(19) Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 10 2022 002 928 B4** 2024.04.25

(12) # Patentschrift

(21) Aktenzeichen: **10 2022 002 928.6**
(22) Anmeldetag: **11.08.2022**
(43) Offenlegungstag: **22.02.2024**
(45) Veröffentlichungstag der Patenterteilung: **25.04.2024**

(51) Int Cl.: ***C22C 9/04*** (2006.01)
C22F 1/08 (2006.01)

Innerhalb von neun Monaten nach Veröffentlichung der Patenterteilung kann nach § 59 Patentgesetz gegen das Patent Einspruch erhoben werden. Der Einspruch ist schriftlich zu erklären und zu begründen. Innerhalb der Einspruchsfrist ist eine Einspruchsgebühr in Höhe von 200 Euro zu entrichten (§ 6 Patentkostengesetz in Verbindung mit der Anlage zu § 2 Abs. 1 Patentkostengesetz).

(73) Patentinhaber:
Wieland-Werke Aktiengesellschaft, 89079 Ulm, DE

(72) Erfinder:
Allmendinger, Timo, 89134 Blaustein, DE; Bogatz, Daniel, 89134 Blaustein, DE; Käufler, Andrea, Dr., 89231 Neu-Ulm, DE; Obert, Susanne, Dr., 89188 Merklingen, DE

(56) Ermittelter Stand der Technik:

EP	**2 194 150**	**B1**
WO	**2020/ 261 604**	**A1**
JP	**2006- 83 443**	**A**
JP	**2005- 290 475**	**A**
JP	**S56- 9 347**	**A**
JP	**2014- 122 427**	**A**
KR	**10 0 555 854**	**B1**
KR	**10 2006 0 096 877**	**A**

Berichtigung der Richtlinie 2011/65/EU des Europäischen Parlaments und des Rates vom 8. Juni 2011 zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten. In: Amtsblatt der Europäischen Union L: Rechtsvorschriften, Bd. 57, 2014, H. 44, 1 S. - ISSN 0376-9453 (P); 1977-0642 (E). URL: https://eur-lex.europa.eu/legal-content/DE/TXT/PDF/?uri=CELEX:32011L0065R(02)&from=DE [abgerufen am 2020-11-09]

Berichtigung der Richtlinie 2011/65/EU des Europäischen Parlaments und des Rates zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten. In: Amtsblatt der Europäischen Union L: Rechtsvorschriften, Bd. 55, 2012, H. 209, 1 S. - ISSN 0376-9453 (P); 1977-0642 (E). URL: https://eur-lex.europa.eu/legal-content/DE/TXT/PDF/?uri=CELEX:32011L0065R(01)&from=DE [abgerufen am 2020-11-09]

Richtlinie 2011/65/EU des Europäischen Parlaments und des Rates vom 8. Juni 2011 zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten. In: Amtsblatt der Europäischen Union L: Rechtsvorschriften, Bd. 54, 2011, H. 174, S. 88-110. - ISSN 1725-2539 (P). DOI: 10.3000/17252539.L_2011.174.deu. URL: http://eur-lex.europa.eu/legal-content/DE/TXT/PDF/?uri=CELEX:32011L0065&from=DE [abgerufen am 2017-12-15]

(54) Bezeichnung: **Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink- Legierung, Halbzeug aus einemKnetwerkstoff und Verfahren zur Herstellung von solchem Halbzeug**

(57) Hauptanspruch: Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink-Legierung mit folgender Zusammensetzung in Gewichts-%:...

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink-Legierung zur Herstellung von draht-, rohr- oder stangenförmigem Halbzeug, Halbzeug aus einem solchen Knetwerkstoff und ein Verfahren zur Herstellung von solchem Halbzeug.

[0002] Kupfer-Zink-Legierungen mit 3 bis 5 Gew.-% Blei sind hervorragend zerspanbar und darüber hinaus sehr gut warm- und kaltumformbar. Bleihaltige Kupfer-Zink-Legierungen werden deshalb in einer Vielzahl an Anwendungen eingesetzt, beispielsweise für Verbindungen und Komponenten in der Automobilindustrie, in der Gebäudetechnik, im Maschinenbau, in Elektrogeräten und in elektronischen Bauelementen, in der Telekommunikation und als Fittinge in Wasserinstallationen.

[0003] Die positive Wirkung von Blei in Kupfer-Zink-Knetlegierungen basiert darauf, dass Blei elementar als Partikel im Gefüge vorliegt und diese Partikel als Spanbrecher wirken. Bei der Zerspanung liegt Blei infolge der starken lokalen Verformung im Werkstück und der daraus folgenden lokalen Temperaturerhöhung als flüssige Phase vor. Da das Blei im flüssigen Zustand keine Spannungen aufnehmen kann, führt dies zu einer Spannungskonzentration an der lastübertragenden, geschwächten Matrix und damit zu einem leichteren Spanbruch. Zusätzlich wird Blei bei der Zerspanung in die tribologische Schicht zwischen Werkstoff und Werkzeug mit eingebaut und führt so zu einer effektiven Schmierung und damit einer Verringerung von Reibung und Verschleiß. Ferner wirkt sich Blei aufgrund der geringen Löslichkeit kaum auf die elektrische Leitfähigkeit aus. Dies ist insbesondere für Werkstoffe vorteilhaft, die in elektrischen Anwendungen eingesetzt werden. Darüber hinaus ist bekannt, dass Blei bei Kupfer-Zink-Legierungen eine deutliche Kornfeinung bewirkt. Dies ist günstig für die Geradheit und Maßhaltigkeit von insbesondere stangenförmigem Halbzeug. Eine hohe Maßhaltigkeit wird auch beim Crimpen von Elektronikdrähten benötigt. Darüber hinaus hat Blei einen niedrigen Preis.

[0004] Allerdings ist Blei schädigend für die Umwelt. Blei reichert sich bei Aufnahme kleinster Mengen im menschlichen Körper an und kann zu gesundheitlichen Schäden führen. Deshalb haben die EU, die USA, China und andere Staaten die Grenzwerte in Kupferlegierungen immer weiter reduziert und der Ersatz von bleihaltigem Messing durch bleireduzierte oder bleifreie zerspanbare Kupferlegierungen wird angestrebt. Grenzwerte werden im Rahmen von EU-Direktiven vorgegeben wie beispielsweise der RoHS (Richtlinie 2011/65/EU), die 1000 ppm (0,1 %) Pb als Obergrenze vorsieht. Um auch bei solch geringen Gehalten von Blei eine gute Zerspanbarkeit des Werkstoffs sicherzustellen, werden verschiedene Legierungselemente als Alternative zu Blei vorgeschlagen.

[0005] Aus einer Vielzahl von Druckschriften ist bekannt, Wismut (Bi) als Alternative zu Blei zu verwenden, um die Zerspanbarkeit zu verbessern. Um das Problem der Filmbildung von Bi entlang der Korngrenzen und damit einhergehender Spannungsriss- und Warmrissanfälligkeit zu mildern, wird das Zulegieren weiterer Elemente vorgeschlagen. Hierzu wird insbesondere auf die Druckschriften KR 10 0 555 854 B1, KR 10 2006 096 877 A, JP 2005 290 475 A, JP 2014 122 427 A und JP 2006 083 443 A verwiesen. Trotzdem ist Bi unerwünscht, da es zum einen ein wenig verfügbares, nur begrenzt vorhandenes Metall ist und zum anderen innerhalb der Stoffkreisläufe der Kupferwerkstoffe zu Warmbrüchigkeit führt.

[0006] Des Weiteren sind aus der Druckschrift EP 2 194 150 B1 Kupfer-Zink-Legierungen bekannt, die 0,1 bis 1,5 Gew.-% Si, 0,03 bis 0,4 Gew.-% Al, 0,01 bis 0,36 Gew.-% P, 0,05 bis 0,5 Gew.-% Sn und 0,001 bis 0,05 Gew.-% Seltene Erden enthalten. Die Legierungen sind aufgrund der Ausbildung eines α-, β- und eventuell γ-Gefüges gut zerspanbar. Durch den Al-Anteil bilden sich Al-Phosphide, die unerwünscht sind. Die γ-Phase und Al-Phosphide verbessern zwar die Spanbildung, verschlechtern aber die Standzeit des Werkzeugs. Außerdem führt der Anteil von Seltenen Erden vermutlich zu einer Versprödung des Gefüges. Die Legierungen werden für Gussteile und Warmpressteile verwendet.

[0007] Der Ersatz von Blei durch Phosphor, welcher in der Legierung spröde Phosphide bildet, wird ferner in der Druckschrift WO 2020/ 261 604 A1 für einen Werkstoff mit Cu von 58,5 bis 63,5 Gew.-%, Si von 0,4 bis 1,0 Gew.-%, P von 0,005 bis 0,19 Gew.-%, Pb von 0,003 bis 0,25 Gew.-%, Rest Zink sowie weiteren optionalen Elementen beschrieben. Der Zusatz von 0,005 bis 0,19 Gew.-% P zur Bildung von Phosphiden und von 0,4 bis 1,0 Gew.-% Si zur Verfestigung der α- und der β-Phase führen hier zu einem gut zerspanbaren Werkstoff. Um allerdings den durch Blei verursachten Effekt der Kornfeinung auf das Gefüge zu erzielen, sind Gehalte von maximal 0,19 Gew.-% P zu gering.

[0008] Aus der Druckschrift JP S56-009347 A ist eine Kupfer-Zink-Legierung mit 25 bis 37 Gew.-% Zn, 0,002 bis 0,5 Gew.-% P und 0,005 bis 2,0 Gew.-% Si bekannt.

[0009] Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, einen Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink-Legierung bereitzustellen, der eine hervorragende Zerspanbarkeit, gute mechanische Eigenschaften und einen möglichst geringen Gehalt an ökologisch bedenklichen Legierungsbestandteilen aufweist. Ferner soll der Werkstoff in industriellem Maßstab gut verarbeitet werden können. Dies erfordert, dass die dem Werkstoff zugrunde liegende Legierung gut warmumgeformt werden kann, beispielsweise durch Strangpressen, dass sie gut kaltumformbar ist, beispielsweise durch Ziehen oder durch Crimpen, und dass aus dem Werkstoff gefertigtes Halbzeug eine exzellente Geradheit und eine sehr gute Maßhaltigkeit aufweist. Des Weiteren liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Herstellung eines draht-, rohr- oder stangenförmigen Halbzeugs aus einem solchen Werkstoff anzugeben.

[0010] Die Erfindung wird bezüglich eines Knetwerkstoffs durch die Merkmale des Anspruchs 1 und bezüglich eines Herstellverfahrens durch die Merkmale des Anspruchs 16 wiedergegeben. Die weiteren rückbezogenen Ansprüche betreffen vorteilhafte Aus- und Weiterbildungen der Erfindung.

[0011] Die Erfindung betrifft einen Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink-Legierung mit folgender Zusammensetzung in Gewichts-%:

Cu:	58,0 bis 66,0 %,
Si:	0,15 bis 1,2 %,
P:	0,20 bis 0,38 %,
Sn:	optional bis zu 0,5 %, bevorzugt bis zu 0,3 %,
Al:	optional bis zu 0,05 %,
Fe:	optional bis zu 0,3 %,
Ni:	optional bis zu 0,3 %,
Pb:	optional bis zu 0,25 %, bevorzugt bis zu 0,10 %,
Bi:	optional bis zu 0,1 %,
Te, Se, In	optional jeweils bis zu 0,1 %,
B:	optional bis zu 0,01 %,
Rest Zn und unvermeidbare Verunreinigungen,	

wobei der Anteil an unvermeidbaren Verunreinigungen weniger als 0,2 Gew.-% beträgt. Der Knetwerkstoff weist ein Gefüge aus globularer α-Phase, β-Phase und

[0012] Phosphid-Partikeln auf. Die Phosphid-Partikel enthalten oder sind bevorzugt kupfer- und/oder zinkhaltige Phosphide. Der Anteil der β-Phase an der Summe aus α-Phase und β-Phase beträgt mindestens 20 Vol.-%, bevorzugt mindestens 22 Vol.-%, und höchstens 60 Vol.- %, bevorzugt höchstens 40 Vol.-%. Silicium ist sowohl in der α-Phase als auch in der β-Phase vorhanden. In einer Fläche von 21000 µm² sind 50 bis 700 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 0,5 bis 1 µm, 10 bis 300 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 1 bis 2 µm und 3 bis 45 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm vorhanden. Der Anteil der β-Phase sowie die Anteile von Si, P und Pb sind so gewählt sind, dass der Werkstoff die Bedingung

$$107{,}378 - 2{,}25255 \cdot [\mathrm{Beta}] - 64{,}1438 \cdot [\mathrm{Si}] - 115{,}18 \cdot [\mathrm{P}] - 30{,}7071 \cdot [\mathrm{Pb}]$$
$$+0{,}017965 \cdot [\mathrm{Beta}] \cdot [\mathrm{Beta}] + 24{,}6217 \cdot [\mathrm{Si}] \cdot [\mathrm{Si}] + 66{,}7257 \cdot [\mathrm{P}] \cdot [\mathrm{P}]$$
$$+0{,}542512 \cdot [\mathrm{Beta}] \cdot [\mathrm{Si}] + 1{,}36208 \cdot [\mathrm{Beta}] \cdot [\mathrm{P}] + 43{,}4012 \cdot [\mathrm{Si}] \cdot [\mathrm{P}] < 37$$

erfüllt, wobei [Beta] den Anteil der β-Phase in Vol.-%, [Si] den Anteil von Silicium in Gewichts-%, [P] den Anteil von Phosphor in Gewichts-% und [Pb] den Anteil von Blei in Gewichts-% bezeichnet.

[0013] Die Erfindung geht dabei von der Überlegung aus, die Anteile von Pb in der dem Werkstoff zugrunde liegenden Kupfer-Zink-Legierung möglichst weit zu reduzieren, ohne die Zerspanbarkeit des Werkstoffs zu verschlechtern. Zu diesem Zweck werden der Legierung gezielt Si und P zulegiert und der Anteil der β-

Phase so eingestellt, dass sich einerseits günstige Zerspanungseigenschaften ergeben, andererseits die Warm- und Kaltumformbarkeit der Legierung nicht verschlechtert wird, und dass das aus der Legierung hergestellte Halbzeug eine exzellente Geradheit aufweist. Darüber hinaus wird die Prozessführung insbesondere beim Gießen und beim Warmumformen so gewählt, dass die gewünschten Eigenschaften resultieren.

[0014] Eine globulare α-Phase ist Voraussetzung für eine gute Geradheit und Maßhaltigkeit des Halbzeugs. α-Phase bildet sich nach der Warmumformung aus der β-Phase. Deshalb muss die β-Phase im Gusszustand feinkörnig vorliegen. Überraschend hat sich gezeigt, dass mit zunehmendem P-Gehalt eine deutliche Kornfeinung des Gussgefüges der ursprünglichen Grundmatrix aus β-Phase eintritt. Um eine ausreichende Kornfeinung des Gussgefüges und des nachfolgenden Umformgefüges zu erzielen, ist die Zugabe von mindestens 0,20 Gew.-% P notwendig. Dies ist ähnlich zur Wirkung von 2 bis 3 Gew.-% Pb auf die Kornfeinung von α-β-Messing. Bei der Primärkristallisation der β-Kristallite reichert sich die Restschmelze mit P an und führt dadurch zu einer Unterteilung der β-Phase. Bei der Erstarrung bildet sich ein Eutektikum aus Phosphid und β-Phase. Zusätzlich zur Kornfeinung der Grundmatrix aus β-Phase wird eine Kornfeinung der α-Kristallite beobachtet. Diese Kornfeinung des Gussgefüges durch P erleichtert die Warmumformung, setzt sich ins Gefüge nach der Warmumformung fort und führt folglich zu einer Kornfeinung im Endzustand. Bei einem P-Anteil von mindestens 0,20 Gew.-% sind im Endzustand Phosphid-Partikel sowohl in der α-Phase als auch in der β-Phase vorhanden. Bevorzugt enthält die Legierung mindestens 0,22 Gew.-% P. Bei einem P-Gehalt von mehr als 0,38 Gew.-% bilden sich im Gusszustand grobe Phosphide, indem einzelne Phosphide koagulieren und lange netzwerk-artige Formen bilden. Diese groben Phosphide benetzen die Korngrenzen, schmelzen während der Warmumformung auf und führen zu Rissen im Material. Zusätzlich wird die Duktilität verringert.

[0015] Derartige unterwünschte Effekte können jedoch auch bei P-Gehalten von unter 0,38 Gew.-% auftreten, wenn beim Gießen der Legierung die Abkühlgeschwindigkeit zu gering ist, wie beispielsweise beim Gießen mit einer Standkokille. Die notwendigen hohen Abkühlgeschwindigkeiten werden beispielsweise beim Strangguss mit einer wassergekühlten Kokille erzielt. Auf diese Weise wird erreicht, dass bei einem P-Gehalt von 0,20 bis 0,38 Gew.-% die Phosphid-Partikel bereits im Gusszustand globular und fein verteilt im Gefüge vorliegen. Ein solches Gussprodukt ist dann gut warmpressbar bei einer Temperatur von 620 bis 700°C, bevorzugt von 630 bis 680 °C. Es bilden sich keine Risse im Material.

[0016] Ferner ist es für eine globulare α-Phase notwendig, dass die Abkühlung des Materials nach der Warmumformung kontrolliert erfolgt: In einem Temperaturbereich von 550 °C bis 350 °C muss die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 30 °C pro Minute (°C/min), bevorzugt mindestens 40°C pro Minute, und höchstens 60 °C pro Minute, bevorzugt höchstens 50 °C pro Minute betragen. Die gleichmäßig fein verteilten Phosphide, die mit einer feinkörnigen β-Phase im Gusszustand einhergehen, lösen sich während der Warmumformung in der Matrix und bilden sich dann während des Abkühlvorgangs bei der Warmumformung neu aus. Auf diese Weise bildet sich letztendlich die charakteristische Verteilung der Phosphide im Gusszustand auf das Gefüge im Endzustand ab. Die Verteilung der Phosphide im Endzustand und die globulare Form der α-Phase sind deshalb nicht nur durch die chemische Zusammensetzung der Legierung bestimmt, sondern auch durch die Prozessführung beim Gießen und bei der Warmumformung. Die Charakteristik der Phosphide im Endzustand ist somit wie ein Fingerabdruck, den die besondere Prozessführung auf dem Produkt hinterlässt. Die Verteilung der Phosphide im Endzustand kann wie folgt charakterisiert werden: In einer Fläche von 21000 μm^2 sind 50 bis 700 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser 0,5 bis 1 µm, 10 bis 300 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser 1 bis 2 µm und 3 bis 45 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm vorhanden. Unter dem äquivalenten Durchmesser eines Phosphid-Partikels wird der Durchmesser eines zum Phosphid-Partikel flächengleichen Kreises verstanden. Der überwiegende Teil der Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von mindestens 0,5 µm hat einen äquivalenten Durchmesser von höchstens 2 µm. Bevorzugt beträgt der Anteil der Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 0,5 µm bis 2 µm mindestens 70 % der Anzahl aller Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von mindestens 0,5 µm. Besonders bevorzugt beträgt dieser Anteil mindestens 80 %. Darüber hinaus ist es vorteilhaft, wenn mindestens 40 %, bevorzugt mindestens 60 %, aller Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von mindestens 0,5 µm einen äquivalenten Durchmesser von höchstens 1 µm aufweisen. Es ist nicht ausgeschlossen, dass Phosphide mit einem äquivalenten Durchmesser von weniger als 0,5 µm oder mehr als 5 µm im Gefüge des Werkstoffs vorhanden sind. Die Anzahl der Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von mehr als 5 µm ist dabei höchstens 30 %, bevorzugt höchstens 15 % der Anzahl der Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm.

[0017] Für die Zerspanbarkeit des Werkstoffs sind spröde Gefügebestandteile vorteilhaft, die beim Zerspanen als Trennstellen wirken und somit den Spanbruch unterstützen. Die β-Phase ist spröde und begünstigt die Zerspanbarkeit. Eine Steigerung des Anteils von β-Phase kann durch eine Erhöhung des Zn-Gehalts und/oder durch Zulegieren von Silicium erreicht werden, denn Silicium stabilisiert die β-Phase. Für eine gute Zerspanbarkeit hat es sich zudem als vorteilhaft erwiesen, wenn die Duktilität der α-Phase reduziert wird. Dies gelingt durch das Zulegieren und Einlagern von Silicium in die α-Phase sowie durch fein verteilte Phosphide in der α-Phase. Deshalb muss der Si-Anteil in der Legierung mindestens 0,15 Gew.-% betragen. Die vorstehend beschriebenen Phosphid-Partikel stellen Partikel dar, die beim Zerspanen als Trennstellen wirken und den Spanbruch begünstigen. Ein P-Anteil von weniger als 0,20 Gew.-% führt zu ungünstigen Spänen und gröberem Korn. Ferner wirkt sich ein geringer optionaler Anteil von Pb vorteilhaft auf die Zerspanbarkeit aus.

[0018] Die Zerspanbarkeit des Werkstoffs wird folglich durch die kombinierte Auswahl der Parameter β-Phase, Si und P und einem optional vorhandenen, geringen Anteil von Pb bestimmt. Bei dem vorgeschlagenen Knetwerkstoff beträgt der Anteil der β-Phase an der Summe aus α-Phase und β-Phase mindestens 20 Vol.-%, bevorzugt mindestens 22 Vol.-%. Ein hoher Anteil der β-Phase wirkt sich negativ auf die Kaltumformbarkeit aus. Deshalb beträgt der Anteil der β-Phase höchstens 60 Vol.-%, bevorzugt höchstens 40 Vol.-%. Der Si-Gehalt der Legierung beträgt 0,15 bis 1,2 Gew.-%, der P-Gehalt 0,20 bis 0,38 Gew.-%. Ferner können bis zu 0,25 Gew.-% Pb, bevorzugt bis maximal 0,10 Gew.-% Pb hinzutreten. Dabei sind der Anteil der β-Phase sowie die Anteile von Si, P und Pb so gewählt, dass der Werkstoff die Bedingung

$$107{,}378 - 2{,}25255 \cdot [\text{Beta}] - 64{,}1438 \cdot [\text{Si}] - 115{,}18 \cdot [\text{P}] - 30{,}7071 \cdot [\text{Pb}]$$
$$+0{,}017965 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{Beta}] + 24{,}6217 \cdot [\text{Si}] \cdot [\text{Si}] + 66{,}7257 \cdot [\text{P}] \cdot [\text{P}]$$
$$+0{,}542512 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{Si}] + 1{,}36208 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{P}] + 43{,}4012 \cdot [\text{Si}] \cdot [\text{P}] < 37$$

[0019] Erfüllt, wobei [Beta] den Anteil der β-Phase in Vol.-%, [Si] den Anteil von Silicium in Gewichts-%, [P] den Anteil von Phosphor in Gewichts-% und [Pb] den Anteil von Blei in Gewichts-% bezeichnet. Diese Relation beschreibt quantitativ den Einfluss der Parameter β-Phase, Si, P und Pb auf die Zerspanungseigenschaften des Werkstoffs sowie die Wechselwirkung dieser Parameter untereinander. So kann beispielsweise ein geringer Anteil an β-Phase durch einen höheren Anteil an Silicium und/oder Phosphor im Rahmen der Spezifikation der Zusammensetzung der Legierung ausgeglichen werden und umgekehrt.

[0020] Der Cu-Gehalt der Legierung beträgt 58,0 bis 66,0 Gew.-%. Bei einem Cu-Anteil von weniger als 58,0 Gew.-% ist die Duktilität der Legierung zu gering. Bei einem Cu-Anteil von mehr als 66,0 Gew.-% ist der Zink-Anteil in der Legierung zu gering, um eine gute Zerspanbarkeit zu erreichen.

[0021] Ferner kann die Zusammensetzung der Legierung bevorzugt so gewählt werden, dass das Verhältnis Si/P mindestens 0,6, besonders bevorzugt mindestens 0,9 beträgt. In einer weiteren bevorzugten Ausführungsform kann die Zusammensetzung der Legierung so gewählt werden, dass die Summe aus Si und P mindestens 0,58 Gew.-%, besonders bevorzugt mindestens 0,64 Gew.-% beträgt. Beide vorstehend genannten Maßnahmen tragen sowohl unabhängig voneinander als auch in Kombination zum Erfüllen der vorstehend beschriebenen Relation und somit zum Erreichen günstiger Zerspanungseigenschaften bei.

[0022] Die optionalen Elemente Sn und Al unterstützen die Bildung der β-Phase. Bei einem Sn-Anteil von mehr als 0,5 Gew.-% können sich weitere zinnhaltige Phasen bilden, die sich negativ auf die Eigenschaften des Werkstoffs auswirken können. Bevorzugt sollte der Anteil von Zinn höchstens 0,3 Gew.-%, besonders bevorzugt höchstens 0,2 Gew.-%, betragen. Ferner bildet Aluminium mit Phosphor Aluminium-Phosphide. Diese sind jedoch unerwünscht, weshalb der Al-Anteil 0,05 Gew.-% nicht überschreiten sollte.

[0023] Eisen führt zu einer Kornfeinung des Gefüges. Ferner bildet Eisen harte Phosphide, die sich bei der Zerspanung nachteilhaft auf die Standzeit der Werkzeuge auswirken. Deshalb darf der Anteil von Eisen höchstens 0,3 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,1 Gew.-% betragen.

[0024] Nickel unterstützt die Bildung der α-Phase. Ferner bildet Nickel Phosphide, die keinen vorteilhaften Einfluss auf die Zerspanbarkeit haben. Deshalb darf der Anteil von Nickel höchstens 0,3 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,1 Gew.-% betragen.

[0025] Das Element Bi ist als Verunreinigung in Sekundärrohstoffen, wie beispielsweise Schrott, vorhanden. Es kann die Zerspanbarkeit des Werkstoffs verbessern. In Mengen bis maximal 0,1 Gew.-% hat Bi keinen

negativen Einfluss auf den Werkstoff. Deshalb werden bis zu 0,1 Gew.-% Bi in der Legierung toleriert. Bevorzugt beträgt der Anteil an Bi weniger als 0,015 Gew.-%.

[0026] Die Elemente Te, Se und In können sich vorteilhaft auf die Zerspanbarkeit des Werkstoffs auswirken. In Mengen bis jeweils maximal 0,1 Gew.-% haben sie keinen negativen Einfluss auf den Werkstoff. Deshalb werden jeweils bis zu 0,1 Gew.-% von Te, Se und In in der Legierung toleriert.

[0027] Ein optionaler Anteil von bis zu 0,01 Gew.-% Bor trägt zur Kornfeinung bei.

[0028] Der Rest der Legierungszusammensetzung besteht aus Zink und unvermeidbaren Verunreinigungen. Um unkontrollierbare Einflüsse der Verunreinigungen auf die Eigenschaften der Legierung zu vermeiden, beträgt der Anteil dieser Verunreinigungen maximal 0,2 Gew.-%. Bevorzugt sollten insbesondere die Anteile an Mn und Mg jeweils höchstens 0,1 Gew.-%, besonders bevorzugt jeweils höchstens 0,05 Gew.-% betragen, weil diese Elemente Phosphide bilden können, die in Konkurrenz zu den kupfer- und/oder zinkhaltigen Phosphiden treten können.

[0029] In bevorzugter Ausgestaltung der Erfindung kann der Pb-Anteil in der Legierung mindestens 0,02 Gew.-% betragen. Bereits ein so geringer Anteil von Pb verbessert die Zerspanungseigenschaften und wirkt sich positiv auf die Kornfeinung aus.

[0030] Vorteilhafterweise kann das Verhältnis der Gewichtsanteile von P und der Summe aus Fe und Ni mehr als 2,0 betragen, also $P/(Fe+Ni) > 2,0$. Hierdurch wird erreicht, dass vorwiegend die für die Zerspanungseigenschaften günstigen kupfer- und/oder zinkhaltigen Phosphide gebildet werden. Die Bildung von Eisenphosphiden oder Nickelphosphiden wird unterdrückt.

[0031] Besonders vorteilhaft kann es sein, dass die Anteile von Fe und Ni in Summe höchstens 0,1 Gew.-% betragen. Auch durch diese Einschränkung wird die Bildung von Eisenphosphiden und Nickelphosphiden gegenüber der Bildung von kupfer- und/oder zinkhaltigen Phosphiden gehemmt.

[0032] Bei einer besonders vorteilhaften Ausführungsform der Erfindung kann der P-Anteil mindestens 0,26 Gew.-% und höchstens 0,33 Gew.-% betragen. Wenn der P-Anteil mindestens 0,26 Gew.-% beträgt, werden ausreichend viele Phosphid-Partikel gebildet, um ein besonders feines Korn, eine globulare α-Phase und eine sehr gute Zerspanbarkeit zu erreichen. Wenn der P-Anteil in der Legierung höchstens 0,33 Gew.-% beträgt, wird mit größerer Sicherheit eine Rissbildung bei der Warmumformung vermieden.

[0033] Im Rahmen einer weiteren Ausführungsform der Erfindung kann der Si-Anteil höchstens 0,35 Gew.-% betragen. Eine Kupfer-Zink-Legierung mit diesem relativ geringen Si-Anteil zeichnet sich durch eine hohe elektrische Leitfähigkeit aus. Die elektrische Leitfähigkeit beträgt dann mindestens 12 MS/m.

[0034] Im Rahmen einer weiteren Ausführungsform der Erfindung kann der Si-Anteil mindestens 0,25 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,30 Gew.-% betragen. Dadurch wird eine sehr gute Zerspanbarkeit bei gleichzeitig guter Oberflächenqualität erreicht.

[0035] Insbesondere kann bei den vorstehend beschriebenen Ausführungsformen der Cu-Anteil mindestens 60,0 Gew.-% und höchstens 61,5 Gew.-% betragen. Eine Legierung mit besonders vorteilhaften Eigenschaften erhält man mit der Zusammensetzung Cu 60,0 bis 61,5 Gew.-%, Si 0,25 bis 0,35 Gew.-% und P 0,26 bis 0,33 Gew.-%, Rest Zn sowie unvermeidbare Verunreinigungen.

[0036] Im Rahmen einer alternativen Ausgestaltung der Erfindung kann der Si-Anteil mindestens 0,50 Gew.-% und höchstens 1,0 Gew.-% betragen. Ein Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink-Legierung mit einem Si-Anteil in diesem Bereich zeichnet sich durch exzellente Zerspanungseigenschaften bei noch guter Duktilität aus.

[0037] Vorteilhafterweise kann die der Knetwerkstoff eine Härte von mindestens 170 HV10, bevorzugt mindestens 180 HV10 aufweisen.

[0038] Vorteilhafterweise kann der Knetwerkstoff eine Zugfestigkeit R_m von mindestens 520 MPa, bevorzugt mindestens 560 MPa aufweisen.

[0039] Vorteilhafterweise kann der Knetwerkstoff eine α-Korngröße von höchstens 21 µm, bevorzugt höchstens 17 µm aufweisen.

[0040] Vorteilhafterweise kann der Knetwerkstoff eine elektrische Leitfähigkeit von mindestens 12 MS/m aufweisen.

[0041] Gegenstand der Erfindung ist ferner draht-, rohr- oder stangenförmiges Halbzeug aus einem vorstehend beschriebenen Knetwerkstoff sowie ein Bauteil, das durch Zerspanung und optionale weitere Bearbeitungsschritte aus einem solchen Halbzeug hergestellt ist.

[0042] Ein weiterer Aspekt der Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines draht-, rohr- oder stangenförmigen Halbzeugs. Das Verfahren umfasst folgende Schritte:

a) Erschmelzen einer Kupfer-Zink-Legierung mit einer Zusammensetzung wie vorstehend beschrieben,

b) Stranggießen eines rohr- oder bolzenförmigen Gussformats mit einer wassergekühlten Kokille,

c) Warmpressen des Gussformats bei einer Temperatur von 620 bis 700 °C mit anschließendem Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 bis 60 °C pro Minute in einem Temperaturbereich von 550 bis 350 °C,

d) optional Wärmebehandlung in einem Temperaturbereich von 525 bis 625 °C für 1 bis 5 Stunden mit anschließendem Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 20 bis 40 °C pro Minute in einem Temperaturbereich von 500 bis 350 °C,

e) optional Kaltumformen.

[0043] Zum Erschmelzen der Legierung können Cu-Kathoden, Zn-Blöcke, Messing-Schrotte, Cu-P-Vorlegierungen und Cu-Si-Vorlegierungen verwendet werden. Das Erschmelzen erfolgt bevorzugt in einem Induktionsofen. Die Schmelze wird in einer wassergekühlten Kokille zu einem rohr- oder bolzenförmigen Gussformat abgegossen.

[0044] Das Gussformat kann optional gefräst werden und wird danach bei einer Temperatur von 620 bis 700 °C warmgepresst. Anschließend wird das warmgepresste Zwischenprodukt abgekühlt, wobei die Abkühlung im Temperaturbereich von 550 bis 350 °C mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 bis 60 °C pro Minute, bevorzugt 40 bis 50 °C pro Minute, erfolgt. Durch die definierte Abkühlung wird ein günstiges Verhältnis der Anteile von α-Phase und β-Phase sowie eine günstige Partikelverteilung von Kupfer und/oder Zink enthaltenden Phosphiden eingestellt. Vor dem Warmpressen kann optional eine Wärmebehandlung zur Homogenisierung des Gussprodukts erfolgen.

[0045] Bei einem ersten Herstellverfahren können nach dem Warmpressen ohne weitere Zwischenschritte ein Beizen und danach eine Kaltumformung erfolgen. Bei der Kaltumformung liegt der Umformgrad bevorzugt zwischen 3 und 30 %. Unter Umformgrad wird hierbei die relative Abnahme der Querschnittsfläche des Produkts verstanden. Weil zwischen dem Warmpressen und dem Kaltumformen mit Ausnahme des Beizvorgangs keine weiteren Arbeitsschritte erfolgen, ist dieses erste Herstellverfahren sehr günstig.

[0046] Bei einem zweiten Herstellverfahren erfolgt nach dem Warmpressen eine Wärmebehandlung zwischen 525 und 625 °C, bevorzugt zwischen 550 und 600°C für eine Zeitdauer von 1 bis 5 Stunden mit anschließendem Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 20 bis 40 °C pro Minute in einem Temperaturbereich von 500 bis 350 °C. Durch die Wahl der Bedingungen der Wärmebehandlung in Kombination mit der definierten Abkühlung nach der Wärmebehandlung kann ein günstiges Verhältnis der Anteile von α-Phase und β-Phase sowie eine günstige Partikelverteilung von Kupfer und/oder Zink enthaltenden Phosphiden eingestellt werden. Wenn eine Erhöhung des Anteils der β-Phase angestrebt wird, sollte die Wärmebehandlung bei ungefähr 600 °C erfolgen. Wenn eine Erhöhung des Anteils der α-Phase angestrebt wird, sollte die Wärmebehandlung bei ungefähr 550 °C erfolgen. Durch die Wärmebehandlung können somit das Verhältnis der Anteile von α-Phase und β-Phase sowie die Partikelverteilung der Phosphide eingestellt und optimiert werden. Insbesondere kann somit die Duktilität verbessert werden. Nach der Wärmebehandlung können sich die Schritte Beizen und Kaltumformung wie beim ersten Herstellverfahren anschließen.

[0047] Hinsichtlich weiterer technischer Merkmale und Vorteile des erfindungsgemäßen Verfahrens wird hiermit explizit auf die Erläuterungen im Zusammenhang mit dem erfindungsgemäßen Knetwerkstoff sowie auf die Ausführungsbeispiele verwiesen.

[0048] Die Erfindung wird anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0049] Die Proben Nr. 1 bis Nr. 45 wurden in einem Induktionsofen erschmolzen und danach abgegossen. Die Zusammensetzung der Proben ist in den Tabellen 1 bis 4 dokumentiert. Probe Nr. 16 repräsentiert die bleihaltige Referenzlegierung CuZn39Pb3. Die Proben wurden gefräst, für 1 Stunde homogenisiert bei 650 °C und anschließend warmumgeformt. Beim Abkühlen nach dem Warmumformen betrug im Temperaturbereich zwischen 550 und 350 °C die Abkühlungsrate ungefähr 40 °C pro Minute.

[0050] Die Proben Nr. 1 bis Nr. 26 wurden nach der Warmumformung gefräst und anschließend kalt umgeformt mit einem Umformgrad von 20 %. Die Proben Nr. 27 bis Nr. 45 wurden nach der Warmumformung für 3 Stunden geglüht. Die Glühtemperatur betrug bei den Proben Nr. 28 und Nr. 35 bis Nr. 41 ungefähr 600 °C, während sie bei den Proben Nr. 27, Nr. 29 bis 34 und Nr. 42 bis Nr. 45 ungefähr 550 °C betrug. Nach dem Glühen erfolgte das Abkühlen im Temperaturbereich zwischen 500 und 350 °C mit einer Abkühlungsrate von ungefähr 25 °C pro Minute. Danach wurden die Proben Nr. 27 bis Nr. 45 gefräst und anschließend kalt umgeformt mit einem Umformgrad von 20 %.

[0051] Am Endzustand wurden jeweils die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung aus dem Zugversuch, die Härte (Vickershärte HV10) und die elektrische Leitfähigkeit bestimmt. Die Längsschliffe der Proben wurden mittels Lichtmikroskopie untersucht. Die den Volumenanteilen entsprechenden Flächenanteile der α-Phase und der β-Phase sowie die α-Korngröße wurden daran ermittelt. Für die quantitative Bestimmung der Größenverteilung der Phosphid-Partikel wurden die lichtmikroskopischen Bilder der ungeätzten Proben verwendet. Es wurden Bildausschnitte der Abmessung 167 µm x 126 µm (entsprechend einer Fläche von 21000 μm^2) gewählt und diese in 1000-facher Vergrößerung mittels der Software ImageJ ausgewertet. Auf diese Weise war es möglich, einzelne Partikel zu erkennen und deren äquivalenten Durchmesser und deren Fläche zu bestimmen. Die Phosphid-Partikel wurden anhand ihres äquivalenten Durchmessers in die Kategorien 0,5 bis 1 µm, 1 bis 2 µm, 2 bis 5 µm und - falls vorhanden - größer 5 µm eingeteilt.

[0052] Die Zerspanbarkeit wurde mittels eines Hobelversuchs bestimmt. Hierbei wurde eine Wendeschneidplatte mit einer Kontur verwendet, die den Spanbruch begünstigt. Die Spanungstiefe betrug 125 µm und die Hobelgeschwindigkeit 35 m/min. Während des Hobelvorgangs wurde das Biegemoment, das auf das Werkzeug wirkt, gemessen und daraus der Mittelwert des Biegemoments bestimmt. Die entstandenen Späne wurden optisch bewertet und bezüglich der Spanform kategorisiert. Der Spanform wurde eine Spanform-Zahl gemäß folgender Auflistung zugeordnet:

Spanform-Zahl	Spanform
0	Reißspan, Wendelspan
0,5	Gerollter Span mit 1 bis 2 Windungen
0,75	Gerollter Span mit einem Bogen, der einen Winkel von 270° bis 360° einschließt
1	Gerollter Span mit einem Bogen, der einen Winkel von 180° bis 270° einschließt
1,25	Gerollter Span mit einem Bogen, der einen Winkel von weniger als 180° einschließt

[0053] Die Spanform-Zahl 1 entspricht der bleihaltigen Referenzlegierung CuZn39Pb3 (Probe Nr. 16).

[0054] Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in den Tabellen 1 bis 4 dokumentiert. Die ungeglühten Proben Nr. 1 bis Nr. 15 (Tabelle 1) sowie die geglühten Proben Nr. 27 bis 34 (Tabelle 3) sind erfindungsgemäße Proben. Die ungeglühten Proben Nr. 16 bis Nr. 26 (Tabelle 2) sowie die geglühten Proben Nr. 35 bis Nr. 45 (Tabelle 4) sind Vergleichsproben und sind mit (*) gekennzeichnet.

[0055] Zur Bewertung der Zerspanbarkeit der Proben wurde das ermittelte Biegemoment beim Hobeln und die Form der Späne herangezogen. Ein mittleres Biegemoment von höchstens 36 Nm sowie Späne, die der Spanform-Zahl 1 oder 1,25 entsprechen, wurden als sehr günstig bewertet.

[0056] Ferner wurde versucht, das gemessene mittlere Biegemoment als Funktion des Volumenanteils der β-Phase sowie der Gewichtsanteile von Si, P und Pb zu parametrisieren. Der so ermittelte funktionale Zusammenhang kann wie folgt dargestellt werden:

$$f = 107{,}378 - 2{,}25255 \cdot [\text{Beta}] - 64{,}1438 \cdot [\text{Si}] - 115{,}18 \cdot [\text{P}] - 30{,}7071 \cdot [\text{Pb}]$$
$$+0{,}017965 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{Beta}] + 24{,}6217 \cdot [\text{Si}] \cdot [\text{Si}] + 66{,}7257 \cdot [\text{P}] \cdot [\text{P}]$$
$$+0{,}542512 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{Si}] + 1{,}36208 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{P}] + 43{,}4012 \cdot [\text{Si}] \cdot [\text{P}],$$

wobei f näherungsweise das gemessene Biegemoment in Nm quantifiziert und wobei [Beta] den Anteil der β-Phase in Vol.-%, [Si] den Anteil von Silicium in Gewichts-%, [P] den Anteil von Phosphor in Gewichts-% und [Pb] den Anteil von Blei in Gewichts-% bezeichnet. Der gemäß dieser Formel berechnete Wert von f ist in der letzten Spalte der Tabellen 1 bis 4 dokumentiert. Ein Vergleich dieses Werts f mit dem gemessenen Biegemoment zeigt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den beiden Größen. Die erfindungsgemäßen Proben Nr. 1 bis Nr. 15 und Nr. 27 bis Nr. 34, die alle ein gemessenes Biegemoment von weniger als 36 Nm aufweisen, sind dadurch charakterisiert, dass der Wert von f weniger als 37 beträgt.

Tabelle 1: erfindungsgemäße Proben, ungeglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	α-Phase	β-Phase	α-Korn größe	Phosphide 0,5 - 1 µm	Phosphide 1 - 2 µm	Phosphide 2-5 µm
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Vol.-%	Vol.-%	µm	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²
1	59,979	39,365	0,269	0,379			63	35	12	128	103	45
2	60,876	38,534	0,286	0,295			76	24	15	385	74	3
3	63,001	36,005	0,68	0,307			72	28	13	181	56	28
4	62,512	36,593	0,591	0,299			78	22	11	92	37	20
5	64,440	34,22	1,013	0,320			80	20	14	153	56	25
6	63,219	35,702	0,676	0,302	0,091		79	21	13	105	33	13
7	62,435	36,553	0,591	0,310	0,102		76	24	15	207	121	31
8	64,496	34,094	0,992	0,298	0,115		80	20	14	319	43	13
9	63,049	35,832	0,704	0,309		Fe: 0,1 B: 0,0025	78	22	14	75	21	9
10	61,508	37,537	0,684	0,266			64	36	9	614	132	12
11	61,078	38,044	0,586	0,288			63	37	14	270	285	15
12	63,055	35,642	0,997	0,302			72	28	12	345	146	16
13	61,489	37,414	0,666	0,330	0,091		74	26	10	424	192	21
14	61,100	37,896	0,581	0,322	0,094		68	32	10	716	99	14
15	63,096	35,484	1,004	0,317	0,095		63	37	11	76	77	20

Tabelle 1 (Fortsetzung): erfindungsgemäße Proben, ungeglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	Härte	R_m	Bruchdeh-nung	el. Leit-fähigkeit	Biegemo-ment	Spanform-Zahl	f
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	HV10	MPa	%	MS/m	Nm	-	-
1	59,977	39,363	0,269	0,383			191	565	6,8	12,43	33,6	1,25	28,6
2	60,876	38,534	0,286	0,295			185	564	10,2	12,06	35,7	1	36,2
3	63,001	36,005	0,68	0,307			189	593	10,9	9,54	31,0	1,25	28,2
4	62,512	36,593	0,591	0,299			190	581	10,9	10,02	31,5	1,25	32,4
5	64,440	34,22	1,013	0,320			196	597	9,9	8,37	32,9	1,25	33,6
6	63,219	35,702	0,676	0,302	0,091		195	593	12,6	9,43	29,0	1	29,6
7	62,435	36,553	0,591	0,310	0,102		180	580	10,3	10,03	28,2	1	27,7
8	64,496	34,094	0,992	0,298	0,115		197	601	12,1	8,23	27,4	1	29,9
9	63,049	35,832	0,704	0,309		Fe: 0,1 B: 0,0025	190	598	11,9	9,46	32,3	1,25	31,4
10	61,508	37,537	0,684	0,266			194	602	7,2	10,07	25,6	1,25	25,6
11	61,078	38,044	0,586	0,288			183	584	7,6	10,55	26,1	1	25,5
12	63,055	35,642	0,997	0,302			203	619	9,4	8,6	25,4	1	29,9
13	61,489	37,414	0,666	0,330	0,091		189	598	4,7	9,98	25,2	1	26,2
14	61,100	37,896	0,581	0,322	0,094		192	574	4,8	10,43	24,9	1	23,9
15	63,096	35,484	1,004	0,317	0,095		200	618	7,7	8,57	24,5	1,25	26,3

DE 10 2022 002 928 B4 2024.04.25

Tabelle 2: Vergleichsproben, ungeglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	α-Phase	β-Phase	α-Korn größe	Phosphide 0,5 - 1 µm	Phosphide 1 - 2 µm	Phosphide 2 - 5 µm
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Vol.-%	Vol.-%	µm	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²
16 (*)	57,644	39,004			3,348		70	30	17			
17 (*)	59,519	40,165					59	41	21			
18 (*)	60,854	38,868	0,269				65	35	23			
19 (*)	60,774	38,888	0,281	0,051			68	32	19	33	8	
20 (*)	60,922	38,69	0,277	0,102			67	33	20	195	79	
21 (*)	62,404	37,056	0,53				73	27	25			
22 (*)	62,296	37,015	0,579	0,102			71	29	22	94	103	2
23 (*)	59,761	39,993		0,241			75	25	15	18	15	
24 (*)	58,791	40,909		0,294			73	27	11	33	27	6
25 (*)	62,910	35,755	0,68	0,648			79	21	14	340	118	79
26 (*)	61,886	36,765	0,697	0,644			79	21	17	266	196	53

DE 10 2022 002 928 B4 2024.04.25

Tabelle 2 (Fortsetzung): Vergleichsproben, ungeglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	Härte	R_m	Bruchdeh-nung	el. Leit-fähigkeit	Biegemo-ment	Spanform-Zahl	f
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	HV10	MPa	%	MS/m	Nm	-	-
16 (*)	57,644	39,004			3,348						22,0	1	
17 (*)	59,519	40,165					156	492	22,3	16,78	64,9	0	45,2
18 (*)	60,854	38,868	0,269				173	525	20,4	13,58	35,2	0,5	40,2
19 (*)	60,774	38,888	0,281	0,051			167	540	17	13,12	33,6	0,75	39,6
20 (*)	60,922	38,69	0,277	0,102			167	531	14,6	12,73	35,4	1	36,4
21 (*)	62,404	37,056	0,53				174	538	16,2	11,4	36,5	0,5	40,3
22 (*)	62,296	37,015	0,579	0,102			174	560	10,6	10,7	33,2	1	32,9
23 (*)	59,761	39,993		0,241			163	515	17,9	15,08	49,9	1,25	46,6
24 (*)	58,791	40,909		0,294			174	527	12,1	15,74	39,0	1,25	42,4
25 (*)	62,910	35,755	0,68	0,648			200	593	7,2	9,22	31,5	1,25	34,6
26 (*)	61,886	36,765	0,697	0,644			192	606	4,6	9,42	26,2	1,25	34,6

DE 10 2022 002 928 B4 2024.04.25

Tabelle 3: erfindungsgemäße Proben, geglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	α-Phase	β-Phase	α-Korn größe	Phosphide 0,5 - 1 µm	Phosphide 1 - 2 µm	Phosphide 2 - 5 µm
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Vol.-%	Vol.-%	µm	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²
27	59,977	39,363	0,269	0,383			62	38	15	105	106	44
28	60,876	38,534	0,286	0,295			61	39	21	73	47	45
29	61,508	37,537	0,684	0,266			73	27	11	318	62	15
30	61,078	38,044	0,586	0,288			77	23	12	207	112	21
31	63,055	35,642	0,997	0,302			74	26	16	211	106	28
32	61,489	37,414	0,666	0,33	0,091		69	31	11	238	103	20
33	61,1	37,896	0,581	0,322	0,094		74	26	13	162	96	29
34	63,096	35,484	1,004	0,317	0,095		78	22	14	93	38	17

DE 10 2022 002 928 B4 2024.04.25

Tabelle 3 (Fortsetzung): erfindungsgemäße Proben, geglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	Härte	R_m	Bruchdeh-nung	el. Leit-fähigkeit	Biegemo-ment	Spanform-Zahl	f
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	HV10	MPa	%	MS/m	Nm	-	-
27	59,977	39,363	0,269	0,383			173	555	15	12,45	32,3	1,25	27,8
28	60,876	38,534	0,286	0,295			172	526	13,4	12,06	34,0	1	27,7
29	61,508	37,537	0,684	0,266			189	597	10,3	10,81	30,3	1,25	29,1
30	61,078	38,044	0,586	0,288			183	573	10,9	11,19	30,7	1	32,0
31	63,055	35,642	0,997	0,302			194	600	10,5	9,15	28,8	1	30,6
32	61,489	37,414	0,666	0,33	0,091		189	578	5,2	10,64	27,9	1	24,2
33	61,1	37,896	0,581	0,322	0,094		189	574	7,7	11,15	28,0	1	26,7
34	63,096	35,484	1,004	0,317	0,095		194	604	8,1	9,07	27,3	1,25	29,5

Tabelle 4: Vergleichsproben, geglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	α-Phase	β-Phase	α-Korn größe	Phosphide 0,5 - 1 µm	Phosphide 1 - 2 µm	Phosphide 2 - 5 µm
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Vol.-%	Vol.-%	µm	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²	pro 21000 µm²
35 (*)	60,854	38,868	0,269				70	30	31			
36 (*)	60,774	38,888	0,281	0,051			64	36	31	22	15	
37 (*)	60,922	38,69	0,277	0,102			69	31	39	23	38	18
38 (*)	62,404	37,056	0,53				69	31	38			
39 (*)	62,296	37,015	0,579	0,102			65	35	33	20	27	24
40 (*)	59,761	39,993		0,241			70	30	22	23	32	44
41 (*)	58,791	40,909		0,294			63	37	23	20	25	58
42 (*)	63,001	36,005	0,68	0,307			82	18	15	96	110	66
43 (*)	62,512	36,593	0,591	0,299			81	19	17	167	96	32
44 (*)	64,44	34,22	1,013	0,32			82	18	20	117	99	53
45 (*)	62,91	35,755	0,68	0,648			91	9	17	201	190	66

Tabelle 4 (Fortsetzung): Vergleichsproben, geglüht

Probe Nr.	Cu	Zn	Si	P	Pb	sonstige Elemente	Härte	R_m	Bruchdehnung	el. Leitfähigkeit	Biegemoment	Spanform-Zahl	f
	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	Gew.-%	HV10	MPa	%	MS/m	Nm	-	-
35 (*)	60,854	38,868	0,269				150	489	21,5	13,7	38,6	0	44,9
36 (*)	60,774	38,888	0,281	0,051			161	511	17,7	13,13	35,9	0,75	36,4
37 (*)	60,922	38,69	0,277	0,102			163	515	15,6	12,67	35,1	1	38,1
38 (*)	62,404	37,056	0,53				164	510	20,6	11,51	42,9	0,5	36,6
39 (*)	62,296	37,015	0,579	0,102			156	531	12,7	10,71	32,7	1	29,0
40 (*)	59,761	39,993		0,241			150	475	19,1	14,8	39,7	1	41,9
41 (*)	58,791	40,909		0,294			169	501	17,6	15,6	39,3	1	35,3
42 (*)	63,001	36,005	0,68	0,307			168	540	15,2	10,17	39,3	0,5	34,6
43 (*)	62,512	36,593	0,591	0,299			170	536	15	10,75	39,8	0,5	34,8
44 (*)	64,44	34,22	1,013	0,32			183	557	10,7	8,75	39,4	0,5	34,7
45 (*)	62,91	35,755	0,68	0,648			181	531	8,9	10,21	44,5	1	40,1

[0057] Die Proben Nr. 1 bis Nr. 15 (Tabelle 1) sind erfindungsgemäße Proben im ungeglühten Zustand. Der Volumenanteil der β-Phase beträgt mindestens 20 % und höchstens 38 %. Die α-Korngröße beträgt maximal 15 µm. Die Härte beträgt mindestens 180 HV10 und die Zugfestigkeit R_m mindestens 560 MPa. Die Bruchdehnung beträgt mindestens 4,7 %. Das gemessene Biegemoment beträgt maximal 35,7 Nm. Die Form der Späne entspricht bei allen Proben der Spanformzahl 1 oder 1,25.

[0058] Die Proben Nr. 16 bis Nr. 26 (Tabelle 2) sind Vergleichsproben im ungeglühten Zustand. Die Referenz-Probe Nr. 16 enthält 3,3 Gew.-% Blei und zeigt sehr gute Zerspanungseigenschaften. Probe Nr. 17 zeigt, dass ohne Blei und ohne weitere Legierungselemente die Zerspanungseigenschaften sehr schlecht sind.

[0059] Probe Nr. 18 enthält neben Cu und Zn lediglich 0,27 Gew.-% Si. Das Biegemoment ist gut, die Spanform ist jedoch schlecht, was auf das Fehlen von Phosphid-Partikeln als Spanbrecher zurückgeführt werden kann. Gleiches lässt sich für Probe Nr. 21 feststellen, die 0,53 Gew.-% Si enthält. Proben Nr. 19, 20 und 22 weisen 0,05 bis 0,1 Gew.-% Phosphor auf, was sich günstig auf die Spanform und zumindest bei Probe Nr. 19 und bei Probe Nr. 22 auch auf das Biegemoment auswirkt. Bei den Proben Nr. 19 und 20 liegen jedoch die Härte und die Zugfestigkeit R_m deutlich unter den Werten der Proben Nr. 1 bis Nr. 15. Probe Nr. 22 mit einem Si-Anteil von 0,58 Gew.-% zeigt nur geringfügig verbesserte Härte und Zugfestigkeit. Ferner weisen die Proben Nr. 18 bis Nr. 22 mit 19 bis 25 µm eine deutlich größere α-Korngröße als die Proben Nr. 1 bis Nr. 15 auf. Das gröbere α-Korn führt zu Nachteilen bei der Geradheit und Maßhaltigkeit.

[0060] Die Silicium-freien Proben Nr. 23 und Nr. 24 mit einem P-Anteil von 0,24 und 0,29 Gew.-% ergeben eine exzellente Spanform, das Biegemoment liegt jedoch auf einem hohen Niveau. Die Proben Nr. 25 und Nr. 26 mit jeweils einem P-Anteil von 0,65 Gew.-% zeigen hervorragende Zerspanungseigenschaften. Aufgrund des großen P-Anteils neigen sie jedoch zur Rissbildung bei der Warmumformung. Des Weiteren ist eine geringe Bruchdehnung bei Raumtemperatur die Folge. Der große P-Anteil schlägt sich in einer großen Anzahl von Phosphid-Partikeln mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm nieder. Es deutet somit auf eine schlechte Warmumformbarkeit und zudem auf ein sprödes Werkstoffverhalten bei Raumtemperatur hin, wenn der Werkstoff in einer Fläche von 21000 μm^2 mehr als 45 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm aufweist.

[0061] Die Proben dokumentieren, dass Silicium zu einer Verringerung des Biegemoments führt und dass Phosphor den Spanbruch begünstigt. Die Kombination beider Elemente führt insgesamt zu guten Zerspanungseigenschaften und zu einer kleinen α-Korngröße.

[0062] Die Proben Nr. 27 bis Nr. 34 (Tabelle 3) sind erfindungsgemäße Proben im geglühten Zustand. Der Volumenanteil der β-Phase beträgt mindestens 22 % und höchstens 39 %. Bei Probe Nr. 28 beträgt die α-Korngröße 21 µm. Dies kann auf die Glühtemperatur von 600 °C zurückgeführt werden. Bei den übrigen Proben, die bei 550 °C geglüht wurden, beträgt die α-Korngröße maximal 16 µm. Gegenüber den Proben Nr. 1 bis Nr. 15 weisen die Proben Nr. 27 bis Nr. 34 eine etwas geringere Härte von mindestens 170 HV10 und eine etwas geringere Zugfestigkeit R_m von mindestens 520 HV10 auf. Dagegen wurde durch das Glühen die Bruchdehnung verbessert. Folglich lässt sich ein duktilerer Werkstoffzustand einstellen. Das Biegemoment und die Spanform sind sehr gut bis exzellent.

[0063] Die Proben Nr. 35 bis Nr. 45 (Tabelle 4) sind Vergleichsproben im geglühten Zustand. Die Siliciumhaltigen, aber Phosphor-freien Proben Nr. 35 und Nr. 38 sind durch ein ungünstig hohes Biegemoment und eine schlechte Spanform gekennzeichnet. Proben Nr. 36, 37 und 39 mit einem geringen P-Anteil weisen gegenüber den Proben Nr. 19, 20 und 22 deutlich verbesserte Zerspanungseigenschaften auf, Härte und Zugfestigkeit sind jedoch unbefriedigend. Ferner weisen die Proben Nr. 25 bis Nr. 39 mit 31 bis 39 µm eine deutlich größere α-Korngröße als die Proben Nr. 1 bis Nr. 15 auf. Das gröbere α-Korn führt zu Nachteilen bei der Geradheit und Maßhaltigkeit.

[0064] Die Phosphor-haltigen, aber Silicium-freien Proben Nr. 40 und Nr. 41 ergeben eine sehr gute Spanform, das Biegemoment liegt jedoch auf einem ungünstig hohen Niveau. Die geglühten Proben Nr. 42, 43 und 44, die hinsichtlich der Zusammensetzung den ungeglühten Proben Nr. 3, 4 und 5 entsprechen, zeigen ein höheres Biegemoment und eine schlechtere Spanform als die ungeglühten Varianten. Durch das Glühen wurde der Volumen-Anteil der β-Phase auf Werte unter 20 % reduziert und die Verteilung der Phosphid-Partikel zu größeren Partikeln hin verschoben. Diese beiden Effekte führen zusammen zu einer Verschlechterung der Zerspanungseigenschaften. Probe Nr. 45 mit einem P-Anteil von 0,65 Gew.-% ist durch ein hohes Biegemoment gekennzeichnet. Die Ursache hierfür ist ein sehr geringer Anteil an β-Phase von lediglich 9 Vol.-%.

Ferner weist diese Probe eine sehr hohe Dichte an Phosphiden mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm auf.

[0065] Legierungen mit einer vorstehend beschriebenen Zusammensetzung können auch als Gusslegierungen für Gussteile verwendet werden.

Patentansprüche

1. Knetwerkstoff aus einer Kupfer-Zink-Legierung mit folgender Zusammensetzung in Gewichts-%:

Cu:	58,0 bis 66,0 %,
Si:	0,15 bis 1,2 %,
P:	0,20 bis 0,38 %,
Sn:	optional bis zu 0,5 %,
Al:	optional bis zu 0,05 %,
Fe:	optional bis zu 0,3 %,
Ni:	optional bis zu 0,3 %,
Pb:	optional bis zu 0,25 %,
Bi:	optional bis zu 0,1 %,
Te, Se, In:	optional jeweils bis zu 0,1 %,
B:	optional bis zu 0,01 %,
Rest Zn und unvermeidbare Verunreinigungen,	

wobei der Anteil an unvermeidbaren Verunreinigungen weniger als 0,20 Gew.-% beträgt,
wobei der Knetwerkstoff ein Gefüge aus globularer α-Phase, β-Phase und
Phosphid-Partikeln aufweist und der Anteil der β-Phase an der Summe aus
α-Phase und β-Phase mindestens 20 Vol.-% und höchstens 60 Vol.-% beträgt,
wobei Si sowohl in der α-Phase als auch in der β-Phase vorhanden ist,
wobei in einer Fläche von 21000 µm² 50 bis 700 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 0,5 bis 1 µm, 10 bis 300 Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 1 bis 2 µm und 3 bis 45
Phosphid-Partikel mit einem äquivalenten Durchmesser von 2 bis 5 µm vorhanden sind, und wobei der Anteil der β-Phase sowie die Anteile von Si,
P und Pb so gewählt sind, dass der Werkstoff die Bedingung

$$107{,}378 - 2{,}25255 \cdot [\text{Beta}] - 64{,}1438 \cdot [\text{Si}] - 115{,}18 \cdot [\text{P}] - 30{,}7071 \cdot [\text{Pb}]$$
$$+0{,}017965 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{Beta}] + 24{,}6217 \cdot [\text{Si}] \cdot [\text{Si}] + 66{,}7257 \cdot [\text{P}] \cdot [\text{P}]$$
$$+0{,}542512 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{Si}] + 1{,}36208 \cdot [\text{Beta}] \cdot [\text{P}] + 43{,}4012 \cdot [\text{Si}] \cdot [\text{P}] < 37$$

erfüllt, wobei [Beta] den Anteil der β-Phase in Vol.-%, [Si] den Anteil von Silicium in Gewichts-%, [P] den Anteil von Phosphor in Gewichts-% und [Pb] den Anteil von Blei in Gewichts-% bezeichnet.

2. Knetwerkstoff nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Pb-Anteil mindestens 0,02 Gew.-% beträgt.

3. Knetwerkstoff nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Verhältnis der Gewichtsanteile von P und der Summe aus Fe und Ni mehr als 2,0 beträgt.

4. Knetwerkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Anteile von Fe und Ni in Summe höchstens 0,1 Gew.-% betragen.

5. Knetwerkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, dass der P-Anteil mindestens 0,26 Gew.-% und höchstens 0,33 Gew.-% beträgt.

6. Knetwerkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Si-Anteil höchstens 0,35 Gew.-% beträgt.

7. Knetwerkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Si-Anteil mindestens 0,25 Gew.-% beträgt.

8. Knetwerkstoff nach Anspruch 6 oder 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Cu-Anteil mindestens 60,0 Gew.-% und höchstens 61,5 Gew.-% beträgt.

9. Knetwerkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Si-Anteil mindestens 0,50 Gew.-% und höchstens 1,0 Gew.-% beträgt.

10. Knetwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass er eine Härte von mindestens 170 HV10 aufweist.

11. Knetwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass er eine Zugfestigkeit R_m von mindestens 520 MPa aufweist.

12. Knetwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass er eine α-Korngröße von höchstens 21 µm aufweist.

13. Knetwerkstoff nach einem der Ansprüche 6 bis 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass er eine elektrische Leitfähigkeit von mindestens 12 MS/m aufweist.

14. Draht-, rohr- oder stangenförmiges Halbzeug aus einem Knetwerkstoff nach einem der vorstehenden Ansprüche.

15. Bauteil hergestellt durch Zerspanung und optionale weitere Bearbeitungsschritte aus einem Halbzeug gemäß Anspruch 14.

16. Verfahren zur Herstellung eines draht-, rohr- oder stangenförmigen Halbzeugs gemäß Anspruch 14, wobei das Verfahren folgende Schritte umfasst:
a) Erschmelzen einer Kupfer-Zink-Legierung mit einer Zusammensetzung gemäß einem der Ansprüche 1 bis 9,
b) Stranggießen eines rohr- oder bolzenförmigen Gussformats mit einer wassergekühlten Kokille,
c) Warmpressen des Gussformats bei einer Temperatur von 620 bis 700 °C mit anschließendem Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 bis 60 °C pro Minute in einem Temperaturbereich von 550 bis 350 °C,
d) optional Wärmebehandlung in einem Temperaturbereich von 525 bis 625 °C für 1 bis 5 Stunden mit anschließendem Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 20 bis 40 °C pro Minute in einem Temperaturbereich von 500 bis 350 °C,
e) optional Kaltumformen.

Es folgen keine Zeichnungen

 Das Dokument wurde durch die Firma Luminess hergestellt.