

Beitrag zur Metallographie von Kupfer und Kupferlegierungen

The Metallography of Copper and Copper Alloys

Uwe Hofmann, Andreas Bögel †, Helga Hölzl, Hans-Achim Kuhn

Korrespondenzanschrift/Correspondence address:

Wieland-Werke AG, Unternehmensbereich Metall, Zentrallabor und Entwicklung, Graf-Arco-Str., 89070 Ulm

E-Mail: uwe.hofmann@wieland.de

Eingegangen: 17. Dezember 2003

Angenommen: 24. August 2004

Received: December 17, 2003

Accepted: August 24, 2004

Translation: Ph. Tate

Kurzfassung

Es gibt eine große Menge verschiedener Legierungen auf Kupferbasis. Sie werden als Werkstoffe in unterschiedlichen Anwendungsgebieten eingesetzt. Dementsprechend vielfältig sind Gefüge wie auch die Schadensbilder, die durch eine Überbeanspruchung von Bauteilen aus Kupferwerkstoffen entstehen. In der vorliegenden Arbeit werden exemplarisch die typischen Gefüge von Kupfer, von niedrig und hoch legierten Kupferlegierungen vorgestellt. Wichtige metallphysikalische Zusammenhänge und Besonderheiten werden erläutert. Einige Beispiele technischer Schadensfälle werden besprochen. Sämtliche lichtmikroskopische Untersuchungen werden mit derselben Methode zur Schliiffpräparation und Gefügeentwicklung eingeleitet.

1. Einleitung

Kupferwerkstoffe können auf eine lange Gebrauchsgeschichte zurückblicken. Ein wichtiger Grund für die fortwährende Beliebtheit ist, dass man das Eigenschaftsprofil durch Legieren in einem weiten Bereich verändern kann. Dies erklärt die Vielfalt technischer Kupfer-Legierungen. Einige Anwendungsbeispiele sind in Tab. 1 zusammengestellt.

Die Komplexität der Feingefüge steigt mit der Zahl der Legierungskomponenten. Dennoch ist die Mikrostruktur der Kupferwerkstoffe im Vergleich zu den Eisen-Basislegierungen einfach zu analysieren [1]. Das liegt daran, dass thermische und thermomechanische Behandlungen nicht die

Abstract

There are a large number of Copper base alloys which are used in the most diverse applications. Consequently, the microstructures and appearance of failures which occur due to the overloading of Copper materials are also many and varied. In this article, examples of typical microstructures of Copper and low and high alloyed Copper alloys are presented and the most important physical metallurgical relationships and characteristics explained. A number of examples of technical failures are discussed. All of the optical microscopic examinations were carried out using the same method of specimen preparation and etching.

1. Introduction

The use of Copper based materials stretches back far into history. One important reason for it's continued being is that the properties of the material can be altered over a wide range by suitable alloying, which is reflected in the large number of technical Copper alloys currently available. A number of examples of their use are summarised in Tab. 1.

The complexity of the microstructure of such alloys increases with the number of alloying elements. On the other hand, the microstructures of Copper base materials are relatively simple to analyse compared with Iron base alloys [1]. This is because thermal and thermo-mechanical treat-

Kupfer	z. B. E-Cu57, E-Cu58, OF-Cu, Cu-DHP	Elektrische Leitungen, Fernmeldekabel, Kontakte, Glattrohre für die Haustechnik, Rippenrohre für Wärmetauscher
Niedriglegierte Kupferwerkstoffe	z. B. CuZn0,5, CuFe2P, CuNi2Si, CuCr1Zr, CuBe2, CuCo2Be	Elektrische Leitungen, Halbleiterträger (Leadframes), Festkontakte, Gleitkontakte, Steckverbinder, Schweißelektroden, Relaisfedern
Kupfer-Nickel-Werkstoffe	z. B. CuNi25, CuNi44, CuNi9Sn2, CuNi30Mn1Fe	Elektrische Widerstände, Heizdrähte, Relaisfedern, Thermoelemente, Meerwasserleitungen, Wärmeaustauscher, Münzen
Zinn-Bronze	z. B. CuSn2, CuSn4, CuSn6, CuSn15	Steckverbinder, Relais- und Kontaktfedern, Siebdraht, Gleitlager, Zahnräder, Mehrkern-Supraleiter
Messing		
Bleifrei	z. B. CuZn5, CuZn20, CuZn30, CuZn37	Kontakte, Relaisfedern, Schutzkontaktbügel in Steckdosen, Tafelgeräte, Musikblasinstrumente, Hülsen für Lippenstifte, Kugelschreiber und Feuerzeuge, Teile für die Schmuck- und Uhrenindustrie, Reißverschlüsse
Automatenmessing	z. B. CuZn36Pb2As, CuZn38Pb2, CuZn40Pb2, CuZn39Pb3	Steckverbinder, elektrische Klemmverbindungen, Gas- und Wasserarmaturen, Rohrverbinder, sonstige Formdreh- und Warmpressteile
Sondermessing	z. B. CuZn31Si1, CuZn23Al3Co, CuZn37Mn3Al2PbSi	Stecker, Federkontakte, Gleitlager, Getriebeteile, Lagerkäfige, Teile des Schiffs- und Apparatebaus, Münzen
Neusilber	z. B. CuNi12Zn24, CuNi18Zn20, CuNi18Zn19Pb1	Relaisfedern, Widerstandsdrähte, Brillenteile, Reißverschlüsse, Schrauben, Kugelschreiber spitzen, Tafelgeräte und Bestecke

Tab. 1. Beispiele für die Verwendung von Kupferwerkstoffen

gleiche Bedeutung wie bei den Stählen haben. Im Folgenden werden die Mikrogefüge einiger wichtiger Kupfer-Legierungen und ein bewährtes Verfahren zur Präparation metallographischer Schlitze vorgestellt. Anhand lichtmikroskopischer Untersuchungen werden wichtige metallkundliche Zusammenhänge oder typische Schadensformen erläutert. Beispielhaft werden Gefüge, die bei der Bearbeitung und beim Einsatz bleihaltiger Messingwerkstoffe entstehen können, ausführlicher behandelt.

Dennoch kann sich die vorliegende Arbeit naturgemäß nur mit einer kleinen Themenauswahl befassen und somit lediglich einen groben Überblick vermitteln. Weitere Vertiefung erlaubt die Fachliteratur [2,3].

ments do not play as significant a role as in the case of Steels. In the following article the microstructures of a number of important Copper alloys are presented, each prepared using the same proven method of metallographical specimen preparation. Using optical microscopic methods of examination, the most important metallurgical relationships and examples of typical types of failure are explained. For example, the microstructures which occur during the manufacture and use of Leaded Brasses are explained in detail.

Nevertheless, the limited number of themes dealt with in this article can offer only a relatively coarse overview of this field of materials, more in-depth information being contained in the literature [2, 3].

Copper	e. g. E-Cu57, E-Cu58, OF-Cu, Cu-DHP	Electricity lines, telecommunication cables, contacts, plain tubes for domestic applications, finned tubes for heat exchangers.
High-Copper alloys	e. g. CuZn0,5, CuFe2P, CuNi2Si, CuCr1Zr, CuBe2, CuCo2Be	Electricity lines, leadframes, fixed contacts, sliding contacts, connectors, welding electrodes, relay springs.
Copper-Nickel materials	e. g. CuNi25, CuNi44, CuNi9Sn2, CuNi30Mn1Fe	Electrical resistors, heating wires, relay springs, thermocouples, sea water piping, heat exchangers, coins.
Tin-Bronze	e. g. CuSn2, CuSn4, CuSn6, CuSn15	Plugs and connectors, relay and contact springs, sieve wires, plain (slide) bearings, toothed gears, multi-cored superconductors.
Brasses		
Lead free brasses	e. g. CuZn5, CuZn20, CuZn30, CuZn37	Contacts, relay springs, earthing contact lugs in sockets, tableware, wind instruments, lip-stick cases, ball point pens and cigarette lighters, parts for the jewellery and clock and watch making industry, zips.
Free machining brasses	e. g. CuZn36Pb2As, CuZn38Pb2, CuZn40Pb2, CuZn39Pb3	Plugs and connectors, electrical terminals, gas and water fittings, tube and pipe connectors, other machined and hot forged parts.
Special brasses	e. g. CuZn31Si1, CuZn23Al3Co, CuZn37Mn3Al2PbSi	Plugs and connectors, spring contacts, plain (slide) bearings, gear parts, bearing cages, parts for ship and chemical plant construction, coins.
Nickel silver	e. g. CuNi12Zn24, CuNi18Zn20, CuNi18Zn19Pb1	Relay springs, resistance wires, spectacle parts, zips, screws, ball point pen tips, tableware and cutlery.

Tab. 1. Examples of uses for Copper base materials

2. Schliffpräparation für die Lichtmikroskopie

Die Vielzahl der Legierungselemente und ihrer Gehalte wird dann in einem metallographischen Labor zu einer Herausforderung, wenn unterschiedliche Verfahren zur Schliffpräparation notwendig werden sollten. Verschiedene Alternativen zur Schliffherstellung und zur Gefügeentwicklung werden in [4–7] beschrieben.

Im Zentrallabor der Wieland-Werke AG werden bereits seit vielen Jahrzehnten Kupfer-Werkstoffe im Rahmen von Legierungsentwicklungen und Schadensanalysen u. a. auch metallographisch untersucht. Wie in jedem metallographischen Labor, das einen produzierenden Betrieb mit

2. Specimen Preparation for Optical Light Microscopy

The large number of alloying elements used together with Copper and their respective and varied concentrations presents a challenge to most metallographical laboratories if different methods of specimen preparation become necessary. Various alternative types of specimen preparation and etching are described in the literature [4-7].

For decades, the central laboratory of Wieland-Werke AG has been working with Copper materials in the fields of both alloy development and failure analysis, and examining these alloys metallographically. As in any other metallographical laboratory supporting a manufacturing operation

Routineuntersuchungen zur Qualitätssicherung unterstützt, muss ein hoher Durchsatz von Proben bewältigt werden. Es wurde ein Verfahren zur Schliffherstellung und Gefügeentwicklung optimiert, mit dem man für die überwiegende Zahl von Kupferlegierungen gute Ergebnisse bei der Lichtmikroskopie erzielen kann.

Die Vorgehensweise bei der Schliffpräparation ist in Tab. 2 zusammengestellt.

Das Feingefüge wird standardmäßig mit einer Tauchätzung in schwefelsaurer $K_2Cr_2O_7$ -Lösung entwickelt, die in einer ähnlichen Zusammensetzung bereits von A. Schrader [4] genannt wird. Hierbei handelt es sich um eine Korngrenzenätzung. Falls Kornflächen sichtbar gemacht werden sollten, hat es sich bewährt, die in der $K_2Cr_2O_7$ -Lösung geätzten Schliffe in einer salzsauren $FeCl_3$ -Lösung nachzubehandeln.

Die Bilder 1 und 2 zeigen die unterschiedlichen Ätzresultate am Beispiel eines Längsschliffes durch ein weiches Rohr aus Cu-DHP. Alle weiteren geätzten Schliffe dieser Arbeit, wurden analog zu dem in Bild 1 dargestellten Schliff hergestellt und präpariert.

3. Typische Gefüge von einigen wichtigen Kupferwerkstoffen

3.1 Unlegiertes Kupfer

Kupfer zeichnet sich vor allem durch hohe Werte für die elektrische Leitfähigkeit und für die Wärmeleitfähigkeit aus. Gleichzeitig ist die mechanische Festigkeit und die chemische Beständigkeit im Vergleich zu anderen Gebrauchsmetallen hoch (siehe Tab. 3). Kupfer ist daher der klassische Werkstoff für elektrische Leitungen und Wärmeübertragungsanlagen.

Der metallurgische Herstellungsprozess erfolgt häufig über eine oxidierende Raffination. Dabei werden unerwünschte Begleitelemente als Oxide gebunden, die Kupferschmelze nimmt jedoch Sauerstoff auf. Es bildet sich Kupfer(I)-Oxid Cu_2O , früher Kupfer-Oxidul genannt. Z. B. durch Begasen der Schmelze mit Wasserstoff wird der Sauerstoffgehalt auf 0,005% bis 0,04% reduziert. (Hier und im Folgenden sind die Konzentrationen

with routine QC examinations, a large number of specimens must be prepared and examined daily. A method for the preparation and etching of such specimens was thus developed and optimised with which the majority of Copper alloys can be prepared satisfactorily for examination using optical microscopy.

The method of specimen preparation used is summarised in Tab. 2.

The microstructure of the Copper alloys to be examined is revealed by immersion etching in a standard Sulphuric acid solution of $K_2Cr_2O_7$ similar to that already suggested by A. Schrader [4]. This is primarily a grain boundary etchant and grains also need to be contrasted then, after etching in the $K_2Cr_2O_7$ solution, it is subsequently etched in a Sulphuric acid solution of $FeCl_3$.

Figs. 1 and 2 show the effects of the two etchants on a longitudinal section of a soft Cu-DHP tube. All of the subsequent specimens shown in this article have been prepared and etched in the same way as that shown in Fig. 1.

3. Typical Microstructures of a Number of Important Copper Materials

3.1 Copper

Copper is characterised above all by its high electrical conductivity and thermal conductivity. At the same time however, compared with other common metals, its mechanical strength and resistance to chemicals is relatively high (see Tab. 3). Copper is thus a classic material both for electrical conductors and thermal transfer applications.

The metallurgical production process for Copper often involves an oxidising refining stage in which undesirable accompanying elements are removed in a slag in the form of oxides. During this process however the molten Copper dissolves Oxygen forming Copper(I)-Oxide Cu_2O (cuprous oxide). This can be reduced however, for example by blowing the melt with Hydrogen which can reduce the oxygen content of the molten metal

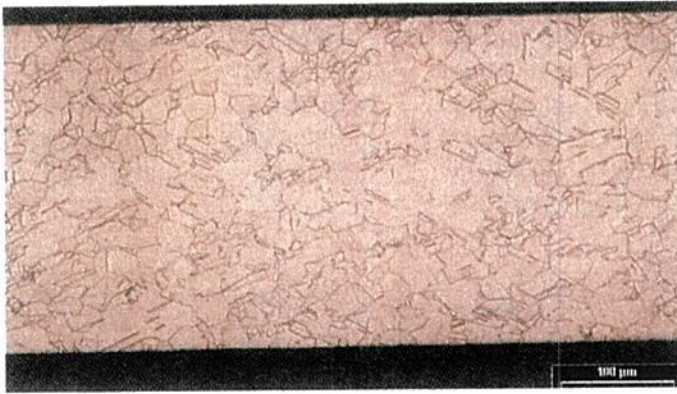


Bild 1. In schwefelsaurer $K_2Cr_2O_7$ -Lösung geätzter Längsschliff durch die Wandung eines weichen Kupferrohres aus Cu-DHP. Man erkennt Rekristallisationszwillinge in polygonalen Körnern

Fig. 1. Longitudinal section through the wall of a soft Copper tube made of Cu-DHP etched in a Sulphuric acid solution of $K_2Cr_2O_7$. Recrystallisation twins can be seen in the polygonal grains



Bild 2. Stelle von Bild 1 nach einer zusätzlichen Ätzung in salzsaurer $FeCl_3$ -Lösung

Fig. 2. Area of Fig. 1 after additionally etching in Hydrochloric acid solution of $FeCl_3$

1.	Halterung	Warm- oder Kalteinbetten in Kunstharz
2.	Nassschleifen	In Schleifautomaten auf SiC-Schleifpapieren, Anpressdruck ca. 0,02 N/mm ² ; Körnungsfolge: 180, 500, 1.200, 2.400 (jeweils ca. 1 min)
3.	Polieren	In Polierautomaten auf Poliertüchern mit 3 µm- (5 min) und danach mit 1 µm-Diamantsuspension (3 min), Anpressdruck ca. 0,02 N/mm ² ; Ca. 1,5 h Vibrationspolieren in einer wässrigen MgO (magnesia usta) – Suspension
4.	Ätzen (Korngrenzen)	Ca. 3 s Tauchätzen in 70 g/l $K_2Cr_2O_7$, 70 g/l H_2SO_4 (Lösungsmittel H_2O , aqua destillata)
5.	Ätzen (Kornflächen)	Nach Korngrenzenätzung ca. 3 s Tauchätzen in 100 g/l $FeCl_3$, 21,5 g/l HCl (Lösungsmittel H_2O , aqua destillata)

Tab. 2. Schliffpräparation von Kupferwerkstoffen für die Lichtmikroskopie

1.	Mounting	Hot or cold mounting in epoxy resin
2.	Wet grinding	Automatic on SiC-grinding papers, pressure ca. 0,02 N/mm ² ; Grades: 180, 500, 1200, 2400 (ca. 1 min on each grade)
3.	Polishing	Automatic on polishing cloths with 3 µm- (5 min) and thereafter with 1 µm-diamond suspension (3 min), pressure ca. 0,02 N/mm ² ; ca. 1.5 h vibratory polishing in an aqueous suspension of MgO (magnesia).
4.	Etching (grain boundaries)	ca. 3 s immersion etching in 70 g/l $K_2Cr_2O_7$, 70 g/l H_2SO_4 (in distilled water)
5.	Etching (grain surfaces)	After grain boundary etching, ca. 3 s immersion etching in 100 g/l $FeCl_3$, 21.5 g/l HCl (in distilled water)

Tab. 2. Specimen preparation of Copper materials for optical light microscopy

Element (Ordnungszahl)/ Element (Atomic number)	Kristallstruktur bei 20°C/ Crystal structure at 20°C	Dichte/ Density [g/cm ³]	Zugfestigkeit [MPa] (Zustand: „weich“ oder „geglüht“)/ Tensile strength [MPa] (Condition: "soft" or "annealed")	Standard- Elektroden- potential/ Standard electrode potential [V]	Elektr. Leitfähigkeit/ Electrical conductivity [MS/m]	Wärme- leitfähigkeit/ Thermal conductivity [W/(Km)]
Al (13)	kfz/fcc	2,70	40...100	Al ³⁺ Al: -1,66	37	235
Fe (26)	krz/bcc	7,86	180...280	Fe ²⁺ Fe: -0,41	10	70
Cu (29)	kfz/fcc	8,96	200...250	Cu ²⁺ Cu: +0,34	59	390
Ag (47)	kfz/fcc	10,50	130...160	Ag ²⁺ Ag: +0,80	62	420

Tab. 3. Ausgewählte Eigenschaften einiger technisch bedeutender Reinmetalle

Tab. 3. Chosen properties of a number of technically important pure metals

der Legierungselemente und Beimengungen als Massegehalt in % g/g (Gew.-%) angegeben). Auch Phosphor wird als Desoxidationsmittel eingesetzt. Allerdings beeinträchtigt es die elektrische Leitfähigkeit [8].

Man teilt die verschiedenen Qualitäten wie folgt ein (bei den Bezeichnungen in Klammern handelt es sich um die EN-Kurzzeichen):

sauerstoffhaltiges Kupfer (z. B. Cu-FRHC, Cu-ETP)
sauerstofffreies Kupfer (z. B. Cu-OF, Cu-OFE)
sauerstofffreies mit Phosphor desoxidiertes Kupfer (z. B. Cu-DLP, Cu-DHP)

Im Gefüge der sauerstoffhaltigen Sorten liegt das Cu₂O als Bestandteil des Eutektikums (Cu + Cu₂O) vor, welches die Kupferkörner umschließt. Der Nachweis des Cu₂O erfolgt lichtmikroskopisch, in dem man ungeätzte Schiffe unter Dunkelfeldbeleuchtung betrachtet. Dadurch erscheint es in seiner rubinroten Eigenfarbe (siehe Bild 3).

Eine Eigenheit des sauerstoffhaltigen Kupfers ist die Anfälligkeit für die sog. Wasserstoffkrankheit [9]. Diese kann während einer Wärmebehandlung mit Temperaturen über 400°C in einer wasserstoffhaltigen Atmosphäre ausbrechen. Dabei diffundiert Wasserstoff in das Werkstoffinnere und

to levels of between 0.005% to 0.04%. (Here and all subsequent compositions and concentrations are given as mass percentages as % g/g or wt.%). In some cases Phosphorus is also used as a deoxidant, although this compromises the electrical conductivity of the metal [8].

The various different qualities of Copper are thus classified as follows (the nomenclature shown in brackets being the current EN identification).

Oxygen containing Copper (e.g. Cu-FRHC, Cu-ETP)
Oxygen-free Copper (e.g. Cu-OF, Cu-OFE)
Phosphorus-deoxidized Copper (e.g. Cu-DLP, Cu-DHP)

In the microstructures of the Oxygen containing types of Copper, the Cu₂-O is present in the form of the eutectic (Cu + Cu₂O) which surrounds the Copper grains. The identification of Cu₂O is carried out by optical light microscopy by examining the unetched specimen on dark field illumination under which the Cu₂O shows up in it's own characteristic ruby-red colour (see Fig. 3).

One particular disadvantage of copper containing oxygen is it's susceptibility to Hydrogen embrittlement [9]. This can occur during heat treatment at temperatures above 400°C in atmospheres containing Hydrogen. The Hydrogen diffuses into the metal and reduces the Copper

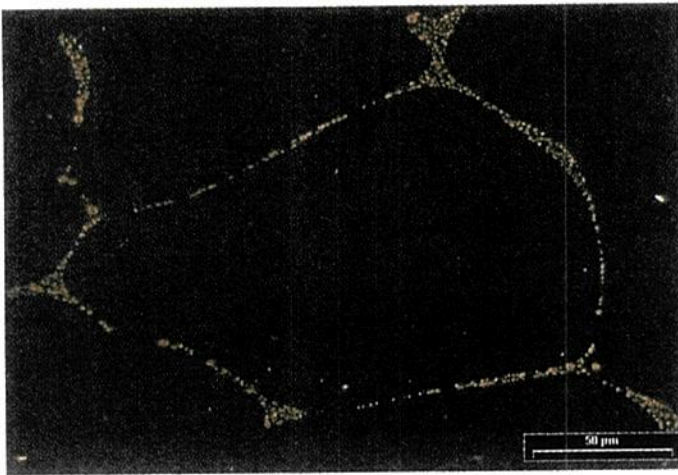


Bild 3. Ungeätzter Schliff durch sauerstoffhaltiges Kupfer Cu-ETP im Gusszustand (Dunkelfeld). Cu₂O tritt im Dunkelfeld rubinrot hervor

Fig. 3. Unetched section of Oxygen containing Cu-ETP in the as cast state (dark field). In dark field illumination the Cu₂O appears ruby-red

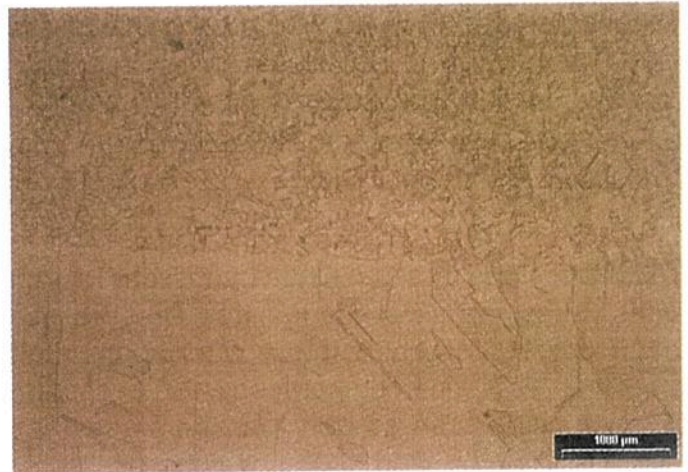


Bild 4. Geätzter Längsschliff durch ein Strangpressprodukt aus Cu-OFE nach einer Wärmebehandlung 850°C / 0,5 h in Wasserstoff. In der feinkörnigen Zone lag eine hohe Dichte oxidischer Einschlüsse vor, an deren Stelle nun Poren getreten sind

Fig. 4. Etched longitudinal section through an extruded product made of Cu-OFE after heat treatment at 850°C / 0,5 h in Hydrogen. In the fine grained zone there was a high density of Oxide inclusions where now there are pores

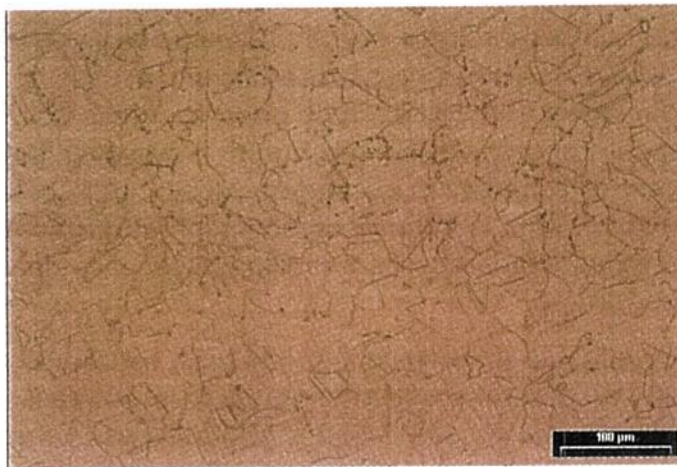


Bild 5. Detail aus Bild 4: Grenze zwischen grob- und feinkörnigem Gefüge. In der oberen Bildhälfte sind Poren zu erkennen, die durch die Wasserstoffkrankheit hervorgerufen wurden

Fig. 5. Detail from Fig. 4: Boundary between the coarse and fine grained microstructure. In the upper part of the picture pores can be seen caused by the Hydrogen embrittlement

reduziert das Kupferoxid, wobei sich Wasserdampf bildet. Der Druck des Wasserdampfes übersteigt lokal die Warmfestigkeit des Kupfers und es entstehen Poren.



Bild 6. Überaltertes Gefüge eines Bandes aus CuFe₂P mit Eisen- und Eisenphosphidausscheidungen; geätzter Längsschliff

Fig. 6. Etched longitudinal section of the over-aged microstructure of CuFe₂P strip with Iron and Iron Phosphide precipitates

Oxide forming water vapour. The pressure of the water vapour formed exceeds the local high temperature strength of the copper and pores are formed.

Die Wasserstoffkrankheit wird zum Nachweis von Cu_2O genutzt. Dazu werden die zu untersuchenden Proben in Wasserstoff geglüht (z. B. 850°C / 0,5 h). Wo Oxide vorlagen, entstehen Poren, die metallographisch sehr leicht nachzuweisen sind.

Die Bilder 4 und 5 zeigen einen Längsschnitt durch eine stranggepresste Stange aus Cu-OFE, die nach obiger Vorgehensweise wärmebehandelt wurde. Es liegt eine Feinkornzone vor. In diesem Bereich sind Poren an den Korngrenzen zu erkennen. Ursache sind Oxide, welche die Kornvergrößerung während des Glühens verhinderten und durch den Wasserstoff reduziert wurden. Es handelt sich um Teile der verzünderten Strangoberfläche, die gegen Ende des direkten Strangpressens in das Halbzeuginnere geflossen sind (Schalefehler) [10].

3.2 Niedriglegiertes Kupfer

Bis auf sehr wenige Ausnahmen (z.B. Blei) sind die technisch relevanten Legierungszusätze in Kupfer beschränkt löslich und bilden Mischkristalle. Dadurch wird die Festigkeit des Kupfers erhöht. Andererseits nimmt die elektrische Leitfähigkeit ab. Wird die Löslichkeitsgrenze überschritten, bilden sich Ausscheidungen (Bild 6). Bei geeigneten Kombinationen verschiedener Elemente kommt es auch zur Bildung von intermetallischen Phasen.

Durch Aushärten können Größe, Verteilung und Menge der Ausscheidungen bzw. intermetallischen Phasen so eingestellt werden, dass daraus ein großer Festigkeitszuwachs bei nur wenig veränderter elektrischer Leitfähigkeit resultiert. Solche ausscheidungsgehärteten Kupferwerkstoffe bieten eine besonders günstige Kombination aus mechanischer Belastbarkeit, Relaxationsbeständigkeit und elektrischer Leitfähigkeit [11].

3.3 Kupfer-Nickel-Legierungen

Kupfer und Nickel bilden eine lückenlose Mischkristallreihe (Bild 7 [12]). Dementsprechend ändern sich die physikalischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Zusammensetzung: der spe-

Hydrogen embrittlement is also used as a method of determining the presence of Cu_2O . The specimens to be tested are annealed in Hydrogen (e.g. at 850°C / 0.5 h). Where oxides have been present pores are formed which can easily be identified metallographically.

Figs. 4 and 5 show a longitudinal section through an extruded rod of Cu-OFE annealed as described above. A fine grained zone is apparent within which pores can be seen along the grain boundaries. These were formed by oxide particles which prevented grain growth during the annealing process and were reduced by the Hydrogen. The oxide particles were remnants of the original scaled surface of the material which towards the end of the extrusion process were forced into the extruded rod (shell defect) [10].

3.2 High Copper Alloys

With few exceptions (e.g. Lead) the technically relevant alloying additions to Copper are to a certain amount soluble in the metal and form solid solutions. These increase the strength of the Copper whilst at the same time decreasing the electrical conductivity of the metal. If however the limit of solubility is exceeded, precipitates form (Fig. 6). With a suitable combination of different alloying elements intermetallic phases may also be formed.

By suitable age hardening, the size, distribution and amount of these precipitates or intermetallic phases can be controlled to produce an overall increase in strength of the material accompanied by only a very limited change in electrical conductivity. These types of precipitation hardened Copper alloys offer a particularly useful combination of mechanical strength, resistance to stress relaxation and electrical conductivity [11].

3.3 Copper – Nickel Alloys

Copper and Nickel form solid solutions in any mixing ratio (Fig. 7 [12]). Consequently, the physical properties of the alloy vary typically with the composition: The alloy's specific electrical resistance

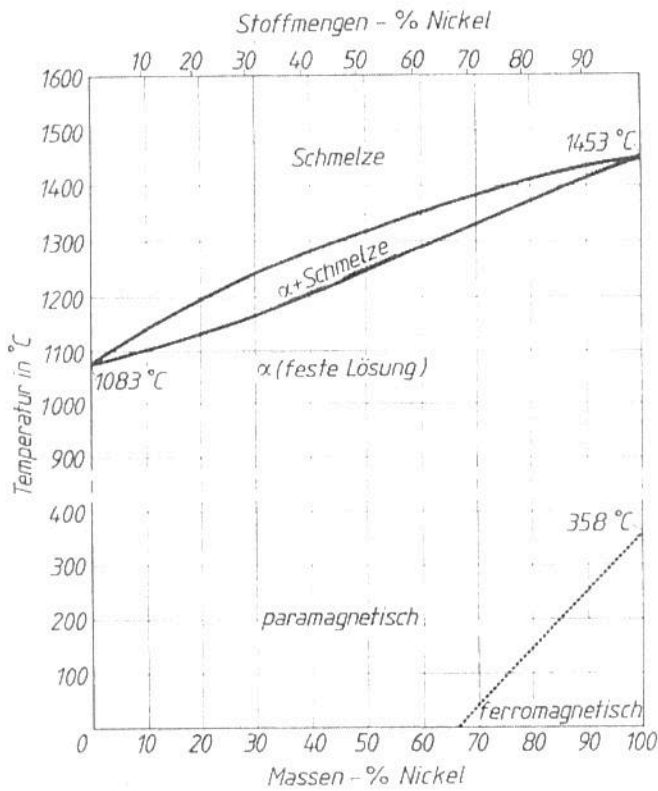


Bild 7. Gleichgewichtszustandsdiagramm Cu-Ni [12]

Fig. 7. Equilibrium phase diagram of the Cu-Ni system [12]



Bild 8. Angeätzte Kristallseigerungen in CuNi25 nach einem Laborabguss in eine Standkokille

Fig. 8. The etched microstructure of a laboratory casting of CuNi25, showing segregation

Bild 9. Geätzter Schliff von einem 1000 °C / 4 h homogenisierten Laborabguss aus Bild 8 mit Mikroporen

Fig. 9. The etched microstructure of the laboratory casting shown in Fig. 8 after homogenising at 1000 °C / 4 h, showing micro-pores

zifische elektrische Widerstand und der Widerstand gegen einsetzende plastische Verformung steigen ausgehend von den reinen Komponenten Kupfer und Nickel näherungsweise parabolisch mit zunehmendem Gehalt des jeweils anderen Elementes an; bei einem Mischungsverhältnis von ungefähr 1:1 werden Maximalwerte erreicht (siehe Anhang).

and critical resolved shear stress both increase almost parabolically from the pure metal Copper or Nickel as the content of the other component element increases, and reach a maximum at a composition ratio of approximately 1:1 (see Appendix).

Aus diesem Konzentrationsbereich kommen Werkstoffe für elektrische Widerstände und Thermoelemente. Weitere Anwendungsfelder erschließen sich aus der guten Korrosionsbeständigkeit der Kupfer-Nickel-Legierungen.

Die Gefüge der Legierungen aus dem System Cu-Ni sind homogen. Ungleichmäßigkeiten treten nach dem Gießen als Kristallseigerungen auf. Diese sind bei ca. 30% Nickel besonders deutlich ausgeprägt, da hier die Konoden verhältnismäßig lang sind (Bild 7). Bild 8 zeigt das Primärgefüge von CuNi25 nach dem Abguss in eine Kokille. Die Unterschiede im Nickel- bzw. Kupfergehalt zwischen dem zuerst erstarrten Mischkristall und der zuletzt erstarrten Restschmelze liegt in der Größenordnung von 10%, wie mit der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) im Rasterelektronenmikroskop nachgewiesen werden kann. Mit einer Homogenisierungsglühung bei 1000°C / 4 h kann der Gleichgewichtszustand hergestellt werden (Bild 9).

3.4 Kupfer-Zinn-Legierungen (Zinn-Bronzen)

Die mischkristallhärtende Wirkung von Zinn in Kupfer ist besonders groß. Somit können auch ohne Aushärtung hohe Festigkeitswerte erreicht werden. Zudem sorgt Zinn für ausgezeichnete Korrosionseigenschaften.

Die herkömmlichen, technisch genutzten Kupfer-Zinn-Legierungen haben bis zu 22% Zinn (Bild 10 [13]). Bei Knetwerkstoffen ist der Zinn-Gehalt meist auf etwa 10% beschränkt. Dies entspricht etwa dem Stabilitätsbereich des α -Mischkristalls. Größere Zinn-Gehalte führen zu Seigerungen und zur Bildung warmspröder Phasen im Gussgefüge, die das Umformvermögen stark einschränken. Wegen der geringen Diffusionsgeschwindigkeit des Zinns sind Glühungen zur Homogenisierung zeitraubend und in der Praxis unüblich.

Die Kristallseigerungen folgen aus der langsamen Zinn-Diffusion und dem breiten Erstarrungsintervall, das sich in seiner größten Ausdehnung über ca. 200°C erstreckt. Während der Abkühlung wandelt sich die mit Zinn angereicherte Rest-

This range of concentration includes alloys for use as electrical resistances and heating elements, whilst other fields of use exploit the excellent resistance to corrosion of Copper-Nickel alloys.

The microstructures of the alloys based on the Cu-Ni binary system are homogeneous with the only irregularities being segregation which occurs on casting during solidification. This is particularly marked with the alloys containing about 30% Nickel, as here the tie lines are relatively long (Fig. 7). Figure 8 shows the primary microstructure of the alloy CuNi25 after casting in a mould. The differences between the Nickel and Copper contents between the first solid solution to solidify and the final rest melt is of the order of 10%, as can be demonstrated by energy dispersive X-ray analysis (EDX) in the scanning electron microscope. The equilibrium homogeneous condition can however be established by annealing at 1000°C for 4 hours (Fig. 9).

3.4 Copper – Tin Alloys (Tin – Bronzes, Phosphor Bronzes)

As the solid solution hardening effect of Tin in Copper is particularly strong, high strength values being able to be achieved without the need for precipitation hardening. In addition, the Tin ensures excellent corrosion resistant properties.

The most common technical Copper-Tin alloys contain up to 22% Tin (Fig. 10 [13]). In many wrought alloys however the Tin content is limited to 10%, this corresponding approximately to the range of stability of the α -solid solution. Greater Tin contents lead to segregation and to the formation of brittle phases in the cast structure which severely limit the alloys ability to be deformed. Because of the low diffusivity of Tin homogenising the alloy by annealing is an extremely lengthy process and is not used in practice.

Segregation takes place because of the slow diffusion of Tin and the broad solidification range which at the broadest point extends over ca. 200°C. During the cooling process the Tin enriched rest melt transforms into the ($\alpha + \delta$)-eu-

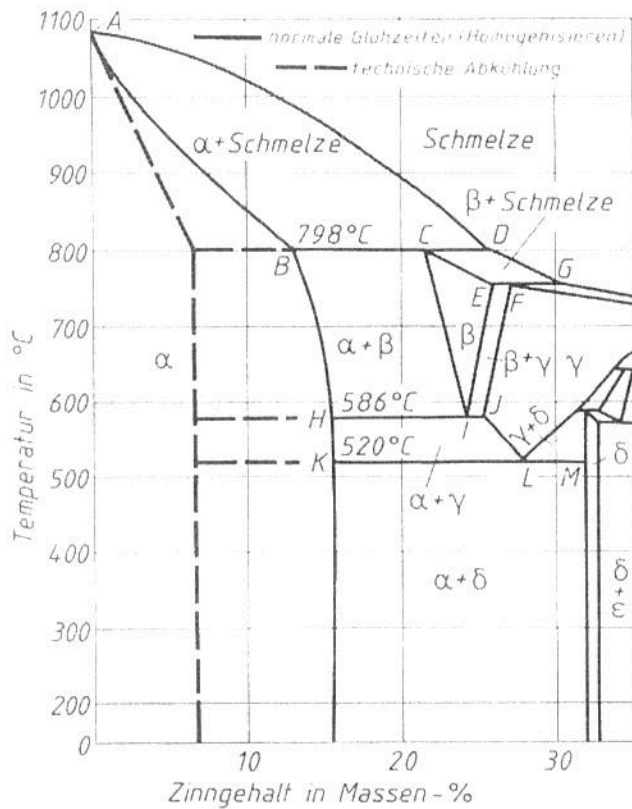


Bild 10. Für praktische Belange häufig verwendetes Zustandsdiagramm CuSn [13]

Fig. 10. The CuSn equilibrium phase diagram often used for practical purposes [13]

schmelze schließlich in das $(\alpha + \delta)$ -Eutektoid um. Bild 11 zeigt das heterogene Stranggussgefüge der Bronze CuSn12-C (EN-Werkstoffnummer CC483K, Sn 11,0 – 13,0%, Cu 85,0 – 88,5%). Das $(\alpha + \delta)$ -Eutektoid liegt interdendritisch in Form von konkaven Ausscheidungen vor (Bild 12). Mikrohärtmessungen ergeben ca. 110 HV für den α -Mischkristall und ca. 270 HV für das Eutektoid. Diese erheblichen Härteunterschiede sorgen nach der „Tragkristalltheorie“ [14] für einen hohen Widerstand gegen Verschleiß (siehe Anhang).

In den Bildern 13–15 sind die Kristallseigerungen von verschiedenen CuSn-Werkstoffen dargestellt. Es handelt sich um Kokillenguss. Der Anteil der spröden δ -Phase im Primärgefüge nimmt bei vergleichbaren Gießbedingungen mit steigendem Zinn-Gehalt zu.



Bild 11. Kristallseigerungen im geätzten Gussgefüge der Legierung CuSn12-C. Die Aufnahme wurde in polarisiertem Licht durchgeführt.

Fig. 11. Segregation in the etched microstructure of as-cast CuSn12-C, viewed in polarised light.

tectoid. Figure 11 shows the heterogeneous continuous cast microstructure of the bronze CuSn12-C (EN material number CC483K, Sn 11.0 – 13.0%. Cu 85.0 – 88.5%). The $(\alpha + \delta)$ -eutectoid is present in the form of interdendritic concave precipitates (Fig. 12). Microhardness measurements give a value of ca. 110 HV for the α -solid solution and ca. 270 HV for the eutectoid. This significant difference in hardness is that which, according to the “Tragkristalltheorie” (carrying phase theory) [14], gives this alloy its high resistance to wear (see Appendix).

Figs. 13 – 15 show examples of segregation in a number of different mould cast CuSn – materials. Under comparable casting conditions, the amount of brittle δ -phase present in the primary microstructure increases with increasing Tin-content.

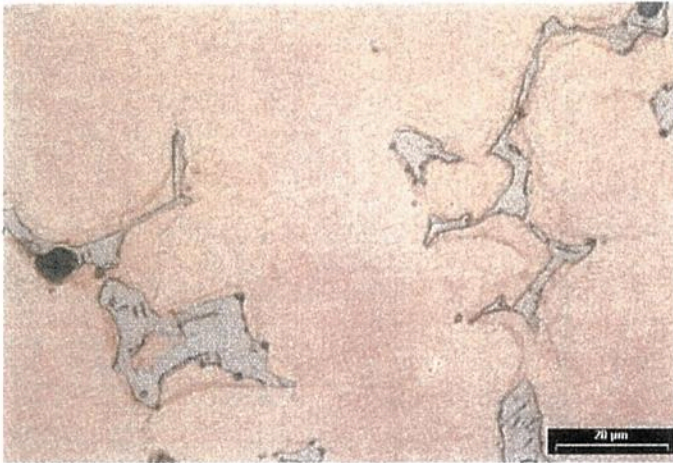


Bild 12. Detail aus Bild 11: $(\alpha+\delta)$ -Eutektoid und Mikroporen im Gussgefüge

Fig. 12. Detail from Fig. 11: $(\alpha+\delta)$ -Eutectoid and micro-pores in the as-cast microstructure

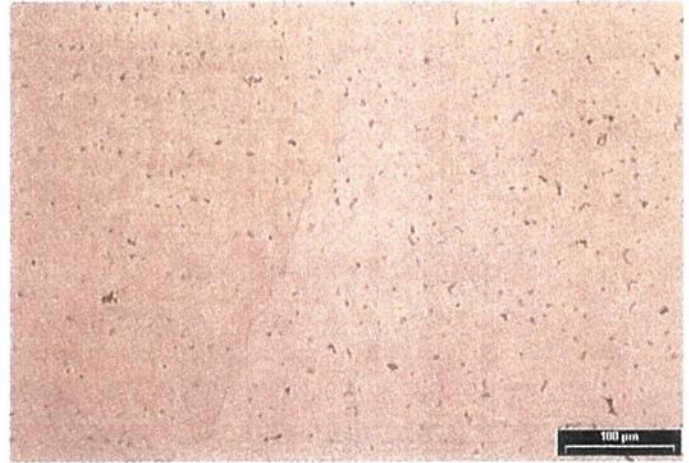


Bild 13. Geätztes Gussgefüge der Legierung CuSn6

Fig. 13. The etched microstructure of as-cast CuSn6

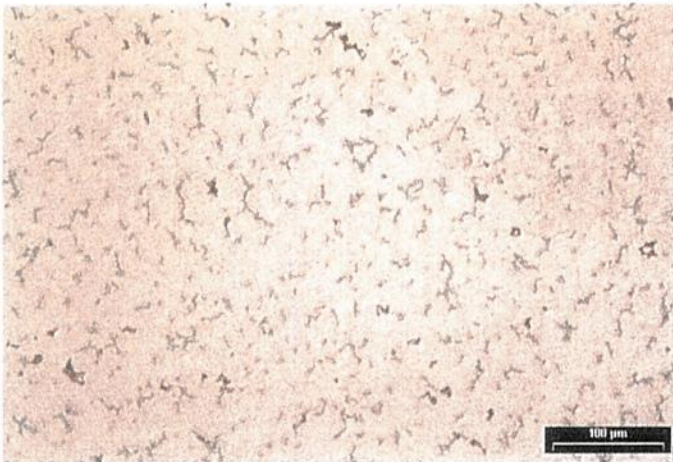


Bild 14. Geätztes Gussgefüge der Legierung CuSn8

Fig. 14. The etched microstructure of as-cast CuSn8

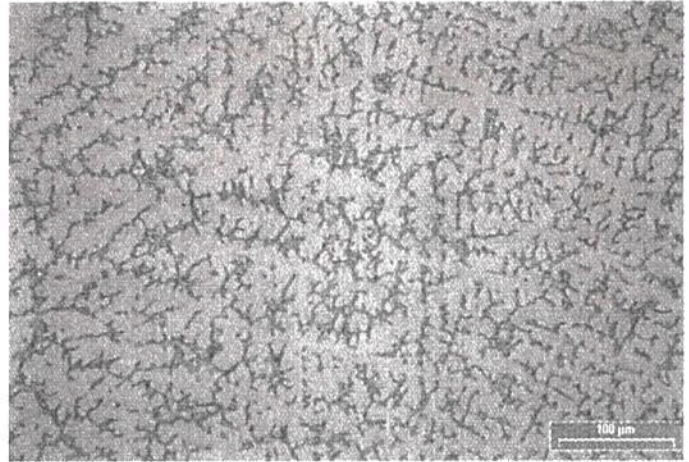


Bild 15. Geätztes Gussgefüge einer konventionell gegossenen Zinnbronze mit der Zusammensetzung CuSn15,5

Fig. 15. The etched microstructure of the conventionally cast CuSn15.5

Dagegen wurde die in Bild 16 dargestellte Probe durch Sprühkompaktieren [15 – 17] hergestellt. Bei diesem neuartigen Gießverfahren gelingt es, die Seigerungen weitgehend zu unterdrücken.

Beim Sprühkompaktieren wird die Schmelze in einem Schutzgasstrom zerstäubt. Die Tröpfchen sind typischerweise 40 – 100 μm im Durchmesser. Die Schmelze wird auf einen rotierenden Teller gesprüht, wo sie erstarrt. Der Teller wird gleichzeitig langsam abgesenkt und es wächst ein Bolzen auf, der durch Strangpressen und Ziehen weiterverarbeitet wird. Die Abkühlgeschwin-

In contrast, the specimen shown in Fig. 16 was produced by spray compacting [15 – 17]. Using this relatively new method of casting, the effects of segregation are widely able to be suppressed.

In spray compacting, the melt is broken up into droplets typically 40 – 100 μm in diameter in a inert gas stream and sprayed onto a rotating plate on which it solidifies. At the same time, the plate is lowered causing a helical billet to be formed which can then be processed further by extrusion and drawing. The rate of cooling achieved by this process is extremely high thus preventing

digkeit ist bei diesem Kühlprozess sehr groß. Dadurch wird eine Entmischung der noch nicht vollständig erstarrten Schmelzetröpfchen weitgehend verhindert.

Das Sprühkompaktieren ermöglicht die konventionelle Halbzeugfertigung hochlegierter Werkstoffe entweder überhaupt oder sogar als Knetlegierungen. Oft sind solche Zusammensetzungen wegen ihrer Seigerungsneigung mit üblichen Umformverfahren nicht oder nur sehr schwierig herstellbar. Dazu zählen z. B. Kupfer-Zinn-Legierungen mit 10 – 17% Zinn. Rohre und Profile aus diesen hochzinnhaltigen Bronzen werden u. a. für die Herstellung von Nb₃Sn-Multifilamentsupraleitern verwendet [18].

3.5 Kupfer-Zink-Legierungen (Messinge)

3.5.1 Messingwerkstoffe

Messing ist eine sehr wichtige Werkstoffgruppe. Neben der Festigkeit ist dafür die leichte Formbarkeit durch verschiedene spanlose und spanabhebende Verfahren verantwortlich.

Bild 17 [19] stellt den für die Praxis wichtigen Ausschnitt des CuZn-Zustandsdiagramms dar. Bis ca. 37% Zink liegen homogene Legierungen vor, die aus kfz α -Mischkristallen bestehen. Die α -Messinge zeichnen sich durch ihr hohes Kaltumformvermögen aus. Bild 18 zeigt das geätzte Gefüge eines weichen CuZn37-Bandes, das über Strangguß, Warmwalzen, Kaltwalzen und mehrere Zwischenglühungen hergestellt wurde. Wie bei Kupfer mit einer vergleichbaren Fertigungsgeschichte (vgl. Bild 1) sind gleichachsige Körner mit den typischen Rekristallisationszwillingen zu erkennen.

Zwischen 37% und ca. 48% Zink sind die Messinge zweiphasig. Neben der α -Phase erscheint die krz β -Phase als weiterer Gefügebestandteil. Die β -Mischkristalle sind bei Raumtemperatur härter und weniger duktil als die α -Phase. Bei hohen Temperaturen ist das Formänderungsvermögen der β -Phase ausgezeichnet. Die ($\alpha + \beta$)-Legierungen sind dadurch leicht warmumformbar.

the partially solidified droplets from phase separation.

Spray compacting makes it possible to cast high alloy materials which often can be processed as forgable alloys subsequently. Previously such materials, including alloys such as Copper-Tin containing 10 – 17% Tin, were either unable to be processed using normal methods of metal forming, or only with great difficulty, due to their inherent tendency to segregate from the melt. Tubes and profiles are now able to be produced from such high Tin bronzes, for example for the manufacture of Nb₃Sn-multi-filament superconductors [18].

3.5 Copper – Zinc Alloys (Brasses)

3.5.1 Brasses

The brasses are an extremely important group of materials. This is due not only to their strength, but also to their being extremely easy to machine using various different deformation and free cutting processes.

Figure 17 [19] shows the practically most important part of the CuZn equilibrium phase diagram. Up to ca. 37% Zinc, the alloys are homogeneous consisting of the face centred cubic (fcc) α -solid solution. The α -brasses are characterised by their particular ability to be easily cold worked. Figure 18 shows the etched microstructure of a soft CuZn37 strip produced by continuous casting, hot rolling and cold rolling including a number of stages of intermediate annealing. As with Copper with a similar production history (compare Fig. 1), the microstructure consists of equiaxial grains exhibiting typical recrystallisation twinning.

Between 37% and 48% Zinc the alloys become two phased, consisting of the α -phase together with the body centred cubic (bcc) β -phase as the second phase constituent. At room temperature the β -solid solution being harder and less ductile than the α -phase. At higher temperatures however the formability of the β -phase is excellent. As a result, the ($\alpha + \beta$)-alloys can be easily hot worked.



Bild 16. Geätztes sprühkompaktiertes Gussgefüge einer Zinnbronze mit der Zusammensetzung CuSn15,5

Fig. 16. The etched spray compacted as-cast microstructure of the Tin-bronze CuSn15.5

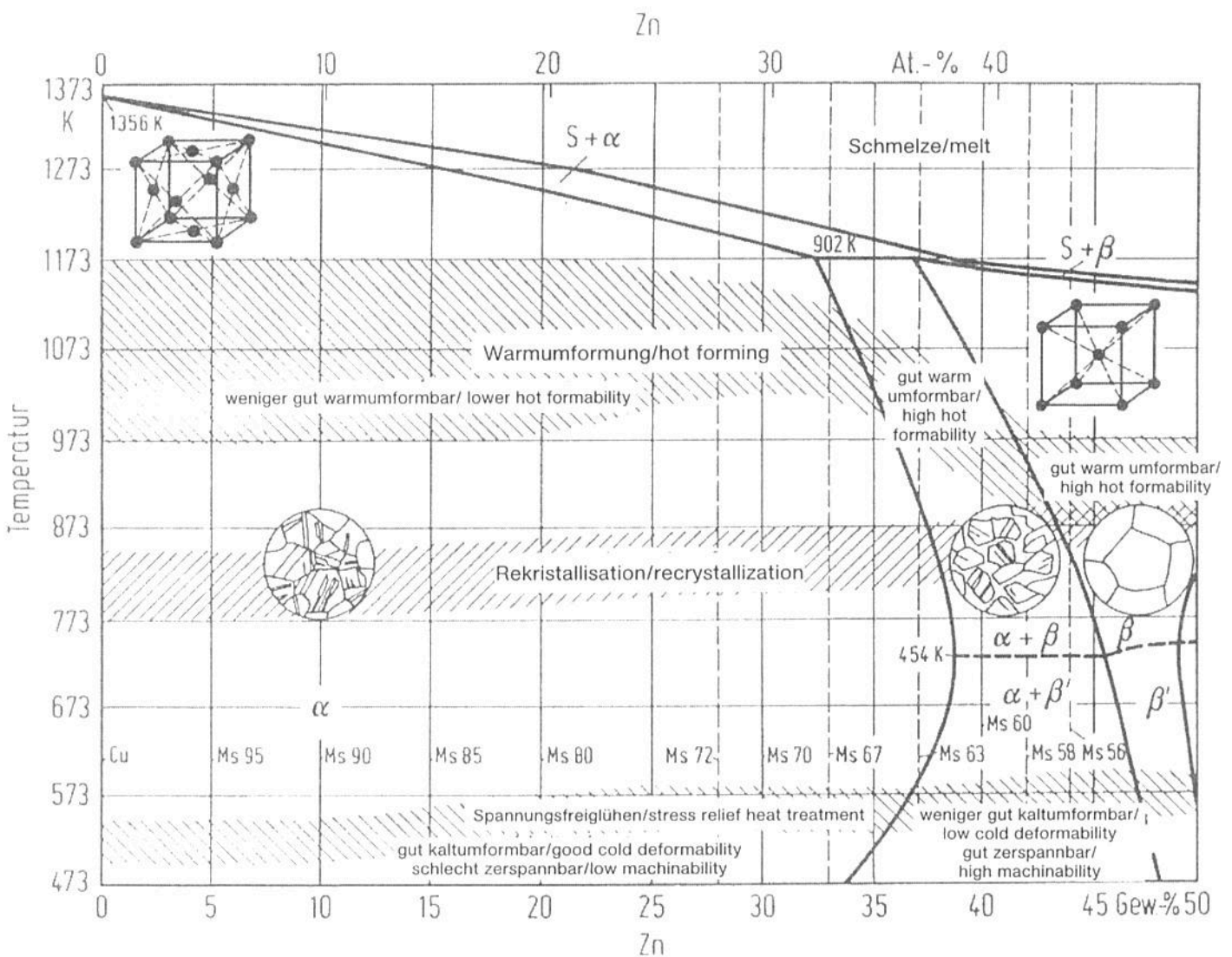


Bild 17. Zustandsdiagramm CuZn nach Kopp und Kümmerle, siehe [19]

Fig. 17. The CuZn equilibrium phase diagram according to Kopp and Kümmerle, see [19]



Bild 18. Geätzter Längsschliff durch ein weiches Band aus CuZn37. In den polygonalen Körnern liegen Rekristallisationszwillinge vor

Fig. 18. An etched longitudinal section of soft CuZn37 strip. Recrystallisation twins can be seen within the polygonal grains

Der Volumenanteil der β -Phase nimmt bei gegebenem Zink-Gehalt mit anwachsender Temperatur, bei fester Temperatur mit steigendem Zink-Gehalt zu. Der Temperaturbereich für optimale Warmumformergebnisse sinkt infolgedessen mit dem Zink-Gehalt (siehe Bild 17 und [20]).

Mit den Bildern 19 – 22 ist am Beispiel der Schmiedelegerung CuZn40Pb2 die Bandbreite der in der Praxis vorkommenden ($\alpha + \beta$)-Gefüge dargestellt.

Die Schliffbilder 19 und 20 zeigen das Primärgefüge nach der Erstarrung im Strangguss. Es liegt ein Widmannstätten-Gefüge mit nadeligen α -Körnern in einer β -Matrix vor. Die Blei-Partikel sind nicht gleichmäßig verteilt, sondern netzwerkartig agglomeriert (Bild 20).

Für das Strangpressen von Messing werden Temperaturen eingestellt, die nahe an der ($\alpha + \beta$)/ β -Löslichkeitslinie liegen. Z. B. sind 650°C – 700°C für CuZn40Pb2 üblich. Wie aus Bild 21 hervorgeht, weist das Strangpressprodukt keine α -Nadeln sondern globulare α -Körner auf. Die Blei-Partikel sind gleichmäßig verteilt. Andeutungsweise ist eine Vorzugsorientierung des Gefüges parallel zur Pressrichtung zu erkennen.

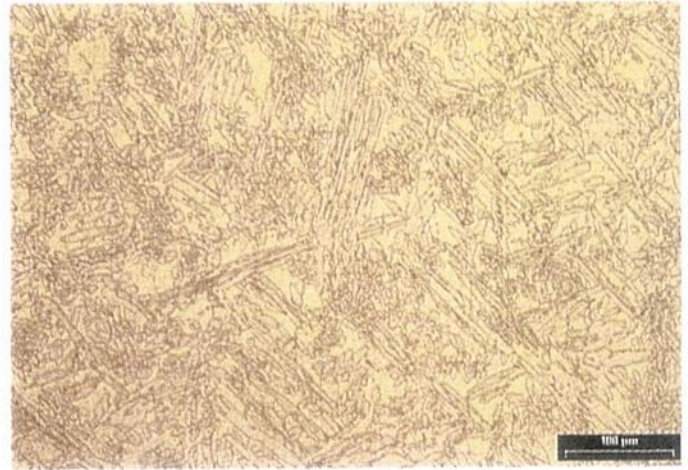


Bild 19. Geätztes Gussgefüge der ($\alpha + \beta$)-Legierung CuZn40Pb2. Die α -Phase hat sich in Form von Nadeln ausgeschieden

Fig. 19. The etched as-cast microstructure of the ($\alpha + \beta$)-alloy CuZn40Pb2. The α -Phase has precipitated in the form of needles

At any given Zinc content, the volume fraction of β -phase present increases with temperature, and at a given temperature increases with Zinc content. As a result of this, the temperature range for the optimum hot working of these alloys decreases with increasing Zinc content (see Fig. 17 and [20]).

Figs. 19 – 22 show the range of ($\alpha + \beta$)-microstructures occurring in practice in the forging alloy CuZn40Pb2.

Figs. 19 and 20 show the primary microstructure formed after the solidification of the continuously cast metal. The structure is characteristically Widmannstätten consisting of acicular α -grains within a β -matrix. The Lead particles are not uniformly distributed throughout the microstructure but form an agglomerated network (Fig. 20).

Brasses are extruded at temperatures close to the ($\alpha + \beta$) / β -limit of solubility. For example, for the alloy CuZn40Pb2, temperatures of 650°C – 700°C are generally employed. As can be seen in Fig. 21, the extruded alloy exhibits none of the acicular α -phase, but instead forms globular α -grains. The Lead particles are uniformly distributed. A degree of preferred orientation is apparent in the microstructure parallel to the direction of extrusion.

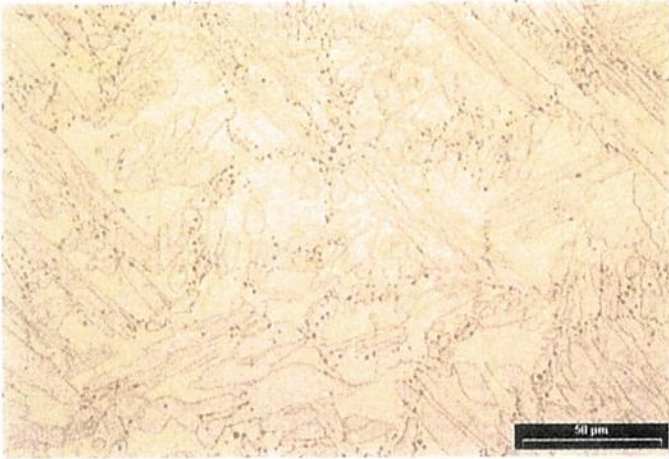


Bild 20. Detail aus Bild 19: räumlich ungleichmäßige Verteilung der dunkel erscheinenden Blei-Partikel

Fig. 20. Detail from Fig. 19 showing the spatially irregular distribution of the dark coloured Lead particles

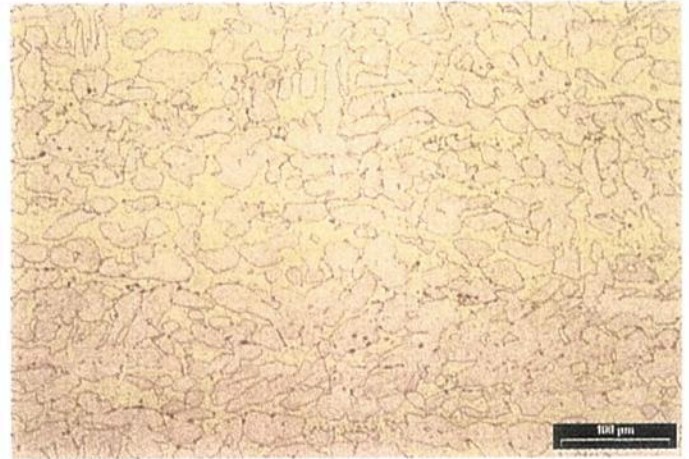


Bild 21. Geätzter Längsschliff durch eine stranggepresste Rundstange aus CuZn40Pb2: es liegen globulare α -Körner in einer β -Matrix vor

Fig. 21. The etched longitudinal section of an extruded rod of CuZn40Pb2 showing globular α -grains in a β -matrix

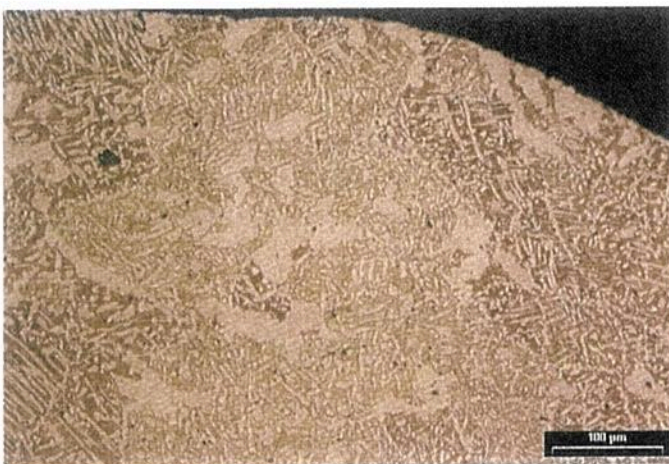


Bild 22. Geätzter Schliff von einem Gesenkschmiedestück aus CuZn40Pb2 (geätzt): die α -Körner sind teils nadelig, teils globular ausgeprägt; die mehrere 100 μm großen Körner der β -Matrix erscheinen in unterschiedlicher Färbung

Fig. 22. An etched section of a CuZn40Pb2 die forging. The α -grains are partially acicular and partially globular. The some 100 μm sized grains of the β -matrix appear in differing colours

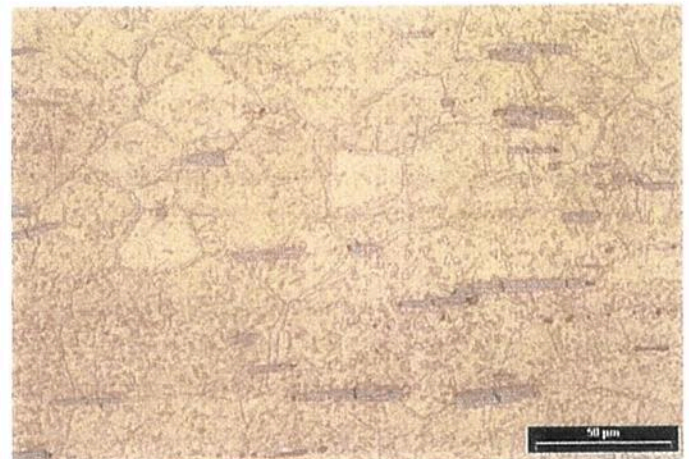


Bild 23. Ungeätzter Längsschliff durch eine stranggepresste und gezogene Rundstange aus CuZn37Mn3Al2PbSi. Die intermetallische Phase Mn5Si3 erscheint in einem grauen, die Pb-Einlagerungen in einem dunkelblauen Farbton. Die Korngrenzensäume bestehen aus α -Phase

Fig. 23. The unetched longitudinal section of an extruded and drawn round rod of CuZn37Mn3Al2PbSi. The intermetallic phase Mn5Si3 appears grey and the Pb-inclusions dark blue. The grain boundary zones are α -phase

Die Sekundärgefüge von Warmpressteilen, die durch Gesenkschmieden aus stranggepressten Stangen hergestellt werden, können sehr unterschiedlich sein: Teilbereiche ähneln dem nadeligen Gussgefüge (Bild 22), in anderen Fällen über-

The secondary microstructure of hot pressed components formed from extruded rods can be extremely diverse. Some areas may appear similar to the acicular as-cast microstructure (Fig. 22) whilst in other cases mainly globular grains are



Bild 24. Ungeätzter Querschliff durch die stranggepresste und gezogene CuZn37Mn3Al2PbSi-Stange aus Bild 23

Fig. 24. An unetched transverse section through the extruded and drawn rod of CuZn37Mn3Al2PbSi shown in Fig. 23

wiegen globulare Körner. Die Widmannstätten-Gefüge resultieren üblicherweise aus der Kombination einer hohen Schmiedetemperatur, die im Zustandsfeld des homogenen β -Mischkristalls liegt (siehe Bild 17), und einer raschen Abkühlung.

($\alpha+\beta$)-Messing kann weitere Legierungsbestandteile enthalten, die bestimmte Eigenschaften gezielt verbessern. Man spricht von Sondermessing.

Die Bilder 23 und 24 zeigen einen Längs- und einen Querschliff durch eine Rundstange aus CuZn37Mn3Al2PbSi. Man erkennt Bleieinlagerungen, Korngrenzsäume aus α -Phase und die intermetallische Phase Mn_5Si_3 , die in Form von langgezogenen Hohlprismen (s. Bild 24 und [2]) vorliegt. Blei ist nicht löslich und bildet konvexe Partikel. Die Messung der Mikrohärtigkeit ergibt etwa 820 HV für die Mn-Silizide und ca. 180 HV für die Matrix, welche fast vollständig aus β -Messing besteht. Wie die Zinn-Bronzen mit heterogenem Gefüge eignet sich dieser Werkstoff für eine Verwendung als Gleitlager.

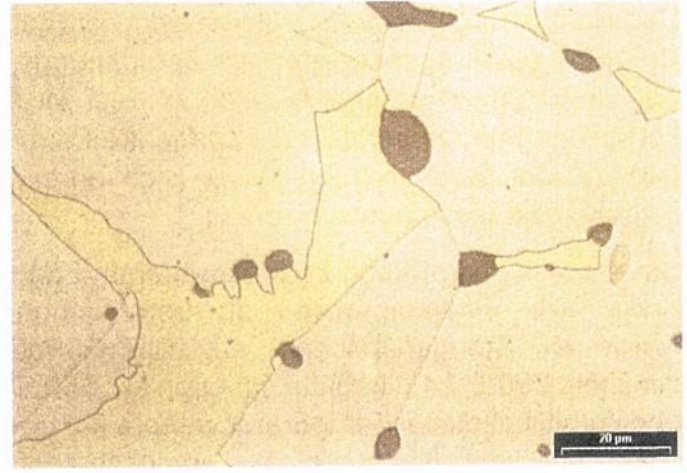


Bild 25. Vergrößertes Gefüge einer geätzten Stange aus CuZn39Pb3: die α -Körner sind überwiegend konvex und weisen Rekristallisationszwillinge auf. Die β -Mischkristalle sind konkav, die Blei-Partikel erscheinen dunkel

Fig. 25. The coarsened microstructure of an etched rod of CuZn39Pb3. The majority of the α -grains are convex and contain recrystallisation twins. The grains of β -solid solution Mischkristalle are concave whilst the Lead particles appear grey

formed. The Widmannstätten microstructure normally occurs as a result of a high forging temperature, within the homogeneous β -solid solution field (see Fig. 17), followed by rapid cooling.

The ($\alpha+\beta$)-brasses may also contain other alloying elements added to achieve specific improved properties. These alloys are commonly referred to as "Special Brasses".

Figs. 23 and 24 show longitudinal and transverse cross sections respectively through a round rod of CuZn37Mn3Al2PbSi. The Lead inclusions are clearly apparent, as are α -phase grain boundary zones and the intermetallic Mn_5Si_3 phase present in the form of long-drawn hollow prisms (see Fig. 24 and [2]). The Lead is not soluble and forms convex particles. In this type of brass microhardness measurements give values of ca. 820 HV for the Mn-Silicide and ca. 180 HV for the matrix which consists almost entirely of β -brass. Just as the Tin-Bronzes with their heterogenous microstructures, these alloys are also suitable for use as plain bearings.

Der wichtigste Zusatz in ($\alpha + \beta$)-Messing ist Blei. CuZnPb-Legierungen werden als Zerspanungs- oder Automatenmessinge bezeichnet. Blei wirkt kornfeinend und erleichtert die spanende Formgebung. Die Mechanismen lassen sich bereits lichtmikroskopisch nachweisen.

Um die Wechselwirkung zwischen Blei und den Korn- bzw. Phasengrenzen zu untersuchen, wurde ein Stangenabschnitt aus CuZn39Pb3 zunächst 750°C / 4 h geglüht, im Ofen auf 550°C abgekühlt, bei dieser Temperatur weitere 4 h gehalten und schließlich in Wasser abgeschreckt. Anhand Bild 17 kann nachvollzogen werden, dass dabei die α -Phase erst vollständig aufgelöst und anschließend mit einem Volumenbruchteil von ca. 40% wieder ausgeschieden wurde.

Bild 25 zeigt ein Schlibbild durch diese Stange. Das Gefüge ist vergrößert. In der Bildmitte ist zu erkennen, dass die Blei-Partikel eine rücktreibende Kraft auf die Bewegung der α/β -Phasengrenzen ausüben und so die Vergrößerung der α -Körner behindern. Infolgedessen findet man nach Wärmebehandlungen den überwiegenden Anteil des Bleis an Korn- bzw. Phasengrenzen.

In der geglühten CuZn39Pb3-Stange ermittelt man in der β -Phase Mikrohärte von ca. 190 HV, in den α -Körnern etwa 130 HV und in den Blei-Teilchen ca. 30 HV. Die Festigkeit des Bleis kann also gegenüber der Matrix vernachlässigt und die Blei-Partikel können als inkompressible Mikroporen angesehen werden. Bei einer mechanischen Belastung kommt es durch Kerbwirkung zu lokalen Spannungsüberhöhungen, die eine instabile Verformung begünstigen.

Dies wirkt sich während des Zerspanens von bleihaltigen Messingen günstig auf den Spanbruch aus. Durch die schnelle Scherverformung und die Bleieinlagerungen im Gefüge entstehen an der Spanwurzel adiabatische Scherbänder, in denen die Verformung lokalisiert wird (Bild 26) [21]. Eine Segmentierung des Spans ist die Folge. In den Scherbändern werden die Blei-Partikel stark deformiert (Bild 27). Als Gefügeschwachstellen und Rissinitiatoren bleiben sie jedoch erhalten. Schließlich reißt der Span entlang der Scherbänder auf und zerfällt in kurze Nadeln. Auf den neu geschaffenen Oberflächen wird Blei freigesetzt.

The most important element added to the ($\alpha + \beta$)-brasses is Lead. CuZnPb-alloys are referred to as free cutting or free machining brasses. The Lead acts both as a grain refining agent and makes it easier to machine the metal. The mechanisms involved in this can be observed microscopically.

In order to demonstrate the interaction between the Lead and the grain or phase boundaries, a section of CuZn39Pb3 rod was annealed at 750 °C for 4 hours and then furnace cooled to 550 °C and kept at this temperature for a further 4 hours prior to being water quenched. From Fig. 17 it can be deduced that initially the α -phase would have been dissolved completely and then finally was re-precipitated to form 40% volume fraction of the microstructure.

Figure 25 shows a section through the rod. The microstructure has been coarsened and at the centre of the picture it can be seen that the Lead particles have restricted the movement of the α/β -phase boundaries thus preventing the coarsening of the α -grains. As a result of this, after heat treatment, the majority of the Lead is to be found located at the grain or phase boundaries.

In the annealed CuZn39Pb3 rod the microhardness of the β -phase measures ca. 190 HV whilst the α -grains measure ca. 130 HV and the particles of Lead ca. 30 HV. The strength of the Lead is thus insignificant compared with that of the matrix and the Lead particles can effectively be considered to be incompressible micropores. On loading, these act as stress raisers favouring unstable deformation.

During the machining of leaded brasses Lead acts favourably on the breaking up of the chips produced. As a result of the rapid shear deformation taking place and the inclusions of Lead in the microstructure, adiabatic shear bands are formed at the root of the chip in which the deformation is localised (Fig. 26) [21]. This causes the chip to break up into segments. The Lead particles within the shear bands are heavily deformed (Fig. 27), but continue to act as microstructural weak points and crack initiators. Finally the chip cracks along the shear bands breaking down into numerous short needles.



Bild 26. Geätzter Schliff durch eine Spanwurzel, die beim Bohren von CuZn40Pb2 entstanden ist

Fig. 26. The etched section of a chip produced by drilling CuZn40Pb2

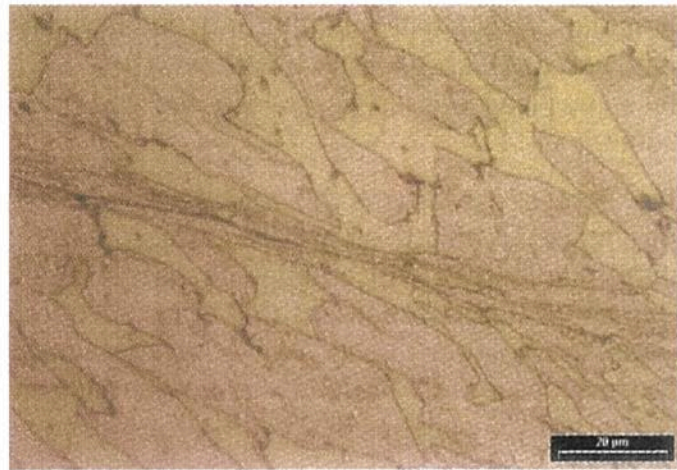


Bild 27. Detail aus Bild 26: ca. 10 µm breites adiabatisches Scherband im Span

Fig. 27. Detail from Fig. 26. A ca. 10 µm wide adiabatic shear band is visible in the chip

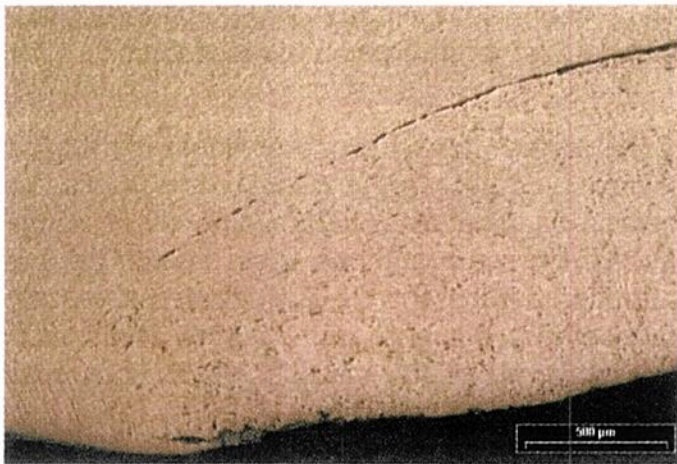


Bild 28. Ungeätzter Querschliff durch den Stich in einer warmgepressten Batterieklemme aus CuZn39Pb2.

Fig. 28. An unetched cross section through a fold in a CuZn39Pb2 hot forged battery clamp



Bild 29. Geätzter Schliff durch eine schuppenartige Oberflächenbeschädigung auf einem Schmiedeteil aus CuZn40Pb2

Fig. 29. An etched section through flake-like surface damage on a CuZn40Pb2 forging

Es entsteht ein Schmierfilm. Er lagert sich auf dem Zerspanungswerkzeug ab und verringert dadurch den Werkzeugverschleiß. Zudem verhindert er vermutlich auch ein Wiederverschweißen der Spansegmente.

More Lead is revealed on the newly-formed surface of the metal which acts both as a lubricating film and which accumulates on the edge of the cutting tool thus reducing tool wear. In addition to this, the Lead also probably prevents the swarf from becoming welded back onto the surface of the metal or the cutting tool.

3.5.2 Typische Schadensbilder

Im Folgenden werden am Beispiel eines Rohrverbinders (Fitting) einige häufig vorkommende

3.5.2 Typical Failures

In the following example, a pipe fitting, relatively common failures are presented which can occur

Schäden vorgestellt, die während der Bearbeitung und des Gebrauchs von Halbzeug bzw. Bauteilen aus bleihaltigem ($\alpha + \beta$)-Messing auftreten können.

Die Fehler, die bereits bei der Fertigung der Strangpressprodukte entstehen können, wurden durch O. Diegritz [10] ausführlich beschrieben. Bei der Weiterverarbeitung der Stangen durch Gesenkschmieden kann eine unsachgemäße Prozessführung zu Materialtrennungen führen. Darunter fallen Stiche, Flitter oder Warmrisse.

Auf Bild 28 erkennt man eine kommaförmige, oxidbelegte Oberflächeneinfaltung, die als „Stich“ [22] bezeichnet wird. Die Körner und Bleipartikel sind oberhalb und unterhalb des Stiches unterschiedlich stark verstreckt. Dies zeigt an, dass der Stich Volumenbereiche voneinander trennt, die sich hinsichtlich Fließrichtung oder Verformungsgrad unterscheiden.

Dieser ungleichmäßige Materialfluss in die Gesenkgravur kann z. B. durch eine ungünstige Werkzeuggeometrie, lokale Temperaturdifferenzen oder unterschiedliche Reibungsverhältnisse im Gesenk ausgelöst werden. Das voreilende Material wird an der Gravurwand umgelenkt und fließt schließlich gegen Werkstoffbereiche, die zurückgehalten werden. Dadurch wird ein Teil der oxidierten Oberfläche des Schmiederohrteils in das Warmpressteil eingefaltet.

Wenn Messingspäne oder -flitter längere Zeit am erwärmten Gesenk haften bleiben, verarmen sie wegen des hohen Zink-Dampfdrucks an Zink bzw. β -Phase. Zudem verzundert die Oberfläche. Im Lauf des weiteren Werkzeuggebrauchs kann es vorkommen, dass ein solcher Flitter in ein Warmpressteil gedrückt wird, ohne mit ihm vollständig zu verschweißen (Bild 29). Nach dem Polieren tritt die Zunderhaut des Flitters oft als dunkle, rissähnliche Linie auf der Bauteiloberfläche in Erscheinung.

Durch starke Überhitzung oder Überzeitung findet eine Vergrößerung der β -Körner statt. Grobkörnige Gefüge sind weniger gut in der Lage, sich der Gesenkgravur anzupassen (Bild 30). Die Folge sind mehrere, kleinere Warmrisse, die in der Regel quer zur Fließrichtung des Materials lie-

during the working and use of semi-finished preforms and components made of Leaded ($\alpha + \beta$)-brasses.

The defects, which can occur during the finishing of the extruded preform, has been described in detail by O. Diegritz [10]. During the further working of the rod by die forging discontinuities in the metal can occur as a result of incorrect process management. Amongst the defects which can occur are folds, flaking and hot cracking.

Fig. 28 shows a comma shaped oxidized defect caused by surface folding similar to a “cold shut” [22]. The grains and Lead particles above and below the defect are elongated to different extents indicating the defect to be separating distinct volumes of the material with differing directions of flow or degrees of deformation.

This irregular flow of material within the forging die can be caused either by an unfavourable tool geometry, local temperature differences or differing frictional conditions within the die. The flow of material within the die is redirected at the surface of the die and subsequently flows back against areas of the material which have been held back. In this way, part of the oxidised surface of the preform becomes folded into the surface of the hot forged component.

If residual brass swarf or flakes remain in contact with the heated die for too long, then due to the high vapour pressure of Zinc, they can become denuded in Zinc or the β -phase. In addition, the surface of such particles becomes oxidised. As the die continues to be used, it can occur that such a particle can become embedded in the surface of one of the hot forgings without it actually becoming completely welded to the surface of the component (Fig. 29). After polishing, the oxidised surface of the flake often appears as a dark crack-like line on the surface of the component.

As a result of overheating or over extended annealing the β -grains of such alloys will coarsen. As coarse grained microstructures are less able to adapt to the geometry of the forging die (Fig. 30), this can result in the formation of numerous small hot cracks which as a rule are orientated

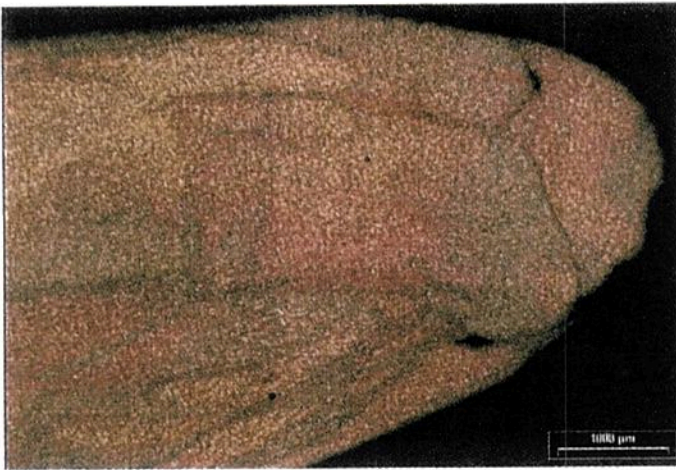


Bild 30. Geätzter Querschliff durch den Rand eines kelchförmigen Schmiedeteils aus CuZn40Pb2

Fig. 30. An etched cross section through the edge of a chalice shaped CuZn40Pb2 forging



Bild 31. Detail aus Bild 30: interkristalline Risse entlang ehemaliger β -Korngrenzen

Fig. 31. Detail from Fig. 30: Intercrystalline hot cracks along the original β -grain boundaries



Bild 32. Geätzter Längsschliff durch die stark verschlissene Wandung eines Bohrlochs in einem Fitting aus CuZn36Pb2As. Von den deformierten Randbereichen unten gehen interkristalline Risse aus

Fig. 32. Etched longitudinal section through the heavily worn wall of a drilled hole in a CuZn36Pb2As fitting. Intercrystalline cracks can be seen emanating from the deformed edge of the hole

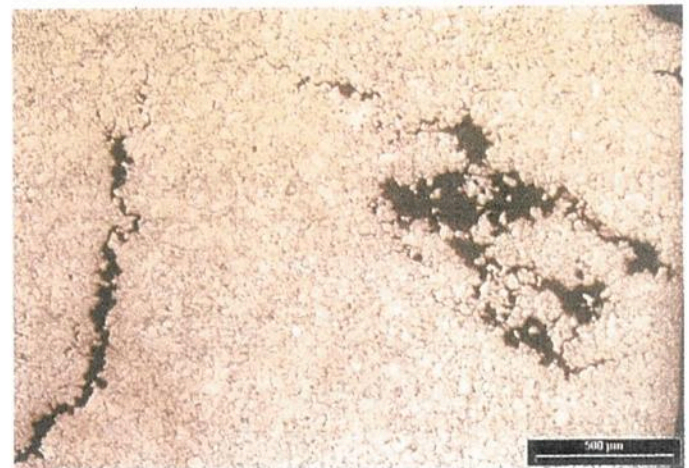


Bild 33. Riss aus Bild 32 in größerer Entfernung von der Bohrlochschnittfläche. Die ausgeprägten Rissverästelungen haben den Kornverband bereichsweise aufgelöst, so dass mehrere Kristallite während der Präparation aus dem Schliff gefallen sind

Fig. 33. Crack in Fig. 32 at a greater distance from the section through the bored hole. The marked branching of the crack has in some areas completely dissolved the grain continuity causing some grains to fall out of the specimen during preparation

gen. Oft treten sie in Verbindung mit einer merklichen Oberflächenrauheit oder einer unzureichenden Gesenkfüllung auf. Die Lichtmikroskopie zeigt, dass sich die Risse interkristallin zwischen ehemaligen β -Körnern ausbreiten (Bild 31). Folglich ist der Rissabstand verhältnismäßig groß.

at right angles to the direction of flow of the metal within the forging die. This type of cracking often occurs in conjunction with a noticeable roughness of the surface of the forging or inadequate filling of the die. It can be seen by optical light microscopy that the cracks are intercrystalline in nature and occur between the original β -grains (Fig. 31). As a result of this, the distance between the cracks is relatively large.

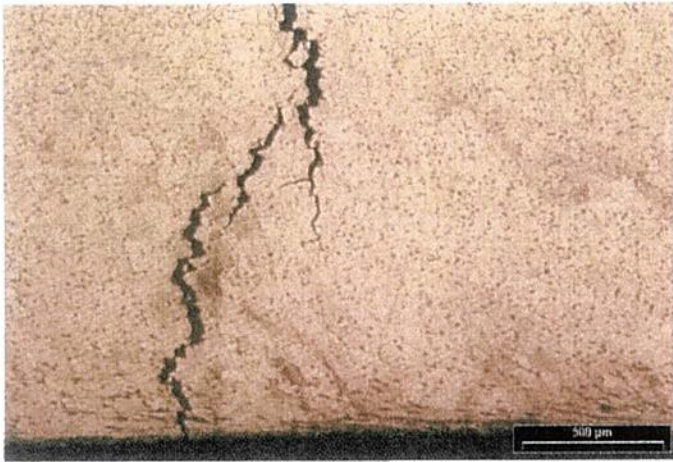


Bild 34. Interkristalliner Riss, der von einer stark verschleißbeanspruchten Lauffläche einer Gleitlagerbuchse aus CuZn37Al3Mn2PbSi ausgeht; geätzter Querschliff

Fig. 34. Intercrystalline cracks in the heavily worn running surface of a CuZn37Al3Mn2PbSi plain bearing shell, etched transverse section



Bild 35. Spannungsrisskorrosion in einer gezogenen Rundstange aus CuZn36Pb2As nach einer 24-stündigen Lagerung über 12,5% NH₃ gemäß DIN ISO 50916 T1; geätzter Längsschliff

Fig. 35. Stress corrosion cracking in a CuZn36Pb2As drawn round rod after 24 hours exposure to 12,5% NH₃ in accordance with DIN ISO 50916 T1; etched longitudinal section

Die spannende Bearbeitung, die sich an die Warmumformung anschließt, kann mit bleihaltigen Messingen ohne Probleme durchgeführt werden.

Stumpfe Werkzeuge, eine mangelhafte Kühlung oder übertrieben große Vorschubbewegungen können in Ausnahmefällen zu starken Verschleißerscheinungen führen und interkristalline Risse auslösen (Bild 32). Die Risse sind netzwerkartig verzweigt und lassen bereichsweise keine klare Vorzugsorientierung erkennen (Bild 33).

Ein sehr ähnliches Fehlerbild tritt auch bei einer tribomechanischen und thermischen Überbelastung von Gleitlagerbuchsen aus CuZn37Mn3Al2PbSi in Erscheinung. Bild 34 zeigt interkristalline Risse, die von der beanspruchten Lauffläche ausgehen.

Risse können auch beim Einsatz des Messingbauteils durch Spannungsrisskorrosion (SRK) entstehen [9,23–25]. Die Voraussetzungen dafür sind ein Zink-Gehalt über 20%, Zugspannungen im oberflächennahen Bereich des Bauteils und ein feuchtes Umgebungsmedium, das Ammoniak oder dessen Verbindungen enthält. Die Risse verlaufen je nach Legierung und Medium trans- oder interkristallin (Bilder 35 und 36). Typisch für SRK-Risse ist jedoch eine ausgeprägte Vorzugsorientierung. Ein probates Mittel zur Minimierung der

The machining of such component after hot forging can however, in the case of brasses containing Lead, still be carried out without problem.

Blunt cutting tools, inadequate cooling or excessive feed speeds can in some cases result in heavy signs of wear and the occurrence of intercrystalline cracking (Fig. 32). The cracks form a branched network and in some areas exhibit no definite preferential orientation (Fig. 33).

A very similar type of defect also occurs in the case of severe wear combined with thermal overloading of plain bearing shells made of CuZn37Mn3Al2PbSi. Figure 34 shows intercrystalline cracking which has initiated in the running surface of such a bearing.

Cracks can also occur in brass components during service by a mechanism of stress corrosion cracking (SCC) [9,23–25]. The conditions for this to occur are that the brass should have a Zinc content in excess of 20%, that the surface regions of the component should be stressed in tension, and that the metal should be in contact with a damp atmosphere containing ammonia or its compounds. Depending on the actual alloy and corrosive medium, the cracks formed may be either transcrystalline or intercrystalline (Figs.

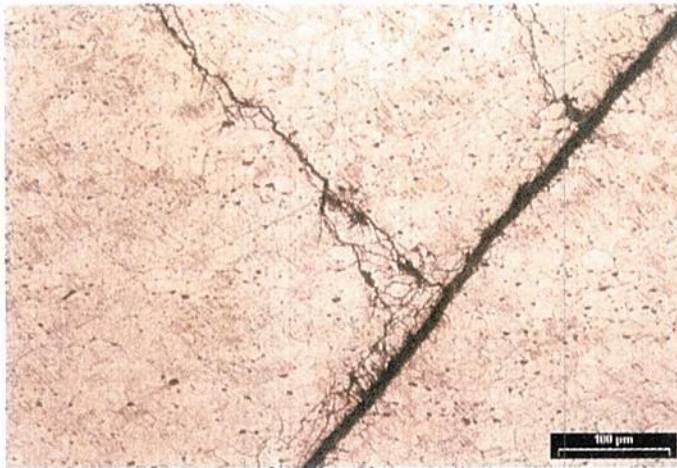


Bild 36. Detail aus Bild 35: inter- und transkristalline Risse

Fig. 36. Detail from Fig. 35: intercrystalline and transcrystalline cracks

SRK-Anfälligkeit besteht in der thermischen Entspannung der Bauteile.

In Tab. 4 sind wichtige Charakteristika der interkristallinen Risse in Messing als Übersicht zusammengestellt.

In wässrigen Medien kann selektive Korrosion von Messing ausgelöst werden [9, 25]. Wichtige, korrosionsfördernde Bedingungen sind ein hoher Chlorid-Gehalt, eine niedrige Säurekapazität, sowie längere Stagnationsphasen. Der Angriff richtet sich gegen Zink-reiche Gefügebestandteile, vorzugsweise die β -Phase. Man spricht von Entzinkung. Das Korrosionsprodukt besteht aus einer schwammartigen, Kupfer-reichen Ablagerung (Bild 37). Falls die Gefahr der selektiven Korrosion existiert, sollten entzinkungsarme Legierungen, wie z. B. CuZn36Pb2As verwendet werden.

4. Danksagung

Frau F. Scherb wird für die sorgfältige Schlifffherstellung und die Mitarbeit in der Perfektion des Präparationsverfahrens gedankt.

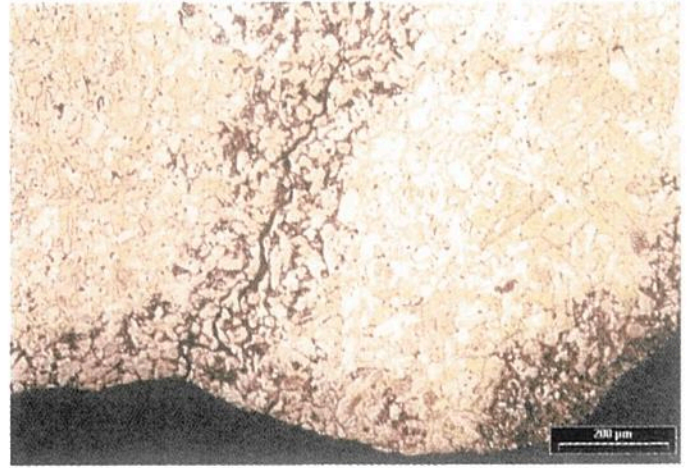


Bild 37. Entzinkung und Warmriss wegen Überhitzung in einem Fitting aus CuZn40Pb2; geätzter Querschliff

Fig. 37. Dezincification and hot cracking in a CuZn40Pb2 fitting due to overheating, etched transverse section

35 and 36). Stress corrosion cracking characteristically has a marked preferred orientation. One tried and tested way of minimising stress corrosion cracking however is to minimise any internal stresses within the component by stress relief annealing.

Tab. 4 summarises the most important characteristics of intercrystalline cracking in brasses.

In aqueous media selective corrosion of brasses can also occur [9, 25]. The most important conditions which cause this type of corrosion are a higher Chloride content, low acidity and a long stagnation phase. This type of corrosion attacks the Zinc rich microstructural constituents, preferentially the β -phase. The term commonly used to describe this type of corrosion is "dezincification". This type of corrosion leaves a deposit looking like a sponge-like copper mass (Fig. 37). If the danger of selective corrosion exists it is advisable to choose alloys resistant to dezincification such as CuZn36Pb2As.

4. Acknowledgement

The authors would like to thank Frau F. Scherb for her careful preparation of the specimens used in this article as well as for her assistance in perfecting the method of preparation.

Risskennzeichen				Schadensursache
Rissausgang	Vorzugsorientierung	Verästelung	Abstand der interkristallinen Risse	
oberflächen-nahe Bereiche	schwach ausgeprägt	wenig Verästelung	mehrere 100 µm	Grobkorngefüge bei Warmumformung
stark verschleißbeanspruchte Oberflächen	schwach ausgeprägt	sehr starke Verästelung, Rissnetzwerke	ca. 10–50 µm (entsprechend der Korngröße)	tribologische und thermische Überbelastung
Bauteiloberfläche	klare Vorzugsorientierung vorhanden	starke Verästelung	ca. 10–50 µm (entsprechend der Korngröße)	Spannungskorrosion

Tab. 4. Übersicht zu den Merkmalen interkristalliner Risse in Messing

Crack characteristic				Cause of failure
Point of crack initiation	Preferred orientation	Branching	Separation of intercrystalline cracks	
Regions close to the surface	little marked	little some branching	Several 100 µm	Coarse grained microstructure on hot forming
Heavily worn surfaces	little marked	Very marked branching, network of cracks	ca. 10–50 µm (according to the grain size)	Tribological and thermal overloading
Surface of component	Obvious preferred orientation	Marked branching	ca. 10–50 µm (according to the grain size)	Stress corrosion cracking

Tab. 4. Summary of the main characteristics of intercrystalline cracking in brasses

5. Anhang

5.1 Werkstoffeigenschaften einer lückenlosen Mischkristallreihe

In einem Zweistoffsystem mit vollkommener Löslichkeit im festen Zustand lässt sich die Abhängigkeit einer Werkstoffeigenschaft von der Zusammensetzung mit einer Durchgangsparabel der Form

$$p(c) = p_A + \Delta p \cdot (c / 100\%) + 4 \cdot p_m \cdot (c / 100\% - 1) \cdot c / 100\%$$

annähern. Darin ist p die betrachtete Eigenschaft, c der Legierungsgehalt der Komponente B in%, p_A die Eigenschaft der reinen Komponente A, $\Delta p = p_A(c = 0\%) - p_B(c = 100\%)$ der Eigenschaftsunterschied zwischen den reinen Komponenten A und B und p_m die größte Abweichung von der

5. Appendix

5.1 The Material Properties of a Continuous Solid Solution

In a binary system exhibiting complete solubility in the solid state the relationship between the properties of the material and its composition may be expressed approximately as:

where p is the particular property of interest, c the alloy content of the component B in%, where p_A is the property of the pure component A, $\Delta p = p_A(c = 0\%) - p_B(c = 100\%)$ the difference in properties between the pure components A and B and p_m is the greatest deviation from the direct

direkten Verbindungslinie zwischen den Ordinatenwerten $p_A(0\%)$ und $p_B(100\%)$. Für die kritische Schubspannung τ von Cu-Ni-Legierungen ($A = \text{Cu}$, $B = \text{Ni}$) ist $p_A = \tau_{\text{Cu}} \approx 1 \text{ MPa}$, $\Delta p = \Delta \tau \approx 5 \text{ MPa}$, $p_m = \tau_m \approx -28 \text{ MPa}$; der spezifische elektrische Widerstand ρ wird mit den Konstanten $p_A = \rho_{\text{Cu}} \approx 0,02 \mu\Omega\text{m}$, $\Delta p = \Delta \rho \approx 0,06 \mu\Omega\text{m}$, $p_m = \rho_m \approx -0,40 \mu\Omega\text{m}$ berechnet.

5.2 Wesentliche Aussagen der Tragkristalltheorie nach [14]

Die Tragkristalltheorie geht davon aus, dass die Gefügebestandteile eines Gleitlagers auf eine tribologische Belastung unterschiedlich reagieren: die relativ weiche Matrix wird deformiert, während die harte Phase dem Druck im Schmier-spalt widersteht; so entsteht auf der Lagerbuchse ein mikroskopisches Oberflächenrelief, mit harten, erhabenen Stützstellen, welche von Vertiefungen umgeben sind, die die Funktion von Schmierstoffdepots übernehmen.

line joining the ordinate values $p_A(0\%)$ und $p_B(100\%)$. For the critical resolved shear strength τ of Cu-Ni alloys ($A = \text{Cu}$, $B = \text{Ni}$) ist $p_A = \tau_{\text{Cu}} \approx 1 \text{ MPa}$, $\Delta p = \Delta \tau \approx 5 \text{ MPa}$, $p_m = \tau_m \approx -28 \text{ MPa}$. The specific electrical resistivity ρ can be calculated using the constants $p_A = \rho_{\text{Cu}} \approx 0,02 \mu\Omega\text{m}$, $\Delta p = \Delta \rho \approx 0,06 \mu\Omega\text{m}$, $p_m = \rho_m \approx -0,40 \mu\Omega\text{m}$.

5.2 The Most Important Predictions of the "Tragkristall" Theory [14]

The Tragkristall theory (carrying phase theory) assumes that the microstructural constituents of a plain bearing each react differently to the tribological conditions applied. The relatively soft matrix will deform whilst the hard phases will resist the pressures generated in the lubricating film between the bearing shell and the shaft. Thus a microscopic surface relief forms on the bearing shell consisting of hard supporting protrusions surrounded by shallow depressed regions which act as lubricant reservoirs.

Literatur/References

- [1] Kümmerle, G.: Metallographie der Kupferlegierungen, in: Metallographische Untersuchungsmethoden, Teil B Gefüge und Eigenschaften, G. Elssner, W.-U. Kopp (Ed.), Technische Akademie Esslingen, 2003
- [2] Dies, K.: Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik, Springer-Verlag, Berlin, 1967
- [3] Wieland-Kupferwerkstoffe, Süddeutsche Verlagsgesellschaft, Ulm, 1999
- [4] Schrader, A.: Ätzheft – Anweisung zur Herstellung von Metallschliffen, Verlag von Gebrüder Bornträger, Berlin, 1941
- [5] Schumann, H.: Metallographie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1960
- [6] Petzow, G.: Metallographisches Ätzen, Metallkundliche Technische Reihe 1, Gebrüder Bornträger, Berlin, 1976
- [7] Beckert, M.; Klemm, H.: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1984
- [8] Pawlek, E.; Reichel, K.: Zeitschrift Metallkunde 47 (1956), 347
- [9] Kauczor, E.: Metallographie der Schadensuntersuchung, Springer-Verlag, Berlin, 1979
- [10] Diegritz, O.: Fehlermöglichkeiten beim direkten Strangpressen von Kupferlegierungen, in: Grundlagen des Strangpressens, K. Müller (Ed.), expert verlag, Renningen-Malmsheim, Bd. 286, 1995, 200
- [11] Kuhn, H.-A.; Keppeler, M.; Bögel, A.: Cu-Legierungen setzen neue Maßstäbe für Festigkeits-/Biegebarkeitsbeziehungen, in: 9. Sächsische Fachtagung Umformtechnik 08./09.10.2002 Dresden, Technische Universität Dresden, Professur für Umformtechnik und Urformtechnik (Ed.), 2002, 155
- [12] dki-Informationsdruck 14, Kupfer-Nickel-Legierung Eigenschaften Bearbeitung Anwendung, Deutsches Kupfer-Institut (Ed.), Berlin, 1992
- [13] Cook, M.; Tallis, W. G.: J. Inst. Met. 67 (1941), 49
- [14] Schmid, E.; Weber, W.: Gleitlager, Springer-Verlag, Berlin, 1953

- [15] Stock, D.: Metall 49 (1995), 773
[16] Hansmann, S.: Metall 53 (1999), 184
[17] Zauter, R.; Ohla, K.; Müller, H.-R.; Maier, J.: Spray-formed materials for low temperature superconductors, in: 2nd Int. Conference on Spray Deposition and Melt Atomization, Vol. 1, K. Bauckhage, U. Fritsching, V. Uhlenwinkel, J. Zieseris, A. Leatham (Ed.), Bremen, 2003, Vol. 1, 113
[18] Racho, R.; Kuklinski, P.; Krause, K.: Werkstoffe für die Elektrotechnik und Elektronik, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987
[19] Pöhlant, K., in: Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Bd. 2: Massivumformung, K. Lange (Ed.), Springer-Verlag, Berlin, 1988, 646
[20] Hofmann, U.: Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 34 (2003), 746
[21] Sokey, D. A.; Seaman, L.; Curran, D. R.: The influence of microstructural features on dynamic fracture, in: Metallurgical Effects of High Strain Rates, W. Rhode et al. (Ed.), Plenum Press, New York, 1973, 473
[22] Lange, K.; Meyer-Nolkemper, H., in: Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 2: Massivumformung, K. Lange (Ed.), Springer-Verlag, Berlin, 1988, 37
[23] Wendler-Kalsch, E.; Gräfen, H.: Korrosionsschadenskunde, Springer-Verlag, Berlin, 1998
[24] Echte, L.; Müller, H.: Prakt. Metallogr. 35 (1998), 9
[25] Pötzschke, M.: Grundlegende Korrosionschemische Eigenschaften von Kupferwerkstoffen, DKI-Sonderdruck 176, Deutsches Kupferinstitut (Ed.), Berlin, 1992

MITTEILUNGEN/INFORMATION

ProgRes[®]-Kameras werden von IMAGIC Bildverarbeitung AG unterstützt

Ab sofort werden die Kameras der Serie ProgRes[®] des deutschen Herstellers Jenoptik Laser, Optik, Systeme GmbH in die Bildverarbeitungssoftware "Image Acess" der Fa. Imagic Bildverarbeitung AG aus der Schweiz direkt eingebunden. Dies betrifft die Kameras ProgRes[®] C10plus, ProgRes[®] C12plus sowie ProgRes[®] C14 mit Auflösungen von 1,3 bis zu 12 Megapixel. ProgRes-Kameras bestechen durch die hohe Farbtreue, schnelle Livebilder und ein insgesamt sehr gutes Preis-/Leistungsverhältnis.

Durch die direkte Einbindung der Kamerasteuerung in die Bildverarbeitungssoftware "Image Acess" können Anwender eine verbesserte Automatisierung von Standardauswertungen hochauflösender Mikroskopaufnahmen (Bildmontage,

Bildvergleich, Richtreihenvergleich, Schichtdicke, Mikrohärtigkeit, Flächenanteil, Berichterstellung) und weitere professionelle Bildanalyse auf einfachste Art und Weise durchführen. Die Imagic Bildverarbeitung AG wird die ProgRes[®]-Kameras der Jenoptik Laser, Optik, Systeme GmbH im Paket mit der "ImageAcess"-Produktfamilie weltweit vertreiben.

Kontakt:

Jenoptik Laser, Optik, Systeme GmbH,
Geschäftsbereich Sensorsysteme,
Goeschitzer Str. 25, D-07745 Jena,
Tel.: ++49/3641/65-2138,
Fax: ++49/3641/65-2144,
E-Mail: progres@jenoptik.com,
Internet: jenoptik-los.com