Legierungsentwicklung im System CuMgX für höhermagnesiumhaltige Zusammensetzungen

Pfeffer, K. (1); Eisenbart. M. (1); Klotz, U. E. (1); Schmid, T. (2); Burkart, R. (2); Kött, S. (2); Jost, N. (2)

Im Gegensatz zu bislang am Markt eingeführten binären CuMg Legierungen (bis max. 0,7 Ma-% Mg-Gehalt) bieten CuMg Legierung mit höherem Magnesiumgehalt die Möglichkeit eine Ausscheidungshärtung vorzunehmen und damit sowohl die elektrische Leitfähigkeit als auch die Festigkeit zu steigern. Im öffentlich geförderten Forschungsvorhaben der industriellen Gemeinschaftsforschung (AiF/IGF) 18106N wurde die Herstellung und Weiterverarbeitung der Legierung CuMg2,5 entwickelt und ausgereift. Weitere Verbesserungen der Aushärtbarkeit und des mechanischen Verhaltens können mit zusätzlichen Legierungselementen erzielt werden. Hierbei zielt die Legierungsentwicklung darauf, die Ausbildung der Lavesphase $MgCu_2$ zu beeinflussen, so dass die prinzipiell sehr groben Ausscheidungen feiner und homogener verteilt auftreten und die bisher beobachtete bevorzugte Ausscheidung auf den Korngrenzen zu unterdrücken. Damit soll eine noch höhere Härtesteigerung und eine möglichst vollständige Ausscheidung der im Mischkristall gelösten Legierungselemente für höchste elektrische Leitfähigkeit erreicht werden. Hierzu wurden verschiedene Legierungsansätze auf Basis von thermodynamischen Berechnungen der Gleichgewichtsphasen verfolgt, die auch die bewusste Bildung von Ausscheidungen in Konkurrenz zur Lavesphase $MgCu_2$ beinhalten, um deren versprödende Wirkung abzumildern.

Auswahl weiterer Legierungselemente

Beim Gießen der aushärtbaren Legierung CuMg2,5 erhält man ein eutektisches Gussgefüge aus (Cu) und der Lavesphase $MgCu_2$. Diese Lavesphase lässt sich nur durch eine thermomechanische Behandlung und nur mit sehr hohen Glühtemperaturen (720 °C) nahe an der eutektischen Temperatur in Lösung bringen, scheidet sich beim Auslagern relativ grob und bevorzugt auf den Korngrenzen aus und führt zu vergleichsweise geringer Härtesteigerung [Sch15]. Durch Zulegieren weiterer Elemente sollte die Ausbildung dieser Lavesphase beeinflusst werden. Die Anforderungen an zusätzliche Legierungselemente wurden daher so definiert, als dass der Mg-Gehalt weiter relativ hoch ist (1,5 - 2 %), Mg mit dem Legierungszusatz eine zur Lavesphase $MgCu_2$ konkurrierende Ausscheidungsphase bildet und feiner verteilte Ausscheidungen eine höhere Härtesteigerung bewirken. Eine geringe Konzentration der gelösten Fremdatome in der Cu-Matrix soll nach der Ausscheidung eine hohe elektrische Leitfähigkeit ermöglichen.

Anhand von binären Phasendiagrammen wurde eine Vorauswahl getroffen. In die engere Auswahl kamen Elemente, die sowohl eine Löslichkeit von >5 % in Cu, als auch eine Löslichkeit von <1 % in Mg aufweisen, nicht teuer, giftig oder gasförmig sind. Von diesen Elementen wurden die Elemente Ti, V und In ausgeschlossen. Zudem wurde P als Legierungselement ausgeschlossen, da dieses in einem Forschungsprojekt am IWWT bereits untersucht wurde.

Die Optimierung der Legierungen erfolgte mit Hilfe thermodynamischer Simulationen mit der Software ThermoCalc® und der thermodynamischen Datenbank SSOL5. Für verschiedene Legierungssysteme wurden quasibinäre Schnitte durch Drei- und Vierstoffsysteme berechnet. Basis dieser Berechnungen war das binäre System Cu-Mg. Der Cu-Mischkristall und die Lavesphase $MgCu_2$ vom kubischen C15-Typ bilden ein Eutektikum bei ca. 9 % Mg und einer Temperatur von ca. 720 °C.

Die Lavesphase [Ste04, Ste05] ist die häufigste Art intermetallischer Verbindungen und besitzt die Stöchiometrie AB2. Sie bildet sich bei kleiner Elektronegativitätsdifferenz der Komponenten A und B, falls deren Atomradiendifferenz >15 % ist und ein Atomradienverhältnis von im Idealfall A:B = 1,225 vorliegt. Die Gitterstruktur ist dicht gepackt, indem die Atome eine Tetra-

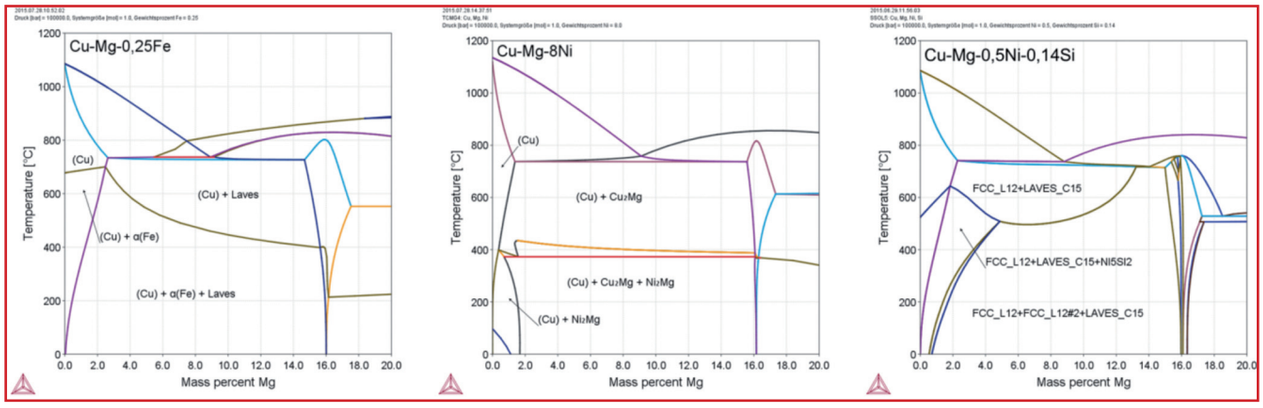

Bild 1: Quasibinäre Phasendiagramme aus thermodynamischen Simulationen

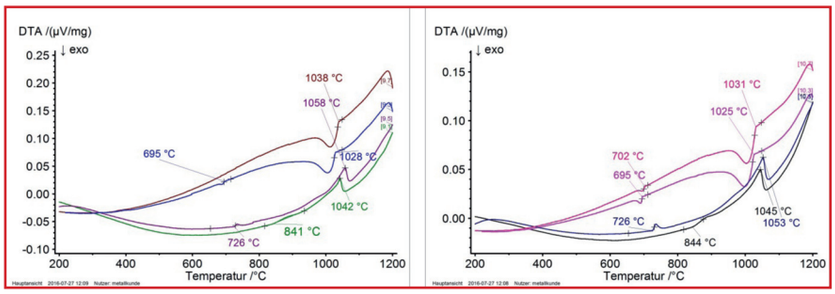

Bild 2: Exemplarische Darstellung der DSC-Messung an Legierung CuMg1,5Ni0,5Si0.14: links aus dem Gusszustand und rechts aus dem homogenisierten Zustand

ederkonfiguration bilden. Eine inhärente Eigenschaft der Lavesphase ist ihre Sprödigkeit bei Raumtemperatur.

Es gibt drei Typen von Lavesphasen mit gleicher Stöchiometrie, aber unterschiedlicher Gitterstruktur. Die Gitterstruktur wird von der Valenzelektronenkonzentration (VEK) bestimmt, die durch Legierungszusätze verändert werden kann. Für kleine VEK von 1,33-1,81 tritt der kubische Typ der Lavesphase auf (C15 Struktur, Stapelfolge ABCABC, Prototyp $MgCu_2$). Bei mittleren bis hohen VEK von 1,81-2,07 erfolgt die Bildung einer hexagonalen Lavesphase (C14 Struktur, Stapelfolge ABAB, Prototyp $MgZn_2$). Bei hohen VEZ von 1,85-2,20 kann außerdem der hexagonale Typ auftreten (C36 Struktur, Stapelfolge ABACABAC, Prototyp $MgNi_2$).

Der Einfluss verschiedener Legierungselemente wird in Bild 1 durch quasibinäre Phasendiagramme dargestellt. Der Zusatz weiterer Legierungselemente führt im Wesentlichen zu drei unterschiedlichen Typen von Legierungssystemen:

- Legierungszusätze, die in der Cu-Matrix schlecht löslich sind. Typische Vertreter sind Fe, Co und Cr. Diese Legierungselemente treten nicht in Wechselwirkung mit der Lavesphase. Die erhoffte Wirkung besteht in einer Kornfeinung des Gefüges und dadurch einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften.
- Legierungszusätze, die weitere Typen der Lavesphase bilden. Ein typischer Vertreter ist Ni, das den hexagonalen C36-Typ $MgNi_2$ der Lavesphase bildet. Aus Sicht des Phasendiagramms liegen optimale Mengen im Bereich des eutektoiden Zerfalls von $MgCu_2$ in $MgNi_2$ und $MgCu_2$, d.h. ca. 1 % Mg und 8 % Ni. Zusätze von Si, Al oder Zn fördern dagegen die Bildung der hexagonalen Lavesphase vom C14-Typ.
- Legierungszusätze, die konkurrierende Ausscheidungen zur Lavesphase bilden. Mögliche Zusätze sind Kombinationen von Ni+Si, Co+Sb oder Ni+Sb. Da die Lavesphase sehr dominant auftritt, muss dafür der Mg-Gehalt auf max. 1 % reduziert werden. Da schwerpunktmäßig Mg-reiche Legierungen untersucht werden sollten, wurden diese Legierungen nur ansatzweise untersucht.

Auf Basis der thermodynamischen Berechnungen wurden die in Tabelle 1 aufgeführten 18 Legierungen ausgewählt. Dabei wurden folgende Kriterien zugrunde gelegt: die Legierungen sollten eine möglichst hohen Mg-Gehalt aufweisen, aber die Lavesphase sollte beim Lösungsglühen vollständig aufgelöst werden können. Nach der Ausscheidungsglühung sollte die Fremdatomkonzentration im Cu-Mischkristall dagegen möglichst niedrig sein, um eine möglichst hohe elektrische Leitfähigkeit zu erreichen.

Herstellung der Legierungen

Die Legierungselemente wurden als Reinelemente eingewogen. Dabei wurde basierend auf den Erfahrungen bei der Herstellung der Hauptlegierung CuMg2,5 der Magnesiumgehalt mit 5 bis 20 % über den Sollanteil (Ma-%) chargiert, um ein Abdampfen beim Erschmelzen zu kompensieren. Die Legierungsbestandteile wurden mit einer Vakuum-Kippgießanlage in einem Graphittiegel induktiv unter Argon erschmolzen und in eine Kupferkokille mit einem Querschnitt von 10x25 mm abgegossen. Die abgegossenen Legierungen wurden hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung durch ICP-OES-Analysen überprüft.

Um Phasenumwandlungen und somit geeignete Wärmebehandlungstemperaturen zu identifizieren, wurden DTA-Messungen an Proben im Gusszustand und im homogenisierten Zustand durchgeführt. Um den Effekt eventuell noch vorhandener Seigerungen im Ausgangsmaterial von Gleichgewichtsphasenumwandlungen zu unterscheiden, wurde ein Temperaturprofil mit einer Heiz- und Abkühlrate von 10 K/min, zweimaligem Aufheizen bis 1.200 °C und Haltezeiten von jeweils 15 min gewählt.

In Bild 2 sind exemplarisch die DSC-Messungen an Legierung CuMg1,5Ni0,5Si0,14 aus dem Gusszustand (links) und aus dem homogenisierten Zustand (rechts) dargestellt. In den Aufheizkurven aus dem Gusszustand (grün und lila) sind jeweils endotherme Reaktionspeaks bei 841 °C bzw. 726 °C (Auflösen der Lavesphase bzw. eutektische Reaktion) sowie bei 1.042 °C bzw. 10.58 °C (Liquidustemperatur) sicht-

Legierung	Glühen	Kaltwalzen	Glühen	Kaltwalzen	Glühen
CuMg2.5		30% (10 mm => 7 mm)	720°C SB 15'	50% (7 mm => 3,5 mm)	720°C SB 5'
CuMg1Al4		✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1Si1		✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1Ge2		(✓)	500°C UL 15'	X	
CuMg1Sn5		(✓)	500°C UL 15'	X	
CuMg1Sn9		X			
CuMg1Sb5 (CuSb)		X			
CuMg1Co0.5Sb1 (CoSb)		✓	700°C SB 15'	X	
CuMg1Co1.5Sb3 (CoSb)		(✓)	700°C SB 15'	X	
CuMg2Ni1		✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1Ni0.5Si0.14 (Ni_2Si)		✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1Ni0.5Sb0.5 (Ni_5Sb_2)		✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1Ni1.5Sb1.5 (Ni_5Sb_2)		✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1.5Ni0.5Si0.14	650°C/24h	✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1.5Ni8	650°C/24h	✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg2Fe0.25	650°C/24h	✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg1Ni8	650°C/24h	✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg2Si0.05	650°C/24h	✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'
CuMg2Zn5	650°C/24h	✓	700°C SB 15'	✓	700°C SB 5'

Tabelle 1: Thermomechanische Behandlung der einzelnen Legierungen zur Homogenisierung. (SB: Glühung im Salzbadofen; UL: Glühung im Umluftofen)

	Aufheizen		
	Eutektische Temperatur	Solidustemperatur	Liquidustemperatur
CuMg1.5Ni0.5Si0.14	726°C	844°C	1045°C/1053°C
CuMg1.5Ni8	743°C	914°C	1092°C/1100°C
CuMg2Fe0.25	724°C	779°C	1017°C/1030°C
CuMg1Ni8	-	955°C	1113°C/1117°C
CuMg2Si0.05	727°C	802°C	1025°C/1037°C
CuMg2Zn5	723°C	777°C	1003°C/1036°C

Tabelle 2: Ergebnis der DTA-Messungen aus dem homogenisierten Zustand

bar, die für das Auflösen von Phasen typisch sind. Die Abkühlkurven (blau und braun) zeigen entsprechend exotherme Reaktionspeaks bei 1.028 °C bzw. 1.038 °C (Liquidustemperatur) sowie in der ersten Abkühlkurve bei 695 °C (eutektische Reaktion mit Unterkühlung, Ausscheiden der Lavesphase). Für die entsprechend dem Phasendiagramm erwartete Ausscheidungsreaktion für Ni_5Si_2 ist kein Reaktionspeak vorhanden. In den Aufheizkurven aus dem homogenisierten Zustand (schwarz und dunkelblau) sind jeweils endotherme Reaktionspeaks bei 844 °C bzw. 726 °C sowie bei 1.045 °C bzw. 1.053 °C sichtbar. Die Abkühlkurven (magenta und pink) zeigen entsprechend exotherme Reaktionspeaks bei 1.025 °C bzw. 1.031 °C sowie bei 695 °C bzw. 702 °C. Für die entsprechend dem Phasendiagramm erwartete Ausscheidungsreaktion für Ni_5Si_2 ist auch hier kein Reaktionspeak vorhanden. Die Ergebnisse der DTA-Messungen sind in Tabelle 2 dargestellt. Die Erhöhung der Liquidustemperatur beim zweiten Aufheizen ist eine Folge des Abdampfens von Mg bzw. Mg und Zn während sich die Probe im flüssigen Zustand befindet.

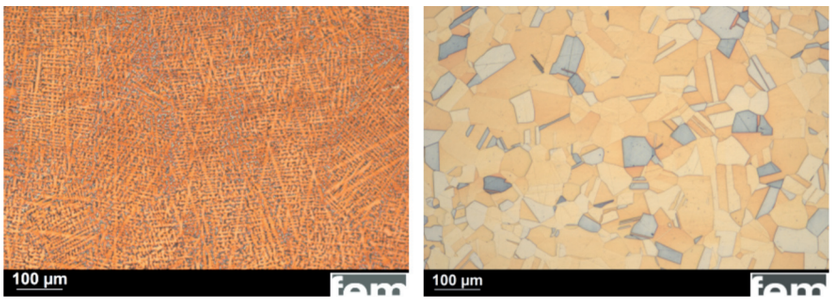

Bild 3: Gefüge der quaternären Legierung CuMg1,5Ni0,5Si0,14 im Gusszustand (links) und homogenisierten Zustand (rechts).

Thermomechanische Behandlung und Gefüge

Um das Ausscheidungspotential in vollem Umfang zu nutzen, mussten die Legierungen zuerst vom Gusszustand in einen homogenisierten Zustand gebracht werden. Dies geschah durch eine Homogenisierungsbehandlung vergleichbar zur binären Legierung CuMg2,5. Die Lösungsglühtemperatur wurde den Veränderungen der Solidustemperatur durch die Legierungszusätze angepasst. Die thermomechanische Behandlung der einzelnen Proben ist in Tabelle 1 dargestellt. Die letzten sechs Legierungen wurden vor der eigentlichen Homogenisierung zusätzlich noch bei 650 °C über 24 h diffusionsgeglüht. Die Legierungen mit Ge, Sn und Sb zeigten beim Kaltwalzen ein sehr sprödes Verhalten und wurden deshalb nicht weiter verfolgt.

Von den Legierungen wurde jeweils im Gusszustand und im thermomechanisch behandelten Zustand ein metallographischer Schliff präpariert und das Gefüge mit der Farbätzung Klemm II kontrastiert. In Bild 3 sind exemplarisch die Gefüge von Legierung CuMg1,5Ni0,5Si0,14 dargestellt. Das Gefüge aller Legierungen besteht im Gusszustand aus primären dendritischen Ausscheidungen, den Cu-Mischkristallen (hell) mit dazwischen liegenden eutektischen Bereichen aus (Cu)+$MgCu_2$. Durch die thermomechanische Behandlung aus Kaltwalzen und Glühen bei 700 °C wurden eine vollständige Homogenisierung des Gefüges und eine Rekristallisation erreicht. Im Anschluss wurden die Legierungen bei 385 °C in einem Umluftofen für bis zu 300 h ausgelagert. Auch hier wurden zur Charakterisierung des Ausscheidungszustandes metallographische Schliffe mit Auflichtmikroskop (in Bild 4

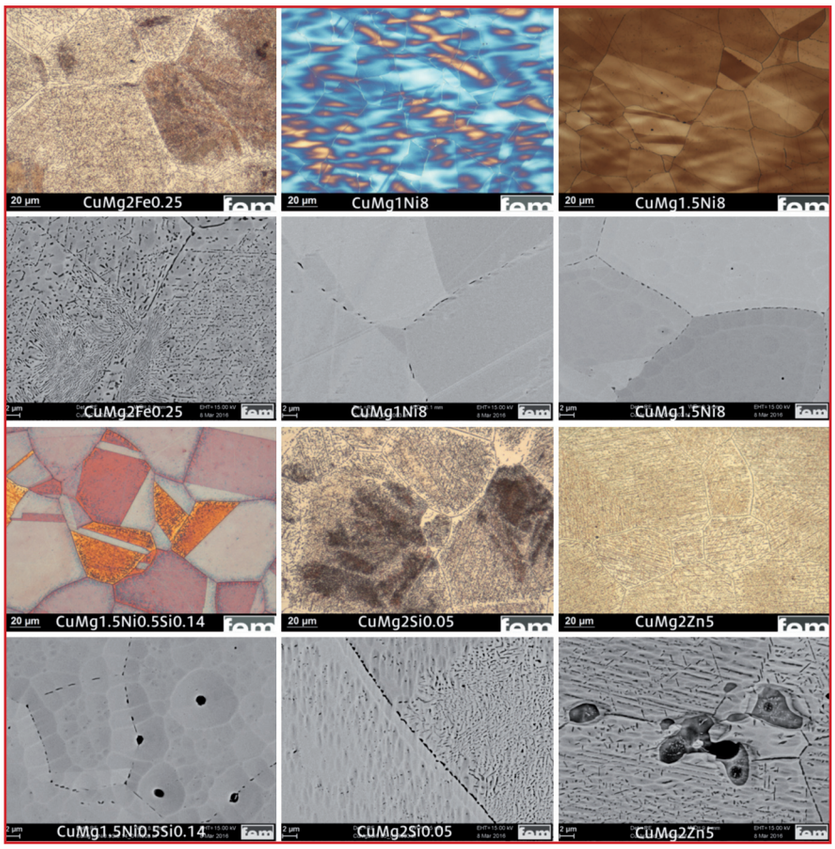

Bild 4: Sechs CuMgX-Legierungen nach Auslagerung 385 °C/100 h, Auflichtmikroskop, Ätzung: Klemm II und REM-Bild jeder Legierung

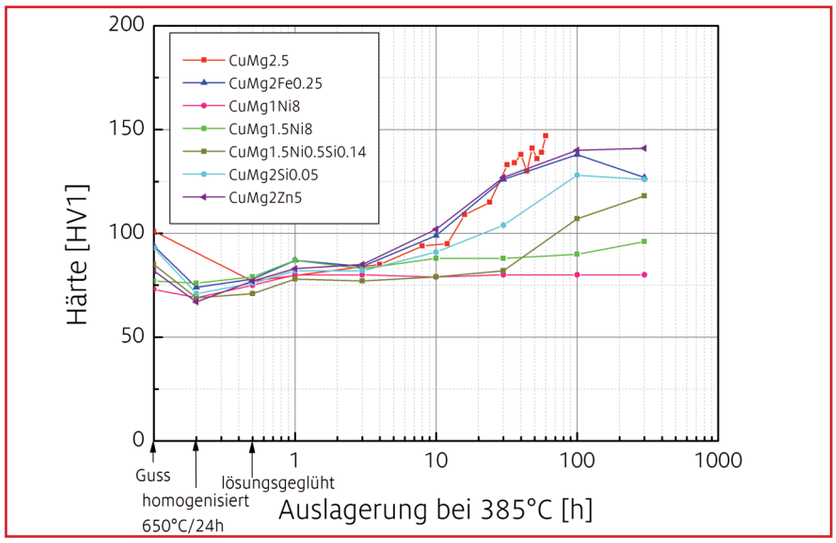

Bild 5: ZTA-Diagramm zur Entwicklung der Härte (HV1) bei der Auslagerung von sechs CuMgX-Legierungen

jeweils das obere Bild) und REM (in Bild 4 jeweils das untere Bild) untersucht. Je nach Legierungszusatz ergibt sich ein unterschiedliches Ausscheidungsverhalten. Der Anteil des Eutektikums ist abhängig vom Mg-Gehalt und bei CuMg2,5 am höchsten. Zusätze von Si lösen sich vollständig in der Lavesphase und bilden keine eigenen Ausscheidungen. Beim Auslagern der Legierung CuMg1Si1 bei 385 °C bilden sich Ausscheidungen nicht wie bei CuMg2,5 diskontinuierlich, sondern bevorzugt an den Korngrenzen. Dadurch bewirken sie keine signifikante Härtesteigerung, sondern eher eine Versprödung der Legierung. Zusätze von Al lösen sich dagegen im Cu-Mischkristall und praktisch nicht in der Lavesphase. Das Homogenisieren der Legierung wird dadurch erschwert. Beim Auslagern tritt eine diskontinuierliche Ausscheidung der Lavesphase auf, was zu einer deutlichen Härtesteigerung beim späteren Auslagern führt. Trotz des geringen Al- und Mg-Gehalts zeigt diese Legierung also die höchste Härtesteigerung. Aufgrund des gelösten Al ist die Leitfähigkeit aber eher niedrig. Durch den Ni-Zusatz kommt es offenbar zu einer weiteren Erhöhung der Löslichkeit von Mg im (Cu,Ni)-Mischkristall. Das zeigt sich an dem geringen Anteil des Eutektikums und der sehr geringen Ausscheidungstendenz der Legierung. Es bilden sich kaum Ausscheidungen im Korninnern und nur wenige Ausscheidungen an den Korngrenzen. Der Zusatz von Ni erschwert die Homogenisierung der Legierung. Auch nach der Homogenisierung sind noch Seigerungen vorhanden. Der erwartete Zerfall der Lavesphase in zwei Typen von Lavesphasen bei der Auslagerung war nicht zu beobachten. Ni-haltige Legierungen zeigen sehr niedrige elektrische Leitfähigkeit aufgrund der hohen Löslichkeit von Ni und Mg in der Cu-Matrix. Die Legierungen mit 2 % Mg weisen ähnlich hohe Anteile an Eutektikum auf wie die binäre Legierung CuMg2,5. Geringe Zusätze von Si oder Fe wirken sich nur wenig auf Gefüge und Härte aus. Die löslichkeitssteigernde Wirkung von Ni und die starke Ausprägung von Seigerungen machen sich auch bei relativ geringem Ni-Gehalt und höherem Mg-Gehalt bemerkbar. Beim Auslagern bei 385 °C kommt es zur diskontinuierlichen Ausscheidung der Lavesphase im Korninnern und zu Korngrenzensäumen.

Da sich Ni in der Cu-Matrix löst und nicht zur Bildung der Lavesphase beiträgt, ist die elektrische Leitfähigkeit aber geringer als bei Ni-freien Legierungen. Die Zn-haltige Legierung zeigt eine ähnliche Menge Eutektikum wie die anderen Legierungen mit einem Mg-Gehalt von 2 %. Eine vollständige Homogenisierung ist möglich, wobei Seigerungen des Gusszustands völlig aufgelöst werden. Beim Auslagern bei 385 °C kommt es zur diskontinuierlichen Ausscheidung der Lavesphase und damit zu einer deutlichen Härtesteigerung, die mit der binären CuMg2,5 Legierung vergleichbar ist. Zn findet man sowohl in der ausgeschiedenen Lavesphase als auch in der Cu-Matrix. Die elektrische Leitfähigkeit ist dadurch etwas schlechter als in der binären Legierung. Bei der dritten Gruppe von untersuchten CuMgX-Legierungen handelt es sich um Vierstofflegierungen. Der Mg-Gehalt wurde auf 1 %-1,5 % reduziert, um einen geringeren Anteil an Lavesphase zu erhalten. Es wurden Kombinationen von Co und Ni mit Si und Sb getestet. Dabei wurden die Ausscheidungsphase CoSb, Ni_2Si bzw. Ni_5Sb_2 erwartet. Die Legierungselemente wurden dabei im stöchiometrischen Verhältnis der erwarteten Phasen zulegiert. Legierungen mit Sb-Gehalten erwiesen sich aber als zu spröde und wurden daher nicht weiter verfolgt. Bei den Legierungen CuMg1Ni0,5Si0,14 und CuMg1,5Ni0,5Si0,14 handelt es sich im Prinzip um Mg-reiche Varianten der bekannten Legierung CuNi1,5Si0,34. Die Legierungen sind auch bei der Variante mit höherem Ni-Gehalt sehr gut homogenisierbar und wenig anfällig für Seigerun-

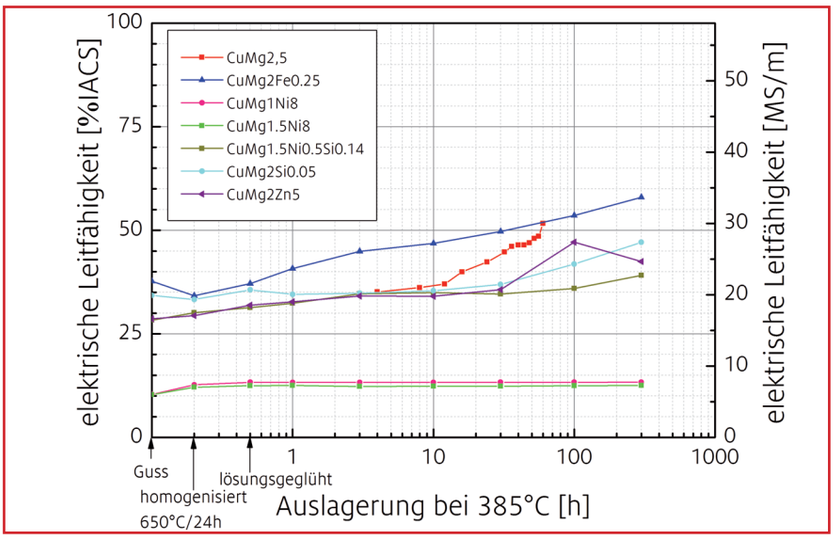

Bild 6: ZTA-Diagramm zur Entwicklung der elektrischen Leitfähigkeit bei der Auslagerung von sechs CuMgX-Legierungen

gen. Si bildet allerdings nicht die erhoffte Ausscheidung mit Ni, sondern reichert sich in der Lavesphase an. Da Ni wie oben beschrieben, die Löslichkeit für die Lavesphase erhöht, ist das Ausscheidungsvolumen beim Auslagern relativ gering und dementsprechend auch die Härtesteigerung. Erst nach relativ langen Auslagerungszeiten ist eine signifikante Härtesteigerung zu beobachten. Die Legierungsvarianten mit Sb zeigen starke Reaktionen zwischen Mg und Sb, die zur Bildung der binären intermetallischen Phase Mg_3Sb_2 und einer Cu-Mg-Sb-haltigen intermetallischen Phase führen. Diese Ausscheidungen treten in die erhoffte Konkurrenz zur Lavesphase. Bei der Homogenisierung formen sie sich zu kugeligen Ausscheidungen ein, aber sie sind nur schwer aufzulösen. Dadurch besitzen sie keine härtesteigernde Wirkung, verspröden aber mit zunehmendem Sb-Gehalt die Legierung, da sie vor allem auf den Korngrenzen liegen. Bei der Legierung mit dem höchsten Sb-Gehalt werden die Korngrenzen von einem Film dieser intermetallischen Phase belegt, weshalb sich die Legierung nicht mehr walzen ließ.

Die Vickershärte und die elektrische Leitfähigkeit der in Bild 4 gezeigten Legierungen ist in Bild 5 und Bild 6 in ZTA-Diagrammen aufgetragen. Das stärkste Aushärtungsverhalten zeigen die Legierungen mit dem höchsten Mg-Gehalt. Bei einer Auslagerungsdauer zwischen 10 h und 100 h steigt die Härte von 70-80 HV1 im lösungsgeglühten Zustand auf den Maximalwert von 130-150 HV1 an. Die binäre CuMg2,5 Legierung härtet etwas schneller als die CuMgX-Legierungen aus. Bei der Si-haltigen Legierung löst sich Si in der Lavesphase. Die erreichbare Härte ist etwas geringer als bei der Zn-haltigen Legierung. Die Fe-haltige Legierung enthält laut Analyse nur einen sehr geringen Fe-Gehalt und ist daher als binäre Legierung zu betrachten. Die Ni-haltigen Legierungen zeigten die am wenigsten ausgeprägte Aushärtung. Bei den Legierungen mit 8 % Ni ist gar keine Aushärtung zu beobachten, da sich Ni, wie oben beschrieben in der Cu-Matrix löst und auch die Löslichkeit für Mg in der Cu-Matrix erhöht. Aus dem Aushärtungsverhalten lässt sich auch auf die elektrische Leitfähigkeit schließen. Ausscheidungshärtbare Legierungen zeigen einen Anstieg der elektrischen Leitfähigkeit mit zunehmender Ausscheidung der gelösten Elemente. Legierung CuMg2Fe0,25, welche defacto eine binäre Legierung mit 2% Mg ist, erreicht erwartungsgemäß die höchste elektrische Leitfähigkeit. Die Legierungen mit 8 % Ni, welche nicht aushärten behalten ihre niedrige elektrische Leitfähigkeit im Verlauf der Glühbehandlung bei 385 °C.

Zusammenfassung

Durch den Zusatz weiterer Legierungselemente konnte keine grundlegende Verbesserung der Eigenschaften der binären Cu-Mg Legierungen erreicht werden. Die Lavesphase $MgCu_2$ erweist sich bei Mg-Gehalten von 2 % als sehr stabil und dominiert das Ausscheidungsverhalten. Die Ausscheidungsglühung muss auf jeden Fall so gewählt werden, dass sich diskontinuierliche Ausscheidungen im Korninnern bilden, die feiner sind als die kontinuierlichen Ausscheidungen bei höheren Temperaturen. Außerdem bilden sich bei niedrigeren Temperaturen keine ausgeprägten Korngrenzenfilme. Legierungselemente, welche mit der Lavesphase konkurrierende Ausscheidungen bilden (insbesondere Sb), bilden ihrerseits spröde Korngrenzenfilme, die sich durch eine Homogenisierungsglühung nicht beseitigen lassen. Daher verspröden die Legierungen sehr stark und sind nicht verarbeitbar. Ähnliches gilt für Zusätze von Si oder Ge, welche sich in der Lavesphase anreichern und die Bildung von spröden Korngrenzenfilmen begünstigen. Der Mg-Gehalt in Cu-Legierungen sollte für Knetlegierungen daher 1 % nicht wesentlich übersteigen. Für Gusslegierungen sind höhere Gehalte bis max. 2,5 % (Löslichkeitsgrenze) denkbar.

Das IGF-Vorhaben 18106N der Forschungsvereinigung Verein für das Forschungsinstitut für Edelmetalle und Metallchemie (fem) wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Literatur

[Sch15] Schmid T.; Pfeffer, K.; Burkart, R.; Eisenbart, M.; Kött, S.; Klotz, U. E.; Jost, N.: Charakterisierung und Weiterentwicklung von aushärtbaren CuMg-Legierungen. METALL 69 (11) (2015), S. 455-458

[Ste04] Stein, F., Palm, M., Sauthoff, G., Structure and stability of Laves phases. Part I. Critical assessment of factors controlling Laves phase stability, Intermetallics 12 (2004) 713-720

[Ste05] Stein, F., Palm, M., Sauthoff, G., Structure and stability of Laves phases part II—structure type variations in binary and ternary systems, Intermetallics 13 (2005) 1056-1074

(1) fem Forschungsinstitut Edelmetalle + Metallchemie, Katharinenstraße 17, 73525 Schwäbisch Gmünd, Deutschland

(2) Hochschule Pforzheim, Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien IWWT, Tiefenbronnerstraße 65, 75175 Pforzheim, Deutschland

Eine Partnerschaft für den Klimaschutz

21. Sept. 2016 - Die WirtschaftsVereinigung Metalle (WVMetalle) gehörte bereits 2014 zu den ersten Unterzeichnern der Initiative Energieeffizienz-Netzwerke. Mit dem Effizienznetzwerk WVMplus hat die WVMetalle im Juni 2015 das erste Branchen-Netzwerk der Initiative gegründet. „Energieeffizienz hat in der Metallindustrie einen besonders hohen Stellenwert. Als Teil der energieintensiven Industrie versuchen wir ständig unseren Energieverbrauch weiter zu optimieren“, erklärt Franziska Erdle, Hauptgeschäftsführerin der WVMetalle. Daher ist WVMplus speziell auf die Produktionsprozesse der Metallindustrie ausgerichtet und geht damit weit über Querschnittstechnologien hinaus. Seit Gründung fanden bereits vier WVMplus-Netzwerksitzungen statt. Dabei beschäftigt sich das Netzwerk mit Themen wie Abwärme, Kennzahlenberechnung und Lüftungstechnik. Bundesumweltministern Dr. Barbara Hendricks betontein ihrer Rede auf der Jahresveranstaltung, wie wertvoll der Beitrag von Energieeffizienz-Netzwerken zum Erreichen der Klimaziele ist.