Schädigung der einzelnen Systemelemente auf. So besteht immer mehr die Notwendigkeit, insbesondere bei der werkstoffseitigen und konstruktiven Auslegung von Gleitelementen und Steckverbindern, neben den Arten des Gleitverschleißes auch den Mechanismus der Schwingreibverschleißschädigung zu berücksichtigen.

[0013] Der Schwingreibverschleiß, in der Fachsprache auch fretting genannt, ist ein Reibverschleiß, der zwischen

oszillierenden Kontaktflächen auftritt. Zusätzlich zum Geometrie- und/oder Volumenverschleiß der Bauteile kommt es durch die Reaktion mit dem Umgebungsmedium zur Reibkorrosion. Die Werkstoffschädigungen können die örtliche Festigkeit in der Verschleißzone, insbesondere die Schwingfestigkeit deutlich absenken. Von der geschädigten Bauteiloberfläche können Schwinganrisse ausgehen, die zum Schwingbruch/Reibdauerbruch führen. Unter Reibkorrosion

kann die Schwingfestigkeit eines Bauteils deutlich unter den Dauerfestigkeitskennwert des Werkstoffes abfallen.
[0014] Der Schwingreibverschleiß unterscheidet sich in seinem Mechanismus erheblich von den Arten des Gleitverschleißes mit einsinniger Bewegung. Insbesondere sind die Korrosionseinflüsse beim Schwingreibverschleiß besonders ausgeprägt.

[0015] Aus der Druckschrift DE 10 2012 105 089 A1 geht die Darstellung der Schädigungsfolgen des Schwingreibverschleißes von Gleitlagern hervor. Durch den Einpressvorgang des Gleitlagers in die Lageraufnahme wird an dem Gleitlager eine hohe Spannung aufgebaut, die durch die thermischen Dehnungen und durch die dynamischen Wellenbelastungen in modernen Motoren noch weiter erhöht wird. Durch die Geometrieänderungen des Gleitlagers infolge der Spannungsüberhöhung werden Mikrobewegungen des Gleitlagers relativ zur Lageraufnahme möglich. Die zyklischen Relativbewegungen mit geringer Schwingungsbreite an den Kontaktflächen zwischen Lager und Lageraufnahme führen zum Schwingreibverschleiß/Reibkorrosion/Fretting des Gleitlagerrückens. Die Folge ist die Initiierung von Rissen und letztlich der Reibdauerbruch des Gleitlagers.

[0016] In Motoren und Maschinen sind elektrische Steckverbinder häufig in einer Umgebung angeordnet, in welcher sie mechanischen Schwingungsbewegungen ausgesetzt sind. Befinden sich die Elemente einer Verbindungsanordnung an unterschiedlichen Baugruppen, die infolge von mechanischen Belastungen Relativbewegungen zueinander durchführen, so kann es zu einer entsprechenden Relativbewegung der Verbindungselemente kommen. Diese Relativbewegungen führen zu einem Schwingreibverschleiß und zu einer Reibkorrosion der Kontaktzone der Steckverbinder. In dieser Kontaktzone bilden sich Mikrorisse, wodurch sich die Dauerschwingfestigkeit des Steckverbinderwerkstoffes stark reduziert. Ein Ausfall des Steckverbinders durch Dauerbruch kann die Folge sein. Weiterhin kommt es aufgrund der Reibkorrosion zu einem Anstieg des Kontaktwiderstandes.

[0017] Zur Verminderung dieser Schädigungsformen wird in der Druckschrift DE 10 2007 010 266 B3 vorgeschlagen, jede am Steckverbinder angeschlossene Leitung konstruktiv mit einer Zugentlastung auszustatten, wodurch die Bewegungen der Leitung nicht mehr zum Steckverbinder gelangen können.

[0018] In der Druckschrift DE 39 32 536 C1 ist eine Vorschrift enthalten, wie das Reibkorrosionsverhalten von Steckverbindern werkstoffseitig verbessert werden kann. So ist auf einem Träger aus zum Beispiel Bronze ein Kontaktwerkstoff aus einer Silber-, Palladium- oder Palladium-Silber-Legierung mit einem Gehalt von 20 bis 50 Gew.-% Zinn, Indium und/oder Antimon aufgebracht. Der Silber- und/oder Palladium-Anteil gewährleistet die Korrosionsbeständigkeit. Die Oxide des Zinns, Indiums und/oder Antimons erhöhen die Verschleißbeständigkeit. Somit kann den Folgen einer Reibkorrosion begegnet werden.

[0019] Entscheidend für eine hinreichende Beständigkeit gegen Schwingreibverschleiß/ Reibkorrosion ist demnach eine Kombination der Werkstoffeigenschaften Verschleißbeständigkeit, Duktilität und Korrosionsbeständigkeit.

[0020] In der Druckschrift DE 36 27 282 A1 werden die Mechanismen der Kristallisation einer metallischen Schmelze beschrieben. Ist nur eine geringe Anzahl von Kristallisationskeimen vorhanden oder wird in der Schmelze nur eine geringe Anzahl von Keimen gebildet, so ist ein grobkörniges, seigerungsreiches und oft dendritisches Erstarrungsgefüge die Folge. Es wird eine Kupferlegierung mit 0,1 bis 25 Gew.-% Calcium und 0,1 bis 15 Gew.-% Bor benannt, die zur Kornfeinung der Schmelze von Kupferwerkstoffen zugegeben werden kann. Auf diesem Wege wird mit dem Zusatz von Kristallisatoren ein gleichmäßiges und feinkörniges Erstarrungsgefüge in Kupferlegierungen erzeugt.

[0021] Durch das Legieren mit Metalloiden wie beispielsweise Bor, Silicium und Phosphor gelingt die verarbeitungstechnisch wichtige Erniedrigung der relativ hohen Basisschmelztemperatur. In den Beschichtungs- und Hochtemperaturwerkstoffen der Systeme Ni-Si-B und Ni-Cr-Si-B sind besonders die Legierungselemente Bor und Silicium für die starke Absenkung der Schmelztemperatur von Nickelbasishartlegierungen verantwortlich zu machen, weshalb ihre Verwendung als selbstfließende Nickelbasishartlegierungen möglich wird.

[0022] Die Erniedrigung der Basisschmelztemperatur durch das Hinzulegen von Bor wird für Kupfer-Zinn-Werkstoffe genutzt, die als Auftragsschweißmaterial Verwendung finden. So wird in der Druckschrift US 3,392,017 A eine Legierung mit bis zu 0,4 Gew.-% Si, 0,02 bis 0,5 Gew.-% B, 0,1 bis 1,0 Gew.-% P, 4 bis 25 Gew.-% Sn und einem Rest Cu offenbart. Der Zusatz von Bor und einem sehr hohen Gehalt an Phosphor von größer/gleich 0,1 Gew.-% sollen hierbei die selbstfließenden Eigenschaften der Auftragsschweißlegierung sowie die Benetzbarkeit der Substratoberfläche verbessern und einen Einsatz von zusätzlichem Flussmittel überflüssig machen. Dabei wird ein besonders hoher P-Gehalt von 0,2 bis 0,6 Gew.-% bei einem Si-Gehalt der Legierung von 0,05 bis 0,15 Gew.-% vorgeschrieben. Dies unterstreicht die vordergründige Forderung nach den selbstfließenden Eigenschaften des Werkstoffes. Mit diesem hohen P-Gehalt werden allerdings die Möglichkeiten einer Warmumformbarkeit der Legierung stark eingegrenzt sein.

[0023] In der Druckschrift DE 102 08 635 B4 sind die Vorgänge in einer Diffusionslötstelle beschrieben, in der intermetallische Phasen vorliegen. Mittels Diffusionslöten sollen Teile mit einem unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten miteinander verbunden werden. Bei thermomechanischer Belastung dieser Lötstelle oder beim Löt-

vorgang selbst treten große Spannungen an den Grenzflächen auf, die zu Rissen besonders in der Umgebung der intermetallischen Phasen führen können. Als Abhilfe wird ein Vermischen der Lotkomponenten mit Partikeln vorgeschlagen, die einen Ausgleich der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten der Fügepartner bewirken. So können Partikel aus Borsilikaten oder Phosphorsilikaten aufgrund ihrer vorteilhaften thermischen Ausdehnungskoeffizienten den thermomechanischen Stress in der Lötverbindung minimieren. Außerdem wird ein Ausbreiten der bereits induzierten Risse durch diese Partikel behindert.

[0024] In der Auslegeschrift DE 24 40 010 B2 wird der Einfluss des Elementes Bor insbesondere auf die elektrische Leitfähigkeit einer Silicium-Gusslegierung mit 0,1 bis 2,0 Gew.-% Bor und 4 bis 14 Gew.-% Eisen hervorgehoben. In dieser Siliciumbasierten Legierung scheidet sich eine hochschmelzende Si-B-Phase aus, die als Siliciumborid bezeichnet wird.

[0025] Die zumeist in den vom Bor-Gehalt bestimmten Modifikationen SiB_3 , SiB_4 , SiB_6 und/oder SiB_n vorliegenden Siliciumboride unterscheiden sich in ihren Eigenschaften wesentlich vom Silicium. Diese Siliciumboride besitzen einen metallischen Charakter, weshalb sie elektrisch leitend sind. Sie besitzen eine außerordentlich hohe Temperatur- und Oxidationsbeständigkeit. Die bevorzugt für Sinterprodukte eingesetzte Modifikation des SiB_6 wird wegen ihrer sehr hohen Härte und ihres hohen abrasiven Verschleißwiderstandes beispielsweise in der Keramikherstellung und Keramikbearbeitung eingesetzt.

[0026] Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, eine Kupfer-Zinn-Legierung bereitzustellen, die über den gesamten Bereich des Zinn-Gehaltes eine ausgezeichnete Warmumformbarkeit aufweist.

[0027] Für die Warmumformung kann ein Vormaterial eingesetzt werden, das ohne die zwingende Notwendigkeit der Durchführung des Sprühkompaktierens oder des Dünnbandgießens mittels konventioneller Gießverfahren hergestellt wurde.

[0028] Die Kupfer-Zinn-Legierung sollte frei von Gas- und Schwindungsporen sowie Spannungsrissen und durch ein Gefüge mit gleichmäßiger Verteilung der in Abhängigkeit vom Sn-Gehalt der Legierung vorhandener Sn-reichen δ -Phase gekennzeichnet sein. Der Gusszustand der Kupfer-Zinn-Legierung muss nicht zwingend erst mittels einer geeigneten Glühbehandlung homogenisiert werden, um eine hinreichende Warmumformbarkeit herstellen zu können. Schon das Gussmaterial sollte sich durch eine hohe Festigkeit, eine hohe Härte und eine hohe Korrosionsbeständigkeit auszeichnen. Mittels einer Weiterverarbeitung, die eine Glühung oder eine Warmumformung und/oder Kaltumformung mit zumindest einer Glühung umfasst, ist ein feinkörniges Gefüge mit hoher Festigkeit, hoher Härte, hoher Spannungsrelaxations- und Korrosionsbeständigkeit, hoher elektrischer Leitfähigkeit sowie mit einem hohen Maß an komplexer Verschleißbeständigkeit einzustellen.

[0029] Die Erfindung wird bezüglich einer Kupfer-Zinn-Legierung durch die Merkmale nach einem der Ansprüche 1 bis 3, bezüglich eines Herstellungsverfahrens durch die Merkmale der Ansprüche 10 bis 11 und bezüglich einer Verwendung durch die Merkmale der Ansprüche 17 bis 19 wiedergegeben. Die weiteren rückbezogenen Ansprüche betreffen vorteilhafte Aus- und Weiterbildungen der Erfindung.

[0030] Die Erfindung schließt eine hochfeste zinnhaltige Kupferlegierung ein, mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit, bestehend aus (in Gew.-%):

4,0 bis 23,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,
0,005 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,
wahlweise noch bis maximal 2,0 % Zn,
wahlweise noch bis maximal 0,6 % Fe,
wahlweise noch bis maximal 0,5 % Mg,
wahlweise noch bis maximal 0,25 % Pb,
Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen,
wobei das Verhältnis Si/B der Elementgehalte der Elemente Silicium und Bor zwischen 0,3 und 10 liegt.

[0031] Außerdem schließt die Erfindung eine hochfeste zinnhaltige Kupferlegierung ein, mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit, bestehend aus (in Gew.-%):

4,0 bis 23,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,

0,005 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,
wahlweise noch bis maximal 2,0 % Zn,
wahlweise noch bis maximal 0,6 % Fe,
wahlweise noch bis maximal 0,5 % Mg,
wahlweise noch bis maximal 0,25 % Pb,
Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen,

dadurch gekennzeichnet,

- dass das Verhältnis Si/B der Elementgehalte der Elemente Silicium und Bor zwischen 0,3 und 10 liegt;
- dass nach dem Gießen in der Legierung folgende Gefügebestandteile vorliegen:

- a) 1 bis zu 98 Volumen-% Sn-reiche δ -Phase,
- b) 1 bis zu 20 Volumen-% Al-haltige und B-haltige Phasen, Si-haltige und B-haltige Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen,
- c) Rest Kupfer-Mischkristall, bestehend aus zinnarmer α -Phase,

wobei die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase ummantelt sind;

- dass beim Gießen die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen, welche als Aluminiumboride und Siliciumboride und/oder als Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Aluminiumboride und Siliciumboride ausgebildet sind, Keime für eine gleichmäßige Kristallisation während der Erstarrung/Abkühlung der Schmelze darstellen, so dass die Sn-reiche δ -Phase inselartig und/oder netzartig gleichmäßig im Gefüge verteilt ist;
- dass die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen, welche als Borsilikate und/oder Borphosphorsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikate ausgebildet sind, zusammen mit den Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden die Rolle eines verschleißschützenden und/oder korrosionsschützenden Überzuges auf den Halbzeugen und Bauteilen der Legierung übernehmen.

[0032] Durch die gleichmäßige Verteilung der Sn-reichen δ -Phase in Inselform und/oder in Netzform ist das Gefüge frei von Sn-reichen Seigerungen. Unter derartigen Sn-reichen Seigerungen werden Ansammlungen der δ -Phase im Gussgefüge verstanden, die als sogenannte umgekehrte Blockseigerungen und/oder Korngrenzenseigerungen ausgebildet sind, welche bei thermischer und/oder mechanischer Beanspruchung des Gussstückes eine Schädigung des Gefüges in Form von Rissen verursachen, die zum Bruch führen können. Dabei ist das Gefüge nach dem Gießen weiterhin frei von Gasporen und Schwindungsporen sowie Spannungsrissen.

[0033] Bei dieser Variante liegt die Legierung im Gusszustand vor.

[0034] Des Weiteren schließt die Erfindung eine hochfeste zinnhaltige Kupferlegierung im weiterverarbeiteten Zustand ein, mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit, bestehend aus (in Gew.-%):

4,0 bis 23,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,
0,005 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,
wahlweise noch bis maximal 2,0 % Zn,
wahlweise noch bis maximal 0,6 % Fe,
wahlweise noch bis maximal 0,5 % Mg,
wahlweise noch bis maximal 0,25 % Pb,
Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen,

dadurch gekennzeichnet,

- dass das Verhältnis Si/B der Elementgehalte der Elemente Silicium und Bor zwischen 0,3 und 10 liegt;
- dass nach der Weiterverarbeitung der Legierung durch zumindest eine Glühung oder durch zumindest eine War-

mumformung und/oder Kaltumformung nebst zumindest einer Glühung in der Legierung folgende Gefügebestandteile vorliegen:

- a) bis zu 75 Volumen-% Sn-reiche δ -Phase,
- b) 1 bis zu 25 Volumen-% Al-haltige und B-haltige Phasen, Si-haltige und B-haltige Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen,
- c) Rest Kupfer-Mischkristall, bestehend aus zinnarmer α -Phase,

wobei die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase ummantelt sind;

- dass die enthaltenen Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen, welche als Aluminiumboride und Siliciumboride und/oder als Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Aluminiumboride und Siliciumboride ausgebildet sind, Keime für eine statische und dynamische Rekristallisation des Gefüges während der Weiterverarbeitung der Legierung darstellen, wodurch die Einstellung eines gleichmäßigen und feinkörnigen Gefüges vorliegt;
- dass die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen, welche als Borsilikate und/oder Borphosphorsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikate ausgebildet sind, zusammen mit den Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden die

[0035] Rolle eines verschleißschützenden und/oder korrosionsschützenden Überzuges auf den Halbzeugen und Bauteilen der Legierung übernehmen.

[0036] Bevorzugt beträgt die Sn-reiche δ -Phase zumindest 1 Volumen-%.

[0037] Weiterhin ist die Sn-reiche δ -Phase inselartig und/oder netzartig und/oder zeilenartig verstreckt gleichmäßig im Gefüge verteilt. Bei dieser Variante liegt die Legierung im weiterverarbeiteten Zustand vor.

[0038] Die Erfindung geht dabei bei den Legierungsvarianten von der Überlegung aus, dass eine zinnhaltige Kupferlegierung im Gusszustand wie auch im weiterverarbeiteten Zustand mit Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen bereitgestellt wird, die mittels des Sandguss-, Maskenformguss-, Feinguss-, Vollformguss-, Druckguss- und Kokillengussverfahrens oder mit Hilfe des kontinuierlichen oder halbkontinuierlichen Stranggussverfahrens hergestellt werden kann. Der Einsatz von prozesstechnisch aufwendigen und kostenintensiven Urformtechniken ist zwar möglich, stellt aber für die Herstellung der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung keine zwingende Notwendigkeit dar. So kann beispielsweise auf die Verwendung des Sprühkompaktierens verzichtet werden. Die Gussformate der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung können über den gesamten Bereich des Sn-Gehaltes direkt ohne die Durchführung einer Homogenisierungsglühung beispielsweise durch Warmwalzen, Strangpressen oder Schmieden warmumgeformt werden. Somit werden die verarbeitungstechnischen Einschränkungen weitgehend aufgehoben, die bislang bei der Herstellung von Halbzeugen und Bauteilen aus Kupfer-Zinn-Legierungen bestanden und die zu der Unterteilung dieser Werkstoffgruppe in Cu-Sn-Knetlegierungen und Cu-Sn-Gusslegierungen geführt haben.

[0039] Die Matrix des Gefüges der zinnhaltigen Kupferlegierung im Gusszustand besteht mit steigendem Sn-Gehalt der Legierung, abhängig vom Gießprozess, aus zunehmenden Anteilen an δ -Phase (Sn-reich) in sonst α -Phase (Sn-arm).

[0040] Mit steigendem Sn-Gehalt der erfindungsgemäßen Legierung nimmt nicht nur der Anteil der δ -Phase im Gefüge zu, sondern es ändert sich auch die Form der Anordnung der δ -Phase im Gefüge. So ist festgestellt worden, dass im Bereich des Sn-Gehaltes von 4,0 bis 9,0 Gew.-% die δ -Phase mit bis zu 40 Vol.-% überwiegend in Inselform gleichmäßig im Gefüge verteilt ist. Beträgt der Sn-Gehalt der Legierung zwischen 9,0 und 13,0 Gew.-%, so geht die Inselform der δ -Phase, die mit bis zu 60 Vol.-% im Gefüge vorhanden ist, in die Netzform über. Dieses δ -Netz ist ebenfalls sehr gleichmäßig im Gefüge der Legierung verteilt. Im Bereich des Sn-Gehaltes von 13,0 bis 17,0 Gew.-% liegt die δ -Phase mit bis zu 80 Vol.-% nahezu ausschließlich in Form eines gleichmäßigen Netzes im Gefüge vor. Bei einem Sn-Gehalt der Legierung von 17,0 bis 23,0 Gew.-% beträgt der Gefügeanteil der als dichtes Netz im Gefüge angeordneten δ -Phase bis zu 98 Vol.-%.

[0041] Mittels des kombinierten Gehaltes an Bor, Silicium, Aluminium und Phosphor werden verschiedene Vorgänge in der Schmelze der erfindungsgemäßen Legierung aktiviert, die deren Erstarrungsverhalten im Vergleich zu den Kupfer-Zinn- und Kupfer-Zinn-Phosphor-Legierungen maßgeblich verändern.

[0042] Besonders die Elemente Bor, Silicium und Phosphor übernehmen in der Schmelze der Erfindung eine desoxidierende Funktion. Somit wird der Bildung von Zinnoxiden in der zinnhaltigen Kupferlegierung entgegengewirkt. Durch die Zugabe von Bor und Silicium ist es möglich, den Gehalt an Phosphor abzusenken, ohne dabei die Intensität der Desoxidation der Schmelze zu erniedrigen. Anhand dieser Maßnahme gelingt eine Zurückdrängung der nachteiligen Auswirkungen einer ausreichenden Desoxidation der Schmelze mittels eines Phosphor-Zusatzes. So würde ein hoher P-Gehalt das ohnehin schon sehr große Erstarrungsintervall der zinnhaltigen Kupferlegierung zusätzlich erweitern, wodurch sich eine Erhöhung der Porenanfälligkeit und Seigerungsanfälligkeit dieses Werkstofftyps ergeben würde.

Außerdem wäre eine verstärkte Bildung der Kupfer-Phosphor-Phase die Folge. Diese Phasenart wird als eine Ursache für die Warmbrüchigkeit der zinnhaltigen Kupferlegierungen betrachtet. Die nachteiligen Auswirkungen des Zusatzes von Phosphor werden durch die Begrenzung des P-Gehaltes in der erfindungsgemäßen Legierung auf den Bereich von 0,001 bis 0,08 Gew.-% vermindert.

[0043] Die Elemente Bor, Silicium und Aluminium besitzen in der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung eine besondere Bedeutung. Bereits in der Schmelze scheiden sich die Phasen der Systeme Al-B, Si-B und/oder deren Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus. Die als Siliciumboride benannten Si-B-Phasen können in den Modifikationen SiB_3 , SiB_4 , SiB_6 und SiB_n vorliegen. Das Symbol "n" in der letztgenannten Modifikation beruht auf der Tatsache, dass Bor eine hohe Löslichkeit im Siliciumgitter aufweist. Die als Aluminiumboride benannten Al-B-Phasen können zumeist in den Modifikationen AlB_2 und/oder AlB_{12} im Gefüge vorhanden sein.

[0044] Die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder deren Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen, welche als Aluminiumboride und Siliciumboride und/oder als Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Aluminiumboride und Siliciumboride ausgebildet sind, werden nachfolgend als Hartpartikel bezeichnet. Sie übernehmen in der Schmelze der erfindungsgemäßen Legierung die Funktion als Kristallisationskeime während der Erstarrung und Abkühlung. Dadurch besteht nicht mehr die Notwendigkeit, sogenannte Fremdkeime der Schmelze zuzuführen, deren gleichmäßige Verteilung in der Schmelze nur unzureichend gewährleistet werden kann.

[0045] Die Erniedrigung der Basisschmelztemperatur besonders durch das Element Bor sowie die Existenz der Hartpartikel, die als Kristallisationskeime wirken, führen zu einer maßgeblichen Verkleinerung des Erstarrungsintervalls der erfindungsgemäßen Legierung. Dadurch weist der Gusszustand der Erfindung je nach Sn-Gehalt ein sehr gleichmäßiges Gefüge mit einer feinen Verteilung der δ -Phase in Form von gleichmäßig und dicht angeordneten Inseln und/oder in Form eines gleichmäßig dichten Netzwerks auf. Ansammlungen der Sn-reichen δ -Phase, die als sogenannte umgekehrte Blockseigerungen und/oder als Korngrenzenseigerungen ausgebildet sind, können im Gussgefüge der Erfindung nicht beobachtet werden.

[0046] In der Schmelze der erfindungsgemäßen Legierung bewirken die Elemente Bor, Silicium, Aluminium und Phosphor eine Reduzierung der Metalloxide. Die Elemente werden dabei selbst oxidiert, steigen zur Oberfläche der Gussstücke auf und bilden dort als Borsilikate und/oder Borphosphorsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikate zusammen mit den Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden eine Schutzschicht, die die Gussteile vor einer Gasaufnahme schützt. Festgestellt wurden außergewöhnlich glatte Oberflächen der Gussstücke aus der erfindungsgemäßen Legierung, die auf die Ausbildung einer derartigen Schutzschicht hindeuten. Auch das Gefüge des Gusszustandes der Erfindung war über den gesamten Querschnitt der Gussteile frei von Gasporen.

[0047] Ein Grundgedanke der Erfindung besteht in der Übertragung der Wirkung von Borsilikaten und Phosphorsilikaten hinsichtlich des Angleichs der verschiedenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Fügepartner beim Diffusionslöten auf die Vorgänge beim Gießen, Warmumformen und thermischen Behandeln der Kupfer-Zinn-Werkstoffe. Aufgrund des breiten Erstarrungsintervalls dieser Legierungen kommt es zwischen den versetzt kristallisierenden Sn-armen und Sn-reichen Strukturbereichen zu großen mechanischen Spannungen, die zu Rissen und sogenannten Schwindungsporen führen können. Weiterhin können diese Schädigungsmerkmale auch bei der Warmumformung und den Hochtemperaturglühungen der Kupfer-Zinn-Legierungen aufgrund des unterschiedlichen Warmumformverhaltens und des verschiedenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Sn-armen und Sn-reichen Gefügebestandteile auftreten.

[0048] Die kombinierte Zugabe von Bor, Silicium, Aluminium und Phosphor zu der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung bewirkt einerseits während der Erstarrung der Schmelze mittels der Wirkung der Hartpartikel als Kristallisationskeime ein gleichmäßiges Gefüge mit einer feinen Verteilung der Gefügebestandteile mit unterschiedlichem Sn-Gehalt. Zusätzlich zu den Hartpartikeln gewährleisten insbesondere die sich während der Erstarrung der Schmelze bildenden Borsilikate und/oder Borphosphorsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikate zusammen mit den Phosphorsilikaten den notwendigen Angleich der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Sn-armen und Sn-reichen Phasen. Auf diese Weise wird die Ausbildung von Poren sowie Spannungsrissen zwischen den Phasen mit unterschiedlichem Sn-Gehalt verhindert.

[0049] Alternativ kann die erfindungsgemäße Legierung einer Weiterverarbeitung durch Glühen oder durch eine Warmumformung und/oder Kaltumformung nebst zumindest einer Glühung unterzogen werden.

[0050] Die Wirkung der Hartpartikel als Kristallisationskeime, die zusammen mit den Borsilikaten und/oder Borphosphorsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikaten sowie mit den Phosphorsilikaten einen Angleich der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Sn-armen und Sn-reichen Phasen bewirken, konnte ebenfalls während des Prozesses der Warmumformung der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung beobachtet werden. Bei der Warmumformung dienen die Hartpartikel als Rekristallisationskeime. Aus diesem Grunde sind die Hartpartikel dafür verantwortlich zu machen, dass die dynamische Rekristallisation bei der Warmumformung der erfindungsgemäßen Legierung begünstigt stattfindet. Dadurch erfolgt eine weitere Erhöhung der Gleichmäßigkeit und der Feinkörnigkeit des Gefüges.

[0051] Wie nach dem Gießen, so konnte auch nach der Warmumformung der Gussstücke eine außergewöhnlich glatte Oberfläche der Teile festgestellt werden. Diese Beobachtung deutet auf die Bildung von Borsilikaten und/oder Borphosphorsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikaten sowie von Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden hin, die im Werkstoff während der Warmumformung stattfindet. Insbesondere die Silikate und Hartpartikel bedingen auch während der Warmumformung einen Angleich der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Sn-armen und Sn-reichen Bestandteile. So war das Gefüge, wie nach dem Gießen, auch nach der Warmumformung frei von Rissen und Poren.

[0052] Die Rolle der Hartpartikel als Keime für die statische Rekristallisation zeigte sich während der Glühbehandlung nach einer erfolgten Kaltumformung. Die herausragende Funktion der Hartpartikel als Keime für die statische Rekristallisation äußerte sich in der möglich gewordenen Absenkung der notwendigen Rekristallisationstemperatur, wodurch die Einstellung eines feinkörnigen Gefüges der erfindungsgemäßen Legierung zusätzlich erleichtert wird.

[0053] Dadurch werden während der Weiterverarbeitung der erfindungsgemäßen Legierung höhere Kaltumformgrade ermöglicht, wodurch besonders hohe Werte für die Zugfestigkeit R_m , die Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie die Härte eingestellt werden können. Insbesondere die Höhe des Parameters $R_{p0,2}$ ist für die Gleitelemente und Führungselemente in Verbrennungsmotoren, Ventilen, Turboladern, Getrieben, Abgasnachbehandlungsanlagen, Hebelsystemen, Bremssystemen und Gelenksystemen, hydraulischen Aggregaten oder in Maschinen und Anlagen des allgemeinen Maschinenbaus bedeutsam. Des Weiteren stellt ein hoher Wert von $R_{p0,2}$ eine Voraussetzung für die notwendigen Federeigenschaften von Steckverbindern in der Elektronik und Elektrotechnik dar.

[0054] Der Sn-Gehalt der Erfindung bewegt sich in den Grenzen zwischen 4,0 und 23 Gew.-%. Ein Zinn-Gehalt von unter 4,0 Gew.-% hätte zu geringe Festigkeitswerte und Härtewerte zur Folge. Außerdem wären die Laufeigenschaften bei einer Gleitbeanspruchung unzureichend. Der Widerstand der Legierung gegenüber des abrasiven und adhäsiven Verschleißes würde nicht den Anforderungen genügen. Bei einem Sn-Gehalt über 23,0 Gew.-% würden sich die Zähigkeitseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung rapide verschlechtern, wodurch die dynamische Belastbarkeit der Bauteile aus dem Werkstoff herabgesetzt wird.

[0055] Durch die Ausscheidung der Hartpartikel weist die erfindungsgemäße Legierung einen Hartphasenanteil auf, der aufgrund der hohen Härte zu einer Verbesserung des Werkstoffwiderstandes gegen den abrasiven Verschleiß beiträgt. Außerdem bedingt der Anteil der Hartpartikel eine verbesserte Beständigkeit gegen den adhäsiven Verschleiß, da diese Phasen eine niedrige Verschleißneigung mit einem metallischen Gegenlaufpartner bei einer Gleitbeanspruchung zeigen. Sie dienen somit als wichtiger Verschleißträger in der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung. Weiterhin erhöhen die Hartpartikel die Warmfestigkeit sowie die Spannungsrelaxationsbeständigkeit von Bauteilen aus der Erfindung. Dies stellt eine wichtige Voraussetzung für die Verwendung der erfindungsgemäßen Legierung insbesondere für Gleitelemente und für Bauelemente, Leitungselemente, Führungselemente und Verbindungselemente in der Elektronik/Elektrotechnik dar.

[0056] Die Bildung von Borsilikaten und/oder Borphosphorsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikaten sowie von Phosphorsilikaten in der erfindungsgemäßen Legierung führt nicht nur zu einer signifikanten Reduzierung der Poren und Risse im Gefüge. Diese silikatischen Phasen übernehmen zusammen mit den Aluminiumoxiden auch die Rolle eines verschleißschützenden und/oder korrosionsschützenden Überzuges auf den Bauteilen.

[0057] Damit gewährleistet die erfindungsgemäße Legierung eine Kombination der Eigenschaften Verschleißbeständigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Diese Eigenschaftskombination führt zu einem anforderungsgemäß hohen Widerstand gegen die Mechanismen des Gleitverschleißes und zu einem hohen Werkstoffwiderstand gegen die Reibkorrosion. Auf diese Weise ist die Erfindung hervorragend für den Einsatz als Gleitelement und Steckverbinder geeignet, da sie ein hohes Maß an Beständigkeit gegenüber dem Gleitverschleiß und dem Schwingreibverschleiß/fretting aufweist.

[0058] Die Wirkung der Hartpartikel als Kristallisationskeime und Rekristallisationskeime, als Verschleißträger sowie die Wirkung der Al-Oxide und der silikatischen Phasen zum Zwecke des Korrosionsschutzes kann in der erfindungsgemäßen Legierung erst ein technisch bedeutsames Maß erreichen, wenn der Silicium-Gehalt mindestens 0,05 Gew.-%, der Aluminium-Gehalt mindestens 0,01 Gew.-% und der Bor-Gehalt mindestens 0,005 Gew.-% beträgt. Übersteigt dagegen der Si-Gehalt die 2,0 Gew.-% und/oder der Al-Gehalt die 1,0 Gew.-% und/oder der B-Gehalt die 0,6 Gew.-%, so führt dies zu einer Verschlechterung des Gießverhaltens. Der zu hohe Gehalt an Hartpartikeln würde die Schmelze maßgeblich dickflüssiger machen. Außerdem wären verminderte Zähigkeitseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung die Folge.

[0059] Als vorteilhaft wird der Bereich für den Si-Gehalt in den Grenzen von 0,05 bis 1,5 Gew.-% und insbesondere von 0,5 bis 1,5 Gew.-% bewertet.

[0060] Weiterhin beträgt der vorteilhafte Al-Gehalt der erfindungsgemäßen Legierung 0,1 bis 0,8 Gew.-%.

[0061] Für das Element Bor wird der Gehalt von 0,01 bis 0,6 Gew.-% als vorteilhaft angesehen. Als besonders vorteilhaft hat sich der Gehalt für Bor von 0,1 bis 0,6 Gew.-% erwiesen.

[0062] Für die Sicherstellung eines genügenden Gehaltes an Hartpartikeln sowie an Borsilikaten und/oder Borphosphorsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikaten sowie Phosphorsili-

katen hat sich die Einstellung eines konkreten Elementverhältnisses der Elemente Silicium und Bor als wichtig erwiesen. Aus diesem Grunde liegt das Verhältnis Si/B der Elementgehalte (in Gew.-%) der Elemente Silicium und Bor der erfindungsgemäßen Legierung zwischen 0,3 und 10. Ein Verhältnis Si/B von 1 bis 10 und weiterhin von 1 bis 6 hat sich als vorteilhaft erwiesen.

[0063] Die Ausscheidung der Hartpartikel beeinflusst die Viskosität der Schmelze der erfindungsgemäßen Legierung. Dieser Umstand unterstreicht zusätzlich, warum auf einen Zusatz von Phosphor nicht verzichtet werden darf. Phosphor bewirkt, dass die Schmelze trotz des Gehaltes an Hartpartikeln ausreichend dünnflüssig ist, was für die Gießbarkeit der Erfindung von großer Bedeutung ist. Der Gehalt an Phosphor der erfindungsgemäßen Legierung beträgt 0,001 bis 0,08 Gew.-%. Vorteilhaft ist ein P-Gehalt in dem Bereich von 0,001 bis 0,05 Gew.-%.

[0064] Die Summe der Elementgehalte der Elemente Silicium, Bor und Phosphor beträgt vorteilhaft zumindest 0,5 Gew.-%.

[0065] Eine maschinelle Bearbeitung von Halbzeugen und Bauteilen aus den konventionellen Kupfer-Zinn- und Kupfer-Zinn-Phosphor-Knetlegierungen insbesondere mit einem Sn-Gehalt bis ca. 9 Gew.-% ist aufgrund der ungenügenden Zerspanbarkeit nur mit großem Aufwand möglich. So verursacht besonders das Auftreten von langen Wendelspanen lange

[0066] Maschinenstillstandszeiten, da die Späne erst von Hand aus dem Bearbeitungsbereich der Maschine entfernt werden müssen.

[0067] Bei der erfindungsgemäßen Legierung dagegen dienen die Hartpartikel, in deren Bereichen je nach Sn-Gehalt der Legierung das Element Zinn und/oder die δ -Phase kristallisiert oder ausgeschieden ist, als Spanbrecher. Die somit entstehenden kurzen Bröckelspäne und/oder Wirrspäne erleichtern die Zerspanbarkeit, weshalb die Halbzeuge und Bauteile aus der erfindungsgemäßen Legierung eine bessere maschinelle Bearbeitbarkeit aufweisen.

[0068] Bei einer vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

4,0 bis 9,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0069] Bei einer weiteren vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

4,0 bis 9,0 % Sn,
0,05 bis 0,3 % Si,
0,01 bis 0,15 % Al,
0,1 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0070] Bei einer besonders vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

4,0 bis 9,0 % Sn,
0,5 bis 1,5 % Si,
0,1 bis 0,8 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0071] Im Gussgefüge dieser Ausführungsformen der Erfindung ist die Sn-reiche δ -Phase gleichmäßig in Inselform mit bis zu 40 Vol.-% angeordnet. Dabei ist das Element Zinn und/oder die δ -Phase zumeist in den Bereichen der Hartpartikel kristallisiert und/oder ummantelt diese.

[0072] Die Gussstücke dieser Ausführungsformen weisen bei der Arbeitstemperatur im Bereich von 600 bis 880°C eine ausgezeichnete Warmumformbarkeit auf.

[0073] Die signifikante Festigkeitszunahme und Härtezunahme nach dem Prozessschritt der Warmumformung kann für Bauteile genutzt werden, für deren Herstellung keine Kaltumformung erforderlich ist. Für diesen Fall kann bevorzugt

eine beschleunigte Abkühlung, vorteilhaft in Wasser, nach der Warmumformung erfolgen.

[0074] Besteht dagegen die Notwendigkeit der Durchführung eines Kaltumformprozesses, so hat es sich als vorteilhaft erwiesen, die warmumgeformten Halbzeuge einer Glühung bei der Temperatur von 200 bis 880°C mit einer Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden zu unterziehen. Dadurch ergibt sich eine sehr gute Kaltumformbarkeit mit einem Kaltumformgrad ε von über 60 %.

[0075] Die im Gefüge ausgeschiedenen Hartpartikel wirken bei der thermischen Behandlung bei der Temperatur von 200 bis 880°C mit einer Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden des kaltumgeformten Werkstoffzustandes als Rekristallisationskeime. Mittels dieses Weiterverarbeitungsschrittes ist es möglich, ein Gefüge mit einer Korngröße bis zu 20 μm einzustellen. Die Begünstigung der Rekristallisationsmechanismen durch die Hartpartikel erlaubt eine Absenkung der Rekristallisationstemperatur, so dass ein Gefüge mit einer Korngröße bis zu 10 μm erzeugt werden kann. Durch einen mehrstufigen Fertigungsprozess aus Kaltumformungen und Glühungen und/oder durch eine zweckentsprechende Absenkung der Rekristallisationstemperatur ist es sogar möglich, die Größe der Kristalliten in dem Werkstoffgefüge auf unter 5 μm einzustellen.

[0076] Die mechanischen Eigenschaften einiger Ausführungsformen stehen stellvertretend für den gesamten Bereich der Legierungszusammensetzungen sowie der Fertigungsparameter. Es verdeutlichen die Ergebnisse der Untersuchung entsprechender und nachfolgend geschilderter Ausführungsbeispiele, dass Werte für die Zugfestigkeit R_m von über 700 bis 800 MPa, Werte für die Dehngrenze $R_{p0,2}$ von über 600 bis 700 MPa erreicht werden können. Gleichzeitig liegen die Zähigkeitseigenschaften der Ausführungsformen auf einem sehr hohen Niveau. Ausgedrückt wird dieser Sachverhalt durch die hohen Werte für die Bruchdehnung A5.

[0077] Bei einer vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

9,0 bis 13,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0078] Bei einer weiteren vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

9,0 bis 13,0 % Sn,
0,05 bis 0,3 % Si,
0,01 bis 0,15 % Al,
0,1 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0079] Bei einer besonders vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

9,0 bis 13,0 % Sn,
0,5 bis 1,5 % Si,
0,1 bis 0,8 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0080] Das Gefüge dieser Ausführungsformen der Erfindung ist durch einen Gehalt der δ -Phase von bis zu 60 Vol.-% gekennzeichnet, wobei diese Phasenart in Inselform und Netzform gleichmäßig im Gefüge verteilt ist. Dabei ist wiederum das Element Zinn und/oder die δ -Phase zumeist in den Bereichen der Hartpartikel kristallisiert und/oder ummantelt diese.

[0081] Die Gussstücke dieser Ausführungsformen weisen bei der Arbeitstemperatur im Bereich von 600 bis 880°C eine ausgezeichnete Warmumformbarkeit auf.

[0082] Infolge der durch die Hartpartikel begünstigt stattgefundenen dynamischen Rekristallisation liegt das Gefüge der Ausführungsformen nach der Warmumformung sehr feinkörnig vor. Aufgrund der hohen Festigkeitswerte des warmumgeformten Zustandes ist dessen Kaltumformbarkeit begrenzt. Diese kann durch eine Glühbehandlung nach dem

Warmumformprozess bei der Temperatur von 200 bis 880°C mit einer Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden maßgeblich verbessert werden.

[0083] Die im Gefüge ausgeschiedenen Hartpartikel wirken bei der thermischen Behandlung bei der Temperatur von 200 bis 880°C mit einer Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden des kaltumgeformten Werkstoffzustandes als Rekristallisationskeime. Mittels dieses Weiterverarbeitungsschrittes ist es möglich, ein feinkörnigeres Gefüge einzustellen. Die Begünstigung der Rekristallisationsmechanismen durch die Hartpartikel erlaubt eine Absenkung der Rekristallisationstemperatur, so dass ein Gefüge mit einer weiter verkleinerten Korngröße erzeugt werden kann. Durch einen mehrstufigen Fertigungsprozess aus Kaltumformungen und Glühungen kann die Feinkörnigkeit des Gefüges weiter optimiert werden.

[0084] Bei einer vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

13,0 bis 17,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0085] Bei einer weiteren vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

13,0 bis 17,0 % Sn,
0,05 bis 0,3 % Si,
0,01 bis 0,15 % Al,
0,1 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0086] Bei einer besonders vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

13,0 bis 17,0 % Sn,
0,5 bis 1,5 % Si,
0,1 bis 0,8 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0087] Die δ -Phase im Gussgefüge dieser Ausführungsformen der Erfindung liegt in Form eines gleichmäßig angeordneten Netzwerkes mit bis zu 80 Vol.-% vor. Dabei kann das Gefüge dendritische Strukturanteile aufweisen, die allerdings aufgrund des sehr geringen Abstandes der sogenannten Dendritenarme ebenfalls einen netzförmigen Charakter aufzeigen. Des Weiteren ist das Element Zinn und/oder die δ -Phase zumeist in den Bereichen der Hartpartikel kristallisiert und/oder ummantelt diese.

[0088] Die Gussstücke dieser Ausführungsformen weisen bei der Arbeitstemperatur im Bereich von 600 bis 880°C ebenfalls eine ausgezeichnete Warmumformbarkeit auf. Gerade in diesem Gehaltsbereich für das Legierungselement Zinn von 13,0 bis 17,0 Gew.-% sind die konventionellen Kupfer-Zinn-Legierungen nur sehr schwierig ohne das Auftreten von Warmrissen und Warmbrüchen warmumformbar.

[0089] Infolge der durch die Hartpartikel begünstigt stattgefundenen dynamischen Rekristallisation liegt das Gefüge der Ausführungsformen nach der Warmumformung sehr feinkörnig vor. Aufgrund der hohen Festigkeitswerte des warmumgeformten Zustandes ist dessen Kaltumformbarkeit stark begrenzt. Durch eine Glühbehandlung nach dem Warmumformprozess bei der Temperatur von 200 bis 880°C mit einer Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden kann die Kaltumformbarkeit der Halbzeuge verbessert werden. Nach dem Prozessschritt der Warmumformung ist das Gefügemerkmal der Kristallisation des Elementes Zinn und/oder der δ -Phase in den Bereichen der Hartpartikel und/oder der Ummantelung dieser Hartpartikel mit dem Element Zinn und/oder der δ -Phase bezüglich des Gusszustandes vollständiger ausgeprägt.

[0090] Die im Gefüge ausgeschiedenen Hartpartikel wirken bei der thermischen Behandlung bei der Temperatur von 200 bis 880°C mit einer Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden des kaltumgeformten Werkstoffzustandes als Rekristallisationskeime. Mittels dieses Weiterverarbeitungsschrittes ist es möglich, ein Gefüge mit einer Korngröße bis zu 35 μm

einzustellen. Die Begünstigung der Rekristallisationsmechanismen durch die Hartpartikel erlaubt eine Absenkung der Rekristallisationstemperatur, so dass ein Gefüge mit einer Korngröße bis zu 25 µm erzeugt werden kann. Die netzartige Anordnung der δ-Phase im Gefüge bleibt erhalten.

[0091] Durch einen mehrstufigen Fertigungsprozess aus Kaltumformungen und Glühungen und/oder durch eine zweckentsprechende Absenkung der Rekristallisationstemperatur ist es sogar möglich, die Größe der Kristalliten in dem Werkstoffgefüge auf unter 10 µm einzustellen.

[0092] Bei einer vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

17,0 bis 23,0 % Sn,
0,05 bis 2,0 % Si,
0,01 bis 1,0 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,08 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0093] Bei einer weiteren vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

17,0 bis 23,0 % Sn,
0,05 bis 0,3 % Si,
0,01 bis 0,15 % Al,
0,1 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0094] Bei einer besonders vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann die zinnhaltige Kupferlegierung bestehen aus (in Gew.-%):

17,0 bis 23,0 % Sn,
0,5 bis 1,5 % Si,
0,1 bis 0,8 % Al,
0,01 bis 0,6 % B,
0,001 bis 0,05 % P,

Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0095] Ein sehr dichtes Netz der δ-Phase, das gleichmäßig mit bis zu 98 Vol.-% im Gussgefüge angeordnet ist, gehört zum Merkmal dieser Ausführungsformen der Erfindung. Dabei kann das Gefüge verstärkt dendritische Strukturanteile aufweisen, die allerdings aufgrund des sehr geringen Abstandes der sogenannten Dendritenarme ebenfalls einen netzförmigen Charakter besitzen. Weiterhin ist das Element Zinn und/oder die δ-Phase zumeist in den Bereichen der Hartpartikel kristallisiert und/oder ummantelt diese.

[0096] Infolge der Gleichmäßigkeit des dichten δ-Netzes weisen die Gussstücke dieser Ausführungsformen bei der Arbeitstemperatur im Bereich von 600 bis 880°C ebenfalls eine ausgezeichnete Warmumformbarkeit auf.

[0097] Während der adhäsiven Verschleißbeanspruchung eines Bauteils aus der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung trägt das Legierungselement Zinn im besonderen Maße zur Ausbildung einer sogenannten Triboschicht zwischen den Gleitpartnern bei. Besonders unter Mischreibungsbedingungen ist dieser Mechanismus bedeutsam, wenn die Notlaufeigenschaften eines Werkstoffes verstärkt in den Vordergrund rücken. Die Triboschicht führt zur Verkleinerung der rein metallischen Kontaktfläche zwischen den Gleitpartnern, wodurch ein Verschweißen oder Fressen der Elemente verhindert wird.

[0098] Aufgrund der Effizienzsteigerung moderner Motoren, Maschinen und Aggregaten treten immer höhere Betriebsdrücke und Betriebstemperaturen auf. Dies ist besonders in den neuentwickelten Verbrennungsmotoren zu beobachten, bei denen auf eine immer vollständigere Verbrennung des Treibstoffs hingearbeitet wird. Zusätzlich zu den erhöhten Temperaturen im Raum der Verbrennungsmotoren kommt noch die Wärmeentwicklung, die während des Betriebes der Gleitlagersysteme auftreten. Infolge der hohen Temperaturen im Lagerbetrieb kommt es in den Teilen aus der erfindungsgemäßen Legierung, ähnlich wie beim Gießen und bei der Warmumformung, zur Bildung von Borsilikaten und/oder Borphosphorsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borsilikaten und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikaten sowie von Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden. Diese Verbindungen verstärken noch die Triboschicht, woraus eine gesteigerte adhäsive Verschleißbeständigkeit der Gleitelemente aus der erfindungsgemäßen Legierung resultiert.

[0099] Bereits während des Gießprozesses der Erfindung kommt es im Gefüge zur Ausscheidung der Hartpartikel. Diese Phasen schützen den Werkstoff vor den Folgen einer abrasiven Verschleißbeanspruchung, das heißt vor einem Materialabtrag durch Furchungverschleiß. Weiterhin besitzen die Hartpartikel eine geringe Verschweißneigung mit dem metallischen Gleitpartner, weshalb sie zusammen mit der komplex aufgebauten Triboschicht eine hohe adhäsive Verschleißbeständigkeit der Erfindung gewährleisten.

[0100] Neben ihrer Funktion als Verschleißträger bewirken die Hartpartikel eine höhere Temperaturstabilität des Gefüges der erfindungsgemäßen Kupferlegierung. Daraus ergibt sich eine hohe Warmfestigkeit sowie eine Verbesserung der Beständigkeit des Werkstoffes gegen eine Spannungsrelaxation.

[0101] In der Gussvariante und der weiterverarbeiteten Variante der erfindungsgemäßen Legierung können folgende Wählelemente enthalten sein:

Das Element Zink kann der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung mit einem Gehalt von 0,1 bis 2,0 Gew.-% zugesetzt werden. Es stellte sich heraus, dass das Legierungselement Zink in Abhängigkeit vom Sn-Gehalt der Legierung den Anteil an Sn-reichen Phasen in der Erfindung erhöht, wodurch Festigkeit und Härte zunehmen. Allerdings konnten keine Hinweise darauf gefunden werden, dass ein Zusatz an Zink sich positiv auf die Gleichmäßigkeit des Gefüges sowie auf die weitere Verringerung des Gehaltes an Poren und Rissen im Gefüge auswirkt. Offensichtlich überwiegt der diesbezügliche Einfluss des kombinierten Legierungsgehaltes an Bor, Silicium und Phosphor. Unter 0,1 Gew.-% Zn konnte ein festigkeits- und härtesteigernder Effekt nicht beobachtet werden. Bei Zn-Gehalten über 2,0 Gew.-% wurden die Zähigkeitseigenschaften der Legierung auf ein niedrigeres Niveau abgesenkt. Außerdem verschlechterte sich die Korrosionsbeständigkeit der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung. Vorteilhafterweise kann der Erfindung ein Zink-Gehalt im Bereich von 0,5 bis 1,5 Gew.-% zugesetzt werden.

[0102] Für eine weitere Verbesserung der mechanischen Werkstoffeigenschaften Festigkeit und Härte sowie der Spannungsrelaxationsbeständigkeit bei erhöhten Temperaturen kann der Zusatz der Legierungselemente Eisen und Magnesium einzeln oder in Kombination erfolgen.

[0103] Die erfindungsgemäßen Legierung kann 0,01 bis 0,6 Gew.-% Fe enthalten. Im Gefüge liegen in diesem Fall bis zu 10 Vol.-% Fe-Boride, Fe-Phosphide sowie Fe-Silizide und/oder Fe-reiche Teilchen vor. Weiterhin kommt es im Gefüge zur Ausbildung von Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Fe-haltigen Phasen und der Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Si-Al-B-Phasen. Diese Phasen und Verbindungen tragen zur Erhöhung der Festigkeit, der Härte, der Warmfestigkeit, der Spannungsrelaxationsbeständigkeit, der elektrischen Leitfähigkeit sowie der Verbesserung des Widerstandes gegen eine abrasive und adhäsive Verschleißbeanspruchung der Legierung bei. Bei einem Fe-Gehalt unter 0,01 Gew.-% wird diese Eigenschaftsverbesserung nicht erreicht. Überschreitet der Fe-Gehalt die 0,6 Gew.-%, so besteht die Gefahr einer Clusterbildung des Eisens im Gefüge. Verbunden wäre damit eine maßgebliche Verschlechterung der Verarbeitungseigenschaften und Gebrauchseigenschaften.

[0104] Weiterhin kann der erfindungsgemäßen Legierung das Element Magnesium von 0,01 bis 0,5 Gew.-% zugesetzt werden. In diesem Falle liegen im Gefüge bis zu 15 Vol.-% Mg-Boride, Mg-Phosphide sowie Cu-Mg-Phasen und Cu-Sn-Mg-Phasen vor. Des Weiteren kommt es im Gefüge zur Ausbildung von Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Mg-haltigen Phasen und der Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Si-Al-B-Phasen. Diese Phasen und Verbindungen tragen ebenfalls zur Erhöhung der Festigkeit, der Härte, der Warmfestigkeit, der Spannungsrelaxationsbeständigkeit, der elektrischen Leitfähigkeit sowie der Verbesserung des Widerstandes gegen eine abrasive und adhäsive Verschleißbeanspruchung der Legierung bei. Bei einem Mg-Gehalt unter 0,01 Gew.-% wird diese Eigenschaftsverbesserung nicht erreicht. Überschreitet der Mg-Gehalt die 0,5 Gew.-%, so verschlechtert sich insbesondere die Gießbarkeit der Legierung. Außerdem würde der zu hohe Gehalt an Mg-haltigen Verbindungen die Zähigkeitseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung maßgeblich verschlechtern.

[0105] Wahlweise kann die zinnhaltige Kupferlegierung geringe Bleianteile aufweisen. Gerade noch akzeptabel und über der Verunreinigungsgrenze liegend sind dabei Bleigehalte bis maximal 0,25 Gew.-%. Bei einer besonders bevorzugten vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung ist die zinnhaltige Kupferlegierung bis auf etwaige unvermeidbare Verunreinigungen frei von Blei. In diesem Zusammenhang sind Bleigehalte bis maximal 0,1 Gew.-% an Pb angedacht.

[0106] Als besonderer Vorteil der Erfindung wird die weitgehende Freiheit des Gefüges von Gasporen und Schwindungsporen, Lunkern, Seigerungen und Rissen im Gusszustand angesehen. Daraus ergibt sich die besondere Eignung der erfindungsgemäßen Legierung als Verschleißschuttschicht, die beispielsweise auf einen Grundkörper aus Stahl aufgeschmolzen wird. Mit der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung kann beim Aufschmelzprozess insbesondere die Ausbildung einer offenen Porosität unterdrückt werden, wodurch die Druckfestigkeit der Gleitschicht erhöht wird.

[0107] Ein weiterer besonderer Vorteil der Erfindung ist der Wegfall der zwingenden Notwendigkeit der Durchführung einer speziellen Urformtechnik wie beispielsweise die des Sprühkompaktierens oder des Dünnbandgießens zur Bereitstellung eines gleichmäßigen, weitgehend porenfreien und seigerungsfreien Gefüges. Für die Einstellung eines derartigen Gefüges können für den Urformprozess der erfindungsgemäßen Legierung konventionelle Gießverfahren eingesetzt werden. So schließt ein Aspekt der Erfindung ein Verfahren zur Herstellung von Endprodukten oder von Bauteilen

mit endproduktnaher Form aus der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung mit Hilfe des Sandguss-Verfahrens, Maskenformguss-Verfahrens, Feinguss-Verfahrens, Vollformguss-Verfahrens, Druckguss-Verfahrens oder des Lost-Foam-Verfahrens ein.

[0108] Außerdem schließt ein Aspekt der Erfindung ein Verfahren zur Herstellung von Bändern, Blechen, Platten, Bolzen, Runddrähten, Profildrähten, Rundstangen, Profilstangen, Hohlstangen, Rohren und Profilen aus einer erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung mit Hilfe des Kokillengussverfahrens oder des kontinuierlichen oder halb-kontinuierlichen Stranggussverfahrens ein.

[0109] Es ist bemerkenswert, dass nach dem Kokillenguss oder Strangguss der Formate aus der erfindungsgemäßen Legierung auch keine aufwendigen Schmiedeprozesse oder Stauchprozesse bei erhöhter Temperatur durchgeführt werden müssen, um Poren und Risse im Material zu verschweißen, also zu schließen.

[0110] Außerdem besteht bei der Erfindung zur Gewährleistung einer hinreichenden Warmumformbarkeit nicht mehr die zwingende Notwendigkeit, durch Homogenisierungsglühen oder Lösungsglühen die je nach Sn-Gehalt vorhandene Sn-reiche δ -Phase feiner im Gefüge zu verteilen oder aufzulösen und somit zu beseitigen. Die ohnehin schon im Gussgefüge der erfindungsgemäßen Legierung mit entsprechendem Sn-Gehalt gleichmäßig und fein verteilte δ -Phase übernimmt eine wesentliche Funktion für die Gebrauchseigenschaften der Legierung.

[0111] In bevorzugter Ausgestaltung der Erfindung kann die Weiterverarbeitung des Gusszustandes die Durchführung von zumindest einer Warmumformung im Temperaturbereich von 600 bis 880°C umfassen.

[0112] Vorteilhafterweise kann die Abkühlung der Halbzeuge und Bauteile nach der Warmumformung an beruhigter oder beschleunigter Luft oder mit Wasser erfolgen.

[0113] Infolge der durch die Hartpartikel begünstigt stattgefundenen dynamischen Rekristallisation liegt das Gefüge der Ausführungsformen nach der Warmumformung sehr gleichmäßig und feinkörnig vor. Zudem wurde festgestellt, dass der warmumgeformte Zustand der Erfindung äußerst hohe Werte für die Festigkeiten und die Härte aufweist. Offensichtlich fand während der Warmumformung eine fortgesetzte Ausscheidung der Hartpartikel geringerer Größe statt. Infolge der Trägheit der Ausscheidung der Al-haltigen Hartpartikel bilden sich diese während der Warmumformung in einem größeren Ausmaß.

[0114] Vorteilhafterweise kann zumindest eine Glühbehandlung des Gusszustandes und/oder des warmumgeformten Zustandes der Erfindung in dem Temperaturbereich von 200 bis 880°C mit der Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden, alternativ mit einer Abkühlung an beruhigter oder beschleunigter Luft oder mit Wasser, durchgeführt werden.

[0115] Ein Aspekt der Erfindung betrifft ein vorteilhaftes Verfahren zur Weiterverarbeitung des Gusszustandes oder des warmumgeformten Zustandes oder des geglühten Gusszustandes oder des geglühten warmumgeformten Zustandes, das die Durchführung von zumindest einer Kaltumformung umfasst.

[0116] Bevorzugt kann zumindest eine Glühbehandlung des kaltumgeformten Zustandes der Erfindung in dem Temperaturbereich von 200 bis 880°C mit der Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden durchgeführt werden.

[0117] Vorteilhafterweise kann eine Entspannungsglühung/Auslagerungsglühung in dem Temperaturbereich von 200 bis 650°C mit der Dauer von 0,5 bis 6 Stunden durchgeführt werden.

[0118] Die Matrix des gleichmäßigen Gefüges der Erfindung besteht aus duktiler α -Phase mit je nach Sn-Gehalt der Legierung aus Anteilen der δ -Phase. Die δ -Phase führt durch ihre hohe Festigkeit und Härte zum hohen Widerstand der Legierung gegen den abrasiven Verschleiß. Außerdem vergrößert die δ -Phase aufgrund ihres hohen Sn-Gehaltes, woraus ihre Neigung zur Ausbildung einer Triboschicht resultiert, die Beständigkeit des Werkstoffes gegenüber dem adhäsiven Verschleiß. In der metallischen Grundmasse sind die Hartpartikel eingelagert. In weiteren Ausführungen der Erfindung kommen noch in der metallischen Grundmasse ausgeschiedene Fe- und/oder Mg-haltige Phasen hinzu.

[0119] Dieses heterogene Gefüge, bestehend aus einer metallischen Grundmasse aus α - und δ -Phase, in der Ausscheidungen großer Härte eingelagert sind, verleiht dem Erfindungsgegenstand eine herausragende Eigenschaftskombination. In diesem Zusammenhang zu nennen sind: Hohe Festigkeitswerte und Härte bei gleichzeitig sehr guter Zähigkeit, ausgezeichnete Warmumformbarkeit, ausreichende Kaltumformbarkeit, hohe Temperaturbeständigkeit des Gefüges mit daraus resultierender hoher Warmfestigkeit und hoher Spannungsrelaxationsbeständigkeit, eine für viele Anwendungen ausreichende elektrische Leitfähigkeit, eine hohe Korrosionsbeständigkeit sowie ein großer Widerstand gegen die Verschleißmechanismen Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung sowie gegen den Schwingreibverschleiß, dem sogenannten fretting.

[0120] Aufgrund des gleichmäßigen und feinkörnigen Gefüges mit einer weitgehenden Porenfreiheit, Rissfreiheit und Seigerungsfreiheit und dem Gehalt an Hartpartikeln besitzt die erfindungsgemäße Legierung schon im Gusszustand ein hohes Maß an Festigkeit, Härte, Duktilität, komplexer Verschleißbeständigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Aus diesem Grunde besitzt die erfindungsgemäße Legierung schon im Gusszustand ein großes Einsatzspektrum.

[0121] Es ergibt sich die besondere Eignung der erfindungsgemäßen Legierung als Verschleißschuttschicht, die beispielsweise auf einen Grundkörper aus Stahl aufgeschmolzen wird. Diesbezüglich ist hervorzuheben, dass die Behandlungstemperaturen für Vergütungsstähle (Härten 820 bis 860°C, Anlassen 540 bis 660°C; DIN EN 10083-1) in dem Wärmebehandlungsbereich der Erfindung liegen. Dies bedeutet, dass nach dem Aufschmelzen der zinnhaltigen Kupferlegierung auf einen Grundkörper aus Vergütungsstahl die mechanischen Eigenschaften beider Verbundpartner in

nur einem Behandlungsschritt optimiert werden können. Ein weiterer Vorteil ist, dass beim Aufschmelzprozess die Ausbildung einer offenen Porosität unterdrückt wird, wodurch die Druckfestigkeit der Verschleißschicht erhöht wird.

[0122] Außer dem Aufschmelzen kommen auch weitere Fügeverfahren in Betracht. Denkbar wäre in diesem Zusammenhang auch eine Verbundherstellung mittels Schmieden, Löten oder Schweißen mit der wahlweisen Durchführung von zumindest einer Glühung im Temperaturbereich von 200 bis 880°C. Ebenso können beispielsweise Lager-Verbundschalen oder Lager-Verbundbuchsen durch Walzplattieren, induktives oder konduktives Walzplattieren oder durch Laser-Walzplattieren hergestellt werden.

[0123] Bereits aus den Gussformaten in Bandform, Blechform, Plattenform, Bolzenform, Drahtform, Stangenform, Rohrform oder Profilform können Gleitelemente und Führungselemente in Verbrennungsmotoren, Ventilen, Turbolader, Getrieben, Abgasnachbehandlungsanlagen, Hebelsysteme, Bremssysteme und Gelenksystemen, hydraulischen Aggregaten oder in Maschinen und Anlagen des allgemeinen Maschinenbaus hergestellt werden. Mittels einer Weiterverarbeitung des Gusszustandes lassen sich für diese Anwendungszwecke Halbzeuge und Bauteile mit komplizierter Geometrie und gesteigerten mechanischen Eigenschaften und optimierten Verschleißseigenschaften herstellen. Damit wird den erhöhten Bauteilanforderungen bei einer dynamischen Beanspruchung Rechnung getragen.

[0124] Ein weiterer Aspekt der Erfindung schließt eine Verwendung der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung für Bauelemente, Leitungselemente, Führungselemente und Verbindungselemente in der Elektronik/Elektrotechnik ein.

[0125] Durch die herausragenden Festigkeitseigenschaften und die Verschleißbeständigkeit sowie Korrosionsbeständigkeit der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung kommt eine weitere Anwendungsmöglichkeit in Betracht. So ist die Erfindung für die metallenen Gegenstände in Konstruktionen für die Aufzucht von im Meerwasser lebenden Organismen (Aquaculture) geeignet. Ein weiterer Aspekt der Erfindung schließt eine Verwendung der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung für Propeller, Flügel, Schiffsschrauben und Naben für den Schiffbau, für Gehäuse von Wasserpumpen, Ölpumpen und Kraftstoffpumpen, für Leiträder, Laufräder und Schaufelräder für Pumpen und Wasserturbinen, für Zahnräder, Schneckenräder, Schraubenräder sowie für Druckmutter und Spindelmutter sowie für Rohre, Dichtungen und Verbindungsbolzen in der maritimen und chemischen Industrie ein.

[0126] Für die Verwendung der erfindungsgemäßen Legierung zur Herstellung von Schlaginstrumenten ist der Werkstoff von großer Bedeutung. Insbesondere Becken, sogenannte Cymbals, hochwertiger Qualität werden aus zinnhaltigen Kupferlegierungen mittels Warmumformung und zumindest einer Glühung gefertigt, bevor sie zumeist mittels einer Glocke oder einer Schale in die Endform gebracht werden. Anschließend werden die Becken nochmals gegläht, bevor deren spanende Endbearbeitung erfolgt. Die Herstellung der verschiedenen Varianten der Becken, beispielsweise Ride-Becken, Hi-Hat, Crash-Becken, China-Becken, Splash-Becken und Effekt-Becken, erfordert demnach eine besonders vorteilhafte Warmumformbarkeit des Materials, die durch die erfindungsgemäße Legierung gewährleistet wird. Innerhalb der Bereichsgrenzen der chemischen Zusammensetzung der Erfindung können unterschiedliche Gefügeanteile für die δ -Phase und für die Hartpartikel in einer sehr weiten Spanne eingestellt werden. Auf diese Weise ist es schon legierungsseitig möglich, auf das Klangbild der Becken einzuwirken.

[0127] Weitere wichtige Ausführungsbeispiele der Erfindung werden anhand der Tabellen 1 bis 11 erläutert. Es wurden Gussblöcke der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung durch Kokillenguss hergestellt. Die chemische Zusammensetzung der Abgüsse geht aus Tab. 1 und 3 hervor.

[0128] In der Tab. 1 ist die chemische Zusammensetzung der Legierungsvariante 1 dargestellt. Dieser Werkstoff ist durch einen Sn-Gehalt von 7,35 Gew.-%, einen Si-Gehalt von 0,74 Gew.-%, einen Al-Gehalt von 0,34 Gew.-%, einen Bor-Gehalt von 0,33 Gew.-% sowie einen P-Gehalt von 0,015 Gew.-% und einen Rest Kupfer gekennzeichnet.

Tabelle 1: Chemischen Zusammensetzung des Ausführungsbeispiels 1 (in Gew.-%)

	Cu	Sn	Si	Al	B	P
1	Rest	7,35	0,74	0,34	0,33	0,015

[0129] Nach dem Gießen ist das Gefüge des Ausführungsbeispiels 1 durch eine sehr gleichmäßige, inselförmige Verteilung eines verhältnismäßig kleinen Anteils der δ -Phase (1, ca. 20 Vol.-%) sowie der Hartpartikel 2 im Kupfer-Mischkristall 3 geprägt (Fig. 1). Die Härte dieser Legierungssorte liegt bei 108 HB (Tab. 2).

Tabelle 2: Härte der Kokillenguss-Blöcke des Ausführungsbeispiels 1

Legierung	Härte HB 2,5/62,5
1	108

[0130] In der Tab. 3 ist die chemische Zusammensetzung einer weiteren Legierungsvariante 2 ersichtlich. Dieser

Werkstoff enthält neben 15,09 Gew.-% Sn und 0,027 Gew.-% P die weiteren Elemente Si (0,80 Gew.-%), Al (0,54 Gew.-%), Bor (0,24 Gew.-%) sowie einen Rest Kupfer.

Tabelle 3: Chemischen Zusammensetzung des Ausführungsbeispiels 2 (in Gew.-%)

	Cu	Sn	Si	Al	B	P
2	Rest	15,09	0,80	0,54	0,24	0,027

[0131] Die Erfindung ist unter anderem dadurch gekennzeichnet, dass das Gefüge im Gusszustand mit steigendem Sn-Gehalt der Legierung, abhängig vom Gieß-/Abkühlungsprozess, aus zunehmenden Anteilen an δ -Phase besteht. Die Anordnung dieser Sn-reichen δ -Phase geht von einer fein verteilten Inselform mit Erhöhung des Sn-Gehaltes der Legierung in eine dichte Netzform über.

[0132] Im Gefüge der Legierungssorte 2 liegt die δ -Phase mit einem deutlich höheren Gehalt vor (bis zu 70 Vol-%). Dieses Gefüge geht aus Fig. 3 in 200-facher und aus Fig. 4 in 500-facher Vergrößerung hervor. Mit dem Bezugszeichen 1 ist jeweils die netzartig im Gefüge angeordnete Sn-reiche δ -Phase gekennzeichnet. Des Weiteren sind die Hartpartikel 2, die von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase ummantelt sind, zu erkennen. Mit dem Bezugszeichen 3 beschriftet ist der Gefügebestandteil des Kupfer-Mischkristalls.

[0133] Die Zunahme der Härte des Werkstoffes mit steigendem Sn-Gehalt wird durch den deutlich höheren Wert von 210 HB der Legierung 2 ausgedrückt (Tab. 4).

Tabelle 4: Härte der Kokillenguss-Blöcke des Ausführungsbeispiels 2

Legierung	Härte HB 2,5/62,5
2	210

[0134] Die gleichmäßige Verteilung der inselförmig und/oder netzartig angeordneten δ -Phase im Gefüge der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung unterstreicht die Wirkung der Hartpartikel als Kristallisationskeime für die Ausbildung der δ -Phase.

[0135] Ein Aspekt der Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung von Bändern, Blechen, Platten, Bolzen, Drähten, Stangen, Rohren und Profilen aus der erfindungsgemäßen zinnhaltigen Kupferlegierung mit Hilfe des Kokillengießverfahrens oder des kontinuierlichen oder halbkontinuierlichen Stranggießverfahrens.

[0136] Die erfindungsgemäße Legierung kann zudem einer Weiterverarbeitung unterzogen werden. Einerseits wird dadurch die Herstellung bestimmter und oftmals komplizierter Geometrien ermöglicht. Andererseits wird auf diese Weise der Forderung nach einer Verbesserung der komplexen Betriebseigenschaften der Werkstoffe besonders für verschleißbeanspruchte Bauteile und für Bau- und Verbindungselemente in der Elektronik/Elektrotechnik entsprochen, da es in den entsprechenden Maschinen, Motoren, Getrieben, Aggregaten, Konstruktionen und Anlagen zu einer stark zunehmenden Beanspruchung der Systemelemente kommt. Im Zuge dieser Weiterverarbeitung wird eine signifikante Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften und/oder eine wesentliche Erhöhung von Zugfestigkeit R_m , Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Härte erzielt.

[0137] Aufgrund der ausgezeichneten Warmumformbarkeit der erfindungsgemäßen Legierung kann die Weiterverarbeitung des Gusszustandes vorteilhafterweise die Durchführung von zumindest einer Warmumformung im Temperaturbereich von 600 bis 880°C umfassen. Mittels Warmwalzen können Platten, Bleche und Bänder hergestellt werden. Das Strangpressen ermöglicht die Fertigung von Drähten, Stangen, Rohren und Profilen. Schließlich sind die Schmiedeverfahren geeignet, um endformnahe Bauteile mit zum Teil komplizierter Geometrie herzustellen.

[0138] Eine weitere vorteilhafte Möglichkeit der Weiterverarbeitung des Gusszustandes oder des warmumgeformten Zustandes oder des geglühten Gusszustandes oder des geglühten warmumgeformten Zustandes umfasst die Durchführung von zumindest einer Kaltumformung. Mit diesem Verfahrensschritt werden insbesondere die Werkstoffkennwerte R_m , $R_{p0,2}$ sowie die Härte signifikant erhöht. Dies ist für die Anwendungsfälle bedeutsam, bei denen es zu einer mechanischen Beanspruchung und/oder zu einer intensiven abrasiven und adhäsiven Verschleißbeanspruchung der Bauelemente kommt. Weiterhin werden die Federeigenschaften der Bauelemente aus der erfindungsgemäßen Legierung infolge einer Kaltumformung wesentlich verbessert.

[0139] Zur entsprechenden Rekristallisation des Gefüges der Erfindung nach einer Kaltumformung kann zumindest eine Glühbehandlung in einem Temperaturbereich von 200 bis 880°C mit der Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden durchgeführt werden. Die somit entstehende sehr feinkörnige Struktur stellt eine wichtige Voraussetzung dar, um die Eigenschaftskombination aus hoher Festigkeit und Härte und aus hinreichender Zähigkeit des Werkstoffes herzustellen.

[0140] Für eine Absenkung der Eigenspannungen der Bauteile kann vorteilhafterweise zusätzlich eine Entspannungsglühung in einem Temperaturbereich von 200 bis 650°C mit der Dauer von 0,5 bis 6 Stunden durchgeführt werden.

[0141] Für die Einsatzgebiete mit einer besonders starken komplexen Bauteilbeanspruchung kann eine Weiterverarbeitung gewählt werden, welche zumindest eine Kaltumformung oder die Kombination von zumindest einer Warmumformung und zumindest einer Kaltumformung in Verbindung mit zumindest einer Glühung in einem Temperaturbereich von 200 bis 800°C mit der Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden umfasst und zu einem rekristallisierten Gefüge der erfindungsgemäßen Legierung führt. Die auf diese Weise eingestellte feinkörnige Struktur der Legierung gewährleistet eine Kombination aus hoher Festigkeit, hoher Härte und guten Zähigkeitseigenschaften. Zusätzlich kann zur Absenkung der Eigenspannungen der Bauteile eine Entspannungsglühbehandlung im Temperaturbereich von 200 bis 650°C mit der Dauer von 0,5 bis 6 Stunden erfolgen.

[0142] Zur Fertigung von bandförmigen Halbzeugen aus dem Ausführungsbeispiel 1 (Tab. 1) wurden drei verschiedene Herstellungsabfolgen ausgewählt. Sie unterscheiden sich vornehmlich in der Anzahl der Kaltumform-/Glühzyklen sowie in der Höhe der angewendeten Kaltumformgrade und Glühtemperaturen (Tab. 5).

Tabelle 5: Fertigungsprogramme für Ausführungsbeispiel 1

Nr.	Fertigung 1	Fertigung 2	Fertigung 3
1	Kokillenguss		
2	Warmwalzen bei 780°C + Wasserabschreckung		
3	Glühen 700°C/3h + Luftabkühlung		
4	Kaltwalzen: von 6,05 an 0,93 mm ($\varepsilon \approx 85\%$)		
5	Entspannungsglühung bei 280°C/2 h	Glühung 680°C/3 h	Glühung 450°C/3 h
6	-	Kaltwalzen ($\varepsilon \approx 60\%$): von 0,93 an 0,37 mm	Kaltwalzen ($\varepsilon \approx 30\%$): von 0,93 an 0,65 mm

7	-	Entspannungsglühung 280-400°C/2-4 h	Entspannungsglühung 240-360°C/2 h
---	---	-------------------------------------	-----------------------------------

[0143] Nach dem Kokillenabguss und dem Warmwalzen waren die entsprechenden Blöcke oder Halbzeuge durch eine außergewöhnlich glatte Oberfläche gekennzeichnet. Infolge der während des Warmwalzprozesses stattgefundenen dynamischen Rekristallisation des Gefüges wies der warmumgeformte Zustand der Legierungsvariante 1 eine hinreichende Kaltumformbarkeit auf. Zur weiteren Verbesserung der Kaltumformbarkeit der warmumgeformten Halbzeuge erwies sich die Durchführung einer Glühbehandlung im Temperaturbereich von 600 bis 880°C mit der Dauer von 3 Stunden als vorteilhaft. So konnten die warmgewalzten Platten mit einer Kaltumformung ε von ca. 85 % rissfrei kaltgewalzt werden.

[0144] Im Verlaufe der Fertigung 1 wurden die kaltgewalzten Bänder bei der Temperatur von 280°C mit einer Dauer von 2 h gegläht. Die Kennwerte der somit entspannten Bänder gehen aus der Tab. 6 hervor. Trotz hoher Festigkeits- und Härtewerte besitzen die Bänder der Legierung ausreichende Zähigkeitseigenschaften, für die der Wert für die Bruchdehnung A5 das Maß darstellt.

Tabelle 6: Gefügekenndaten und mechanische Kennwerte der Bänder des Ausführungsbeispiels 1 im Endzustand (Fertigung 1)

Leg.	Elektrische Leitfähigkeit [% IACS]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A5 [%]	Härte HB 1,0/10
1	9,6	867	838	9,3	279

[0145] Im Rahmen der Fertigung 2 wurden die Bänder der Legierungsvariante 1 nach dem ersten Kaltwalzen bei 680°C für 3 Stunden gegläht. Anschließend erfolgte das Kaltwalzen der Bänder mit einer Kaltumformung ε von ca. 60 %. Zum Abschluss der Fertigung wurden die Bänder bei verschiedenen Temperaturen zwischen 280 und 400°C mit einer Dauer von 2 und 4 Stunden thermisch entspannt. Die Kennwerte der resultierenden Werkstoffzustände sind in der Tab. 7 aufgelistet.

Tabelle 7: Gefügekenndaten und mechanische Kennwerte der Bänder des Ausführungsbeispiels 1 im Endzustand (Fertigung 2)

Leg.	Entspannungsglühtemperatur [°C]	Korngröße [μm]	Elektr. Leitfäh. [% IACS]	Rm [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A5 [%]	Härte HB 1,0/10
1	280°C/2 h	-	9,5	804	740	8,7	268
	280°C/4 h	-	9,6	801	713	8,9	276
	340°C/2 h	1-2	10,0	592	445	31,6	198
	340°C/4 h	1-2	10,1	596	446	24,8	184
	400°C/2 h	3-4	9,8	551	359	50,2	152
	400°C/4 h	3-4	9,9	512	340	45,4	155

[0146] Aus der Tab. 7 ist zu entnehmen, dass das Gefüge der bei 280°C entspannten Bänder Verformungsmerkmale beinhalten, weshalb kein Wert für die Korngröße angegeben werden konnte. Bei ca. 340°C setzt die Rekristallisation des Gefüges ein, die zu einem starken Abfall der Festigkeiten und der Härte führt. Aus diesem Grunde wurde im Rahmen der Fertigung 3 die Temperatur der Glühung nach der ersten Kaltumformung auf 450°C herabgesetzt. Nach der dreistündigen Glühung bei dieser Temperatur erfolgte das Kaltwalzen der Bänder mit der Kaltumformung ε von etwa 30 %. Die abschließende zweistündige Entspannungsglühung bei Temperaturen zwischen 240 und 360°C führte zu den Kennwerten, die in der Tab. 8 dargestellt sind.

[0147] Das Gefüge bei 500-facher Vergrößerung des bei 240°C/2h entspannten

[0148] Endzustandes des Bandes des Ausführungsbeispiels 1 ist in Fig. 2 dargestellt. Ersichtlich ist das feinkörnige Gefüge mit den Hartphasen 2, die in dem Kupfer-Mischkristall 3 eingelagert sind. Die Hartpartikel sind von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase ummantelt.

[0149] Die Resultate verweisen auf hohe Werte für die Festigkeit und die Härte. Dennoch zeigen die hohen Werte für die Bruchdehnung A5 die hervorragende Duktilität der Werkstoffzustände an.

Tabelle 8: Gefügekenndaten und mechanische Kennwerte der Bänder des Ausführungsbeispiels 1 im Endzustand (Fertigung 3)

Leg.	Entspannungsglühtemperatur [°C]	Korngröße [μm]	Elektr. Leitfäh. [% IACS]	Rm [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A5 [%]	HB 1,0/10
1	240°C/2 h	4-5	9,8	759	693	21,0	228
	280°C/2 h	4-5	9,7	748	679	27,9	222
	320°C/2 h	5-6	9,7	731	627	29,3	215
	360°C/2 h	4-5	9,8	619	403	36,8	154

[0150] Die Bänder des Ausführungsbeispiels 2 der Erfindung, dessen chemische Zusammensetzung der Tab. 3 zu entnehmen ist, wurden nach dem Fertigungsprogramm hergestellt, das aus der Tab. 9 hervorgeht. Das Warmwalzen der Kokillenguss-Formate erfolgte bei der Temperatur von 750°C mit anschließender Abkühlung in Wasser. Nach dem Kokillenabguss und dem Warmwalzen waren die entsprechenden Blöcke oder Halbzeuge durch eine außergewöhnlich glatte Oberfläche gekennzeichnet.

[0151] Im Anschluss an das Warmwalzen wurden die Bänder mit einem geringen Kaltumformgrad ε von ca. 3 % kaltgewalzt. Ein Teil dieser Bänder mit der Bezeichnung 2-A wurden anschließend bei den Temperaturen von 500, 550 und 600°C für 3 Stunden geglüht und untersucht.

[0152] Der zweite Teil der an 7,04 mm kaltgewalzten Bänder mit der Bezeichnung 2-B wurden mittels einer zyklischen Durchführung von Glühungen und Kaltumformungen weitergefertigt.

Tabelle 9: Fertigungsprogramm für Ausführungsbeispiel 2

Nr.	Fertigung
1	Kokillenguss

EP 3 423 604 B1

(fortgesetzt)

Nr.	Fertigung
2	2-A, 2-B Warmwalzen bei 750°C + Wasserabschreckung
3	Kaltwalzen 2-A/B: von 7,26 an 7,04 mm ($\epsilon \approx 3 \%$)
4	2-A Glühen: 500°C/3h, 550°C/3h, 600°C/3h + Luftabkühlung
	2-B Glühen: 600°C/4h+Luftabkühlung
5	2-B Kaltwalzen: von 7,04 an 6,18 mm ($\epsilon \approx 12 \%$)
6	2-B Glühen: 550°C/4h + Luftabkühlung
7	2-B Kaltwalzen: von 6,18 an 4,60 mm ($\epsilon \approx 26 \%$)
8	2-B Glühen: 500°C/3h + Luftabkühlung
9	2-B Kaltwalzen: von 4,60 an 3,32 mm ($\epsilon \approx 28 \%$)

	2-B
10	Entspannungsglühen: 200°C/2h, 240°C/2h, 280°C/2h

[0153] Die Korngröße und die Härte des kaltgewalzten Zustandes sowie des kaltgewalzten und geglühten Zustandes für die Bänder 2-A sind in der Tab. 10 dargestellt. Aufgrund der während des Warmwalzens der Gussblöcke stattgefundenen dynamischen Rekristallisation des Gefüges liegt die Struktur bereits nach dem ersten Kaltwalzen in gleichmäßiger Form mit einer Korngröße von 20 bis 25 μm vor. Die Zähigkeitseigenschaften können weiterhin mittels einer Glühbehandlung im Temperaturbereich von 200 bis 650°C verbessert werden. So ist in Bild 5 das Gefüge des Ausführungsbeispiels 2 nach einer dreistündigen Glühung bei 500°C dargestellt. Die δ -Phase (dunkel eingefärbt) ist äußerst gleichmäßig im Gefüge des Werkstoffes verteilt. Eine weitere Reduzierung des Anteils der δ -Phase wird durch eine Glühung bei 600°C/3h erreicht (Bild 6).

[0154] Die Hartpartikel sind bezüglich des Gusszustandes vollständiger in den δ -Phasenbereichen enthalten. Dies unterstreicht die Funktion der Hartpartikel als Kristallisations-/Ausscheidungskeime auch bei der thermomechanischen Weiterverarbeitung der Legierung.

Tabelle 10: Korngröße und Härte der kaltgewalzten und nachfolgend geglühten Bänder 2-A (nach Fertigungsschritt 4 in Tab. 9) aus dem Ausführungsbeispiel 2

Legierung/ Zustand	Wärmebehandlung	Korngröße [μm]	Härte HB 2,5/62,5
2-A (warmgewalzt + kaltgewalzt von 7,26 an 7,04 mm)	kaltgewalzt	20-25	220
	500°C/3h+Luft	15-20	211
	550°C/3h+Luft	15-20	196
	600°C/3h+Luft	20-25	184

[0155] Das Gefüge des Bandes 2-A, das abschließend mit den Parametern 500°C/3h+Luft sowie 600°C/3h+Luft wärmebehandelt wurde, ist in Fig. 5 und Fig. 6 dargestellt. Im Gefüge beider Zustände liegen neben der Sn-reichen δ -Phase 1 die Hartpartikel 2 vor, die von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase ummantelt sind. Außerdem ist das Kupfer-

Mischkristall 3, das aus zinnarmer α -Phase besteht, zu ersehen. Nach der Glühung bei der höheren Temperatur von 600°C liegt das Gefüge des Bandes 2-A grobkörniger vor (Fig. 6).

[0156] Der zweite Teil der Bänder mit der Bezeichnung 2-B wurde einer Weiterverarbeitung mit mehreren Kaltwalz/Glüh-Zyklen unterzogen. Die Kennwerte der bei verschiedenen Temperaturen entspannten Endzustände sind in Tab. 11 aufgelistet.

[0157] Mit jedem Zyklus, der aus einem Kaltwalzschritt und einer Glühbehandlung besteht, wird das Gefüge des Ausführungsbeispiels 3 der Erfindung fortschreitend zeitig verstreckt. Die zeilenartige Anordnung des, bedingt durch den hohen Sn-Gehalt der Legierung, sehr hohen δ -Anteils führt zu hohen Härtewerten nahe der 300 HV1. Gleichzeitig nimmt der spröde Charakter der Legierung zu.

Tabelle 11: Korngröße und Härte der endgefertigten Bänder 2-B (nach Fertigungsschritt 10 in Tab. 9) aus dem Ausführungsbeispiel 2

Leg./ Zust.	Entspannungsglühtemperatur [°C]	Korngröße [μm]	HV1
2-B	200°C/2h	< 2	294
	240°C/2h	2-3	283
	280°C/2h	2-3	281

[0158] Resultierend lässt sich schlussfolgern, dass die erfindungsgemäße Legierung über den gesamten Bereich des Sn-Gehaltes von 4 bis 23 % Sn eine ausgezeichnete Gießbarkeit und Warmumformbarkeit aufweist. Auch die Kaltumformbarkeit liegt auf einem sehr hohen Niveau. Allerdings verschlechtert sich naturgemäß aufgrund des ansteigenden δ -Anteils des Gefüges die Duktilität der Erfindung mit steigendem Sn-Gehalt.

Bezugszeichenliste

[0159]

- 1 Sn-reiche δ -Phase
- 2 Hartpartikel, die von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase ummantelt sind
- 3 Kupfer-Mischkristall, bestehend aus zinnarmer α -Phase

Patentansprüche

1. Hochfeste zinnhaltige Kupferlegierung mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit, bestehend aus (in Gew.-%):

4,0 bis 23,0 % Sn,
 0,05 bis 2,0 % Si,
 0,01 bis 1,0 % Al,
 0,005 bis 0,6 % B,
 0,001 bis 0,08 % P,
 wahlweise noch bis maximal 2,0 % Zn,
 wahlweise noch bis maximal 0,6 % Fe,
 wahlweise noch bis maximal 0,5 % Mg,
 wahlweise noch bis maximal 0,25 % Pb,
 Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen,

dadurch gekennzeichnet,

- **dass** das Verhältnis Si/B der Elementgehalte der Elemente Silicium und Bor zwischen 0,3 und 10 liegt.

2. Hochfeste zinnhaltige Kupfergusslegierung mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit, bestehend aus (in Gew.-%):

4,0 bis 23,0 % Sn,
 0,05 bis 2,0 % Si,
 0,01 bis 1,0 % Al,
 0,005 bis 0,6 % B,
 0,001 bis 0,08 % P,
 wahlweise noch bis maximal 2,0 % Zn,
 wahlweise noch bis maximal 0,6 % Fe,
 wahlweise noch bis maximal 0,5 % Mg,
 wahlweise noch bis maximal 0,25 % Pb,
 Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen,

dadurch gekennzeichnet,

- **dass** das Verhältnis Si/B der Elementgehalte der Elemente Silicium und Bor zwischen 0,3 und 10 liegt;
- **dass** nach dem Gießen in der Legierung folgende Gefügebestandteile vorliegen:

- a) 1 bis zu 98 Volumen-% Sn-reiche δ -Phase (1),
- b) 1 bis zu 20 Volumen-% Al-haltige und B-haltige Phasen, Si-haltige und B-haltige Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2),
- c) Rest Kupfer-Mischkristall, bestehend aus zinnarmer α -Phase (3), wobei die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2) von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase (1) ummantelt sind;

- **dass** beim Gießen die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2), welche als Aluminiumboride und Siliciumboride und/oder als Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Aluminiumboride und Siliciumboride ausgebildet sind, Keime für eine gleichmäßige Kristallisation während der Erstarrung/Abkühlung der Schmelze darstellen, so dass die Sn-reiche δ -Phase (1) inselartig und/oder netzartig gleichmäßig im Gefüge verteilt ist;

- **dass** die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2), welche als Borsilikate und/oder Borphosphorsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikate ausgebildet sind, zusammen mit den Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden die Rolle eines verschleißschützenden und/oder korrosionsschützenden Überzuges auf den Halbzeugen und Bauteilen der Legierung übernehmen.

3. Hochfeste zinnhaltige Kupferlegierung im weiterverarbeiteten Zustand mit ausgezeichneter Warmumformbarkeit und Kaltumformbarkeit, hoher Beständigkeit gegen den abrasiven Verschleiß, adhäsiven Verschleiß und Fretting-Verschleiß sowie verbesserter Korrosionsbeständigkeit und Spannungsrelaxationsbeständigkeit, bestehend aus (in Gew.-%): 4,0 bis 23,0 % Sn,

0,05 bis 2,0 % Si,
 0,01 bis 1,0 % Al,
 0,005 bis 0,6 % B,
 0,001 bis 0,08 % P,
 wahlweise noch bis maximal 2,0 % Zn,
 wahlweise noch bis maximal 0,6 % Fe,
 wahlweise noch bis maximal 0,5 % Mg,
 wahlweise noch bis maximal 0,25 % Pb,
 Rest Kupfer und unvermeidbare Verunreinigungen,

dadurch gekennzeichnet,

- **dass** das Verhältnis Si/B der Elementgehalte der Elemente Silicium und Bor zwischen 0,3 und 10 liegt;
- **dass** nach der Weiterverarbeitung der Legierung durch zumindest eine Glühung oder durch zumindest eine Warmumformung und/oder Kaltumformung nebst zumindest einer Glühung in der Legierung folgende Gefügebestandteile vorliegen:

- a) bis zu 75 Volumen-% Sn-reiche δ -Phase (1),

b) 1 bis zu 25 Volumen-% Al-haltige und B-haltige Phasen, Si-haltige und B-haltige Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2),

c) Rest Kupfer-Mischkristall, bestehend aus zinnarmer α -Phase (3), wobei die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2) von Zinn und/oder der Sn-reichen δ -Phase (1) ummantelt sind;

- **dass** die enthaltenen Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2), welche als Aluminiumboride und Siliciumboride und/oder als Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen der Aluminiumboride und Siliciumboride ausgebildet sind, Keime für eine statische und dynamische Rekristallisation des Gefüges während der Weiterverarbeitung der Legierung darstellen, wodurch die Einstellung eines gleichmäßigen und feinkörnigen Gefüges vorliegt;

- **dass** die Al-haltigen und B-haltigen Phasen, Si-haltigen und B-haltigen Phasen und/oder Anlagerungsverbindungen und/oder Mischverbindungen aus beiden Phasen (2), welche als Borsilikate und/oder Borphosphorsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borsilikate und/oder Aluminiumoxid-Borphosphorsilikate ausgebildet sind, zusammen mit den Phosphorsilikaten und Aluminiumoxiden die Rolle eines verschleißschützenden und/oder korrosionsschützenden Überzuges auf den Halbzeugen und Bauteilen der Legierung übernehmen.

4. Zinnhaltige Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Element Silicium von 0,05 bis 1,5 % enthalten ist.

5. Zinnhaltige Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Element Silicium von 0,5 bis 1,5 % enthalten ist.

6. Zinnhaltige Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Element Aluminium von 0,1 bis 0,8 % enthalten ist.

7. Zinnhaltige Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Element Bor von 0,01 bis 0,6 % enthalten ist.

8. Zinnhaltige Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Element Phosphor von 0,001 bis 0,05 % enthalten ist.

9. Zinnhaltige Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung bis auf etwaige unvermeidbare Verunreinigungen frei von Blei ist.

10. Verfahren zur Herstellung von Endprodukten und von Bauteilen mit endproduktnaher Form aus einer zinnhaltigen Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9 mit Hilfe des Sandguss-Verfahrens, Maskenformguss-Verfahrens, Feinguss-Verfahrens, Vollformguss-Verfahrens, Druckguss-Verfahrens oder des Lost-Foam-Verfahrens.

11. Verfahren zur Herstellung von Bändern, Blechen, Platten, Bolzen, Runddrähten, Profildrähten, Rundstangen, Profilstangen, Hohlstangen, Rohren und Profilen aus einer zinnhaltigen Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9 mit Hilfe des Kokillengussverfahrens oder des kontinuierlichen oder halbkontinuierlichen Stranggussverfahrens.

12. Verfahren nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Weiterverarbeitung des Gusszustandes die Durchführung von zumindest einer Warmumformung im Temperaturbereich von 600 bis 880°C umfasst.

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** zumindest eine Glühbehandlung in dem Temperaturbereich von 200 bis 880°C mit der Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden durchgeführt wird.

14. Verfahren nach einem der Ansprüche 11 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Weiterverarbeitung des Gusszustandes oder des warmumgeformten Zustandes oder des geglühten Gusszustandes oder des geglühten warmumgeformten Zustandes die Durchführung von zumindest einer Kaltumformung umfasst.

15. Verfahren nach Anspruch 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** zumindest eine Glühbehandlung in dem Temperaturbereich von 200 bis 880°C mit der Dauer von 10 Minuten bis 6 Stunden durchgeführt wird.

16. Verfahren nach Anspruch 14 oder 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** eine Entspannungsglühung/Auslagerungs-

glühung in dem Temperaturbereich von 200 bis 650°C mit der Dauer von 0,5 bis 6 Stunden durchgeführt wird.

17. Verwendung der zinnhaltigen Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9 für Stelleisen und Gleitbleisen, für Friktionsringe und Friktionsscheiben, für Gleitlagerflächen in Verbundkomponenten, für Gleitelemente und Führungselemente in Verbrennungsmotoren, Ventilen, Turboladern, Getrieben, Abgasnachbehandlungsanlagen, Hebelsystemen, Bremssystemen und Gelenksystemen, hydraulischen Aggregaten oder in Maschinen und Anlagen des allgemeinen Maschinenbaus.
18. Verwendung der zinnhaltigen Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9 für Bauelemente, Leitungselemente, Führungselemente und Verbindungselemente in der Elektronik/Elektrotechnik.
19. Verwendung der zinnhaltigen Kupferlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 9 für metallene Gegenstände in der Aufzucht von im Meerwasser lebenden Organismen, für Schlaginstrumente, für Propeller, Flügel, Schiffsschrauben und Naben für den Schiffbau, für Gehäuse von Wasserpumpen, Ölpumpen und Kraftstoffpumpen, für Leiträder, Laufräder und Schaufelräder für Pumpen und Wasserturbinen, für Zahnräder, Schneckenräder, Schraubenräder sowie für Druckmutter und Spindelmutter sowie für Rohre, Dichtungen und Verbindungsbolzen in der maritimen und chemischen Industrie.

Claims

1. High-strength tin-containing copper alloy with excellent hot-formability and cold-formability, high-resistance with respect to abrasive wear, adhesive wear and fretting wear and improved corrosion-resistance and stress relaxation resistance, comprising (in % by weight):

from 4.0 to 23.0% Sn,
 from 0.05 to 2.0% Si,
 from 0.01 to 1.0% Al,
 from 0.005 to 0.6% B,
 from 0.001 to 0.08% P,
 optionally also up to a maximum of 2.0% Zn,
 optionally also up to a maximum of 0.6% Fe,
 optionally also up to a maximum of 0.5% Mg,
 optionally also up to a maximum of 0.25% Pb,
 the balance being copper and inevitable impurities,
characterised in that

- the ratio Si/B of the element contents of the elements silicon and boron is between 0.3 and 10.

2. High-strength tin-containing copper casting alloy with excellent hot-formability and cold-formability, high resistance with respect to abrasive wear, adhesive wear and fretting wear and improved corrosion resistance and stress relaxation resistance, comprising (in % by weight):

from 4.0 to 23.0% Sn,
 from 0.05 to 2.0% Si,
 from 0.01 to 1.0% Al,
 from 0.005 to 0.6% B,
 from 0.001 to 0.08% P,
 optionally also up to a maximum of 2.0% Zn,
 optionally also up to a maximum of 0.6% Fe,
 optionally also up to a maximum of 0.5% Mg,
 optionally also up to a maximum of 0.25% Pb,
 the balance being copper and inevitable impurities,
characterised in that

- the ratio Si/B of the element contents of the elements silicon and boron is between 0.3 and 10,
 - **in that** after the casting the following structural components are present in the alloy:

- a) from 1 to 98% by volume Sn-rich δ -phase (1),
 b) from 1 to 20% by volume Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2),
 c) the balance being copper/mixed crystal, comprising low-tin α -phase (3), wherein the Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2) are surrounded by tin and/or the Sn-rich δ -phase (1);

- **in that** during casting the Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2) which are formed as aluminium borides and silicon borides and/or as addition compounds and/or mixed compounds of the aluminium borides and silicon borides constitute nuclei for a uniform crystallisation during the solidification/cooling of the melt so that the Sn-rich δ -phase (1) is distributed in an insular and/or reticular manner uniformly in the structure;

- **in that** the Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2) which are formed as boron silicates and/or boron phosphorus silicates and/or aluminium oxide/boron silicates and/or aluminium oxide/boron phosphorus silicates, together with the phosphorus silicates and aluminium oxides act as a wear-protection and/or corrosion-protection coating on the semi-finished products and components of the alloy.

3. High-strength tin-containing copper alloy in the further processed state with excellent hot-formability and cold-formability, high resistance with respect to abrasive wear, adhesive wear and fretting wear, and improved corrosion resistance and stress relaxation resistance, comprising (in % by weight):

from 4.0 to 23.0% Sn,
 from 0.05 to 2.0% Si,
 from 0.01 to 1.0% Al,
 from 0.005 to 0.6% B,
 from 0.001 to 0.08% P,
 optionally also up to a maximum of 2.0% Zn,
 optionally also up to a maximum of 0.6% Fe,
 optionally also up to a maximum of 0.5% Mg,
 optionally also up to a maximum of 0.25% Pb,
 the balance being copper and inevitable impurities,
characterised in that

- the ratio Si/B of the element contents of the elements silicon and boron is between 0.3 and 10,
 - **in that** after the further processing of the alloy by means of at least one annealing operation or by means of at least one hot-forming and/or cold-forming operation in addition to at least one annealing operation the following structural components are present in the alloy:

- a) up to 75% by volume Sn-rich δ -phase (1),
 b) from 1 to 25% by volume Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2),
 c) the balance being copper/mixed crystal, comprising low-tin α -phase (3), wherein the Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2) are surrounded by tin and/or the Sn-rich δ -phase (1);

- **in that** the contained Al-containing phases and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2) which are formed as aluminium borides and silicon borides and/or as addition compounds and/or mixed compounds of the aluminium borides and silicon borides constitute nuclei for a static and dynamic recrystallisation of the structure during the further processing of the alloy, whereby the adjustment of a uniform and fine-grained structure is present;

- **in that** the Al-containing and B-containing phases, Si-containing and B-containing phases and/or addition compounds and/or mixed compounds from both phases (2) which are formed as boron silicates and/or boron phosphorus silicates and/or aluminium oxide/boron silicates and/or aluminium oxide/boron phosphorus silicates, together with the phosphorus silicates and aluminium oxides act as a wear-protection and/or corrosion-protection coating on the semi-finished products and components of the alloy.

4. Tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 3, **characterised in that** the element silicon is contained at from 0.05 to 1.5%.
- 5 5. Tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 4, **characterised in that** the element silicon is contained at from 0.5 to 1.5%.
6. Tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 5, **characterised in that** the element aluminium is contained at from 0.1 to 0.8%.
- 10 7. Tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 6, **characterised in that** the element boron is contained at from 0.1 to 0.6%.
8. Tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 7, **characterised in that** the element phosphorus is contained at from 0.001 to 0.05%.
- 15 9. Tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 8, **characterised in that** the alloy is free from lead with the exception of any inevitable impurities.
- 20 10. Method for producing end products and components with a form close to an end product comprising a tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 9 using the sand-casting method, shell-mould casting method, fine-casting method, full-mould casting method, die-casting method or the lost-foam method.
- 25 11. Method for producing strips, sheets, plates, pins, round wires, profiled wires, round rods, profiled rods, hollow rods, pipes and profiles from a tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 9, using the chill casting method or the continuous or semi-continuous strand casting method.
- 30 12. Method according to claim 11, **characterised in that** the further processing of the cast state involves carrying out at least one hot-forming in the temperature range from 600 to 880°C.
- 35 13. Method according to any one of claims 10 to 12, **characterised in that** at least one annealing processing operation is carried out in the temperature range from 200 to 880°C with a duration of from 10 minutes to 6 hours.
14. Method according to any one of claims 11 to 13, **characterised in that** the further processing of the cast state or the hot-formed state or the annealed cast state or the annealed hot-formed state involves carrying out at least one cold-forming operation.
- 40 15. Method according to claim 14, **characterised in that** at least one annealing processing operation is carried out in the temperature range from 200 to 880°C with a duration of from 10 minutes to 6 hours.
- 45 16. Method according to claim 14 or 15, **characterised in that** a stress-relieving annealing operation/precipitation annealing operation is carried out in the temperature range from 200 to 650°C with a duration of from 0.5 to 6 hours.
17. Use of the tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 9 for gibs and sliding rails, for friction rings and friction discs, for plain bearing surfaces in composite components, for sliding elements and guiding elements in internal combustion engines, valves, turbochargers, gear mechanisms, exhaust gas aftertreatment systems, lever systems, braking systems and articulation systems, hydraulic units or in machines and installations of general mechanical engineering.
- 50 18. Use of the tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 9 for structural elements, line elements, guiding elements and connection elements in electronics/electrical engineering.
- 55 19. Use of the tin-containing copper alloy according to any one of claims 1 to 9 for metal objects in the breeding of organisms which live in seawater, for percussion instruments, for propellers, wings, ship propellers and hubs for ship construction, for housings of water pumps, oil pumps and fuel pumps, for guide wheels, impellers, and paddle wheels for pumps and water turbines, for gears, worm gears, helical gears and for pressure nuts and spindle nuts and for pipes, seals and connection bolts in the maritime and chemical industry.

Revendications

1. Alliage de cuivre contenant de l'étain à haute résistance avec une excellente aptitude au formage à chaud et aptitude au formage à froid, une haute résistance à l'usure abrasive, à l'usure adhésive et à l'usure de contact ainsi qu'une résistance à la corrosion et une résistance à la relaxation des contraintes améliorées, consistant en (en % en poids):

4,0 à 23,0 % de Sn,
 0,05 à 2,0 % de Si,
 0,01 à 1,0 % de Al,
 0,005 à 0,6 % de B,
 0,001 à 0,08 % de P,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 2,0 % de Zn,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 0,6 % de Fe,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 0,5 % de Mg,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 0,25 % de Pb,
 le reste de cuivre et d'impuretés inévitables,
caractérisé en ce que

- le rapport Si/B des teneurs en éléments des éléments silicium et bore est situé entre 0,3 et 10.

2. Alliage de cuivre coulé contenant de l'étain à haute résistance avec une excellente aptitude au formage à chaud et aptitude au formage à froid, une haute résistance à l'usure abrasive, à l'usure adhésive et à l'usure de contact ainsi qu'une résistance à la corrosion et une résistance à la relaxation des contraintes améliorées, consistant en (en % en poids):

4,0 à 23,0 % de Sn,
 0,05 à 2,0 % de Si,
 0,01 à 1,0 % de Al,
 0,005 à 0,6 % de B,
 0,001 à 0,08 % de P,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 2,0 % de Zn,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 0,6 % de Fe,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 0,5 % de Mg,
 éventuellement jusqu'à un maximum de 0,25 % de Pb,
 le reste de cuivre et d'impuretés inévitables,
caractérisé en ce que

- le rapport Si/B des teneurs en éléments des éléments silicium et bore est situé entre 0,3 et 10;
 - les constituants structurels suivants sont présents dans l'alliage après la coulée:

- a) 1 jusqu'à 98 % en volume de phase δ riche en Sn (1),
 b) 1 jusqu'à 20% en volume de phases contenant Al et contenant B, de phases contenant Si et contenant B et/ou de composés d'addition et/ou de composés mixtes des deux phases (2),
 c) le reste de cristal mixte de cuivre, consistant en phase α pauvre en étain (3),
 où les phases contenant Al et contenant B, les phases contenant Si et contenant B et/ou les composés d'addition et/ou les composés mixtes des deux phases (2) sont revêtus d'étain et/ou de la phase δ riche en Sn (1);

- lors de la coulée, les phases contenant Al et contenant B, les phases contenant Si et contenant B et/ou les composés d'addition et/ou les composés mixtes des deux phases (2), qui sont formés sous forme de borures d'aluminium et de borures de silicium et/ou de composés d'addition et/ou de composés mixtes des borures d'aluminium et des borures de silicium, représentent des germes pour une cristallisation uniforme pendant la solidification/le refroidissement de la masse fondue, de sorte que la phase δ riche en Sn (1) est uniformément répartie dans la structure sous forme d'îles et/ou de réseaux;

- les phases contenant Al et contenant B, les phases contenant Si et contenant B et/ou les composés d'addition et/ou les composés mixtes des deux phases (2), qui sont formés sous forme de borosilicates et/ou de borophosphosilicates et/ou d'oxyde d'aluminium-borosilicates et/ou d'oxyde d'aluminium-borophosphosilicates, jouent avec les silicates de phosphore et les oxydes d'aluminium le rôle d'un revêtement

de protection contre l'usure et/ou de protection contre la corrosion sur les produits semi-finis et les pièces de l'alliage.

3. Alliage de cuivre contenant de l'étain à haute résistance à l'état de traitement ultérieur avec une excellente aptitude au formage à chaud et aptitude au formage à froid, une haute résistance contre l'usure abrasive, l'usure adhésive et l'usure de contact, ainsi qu'une résistance à la corrosion et une résistance à la relaxation des contraintes améliorées, consistant en (en % en poids):

4,0 à 23,0 % de Sn,
0,05 à 2,0 % de Si,
0,01 à 1,0 % de Al,
0,005 à 0,6 % de B,
0,001 à 0,08 % de P,
éventuellement jusqu'à un maximum de 2,0 % de Zn,
éventuellement jusqu'à un maximum de 0,6 % de Fe,
éventuellement jusqu'à un maximum de 0,5 % de Mg,
éventuellement jusqu'à un maximum de 0,25 % de Pb,
le reste de cuivre et d'impuretés inévitables,
caractérisé en ce que

- le rapport Si/B des teneurs en éléments des éléments silicium et bore est situé entre 0,3 et 10;
- après le traitement ultérieur de l'alliage par au moins un recuit ou par au moins un formage à chaud et/ou un formage à froid en plus d'au moins un recuit dans l'alliage, les constituants structurels suivants sont présents:

- a) jusqu'à 75 % en volume de phase δ riche en Sn (1),
b) 1 jusqu'à 25 % en volume de phases contenant Al et contenant B, de phases contenant Si et contenant B et/ou de composés d'addition et/ou de composés mixtes des deux phases (2),
c) le reste de cristal mixte de cuivre, consistant en phase α pauvre en étain (3), où les phases contenant Al et contenant B, les phases contenant Si et contenant B et/ou les composés d'addition et/ou les composés mixtes des deux phases (2) sont revêtus d'étain et/ou de la phase δ riche en Sn (1);

- les phases contenant Al et contenant B, les phases contenant Si et contenant B et/ou les composés d'addition et/ou les composés mixtes des deux phases (2), qui sont formés sous forme de borures d'aluminium et de borures de silicium et/ou de composés d'addition et/ou de composés mixtes des borures d'aluminium et des borures de silicium, représentent des germes pour une recristallisation statique et dynamique de la structure pendant le traitement ultérieur de l'alliage, de sorte que l'établissement d'une structure uniforme et à grains fins a lieu;
- les phases contenant Al et contenant B, les phases contenant Si et contenant B et/ou les composés d'addition et/ou les composés mixtes des deux phases (2), qui sont formés sous forme de borosilicates et/ou de borophosphosilicates et/ou d'oxyde d'aluminium-borosilicates et/ou d'oxyde d'aluminium-borophosphosilicates, jouent avec les silicates de phosphore et les oxydes d'aluminium le rôle de revêtement de protection contre l'usure et/ou de protection contre la corrosion sur les produits semi-finis et les pièces de l'alliage.

4. Alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 3, **caractérisé en ce que** l'élément silicium est contenu à raison de 0,05 à 1,5 %.
5. Alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 4, **caractérisé en ce que** l'élément silicium est contenu à raison de 0,5 à 1,5 %.
6. Alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 5, **caractérisé en ce que** l'élément aluminium est contenu à raison de 0,1 à 0,8 %.
7. Alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 6, **caractérisé en ce que** l'élément bore est contenu à raison de 0,01 à 0,6 %.
8. Alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 7, **caractérisé en ce que** l'élément phosphore

est contenu à raison de 0,001 à 0,05 %.

9. Alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 8, **caractérisé en ce que** l'alliage est exempt de plomb à l'exception d'éventuelles impuretés inévitables.
10. Procédé de production de produits finis et de pièces ayant une forme proche du produit fini à partir d'un alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 9 à l'aide du procédé de coulée en sable, du procédé de coulée en moule carapace, du procédé de coulée en cire perdue, du procédé de coulée en moule plein, du procédé de coulée sous pression ou du procédé lost-foam.
11. Procédé de production de bandes, tôles, plaques, boulons, fils ronds, fils profilés, barres rondes, barres profilées, barres creuses, tubes et profilés à partir d'un alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 9 à l'aide du procédé de coulée en coquille ou du procédé de coulée continue continu ou semi-continu.
12. Procédé selon la revendication 11, **caractérisé en ce que** le traitement ultérieur de l'état tel que coulé comprend la réalisation d'au moins un formage à chaud dans la plage de température de 600 à 880°C.
13. Procédé selon l'une des revendications 10 à 12, **caractérisé en ce qu'**au moins un traitement de recuit est réalisé dans la plage de température de 200 à 880°C avec la durée de 10 minutes à 6 heures.
14. Procédé selon l'une des revendications 11 à 13, **caractérisé en ce que** le traitement ultérieur de l'état tel que coulé ou de l'état formé à chaud ou de l'état tel que coulé recuit ou de l'état formé à chaud recuit comprend la réalisation d'au moins un formage à froid.
15. Procédé selon la revendication 14, **caractérisé en ce qu'**au moins un traitement de recuit est réalisé dans la plage de température de 200 à 880°C avec la durée de 10 minutes à 6 heures.
16. Procédé selon la revendication 14 ou 15, **caractérisé en ce qu'**un recuit de détente/recuit de précipitation est réalisé dans la plage de température de 200 à 650°C avec la durée de 0,5 à 6 heures.
17. Utilisation de l'alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 9 pour des listels à rabattage de jeu et des listels de glissement, pour des bagues de friction et des disques de friction, pour des surfaces de paliers lisses dans des composants composites, pour des éléments de glissement et des éléments de guidage dans des moteurs à combustion interne, des soupapes, des turbocompresseurs, des engrenages, des installations de post-traitement des gaz d'échappement, des systèmes de leviers, des systèmes de freins et des systèmes d'articulations, des unités hydrauliques ou dans des machines et des installations de construction générale de machines.
18. Utilisation de l'alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 9 pour des composants, des éléments de ligne, des éléments de guidage et des éléments de connexion en électronique/ électrotechnique.
19. Utilisation de l'alliage de cuivre contenant de l'étain selon l'une des revendications 1 à 9 pour des objets métalliques dans l'élevage d'organismes vivant dans l'eau de mer, pour des instruments de frappe, pour des hélices, des ailes, des vis et moyeux de navires pour la construction navale, pour des boîtiers de pompes à eau, de pompes à huile et de pompes à carburant, pour des stators, des roues mobiles et des roues à aubes pour pompes et turbines à eau, pour des roues dentées, des roues à vis sans fin, des roues hélicoïdales ainsi que pour des écrous de pression et des écrous de broche ainsi que pour des tubes, des garnitures et des boulons de liaison dans l'industrie maritime et l'industrie chimique.

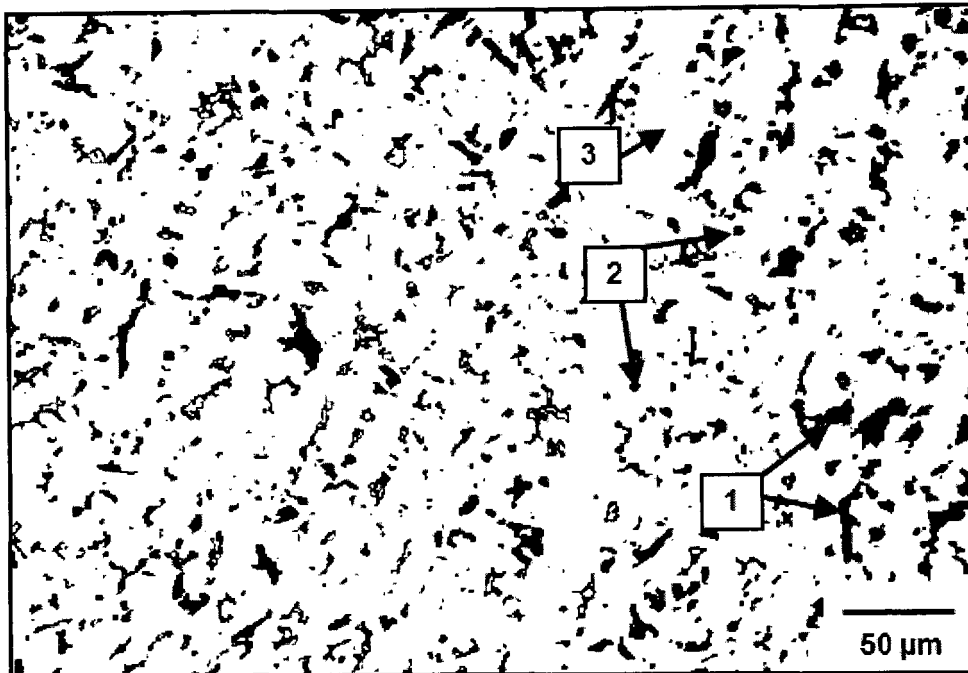


Fig. 1

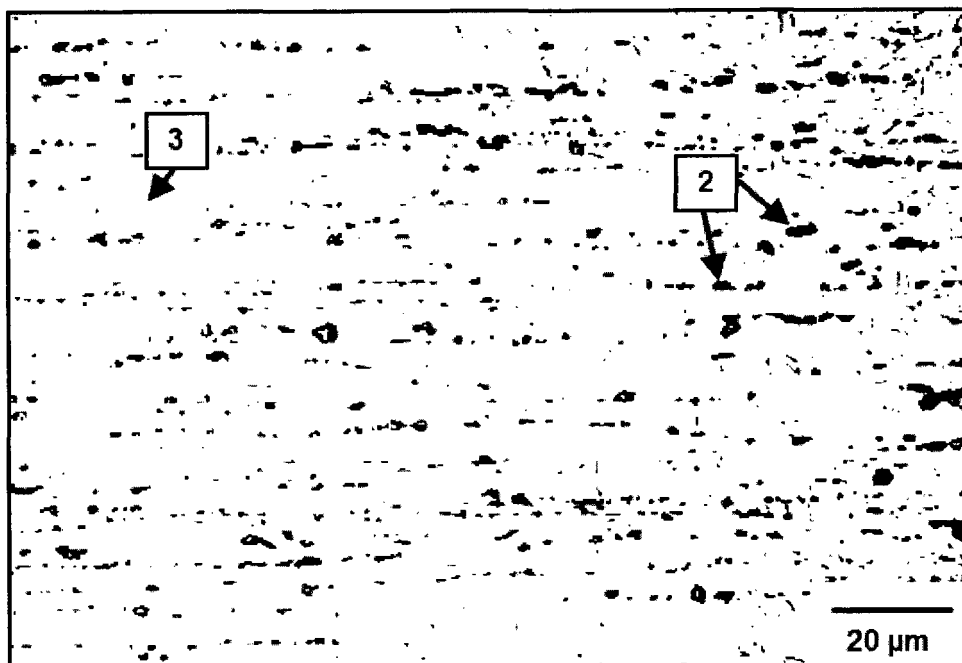


Fig. 2



Fig. 3

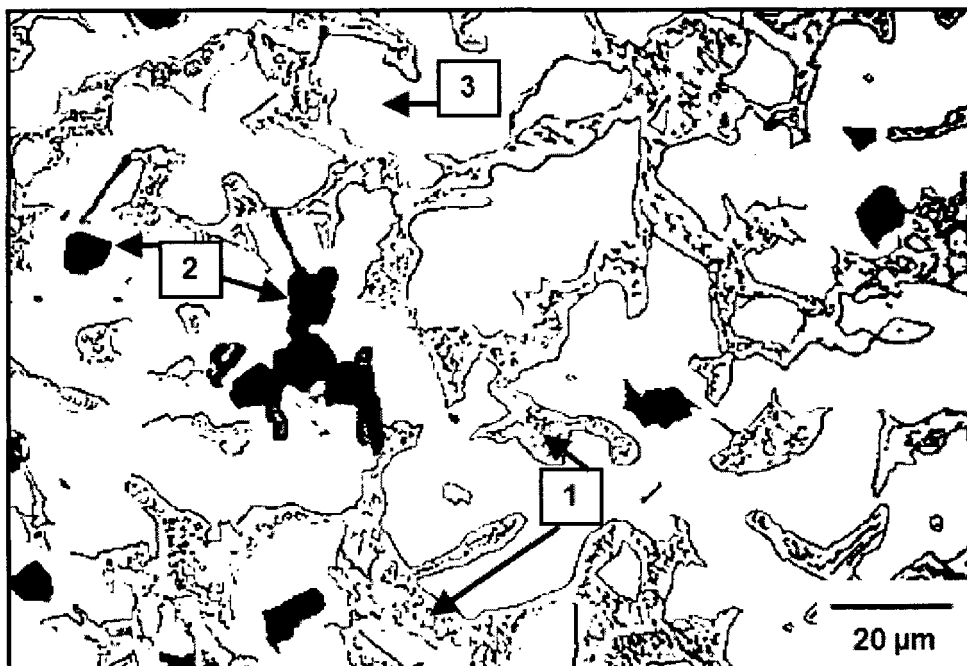


Fig. 4

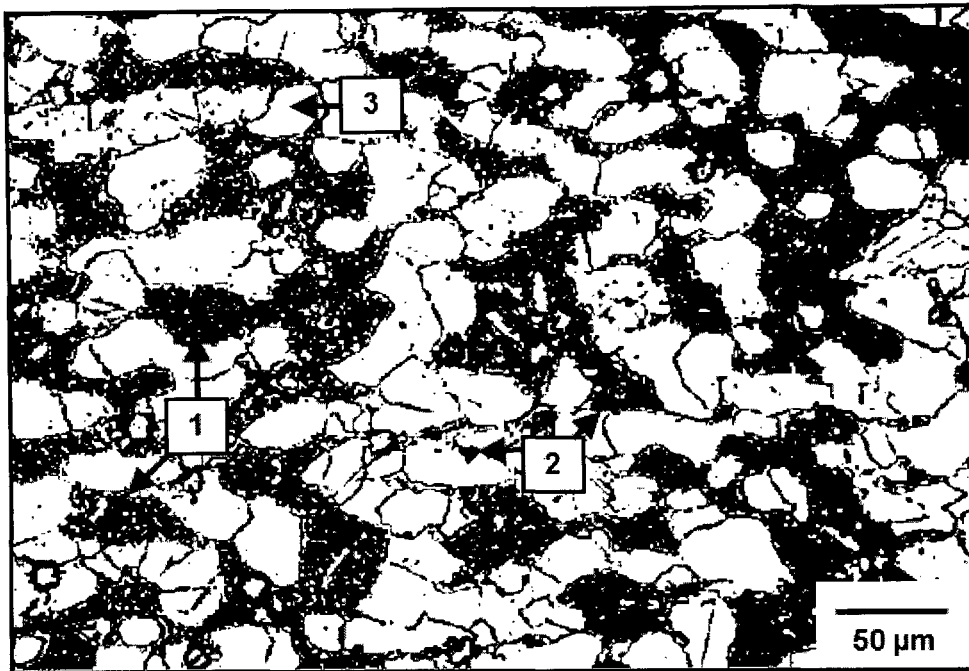


Fig. 5

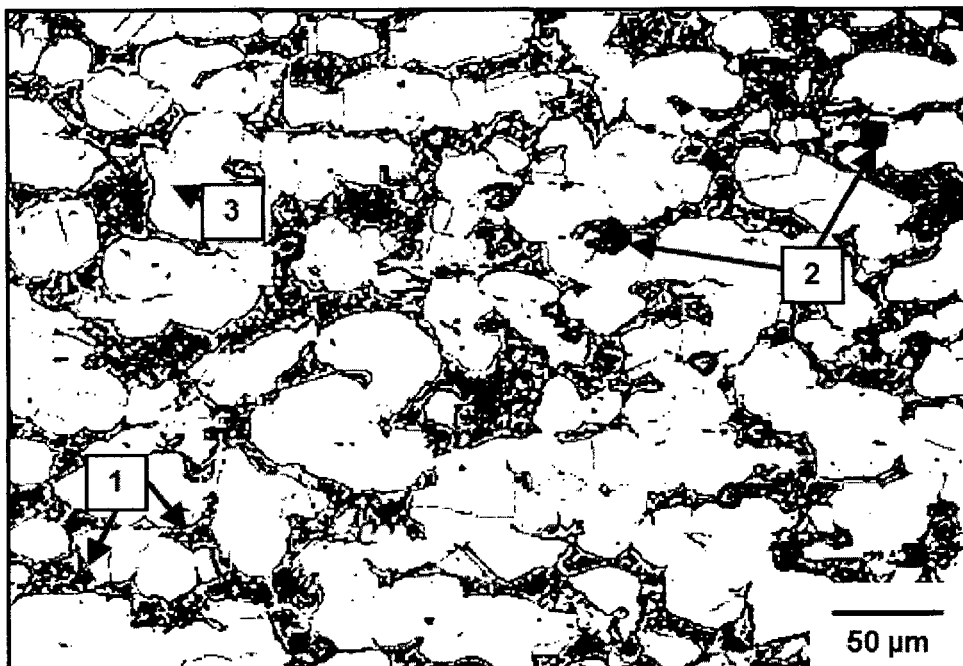


Fig. 6

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- DE 4126079 C2 [0008]
- DE 19756815 C2 [0008]
- DE 581507 A [0009]
- DE 704398 A [0010]
- US 2128955 A [0011]
- DE 2536166 A1 [0011]
- DE 102012105089 A1 [0015]
- DE 102007010266 B3 [0017]
- DE 3932536 C1 [0018]
- DE 3627282 A1 [0020]
- US 3392017 A [0022]
- DE 10208635 B4 [0023]
- DE 2440010 B2 [0024]