Hans-Achim Kuhn / Wolfram Schillinger[1]

# Herstellung bleihaltiger Messingbleche mit modernen industriellen Verfahren

**Einleitung** Bis ins 19. Jahrhundert wurden Blechblasinstrumente aus bleihaltigen Messingblechen angefertigt.[2] Die Darstellung bleihaltiger Messingbänder mit einem Gefüge aus einer Matrix aus kubisch-flächenzentriertem α-Messing mit eingelagerten Bleitröpfchen gelingt jedoch nicht ohne weiteres rissfrei. Vor diesem Hintergrund wurden im Zentrallabor der Wieland-Werke AG Versuche unternommen, Bleche mit der chemischen Zusammensetzung und mit Gefügen ähnlich jenen der historischen Vorbilder ohne Kantenrisse herzustellen. Versuchsweise wurden die Legierungszusammensetzungen CuZn31,5Pb1,2 und CuZn31,5Pb0,6 untersucht. Zum Einsatz kamen dabei Fertigungsverfahren eines modernen Industrielabors, die Nachstellung historischer Fertigungsprozesse war explizit nicht das Ziel.

**Industrielle Fertigung von Messingblechen** Bei der industriellen Fertigung von Messinghalbzeugen werden sortenreine Schrotte und Neumetalle hoher Reinheit (Kupferkathoden und Zinkbarren) eingesetzt. Dadurch kann jede Legierungszusammensetzung bei gleichzeitig niedrigen Verunreinigungsgehalten nahezu beliebig eingestellt werden. Der Fertigungsablauf zur Herstellung von Messingblechen ist schematisch in Abbildung 1 dargestellt.

1. Schmelzen und Gießen: In einem Schmelzofen werden Schrotte und Neumetalle eingesetzt und die geforderte Legierungszusammensetzung eingestellt. Die Zusammensetzung und das Verunreinigungsniveau werden noch vor dem Abgießen mit Hilfe von Schmelzproben kontrolliert und gegebenenfalls korrigiert. Brammen mit einem Gewicht von mehreren Tonnen werden anschließend im semikontinuierlichen Strangguss hergestellt.
2. Vorwärmen und Warmwalzen: Die Brammen werden in einem Blockofen auf eine Temperatur knapp unterhalb des Schmelzbereichs erwärmt und anschließend reversierend warmgewalzt. Neben der Formänderung wird beim Warmwalzen die grobe Gussstruktur zerstört und es bildet sich durch die sogenannte Rekristallisation eine feinkörnige, homogene Struktur.
3. Fräsen: Oxide werden von der Bandoberfläche abgefräst, zusätzlich erfolgt eine Oberflächeninspektion auf etwaige Fehler.

1 Wieland-Werke AG, Graf-Arco-Straße 36, D-89079 Ulm.

2 Siehe unter anderem den Beitrag von Marianne Senn, Hans J. Leber, Martin Tuchschmid und Naila Rizvic in diesem Band, S. 398–419.

4. Kaltwalzen: Die Banddicke wird weiter reduziert. Dabei verfestigt das Material, bis eine weitere Formänderung nicht mehr möglich ist.
5. Zwischenglühen: Bei dieser Wärmebehandlung wird das Material wieder weichgeglüht.
6. Weiterverarbeitung: Durch weitere Kaltwalzschritte, zusätzliche Wärmebehandlungen und Oberflächenbehandlungen beispielsweise durch Beizen und/oder Bürsten werden die gewünschte Kombination aus Dicke, Festigkeit und Oberflächenqualität eingestellt und die Halbzeuge zu Bändern oder Blechen geschnitten.

**Das System Kupfer-Zink – Messing** Kupfer-Zink-Legierungen (»Messing«) besitzen typischerweise einen Zinkanteil von circa 5 bis 40 Gewichtsprozent. In Abhängigkeit von Zn-Konzentration und Temperatur bildet Messing entweder ein einphasiges Gefüge, bestehend aus der kubisch-flächenzentrierten (kfz) α-Phase, oder aber ein zweiphasiges Gefüge, in dem neben der α-Phase auch noch die zinkreiche kubisch-raumzentrierte (krz) β-Phase vorliegt. Die Existenzbereiche dieser Phasen können dem Gleichgewichtsphasendiagramm in Abbildung 2 für verschiedenen Zinkgehalte und Temperaturen entnommen werden. Weitere Phasen kommen hinzu, wenn zum Beispiel Blei als Spanbrecher oder andere Elemente zur Erhöhung der Verschleiß- oder Korrosionsbeständigkeit zulegiert werden. Aufgrund ihrer Kristallstruktur besitzt die α-Phase eine hervorragende Kalt- und immer noch befriedigende Warmumformbarkeit, während die β-Phase sehr gut warmumformbar, aber aufgrund ihrer bei Raumtemperatur geordneten Struktur (β') nur eingeschränkt kaltumformbar ist.

Vor diesem Hintergrund lassen sich technisch relevante Messingwerkstoffe grob in die drei Gruppen bleifreies α-Messing, bleihaltiges α+β-Messing und Sondermessing mit sehr unterschiedlichen Basiseigenschaften aufteilen. Das Phasendiagramm in Abbildung 2 gibt eine Übersicht über den Existenzbereich von α- und α+β-Messing und über die für Wärmebehandlung und die Umformung relevanten Temperaturen.

**Einsatzbereiche verschiedener Messinglegierungen** Halbzeuge aus bleifreiem α-Messing mit Zn-Konzentrationen bis 32 Gewichtsprozent besitzen eine exzellente Kaltumformbarkeit und können sehr gut poliert oder beschichtet werden. Typische Anwendungen sind Tiefziehteile, gebogene Kontaktelemente sowie Musikinstrumente und andere Anwendungen mit besonderen Anforderungen an das Oberflächenfinish.[3]

Bleihaltiges α+β-Messing lässt sich aufgrund der guten Warmumformbarkeit der β-Phase sehr gut schmieden und aufgrund der spanbrechenden Wirkung des Bleis her-

3 Wieland-Kupferwerkstoffe. Herstellung, Eigenschaften und Verarbeitung, Ulm 6 1999, S. 31 ff.

vorragend zerspanen. Weit verbreitete Anwendungen sind zum Beispiel Warmpressteile oder Gas- und Wasserarmaturen. Sondermessing kommt unter anderem zur Fertigung von Gleitlagern oder Münzen zum Einsatz.

Zur Fertigung von Blechblasinstrumenten wurden im 19. Jahrhundert Messingbleche mit circa 30 % Zink und zusätzlichen Bleigehalten im Bereich von 0,5 bis zu 2 % verwendet. Bleigehalte in dieser Größenordnung in α-Messing beeinträchtigen massiv das Umformvermögen, so dass aktuelle Normen für gewalzte Messingwerkstoffe diese Zusammensetzungen ausschließen und entsprechende Bleche für den Instrumentenbau heutzutage nicht mehr kommerziell verfügbar sind.

**Laborfertigung von bleihaltigem Messing** Im Zentrallabor der Wieland-Werke AG wurden in Laborversuchen verschiedene Messingbleche gefertigt, die sich in ihrer Legierungszusammensetzung an historischen Instrumenten orientieren. Zum Einsatz kamen dabei moderne Laboranlagen zum semikontinuierlichen Stranggießen (Abbildung 4 links). Der Kokillenstandguss erfolgte mit Hilfe von teilbaren Grafitkokillen sowie zum Warm- und Kaltwalzen (Abbildung 5). Als Einsatzmaterialien wurden reine Neumetalle verwendet. Die Nachstellung historischer Fertigungsprozesse war explizit nicht das Ziel.

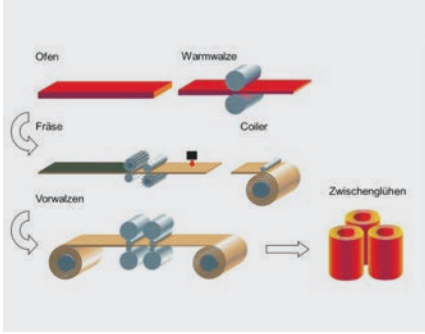
Die jeweiligen Gusszustände wurden mit Hilfe von Makroätzungen charakterisiert. Zusätzlich wurden von allen Proben im Gusszustand und nach den verschiedenen Prozessschritten Schliffe angefertigt und die Gefüge lichtmikroskopisch untersucht. Die zur Präparation verwendeten Verfahren sind ausführlich von Uwe Hofmann, Andreas Bögel, Helga Hölzl und Hans-Achim Kuhn dargestellt und diskutiert worden.[4] Für die Verarbeitung zu Blechen wurden drei verschiedene Prozessrouten verfolgt:

Prozessroute I
- Zusammensetzung CuZn31,5Pb1,2 (α-Gefüge)
- Laborstrangguss, Flachguss in Grafitkokille
- Warmwalzen

Prozessroute II
- Zusammensetzung CuZn31,5Pb0,6 (α-Gefüge)
- Flachguss in Grafitkokille
- Kaltwalzen mit Zwischenglühen

Prozessroute I: Warmwalzen eines Stranggussprofils aus CuZn31,5Pb1,2 Das Abgießen eines 25 mm starken und 80 mm breiten Rechteckprofils über die Laborstranggussan-

4 Beitrag zur Metallografie von Kupfer und Kupferlegierungen, in: *Praktische Metallographie* 42 (2005), H. 7, S. 339–364.



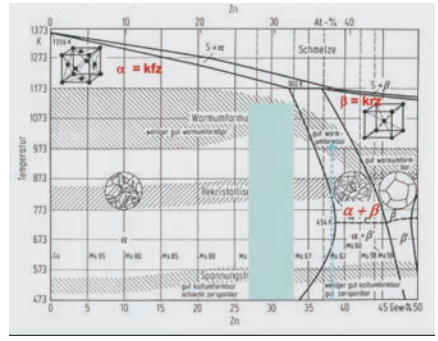




**Abbildung 1** Heutige Messingbandfertigung (links)
**Abbildung 2** Kupfer-Zink-Zustandsdiagramm mit Gitterstrukturen und empfohlenen Temperaturbereichen (Temperaturskala in Grad Kelvin) für Umform- und Glühschritte

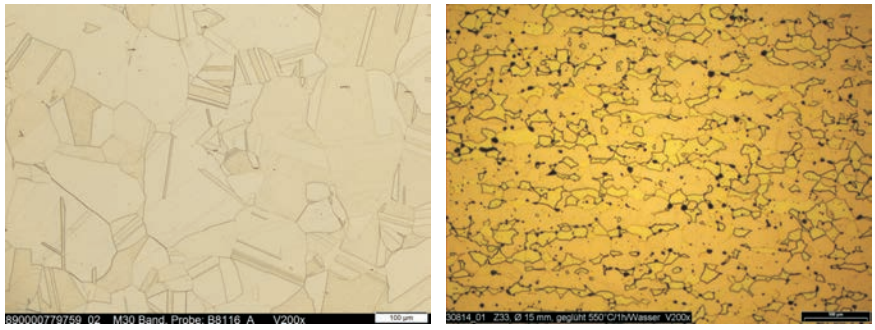


**Abbildung 3** Lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefüge von bleifreiem α-Messing CuZn30 (links) und bleihaltigem α+β-Messing CuZn39Pb3. Im Gefüge des mehrphasigen Werkstoffs erscheint die kupferreiche α-Phase dunkler als zinkreiche β-Phase. Das als Spanbrecher zulegierte Blei ist in Form schwarzer Tropfen vornehmlich entlang der Grenze zwischen α- und β-Phase angeordnet.

**Abbildung 4** Stranggussanlage und Walzgerüst zur Darstellung industrieller Fertigungsprozesse im Labormaßstab

lage verlief problemlos. Gießtemperatur und Strangabzugsgeschwindigkeit wurden so gewählt, dass mit einer mittleren Abkühlrate von 0,5 K/sec ein dendritisch erstarrtes, für eine nachfolgende Warmumformung vorteilhaftes Gussgefüge ermöglicht werden konnte. Zur grundsätzlichen Abhängigkeit des Erstarrungsgefüges von den Erstarrungsparametern sei auf die Publikation von Wilfried Kurz und D. J. Fisher verwiesen.[5] Nadeliges Erstarrungsgefüge sollte stets vermieden werden. Die Stränge waren frei von Oberflächenfehlern und wiesen über die gesamte Länge ein gleichmäßiges Gefüge auf. Abbildung 6 zeigt beispielhaft die stereomikroskopische Aufnahme einer makrogeätzten Fläche quer zur Gießrichtung.

Die stranggegossenen Profile besitzen ein homogenes Gefüge mit einer mittleren Korngröße von 3 bis 4 mm (Abbildung 6). Das Blei liegt in Form von Tröpfchen fein verteilt vor. Das Gefüge der stranggegossenen Profile ist dendritisch erstarrt (Abbildung 6 und 7). Der mittlere Abstand der Dendritenstämme streut ungefähr zwischen 100 und 250 µm, während der Abstand der Dendritenarme ungefähr 30 bis 40 µm beträgt. Blei ist als zuletzt erstarrender Gefügebestandteil in Form von perlenkettenartig aneinandergereihten Tropfen zwischen den aufeinanderstoßenden Dendritenarmen angeordnet. In den Tripelpunkten zwischen drei Dendritenarmen bilden sich größere Tropfen als in den Zwischenräumen zweier benachbarter Äste. Der Restanteil an β-Phase war vernachlässigbar.

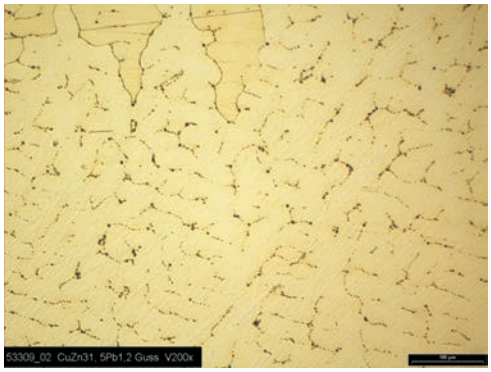
255 mm lange und an 22 mm Dicke beidseitig gefräste Abschnitte der Stranggus-Profile wurden vor den Warmwalzversuchen in einem ohne Luftumwälzung betriebenen Kammerglühofen (Firma Heraeus) versuchsweise auf die Warmwalztemperaturen 650, 700, 750, 800 und 825 °C erwärmt und wenigstens 10 Minuten auf Temperatur gehalten. Händisch mittels einer Greifzange wurden die gleichmäßig durchgeglühten Flachprofile einer dem Ofen unmittelbar benachbarten Duo-Walze zugeführt. Der Radius der Walzen beträgt 50 mm.

In vier Stichen mit jeweils einer zwischengeschalteten Rückerwärmung an die Soll-Anstichtemperatur wurden die Profile um einen aufsummierten logarithmischen Umformgrad von 0,127 bis 0,165 reduziert. Die gedrückte Länge $l_d$ (= Eingriffslänge der Walzen) in den einzelnen zwischen $\varphi$ = -0,03 und -0,04 variierenden Stiche war ungefähr 7 mm. Die Warmwalzversuche wurden ohne Kantenstaucher betrieben. Mit einem Verhältnis von gedrückter Länge zur mittleren Walzdicke $h_m$ im Walzspalt ($h_m$ = Mittelwert aus Eingangsdicke und Ausgangsdicke) von 0,33 herrschen vor dem Eingriff der Walzen und im letzten Abschnitt der gedrückten Länge neben Druckspannungen auch Scher- und Zugspannungen vor.

5 *Fundamentals of Solidification*, Aedermannsdorf ³1989, S. 88.

**Abbildung 5** Abguss in eine zweigeteilte Flachkokille aus Grafit. Vorder- und Rückseite des erstarrten Flachgusses mit nach oben zeigendem Gießende

**Abbildung 6** Kornanordnung eines stranggegossenen Rechteckprofils aus CuZn31,5Pb1,2 mit Gießrichtung senkrecht zur Bildebene (unten). Die Erstarrung erfolgt dendritisch (links).



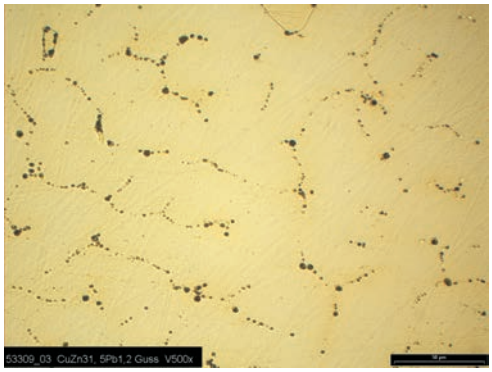




**Abbildung 7** Anordnung der Bleitröpfchen im dendritisch erstarrten Gefüge

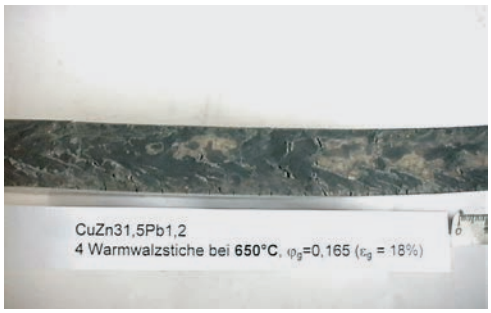


**Abbildung 8** Rissbehaftete Brammen nach 18 % beziehungsweise 14 % Umformung bei 650 °C (Seitenansicht) beziehungsweise 825 °C (Aufsicht)

Beim Warmwalzen kam es innerhalb des gesamten Temperaturbereichs von 650 bis 825 °C zur Bildung von massiven Rissen (Abbildung 8). Der Schädigungsverlauf war dabei weitgehend unabhängig von der gewählten Anstichtemperatur.

Die Warmzugfestigkeiten bleifreier Messingqualitäten CuZn30 und CuZn33 sind bei 800 °C kleiner 10 MPa und bei 700 °C kleiner 20 MPa. Diese bleifreien Bandqualitäten halten erfahrungsgemäß den Zugspannungen im Walzspalt stand. Blei verflüssigt jedoch bei diesen Temperaturen und reduziert lokal die Festigkeit auf 0 MPa. Risse starten bevorzugt dort, wo Zugspannungen auf flüssige Bleiphasen treffen. Entlang der im Walzspalt plastisch deformierten Rissufer rekristallisiert das Gefüge. Die Schwäche des Gussgefüges ist also in der Anwesenheit und der Anordnung der Pb-Tropfen begründet.

Die Gefüge wiesen nach dem Warmwalzen Necklace-Strukturen[6] mit Säumen von feinkörnig rekristallisierten Bereichen entlang der Korngrenzen des ursprünglichen Gussgefüges auf (Abbildung 9). Die Rissbildung erfolgte entlang der Korngrenzen des Gussgefüges, so dass eine homogene Durchknetung und Rekristallisation nicht stattfinden konnte. Es lassen sich nur wenige Bereiche finden, in denen das Gefüge rekristallisiert und rissfrei vorliegt. In diesen wenigen Bereichen hat eine Umverteilung der Bleiphase stattgefunden

Das während der Warmumformung mit einer Viskosität < 2 mPas (extrapolierter Wert[7]) verflüssigte Blei koaguliert während der Rekristallisation des Grundwerkstoffs zu Tropfen, die im Unterschied zum dendritisch geprägten Gussgefüge in größeren Abständen angeordnet sind (Abbildung 10). Teilweise reichert sich Blei in den neugebildeten Grenzen zwischen bereits rekristallisierten Körnern und dendritisch ausgeprägtem Gussgefüge an (Abbildung 10 unten). Die Dichte der Bleitröpfchen scheint zugunsten des Tropfendurchmessers abzunehmen.

Im Walzspalt wirken Zugspannungen auf das Walzgut. Zweiachsiger Druck wirkt nur unmittelbar im Zentrum der gedrückten Länge (= Eingriffslänge der Walzen). Risse werden bevorzugt dort starten, wo Zugspannungen auf flüssige Bleiphasen treffen. Entlang der im Walzspalt plastisch deformierten Rissufer rekristallisiert das Gefüge.

Warmwalzversuche wurden mit einer von 5,5 mm an 3 mm gefrästen Flachgussplatte aus CuZn31,5Pb1,2 mit einer Anstichtemperatur von 700 °C wiederholt. Die Platte wurde zur Hälfte an 2,6 mm angewalzt (Skizze Abbildung 11). Der keilförmige, noch glühende Übergang zwischen Plattendicke 3 mm und Walzspaltdicke 2,6 mm wurde innerhalb von

6 Mike C. Sellars: Modelling of Structural Evolution During Hot Working Processes, in: *Annealing Processes. Recovery, Recrystallization and Grain Growth. Proceedings of the 7th Riso International Symposium on Metallurgy and Materials Science*, hg. von N. Hansen u. a., Roskilde 1986, S. 167–188.

7 Nach Christoph Jakobitz, Stefan Odenbach und Dmitry Borin: *Rheologie metallischer Schmelzen mit suspendierten Partikeln*: https://tu-dresden.de/die_tu_dresden/fakultaeten/fakultaet_maschinenwesen/ism/mfd/sfb609/programm/teilprojekt_a11 (23. Januar 2015).

**Abbildung 9** Während des Warmwalzens teilweise rekristallisiertes Gefüge mit Rissen (oben links T = 650 °C, oben Mitte und rechts T = 825 °C, unten links T = 700 °C)

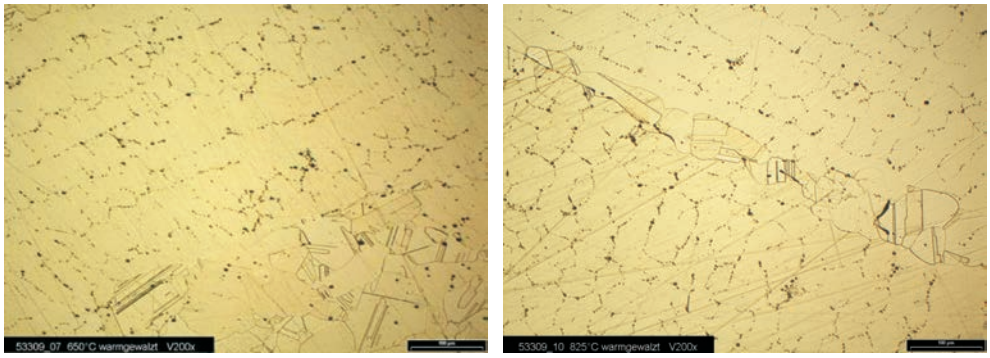



**Abbildung 10** Bleiverteilung im Guss- und im rekristallisierten Gefüge eines bei 650 °C warmgewalzten Blechs

**Abbildung 11** Keilwalzversuch einer Flachgussplatte bei 700 °C. Die Kanten reißen in der Eingriffslänge der Walze entlang der Grenzen zwischen dendritisch erstarrten Körnern.

10 sec in Wasser abgeschreckt. Ziel war es, den Entstehungsort der Rissbildung entlang der Eingriffslänge der Walze zu erkennen und die dort stattfindende Rekristallisation mit der Neuanordnung der Bleitröpfchen zu beschreiben. Die in Abbildung 11 zwischen den zwei gestrichelten Linien skizzierte Kontakt zwischen Walzen und Bramme wird auch als gedrückte Länge bezeichnet. Innerhalb dieser Umformzone wirken Stauchkräfte, während im Auslauf des Walzeneingriffs Scher- und Zugspannungen vorherrschen. Kantenrisse und Querrisse werden im und nach dem Auslauf aus dem Walzspalt erzeugt. Das Gefüge der gedrückten Länge mit Kantenrissen wurde mit zwei Längsschliffen hinsichtlich der Verteilung der Pb-Tropfen beurteilt (Abbildung 11 und 12).

Mit der Risseinleitung startet auch die Rekristallisation um die Rissfront. Blei koaguliert und scheint den neu gebildeten Korngrenzen zu folgen (Abbildung 12 unten). Alles in allem ließ sich bei vorgegebenem Bleigehalt keine Parameterkombination ermitteln, bei der eine schädigungsfreie Warmumformung möglich gewesen wäre.

Prozessroute II: Kaltwalzen eines Flachgusses aus CuZn31,5Pb0,6 Schlussendlich sollte ein kantenrissfreies Blech mit Labormitteln angefertigt werden. Um die latente Gefahr durch Risseinleitung über Ketten an Bleitröpfchen zu minimieren, wurde der Bleigehalt für den Folgeversuch auf 0,6 Gewichtsprozent halbiert. Auf eine Warmumformung wurde gänzlich verzichtet. Die Plattendicke wurde nur mit Kaltwalzstichen reduziert.

Das Gefüge der nur 5,5 mm starken Platten des Flachgusses ist ebenfalls dendritisch erstarrt. Verursacht durch den höheren Temperaturgradienten und die höhere Erstarrungsgeschwindigkeit der vergleichsweise dünnen Platte sind die Abstände der Dendritenstämme mit nur 30 bis 70 µm deutlich kleiner als im Gefüge des Stranggussprofils. Ebenso sind die Abstände zwischen den Dendritenästen mit 15 bis 25 µm signifikant kürzer als im 25 mm starken Rechteckprofil der Prozessroute I (Abbildung 13).

Die einzeln in Grafitkokillen abgegossenen Flachproben wiesen von vornherein große Oberflächenfehler auf. Die unebene Gusshaut wurde beidseits durch Fräsen an eine Plattendicke von 3 mm eingeebnet. Die Platte war nicht frei von Gussporen. Abschließend stand eine metallisch blanke circa 3 mm starke Platte für nachfolgende Umformschritte zur Verfügung.

Die Flachgussplatten wurden ausschließlich bei Raumtemperatur gewalzt. Dazu wurde wiederum das gleiche Duo-Walzgerüst wie für die Stranggussprofile verwendet. Eine Umformung von 3 mm an 2,5 mm ($\varphi$ = -0,18) ließ sich jedoch wegen Kantenrissen im Gussgefüge nicht realisieren. Daher wurde durch das Gefüge durch Kaltwalzen mit einem geringeren logarithmischen Umformgrad $\varphi$ = -0,095 an 2,7 mm und anschließender dreistündiger Zwischenglühung bei 700 °C rekristallisiert.

Das in der Oberfläche rekristallisierte Gefüge vertrug einen höheren logarithmischen Kaltumformgrad von 0,37. Nach einer weiteren dreistündigen Zwischenglühung

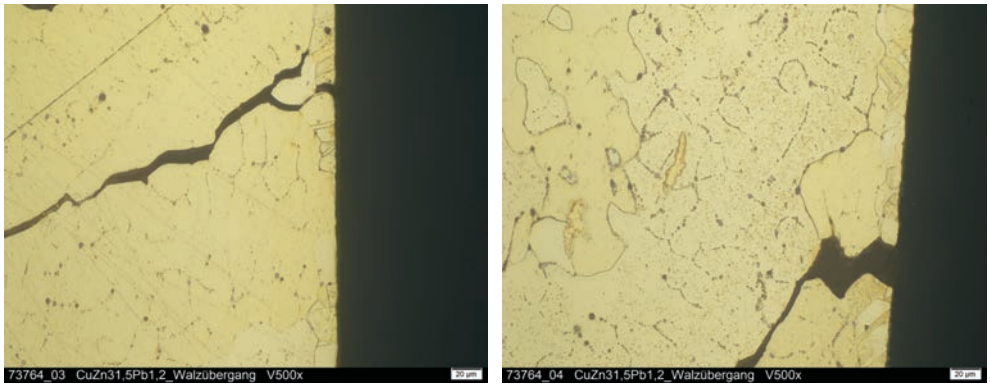
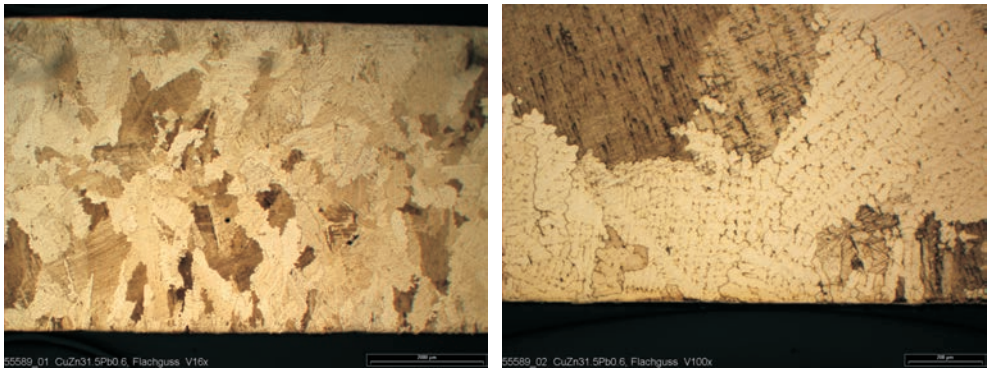



**Abbildung 12** Rissverläufe in der Kante der keilförmig angewalzten Flachgussplatte



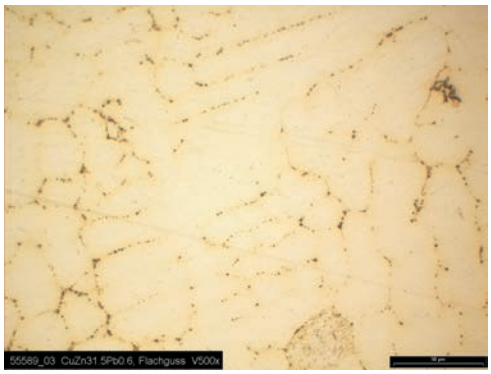




**Abbildung 13** Kornanordnung und Bleiverteilung im dendritschen Gefüge im Flachguss aus CuZn31,5Pb0,6

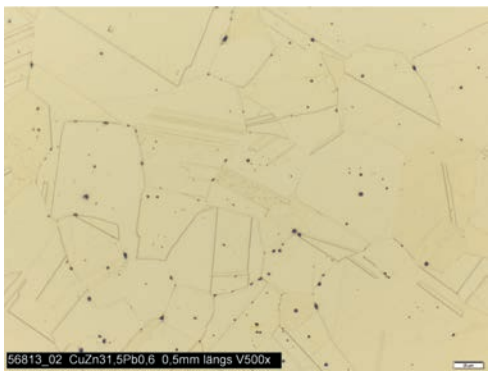



**Abbildung 14** Weiches, rekristallisiertes, 0,5 mm starkes Blech aus CuZn31,5Pb0,6

bei 700 °C konnte mit einem Schlussumformgrad von 0,51 an Enddicke 0,5 mm gewalzt werden. Für eine Weiterbearbeitung wurden die Blechstreifen ebenfalls bei 700 °C drei Stunden weichgeglüht. Das Gefüge rekristallisiert erwartungsgemäß (Abbildung 14). Die Härte HV1 beträgt 75.

**Diskussion** Die Versuche bestätigen die Erfahrung, dass Gussgefüge aus bleihaltigen Messinglegierungen mit einer kubisch-flächenzentrierten α-Phase als Matrix nicht rissfrei warmgewalzt werden können. Die Rissbildung wird durch flüssige Bleiphasen in den scher- und zugbeanspruchten Zonen der gedrückten Länge im Walzspalt verursacht. Dagegen ist die Rissanfälligkeit des Gussgefüges bei Raumtemperatur reduziert. Gegossene flache Platten eignen sich als Ausgangsmaterial für Kaltumformung.

Möglicherweise können die Abkühlbedingungen in flachen Plattenkokillen so gestaltet werden, dass ein feineres dendritisches Erstarrungsgefüge als hier geschildert entsteht. Dann wären höhere Kaltumformgrade im ersten Umformschritt realisierbar.

Da ähnlich wie beim Warmwalzen die Anordnung der Bleitröpfchen größere Umformgrade verbietet, musste mit dem vorliegenden Walzstreifen bereits nach wenigen Walzstichen eine Rekristallisationsglühung mit einer damit verbundenen Umverteilung der Bleitröpfchen initiiert werden.

Mit zunehmendem Rekristallisationsgrad kann der Kaltumformgrad gesteigert werden. So gelingt es im Prinzip mit drei Umformschritten und drei Glühungen einen für die Herstellung von Blasinstrumenten geeigneten Festigkeitszustand zu erzeugen. Diese Grundzüge einer Prozessroute decken sich mit Informationen zur Fertigung von bleihaltigen Blechen für Blasinstrumente des frühen 19. Jahrhunderts.[8]

8 Nach persönlicher Mitteilung von Jean-Marie Welter, November 2012.

## Inhalt

**Vorwort** 7

**Cyrille Grenot** La facture instrumentale des cuivres dans la seconde moitié du XIXe siècle en France 11

**Claude Maury** Les cors omnitoniques 103

**Daniel Allenbach** Französische Ventilhornschulen im 19. Jahrhundert 154

**Daniel Lienhard** Werke für mehrere Hörner aus Frankreich 1800–1950 172

**Anneke Scott** Jacques-François Gallay. Playing on the Edge 198

**Martin Mürner** Meifred und die Einführung des Ventilhorns in Frankreich 223

**Jean-Louis Couturier** Aperçu historique de la pratique du cor naturel en France et de son emploi dans les ensembles à vent 234

**Vincent Andrieux** L'univers sonore d'Henri Chaussier. Perspectives sur le jeu des instruments à vent en France au début de l'ère de l'enregistrement (circa 1898–1938) 258

**Michel Garcin-Marrou** L'École française du cor. Fondements historiques, cornistes, facteurs, orchestres et questions de style 303

**Edward H. Tarr** The Genesis of the French Trumpet School 316

**Jeroen Billiet** Belgium, France and the Horn in the Romantic Era. Tradition, Influences, Similarities and Particularities 328

**Martin Skamletz** »… und gar nichts, wodurch sich der eigene schöpferische Geist des Komponisten beurkundete«. Cherubini, Hummel, Konzerte, Opern, Quodlibets und Trompeten in Wien zu Beginn des 19. Jahrhunderts. Teil 2: Aus dem Repertoire der Kaiserin 340

**Ulrich Hübner** Das Cor Chaussier. Ein Praxisbericht 363

**Adrian von Steiger** Historisch informierter Blechblasinstrumentenbau. Ein Projekt zur Erforschung der Handwerkstechniken im Blechblasinstrumentenbau in Frankreich im 19. Jahrhundert 377

**Jean-Marie Welter** The French Brass Industry during the 19th Century 384

**Marianne Senn / Hans J. Leber / Martin Tuchschmid / Naila Rizvic** Blechblasinstrumentenbau in Frankreich im 19. Jahrhundert. Analysen von Legierung und Struktur des Messings zugunsten eines historisch informierten Instrumentenbaus 398

**Hans-Achim Kuhn / Wolfram Schillinger** Herstellung bleihaltiger Messingbleche mit modernen industriellen Verfahren 420

**Adrian von Steiger** Zur Vermessung von Wandstärken historischer Blechblasinstrumente 431

**David Mannes / Eberhard Lehmann / Adrian von Steiger** Untersuchung von historischen Blechblasinstrumenten mittels Neutronen-Imaging 439

**Martin Mürner** Blechblasinstrumentenbau im 19. Jahrhundert in Frankreich. Historische Quellen zur Handwerkstechnik 446

**Gerd Friedel** Von der Information zum Instrument 463

**Rainer Egger** Zur Frage der Wandvibrationen von Blechblasinstrumenten. Wie wirkt sich das Vibrationsmuster der Rohrkonstruktion auf die Spielcharakteristik eines Blechblasinstruments aus? 469

**Namen-, Werk- und Ortsregister** 480

**Die Autorinnen und Autoren der Beiträge** 496

Romantic Brass. Französische Hornpraxis und historisch informierter Blechblasinstrumentenbau • Symposium 2

Herausgegeben von Daniel Allenbach, Adrian von Steiger und Martin Skamletz

Musikforschung der
Hochschule der Künste Bern
Herausgegeben von Martin Skamletz
und Thomas Gartmann
Band 6

Dieses Buch ist im Juli 2016 in erster Auflage in der Edition Argus in Schliengen/Markgräflerland erschienen. Gestaltet und gesetzt wurde es im Verlag aus der *Seria* und der *SeriaSans*, die von Martin Majoor im Jahre 2000 gezeichnet wurden. Hergestellt wurde der Band von der Firma Bookstation im bayerischen Anzing. Gedruckt wurde er auf *Alster*, einem holzfreien, säurefreien und alterungsbeständigen Werkdruckpapier der Firma Geese in Hamburg. Ebenfalls aus Hamburg, von Igepa, stammt das Vorsatzpapier *Caribic cherry*. *Rives Tradition*, ein Recyclingpapier mit leichter Filznarbung, das für den Bezug des Umschlags verwendet wurde, stellt die Papierfabrik Arjo Wiggins in Issy-les-Moulineaux bei Paris her. Das Kapitalband mit rot-schwarzer Raupe lieferte die Firma Dr. Günther Kast, Technische Gewebe und Spezialfasererzeugnisse, aus Sonthofen im Allgäu. Im Internet finden Sie Informationen über das gesamte Verlagsprogramm unter www.editionargus.de. Zum Forschungsschwerpunkt Interpretation der Hochschule der Künste Bern finden Sie Informationen unter www.hkb.bfh.ch/interpretation und www.hkb-interpretation.ch. Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über www.dnb.de abrufbar. © Edition Argus, Schliengen 2016
Printed in Germany ISBN 978-3-931264-86-4