Fortschrittsbericht zur Optimierung von ausscheidungsfähigen CuMgP-Legierungen

Burkart, R.; Kött, S.; Jost, N. (1)

Niedriglegierte Kupferbasislegierungen spielen unter den Leiterwerkstoffen eine große Rolle. Sie vereinen dabei die Eigenschaften einer vergleichsweise guten elektrischen Leitfähigkeit verbunden mit einer für viele Anwendungen bisher ausreichenden mechanischen Festigkeit. Zur Festigkeitssteigerung kommen bei solchen Werkstoffen primär die Kaltverfestigung und die Mischkristallhärtung zum Einsatz.

Diese beiden Härtungsmechanismen haben jedoch einen Abfall der elektrischen Leitfähigkeit zur Folge. Bei der Mischkristallhärtung wird die elektrische Leitfähigkeit insbesondere durch die hier beteiligten Fremdatome massiv vermindert. Eine Möglichkeit, den Zielkonflikt zwischen Leitfähigkeit und Festigkeit effektiv zu umgehen, liegt in der Ausscheidungshärtung. Durch diesen Härtungsmechanismus lassen sich bei entsprechender thermomechanischer Behandlung sowohl die Festigkeit, als auch die Leitfähigkeit steigern. Bei dem ternären Legierungssystem CuMgP handelt es sich um solch ein grundsätzlich ausscheidungsfähiges System. Im Rahmen eines aktuellen Forschungsprojektes am IWWT wird u.a. dieses Legierungssystem untersucht. Dabei konnten schon sehr vielversprechende Ergebnisse erzielt werden, wovon ein kleiner Teil schon publiziert werden konnte [KOE 13]. Der hier vorliegende Beitrag soll nunmehr einen Fortschrittsbericht darstellen und die bisherigen Ergebnisse weiter ergänzen.

Herstellen des Probenmaterials/ Homogenisierung

Da von dieser Legierung kein Probenmaterial industriell hergestellt wird, und daher nicht käuflich zu erwerben ist, erfolgte die Herstellung im Labormaßstab im Stranggussverfahren auf einer institutseigenen Anlage der Fa. Indutherm. Dabei wurden Stränge mit einem Rechteckquerschnitt (8 x 8 mm) in sehr guter und vor allem reproduzierbarer Qualität hergestellt. Im Anschluss daran wurden die Proben einer ersten thermomechanischen Behandlung zur Homogenisierung, sowie einer Endglühung unterzogen. Nach der Endglühung erfolgte ein Abschrecken, um einen für den Ausscheidungsvorgang notwendigen übersättigten Mischkristall zu erzeugen. Die Herstellung und die Homogenisierung erfolgt analog zu [KOE 13] und kann dort im Detail eingesehen werden. Die Bestimmung der Korngröße erfolgte lichtmikroskopisch mit Hilfe des Linienschnittverfahrens. Als mittlere Korngröße des homogenisierten Zustandes wurden rund 89 µm ermittelt.

Vergleich Legierungen CuMg0,5P0,5 und CuMg0,75P0,85

Bereits in der letzten Veröffentlichung [KOE 13] wurden zwei Legierungen, nämlich CuMg0,5P0,5 sowie CuMg0,75P0,85 als vielversprechende Legierungen identifiziert. Der Grund hierfür liegt darin, dass beide Legierungen das im Rahmen umfangreicher experimenteller Untersuchungen ermittelte ideale atomare Verhältnis von Phosphor zu Magnesium von 0,8:1 einhalten, und daher ein gutes Aushärteverhalten, bzw. eine deutliche Leitfähigkeitssteigerung bei der Auslagerung aufweisen. Bei detaillierterer Betrachtung der unterschiedlichen Härte-Leitfähigkeits-Ausscheidungszeit-Verläufe beider Legierungen ist jedoch zu erkennen, dass beide Legierungen einen sehr ähnlichen Härteverlauf nach entsprechender Auslagerung zeigen, während die Leitfähigkeit von CuMg0,5P0,5 gegenüber von CuMg0,75P0,85 immer höher ist, (Bild 1). Vor diesem Hintergrund kann dokumentiert werden, dass die zusätzlichen Legierungselemente offensichtlich keine messbare festigkeitssteigernde Wirkung aufweisen, jedoch die elektrische Leitfähigkeit deutlich negativ beeinflussen. Aus diesem Grund wurden alle weiteren Untersuchungen auf das Legierungssystem CuMg0,5P0,5 beschränkt. Alle weiter unten genannten Ergebnisse beziehen sich daher ausschließlich auf diese Legierung.

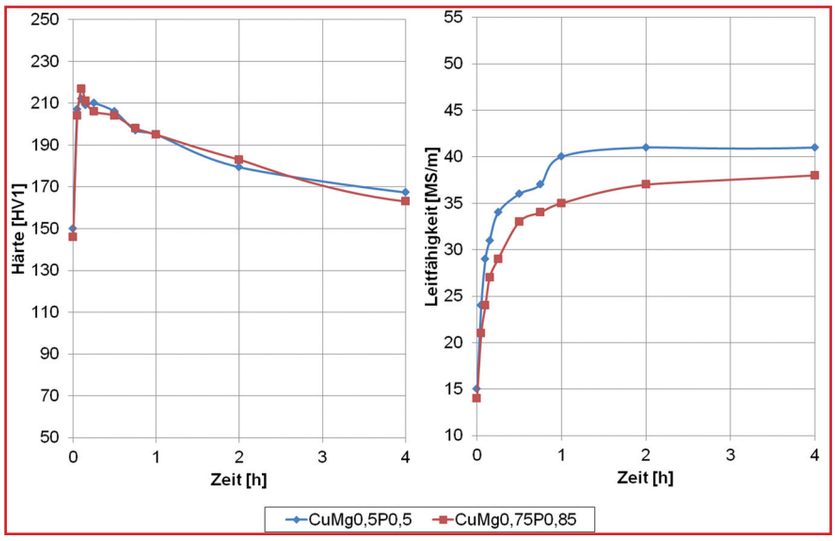

Bild 1: Härte- und Leitfähigkeits-Ausscheidungszeit-Verläufe, Ausscheidungshärtung bei T_A = 450 °C; ϕ_h = 0,5; Vergleich CuMg0,5P0,5 und CuMg0,75P0,85

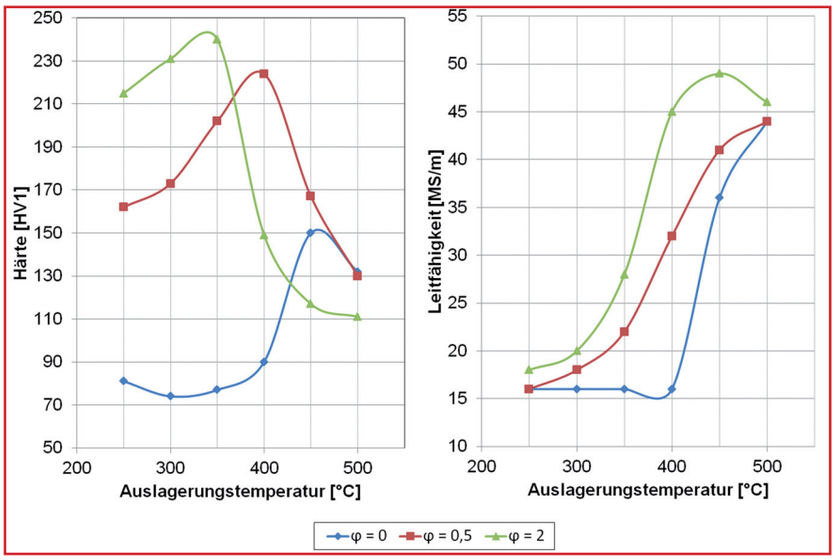

Bild 2: CuMg0,5P0,5; Härte und Leitfähigkeit nach 2 h Auslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen; vor Auslagerung kaltverformt mit ϕ_h= 0; 0,5 und 2

Ermittlung der optimalen Ausscheidungstemperatur

Bei den bereits vorab untersuchten Temperaturen von 250, 350 und 400 °C und den dazu wiederum in [KOE 13] veröffentlichten Ergebnissen konnte verifiziert werden, dass eine Temperatur von 250 °C deutlich zu niedrig ist, um im betrachteten (und damit wirtschaftlich vertretbaren) Zeitraum eine ausreichend große Anzahl an Ausscheidungen zu erzeugen, mit denen signifikante Härte- und Leitfähigkeitssteigerungen möglich sind. Um die optimale Ausscheidungstemperatur zu ermitteln, erfolgte daher eine Ausweitung der untersuchten Temperaturen auf 300, 450 und 500 °C. Hierbei konnte festgestellt werden, dass eine Temperatur von 300 °C für eine sinnvolle Leitfähigkeitssteigerung, selbst bei einem Umformgrad von φ_h = 2 immer noch zu gering ist. Wird die Temperatur auf 500 °C erhöht, läuft der diffusionsgesteuerte Ausscheidungsvorgang sehr dynamisch ab, was insbesondere für ein reproduzierbares Ergebnis nachteilig ist, da dann schon geringe Zeitunterschiede in großen Härte- und Leitfähigkeitsdifferenzen resultieren. Wesentlich schwerwiegender ist allerdings der Nachteil, dass diese Temperatur sehr schnell zu einer Erholung des Gefüges führt, bei einem Umformgrad von φ_h = 2 ist sogar nach sehr kurzer Zeit (3 min) eine Teilrekristallisation des Gefüges zu beobachten, so dass bei dieser Temperatur bei keiner der untersuchten Umformgrade eine sinnvolle Härte- und Leitfähigkeitskombination erreicht werden konnte. Bild 2 zeigt exemplarisch die Härte- und Leitfähigkeitswerte bei einer Kaltverformung von φ_h = 0; 0,5 und 2 nach jeweils 2 h Auslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen. Erwartungsgemäß zeigt sich zunächst, dass der Ausscheidungsvorgang hin zu höheren Umformgraden bei niedrigeren Temperaturen startet, was sich in steigenden Härte-, bzw. Leitfähigkeitswerten niederschlägt. Allerdings starten mit höherem Umformgrad bereits Erholungseffekte, bzw. Teilrekristallisationen auch zunehmend früher, was sich wiederum in einem massiven Härteabfall hin zu höheren Temperaturen äußert. Sinnvolle Ausscheidungstemperaturen können daher im Bereich von 350 bis 450 °C definiert werden. Da die Ausscheidungskinetik unmittelbar mit der ins Material eingebrachten Energie in Form von Versetzungen und der Ausscheidungstemperatur zusammenhängt, kann für jede der als sinnvoll identifizierten Ausscheidungstemperaturen von 350, 400 und 450 °C der Umformgrad ermittelt werden, bei dem die optimalsten Messwerte bzgl. Härte und Leitfähigkeit auftreten. Zusammengefasst sind dies: φ_h = 2: 350 °C (2 h: 240 HV1, 28 MS/m); φ_h = 1: 400 °C (2 h: 208 HV1; 36 MS/m), φ_h = 0,5: 450 °C (1 h: 195 HV1; 40 MS/m).

Zugfestigkeit und Duktilität

Neben der Härte und elektrischen Leitfähigkeit wurden auch die Zugfestigkeit und Dehnung ermittelt, (Bild 3). Die Legierung CuMg0,5P0,5 besitzt im homogenisierten Zustand eine Zugfestigkeit von rund 280 N/mm² bei einer Bruchdehnung A_5 = 51 % und einer Leitfähigkeit von 15 MS/m. Bei einer Auslagerung bei 400 °C steigt die Zugfestigkeit nach 8 h auf den Maximalwert von 527 N/mm² an, während die Bruchdehnung jedoch auf Grund der versprödenden Wirkung der Ausscheidungsteilchen auf rund 8 % sinkt. Hin zu längeren Auslagerungszeiten steigt diese vermutlich auf Grund von Konglomeration und Überalterung der Ausscheidungsteilchen wieder leicht an. Wird die Legierung vorab kaltverformt, so beträgt die Zugfestigkeit bei einem Umformgrad von φ_h = 2 rund 625 N/mm² bei einer Bruchdehnung A_5 < 2 %. Bei Auslagerung dieses Zustandes, sinkt infolge von Erholungseffekten die Zugfestigkeit kontinuierlich ab, während die Bruchdehnung aus demselben

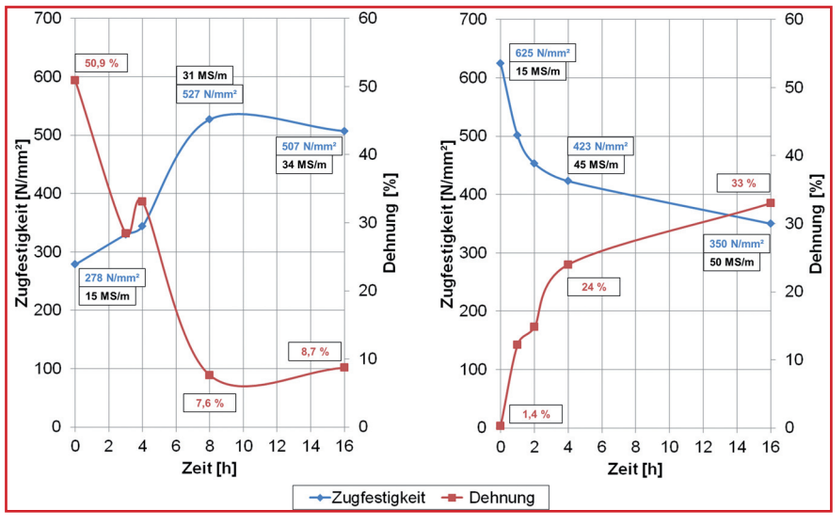

Bild 3: CuMg0,5P0,5, R_m-ε (A_5)-t_a-Verläufe Ausscheidungshärtung bei 400°C; li.: ϕ_h = 0, re. : ϕ_h = 2

Grund wieder ansteigt. Da das Durchführen von detaillierten R_m-ε-A_5-t_a-Verläufen für alle Zustände sehr aufwändig wäre, werden lediglich die Zustände, welche durch Härte- und Leitfähigkeitsmessungen als interessant identifiziert wurden, weiter untersucht, (Tabelle 1).

Kombination von Härtungsmechanismen

Ausscheidungshärtung nach Kaltverformung

Für eine möglichst hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher elektrischer Leitfähigkeit bietet sich eine Kombination von Härtungsmechanismen an. Dies ist vor allem vor dem Hintergrund notwendig, dass die reine festigkeitssteigernde Wirkung der Ausscheidungsteilchen bei der hier betrachteten Legierung offensichtlich nicht ausreichend groß ist. So wird bei einer nicht umgeformten Probe bei 400 °C die größte Härtesteigerung nach 8 h erreicht. Diese ist jedoch im betrachteten Zeitraum von 16 h mit einer Härte von 176 HV1 bei 23 MS/m (homogenisiert: 66 HV1; 15 MS/m) vergleichsweise gering. Dies schlägt sich auch in der Zugfestigkeit nieder, welche im homogenisierten Zustand 278 N/mm² beträgt, und nach den genannten 8 h auf 527 N/mm² steigt. Anhand der relativ geringen Leitfähigkeitssteigerung ist ersichtlich, dass bei der nicht umgeformten Probe in diesem Zeitraum nur sehr wenig Ausscheidungsteilchen gebildet werden konnten. Bei der bereits zum Patent angemeldeten Legierung CuMg2,5 [ZIL 12] [ZIL 12a] wurden die sehr guten Eigenschaften durch eine Kombination aus Kaltverformung und anschließender Ausscheidungshärtung erzielt. Eine der Kaltverformung nachgelagerte Ausscheidungshärtung besitzt den Vorteil, dass durch die eingebrachten Versetzungen, welche als thermodynamisch aktive Keimstellen fungieren, das ausscheidbare Volumen deutlich vergrößert wird; gleichzeitig wird eine sehr homogene Verteilung der Ausscheidungen ermöglicht. Nachteilig ist jedoch, dass gleichzeitig auch Erholungseffekte einsetzen, welche die Festigkeit des Materials wieder reduzieren können, so dass, nach einer anfänglichen Härtesteigerung in Folge der festigkeitssteigernden Wirkung der Ausscheidungen, insbesondere hin zu längeren Glühdauern, diese Erholungsvorgänge dominieren und in Zusammenhang mit einer Überalterung der Teilchen die Festigkeit deutlich reduzieren (vgl. [KOE 13]). Bei Legierungen die eine sehr gute Kaltverfestigungsfähigkeit aufweisen, wie beispielsweise CuMg2,5 sind Festigkeitseinbußen in Folge von Erholungsvorgängen weit weniger kritisch. So weist die eben genannte Legierung CuMg2,5 im homogenisierten Zustand eine Härte von 85 HV1 bei einer Zugfestigkeit von 320 N/mm², sowie eine Leitfähigkeit von 20 MS/m auf, diese Werte steigern sich bei einem Umformgrad von φ_h = 2,1 auf 250 HV1 bei 840 N/mm² [ZIL 12] [ZIL 12a]. Wird die Legierung dann bei 400 °C für 8 h ausgelagert, so reduzieren sich die Härte und Zugfestigkeit in Folge von Erholungseffekten zwar deutlich, liegen jedoch nach wie vor bei 192 HV1 und 654 N/mm² bei einer Leitfähigkeit von 32 MS/m. Auf Grund eines deutlich geringeren Legierungsanteils, weist die Legierung CuMg0,5P0,5 eine signifikant geringere Kaltverfestigungsfähigkeit auf als die Legierung CuMg2,5, wodurch Festigkeitseinbußen in Folge von Erholung wesentlich kritischer zu sehen sind. So kann bei der Legierung CuMg0,5P0,5 durch eine Umformung auf φ_h = 2 die Härte und Zugfestigkeit lediglich auf 625 N/mm² bei rund 200 HV1 gesteigert werden (homogenisiert: 66 HV1; rund 280 N/mm²). Aus diesem Grund ist bei einer nachfolgenden Auslagerung unbedingt darauf zu achten, mögliche Festigkeitseinbußen so gering wie möglich zu halten.

Behandlung	Härte [HV1]	Leitfähigkeit [MS/m]	R_m [N/mm²]	A_5 [%]
φ = 2; 350°C; 1 h	227	27	694,11	9,31
φ = 2; 350°C; 2 h	235	31	668,40	7,36
φ = 2; 350°C; 3 h	211	33	636,53	9,32
φ = 2; 350°C; 4 h	198	35	591,44	2,24
φ = 2; 350°C; 6 h	184	39	537,43	10,18
φ = 2; 350°C; 8 h	214	34	562,16	5,10
φ = 2; 350°C; 10 h	155	42	475,83	9,10
φ = 0,5; 400°C; 6 h	204	35	483,36	1,13
φ = 0,5; 400°C; 8 h	202	36	507,54	2,05
φ = 0,5; 400°C; 16 h	191	40	511,77	1,34
φ = 1; 400°C; 1,5 h	234	35	651,85	5,74
φ = 1; 400°C; 2 h	202	37	612,52	6,12
φ = 1; 400°C; 3 h	197	38	593,80	7,01
φ = 1; 400°C; 4 h	196	37	546,57	7,40
φ = 1; 400°C; 2 u. 12 min	200	37	617,39	6,78
φ = 0,5; 450°C; 15 min	227	34	534,89	0,96
φ = 0,5; 450°C; 30 min	214	38	514,00	3,15
φ = 0,5; 450°C; 45 min	190	40	499,93	1,90
φ = 0,5; 450°C; 1 h	186	42	477,49	2,55

Tabelle 1: Legierung CuMg0,5P0,5; Zusammenstellung wichtiger Eigenschaften

Kaltverfestigen nach Ausscheidungshärten

Wurde zunächst eine Kaltverformung auf Grund der versprödenden Wirkung der Ausscheidungsteilchen lediglich vor dem Ausscheiden eingebracht, so erfolgte hier eine Kaltverformung nach einer Ausscheidungsbehandlung bei erhöhter Temperatur. Ziel war es nunmehr, durch eine Ausscheidung bei hoher Temperatur die Leitfähigkeit der Probe stark zu erhöhen, wobei diese möglicherweise schon eine Teilrekristallisation des Gefüges erfährt und dadurch jedoch seine Verformungsfähigkeit, zumindest in Teilen, noch erhält, um dann in einem zweiten Schritt dem Material durch eine Kaltumformung seine eigentliche Festigkeit zu verleihen. Vorteilhaft hierbei ist die Tatsache, dass nach der Kaltverformung keine Wärmebehandlung mehr erfolgt, und daher auch keine festigkeitsreduzierenden Erholungsvorgänge mehr im Material stattfinden.

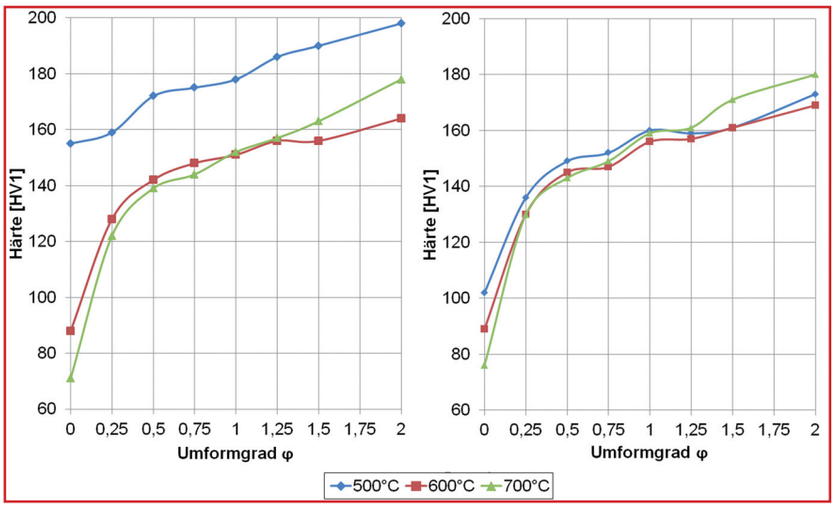

Bild 4: CuMg0,5P0,5; kaltverformt mit ϕ_h = 0,5 (links) und ϕ_h = 1 (rechts), danach 1 h ausgelagert bei 500, 600 und 700 °C, anschließend kaltumgeformt mit ϕ_h = 0 bis 2

Behandlungsverfahren	Härte [HV1]	Leitfähigkeit [MS/m]	R_m [N/mm²]	A_5 [%]
φ_h = 1; 500°C, 1 h; φ_h = 2	199	39	608,75	3,78
φ_h = 0,5; 450°C, 30 min	214	38	514	3,15

Tabelle 2: CuMg0,5P0,5; Vergleich Kaltumformung vor Ausscheidungshärtung mit Kaltumformung nach Ausscheidungshärtung

In Bild 4 ist der Härteverlauf für eine Ausscheidungshärtung dargestellt, die erst nach der Kaltverformung von φ_h = 0,5 (links) und φ_h = 1 (rechts) durchgeführt wurde (Anmerkung: Der Umformungszustand während der Ausscheidung wurde als neuer Bezugspunkt φ_h = 0 gesetzt, anschließend wurden die Proben dann erneut kaltverformt). Dabei ist zu erkennen, dass der Härteverlauf bei einer Kaltumformung von φ_h = 1 vor der Auslagerung bei allen drei Temperaturen ähnlich ist. Dies ist darauf zurückzuführen, dass das Material anfängt zu rekristallisieren und sich bei der anschließenden Kaltverformung ähnlich einem homogenisierten, weichen Material verhält. Bei einer Kaltumformung von φ_h = 0,5 ist dies lediglich bei Temperaturen von 600 und 700 °C der Fall, 500 °C sind hier für eine Rekristallisation nicht ausreichend. Die Leitfähigkeit steigt bei allen drei Temperaturen deutlich an, wobei der Anstieg hin zu hohen Temperaturen deutlich geringer ausfällt, da hier mehr Mg- und P-Atome im Mischkristall löslich sind, mithin dann auch weniger Ausscheidungen gebildet werden können. So werden bei 500 °C 41 MS/m (φ_h = 0,5) bzw. 47 MS/m (φ_h = 1), bei 600 °C bei beiden Umformungen jeweils 41 MS/m, und bei 700 °C lediglich 29 MS/m (φ_h = 0,5), bzw. 30 MS/m (φ_h = 1) erreicht. Die besten Ergebnisse werden daher bei einer Kaltumformung von φ_h = 0,5 mit einer angeschlossenen Auslagerung bei 500 °C für 1 h und einem anschließenden Kaltverformen um weitere φ_h = 2 erreicht (199 HV1 bei 39 MS/m), da bei der Ausscheidungsbehandlung keine Rekristallisation erfolgt, und somit die angeschlossene Kaltverformung dem Material einen zusätzlichen Härtezuwachs verleiht. Bei einem Vergleich des so behandelten Materials mit einer Probe ähnlicher Härte und ähnlicher Leitfähigkeit, welche lediglich kaltverformt und dann ausgelagert wurde, besitzt die Probe mit nachfolgender Kaltumformung eine deutlich höhere Zugfestigkeit (Tabelle 2).

Zustand	Härte [HV1]	Leitfähigkeit [MS/m]
φ_h = 0	66	15
φ_h = 0,25	125	15
φ_h = 0,25 → 500°C; 1 h	174	37
φ_h = 0,25 → 500°C; 1 h → φ_h = 2	203	34
φ_h = 0,25 → 500°C; 1 h → φ_h = 2 → 350°C; 30 min	201	39,5

Zustand	Härte [HV1]	Leitfähigkeit [MS/m]
φ_h = 0	66	15
φ_h = 0 → 500°C; 1 h	143	42
φ_h = 0 → 500°C; 1 h → φ_h = 2	182	38
φ_h = 0 → 500°C; 1 h → φ_h = 2 → 350°C; 1 h	184	42

Tabelle 3: CuMg0,5P0,5; mehrstufige Auslagerung; optimale Werte

Mehrstufige Auslagerung

Um die Eigenschaften der Legierung noch weiter zu verbessern, erfolgte eine mehrstufige Auslagerung (Anmerkung: Zum leichteren Verständnis wurde bei jedem nachfolgend genannten Versuch der Umformgrad φ_h nach dem ersten Kaltwalzschritt nicht mehr zu Null gesetzt. Alle φ_h-Angaben beziehen sich ab sofort auf das ursprüngliche φ_h = 0). Die hier zu realisierende Grundidee ist, mit anfänglicher geringer Umformung bei hoher Temperatur kurz auszulagern, um eine möglichst hohe Härte- und Leitfähigkeitssteigerung zu erreichen (untersuchte Zustände: φ_h = 0; 0,25; 0,5; 1 bei 500 °C u. 600 °C; φ_h = 0,5; 1 bei 700 °C), dann eine nachträgliche Kaltverformung bis maximal φ_h = 2 anzuschließen, um die Festigkeit weiter zu steigern und danach bei niedriger Temperatur (untersuchte Temperaturen: 300, 350 u. 400 °C) nochmals auszulagern, um die Leitfähigkeit weiter zu steigern und Erholungseffekte so minimal wie möglich zu halten. Für den ersten Behandlungsschritt konnten die besten Ergebnisse mit Proben erzielt werden, welche zunächst nicht, bzw. nur gering umgeformt (φ_h = 0 bis 0,5) und anschließend bei 500 °C für 1 h ausgelagert wurden. Für die sich dann anschließende Kaltumformung erwiesen sich hohe Umformgrade als am sinnvollsten, da hierdurch die größte Härte, und daher vermutlich auch die größte Festigkeit erzielt werden kann. Nachteilig hierbei ist, dass diese natürlich auch bei der Auslagerung deutlich früher Erholungseffekte aufweisen. Aus diesem Grund muss die Temperatur für den letzten Ausscheidungsvorgang gering genug gewählt werden, damit im betrachteten Zeitraum keine messbaren Erholungseffekte auftreten, jedoch auch wiederum hoch genug, damit eine messbare Steigerung der Leitfähigkeit erfolgt. Aus diesem Grund wurden Versuche mit unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt. Bild 5 zeigt den Härte-, bzw. Leitfähigkeitsverlauf für eine Probe die auf φ_h = 0,5 kaltgewalzt, dann für 1 h bei 500 °C ausgelagert; anschließend erneut auf φ_h = 2 kaltgewalzt und schließlich bei 300, 350 und 400 °C ausgelagert wurde. Dabei ist zu erkennen, dass bei einer Temperatur von 400 °C im betrachteten Zeitraum die größte Leitfähigkeitssteigerung auftritt. Parallel ist jedoch ein massiver Härteabfall zu verzeichnen. Sowohl bei 300 als auch 350 °C ist kein Härteabfall zu beobachten. Da jedoch bei 300 °C eine nur sehr geringe Leitfähigkeitssteigerung erkennbar wird, ist als ideale Temperatur für diesen letzten Ausscheidungsvorgang eine Temperatur von 350 °C am sinnvollsten. In Tabelle 3 sind exemplarisch die Leitfähigkeit sowie Härte von zwei vielversprechenden mehrstufigen Verfahren mit den

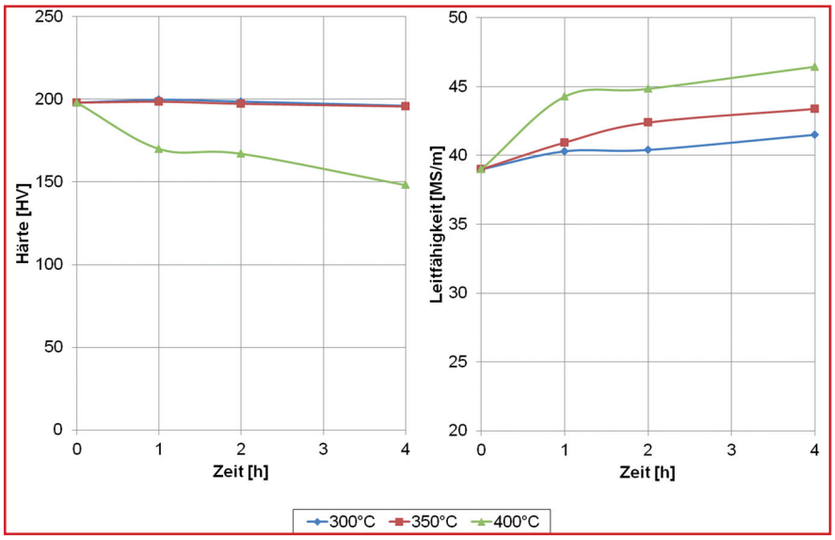

Bild 5: CuMg0,5P0,5; ϕ_h = 0,5; ausgelagert bei 500 °C für 1 h; kaltgewalzt auf ϕ_h = 2; ausgelagert bei 300, 350 und 400 °C

Werten der jeweiligen Zwischenschritte dargestellt. Die für eine Verifizierung notwendigen Zugfestigkeiten müssen jedoch in folgenden Untersuchungen noch ermittelt werden.

Zusammenfassung und Ausblick

Die bereits publizierten guten Eigenschaftskombinationen von Härte und Leitfähigkeit von neuartigen CuMgP-Legierungen konnten weiter verbessert werden. Hierbei erweist sich hinsichtlich einer hohen Festigkeit bei gleichzeitig hoher Leitfähigkeit die Legierung CuMg0,5P0,5 gegenüber CuMg0,75P0,85 als zielführender, da die erstgenannte bei ähnlicher Härte immer eine höhere Leitfähigkeit besitzt. Für den eigentlichen Ausscheidungsvorgang werden derzeit Temperaturen zwischen 300 und 450 °C, je nach gewähltem Umformgrad (φ_h = 2: 350°C; φ_h = 1: 400°C; φ_h = 0,5: 450 °C) als optimal angesehen. Eine Ermittlung der Zugfestigkeiten zeigt, dass eine reine Ausscheidungshärtung nicht ausreichend ist, jedoch in Verbindung mit einer vorgelagerten Kaltumformung hohe Zugfestigkeiten, bei gleichzeitig hoher Leitfähigkeit erzielt werden können. Eine signifikante Steigerung der Zugfestigkeit kann, bei vergleichbarer Härte und Leitfähigkeit, dadurch erreicht werden, dass der Ausscheidungshärtung eine nachfolgende Kaltumformung angeschlossen wird. Ein weiterer vielversprechender Ansatz, welcher bisher jedoch lediglich über die Härte und Leitfähigkeit ermittelt wurde, und somit in Zukunft hinsichtlich der Zugfestigkeiten noch verifiziert werden muss, ist eine mehrstufige Auslagerung bestehend aus einer Kaltumformung, Auslagerung, Kaltumformung und einer erneuten Auslagerung.

Das diesem Bericht zugrundeliegende Forschungsprojekt mit dem Kurztitel „HiCoCo“ wurde mit Mitteln des Ministeriums für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg (MWK) und EU-Mitteln der EFRE-Regionalförderung 2007/2013 in Baden-Württemberg gefördert. Dafür möchten sich die Autoren an dieser Stelle herzlich bedanken.

Literatur

[KOE 13] Kött, S., Jost, N.: Herstellung und Eigenschaftsoptimierung von neuartigen hochleitfähigen CuMgP-Legierungen. In: METALL – Internationale Fachzeitschrift für Metallurgie 67 (2013), Nr. 11, S. 508-511 — ISSN 0026-0746.

[ZIL 12] Zilly, A.: Beitrag zur Gefüge- und Eigenschaftsoptimierung von niedriglegierten Kupferbasislegierungen. Technische Universität Bergakademie Freiberg, Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, Dissertation 2012.

[ZIL 12a] Zilly, A.; Kött, S.; Jost, N.: Legierungsentwicklung, Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten von ausscheidungsfähigen CuMg-Legierungen. In: METALL – Internationale Fachzeitschrift für Metallurgie 66 (2012), Nr. 11, S. 492-495 — ISSN 0026-0746.

(1) Ruben Burkart, Simon Kött, Norbert Jost; Hochschule Pforzheim, Fakultät Technik / Maschinenbau, Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien (IWWT)

Weltneuheit: Gold glänzt schon bei Backofen-Temperaturen

Niedrig-Temperatur-Goldfarbe mit passendem „Backofen“

Ob der Goldrand auf dem Porzellanteller oder das edel verzierte Champagnerglas - mit edelmetallhaltigen Farben sorgt Heraeus seit 1896 für die Veredlung von Glas- und Keramikoberflächen. Der Bereich Precious Colours hat nun eine Goldfarbe entwickelt, die bereits bei niedrigen „Backofen“-Temperaturen von 200 bis 250 °C verarbeitet werden kann. Ein Novum, denn bislang werden Golddekore auf Glas oder Keramik bei Temperaturen von 480 bis 1.250 °C eingebrannt.

Die niedrigen Einbrenntemperaturen der Glanzgoldpaste werden durch die Kombination eines Edelmetallpräparates mit organischen Farben ermöglicht. Da es sich beim „Low Temperature Gold“ um ein Präparat auf wässriger Basis und nicht auf Basis organischer Lösungsmittel handelt, entstehen bei der Verarbeitung keine umweltgefährdenden Emissionen. Zudem sparen die niedrigen Einbrenntemperaturen Energie ein und verkürzen die Durchlaufzeiten in den Brennöfen. „Die neue Goldfarbe ist ein umwelt- und ressourcenschonendes Präparat mit großem Potential für die Glasindustrie“, sagt Hubertus Gölitzer, Senior Vice Präsident von Heraeus Precious Colours. „Wir sind zuversichtlich, dass Heraeus mit der Glanzpaste mittelfristig ganz neue Möglichkeiten für die gesamte Dekorationsindustrie bieten wird.“

MAX sorgt für die richtige Ofenatmosphäre

Für qualitativ hochwertige Golddekore muss die Goldfarbe zuverlässig und in brillanter Qualität gehärtet werden. Abhängig von der Art der Farbe geschieht dies mit UV- oder Infrarot-Strahlung. Den passenden „Backofen“ zum Einbrennen der neuen Niedrigtemperatur-Farbe bietet Heraeus daher gleich mit an. Mit einem neuartigen MAX Infrarot-Ofen des Geschäftsbereichs Speziallichtquellen kann die Farbe optimal und zeitsparend getrocknet werden. Tests im Infrarot-Anwendungszentrum zeigten, dass bereits Prozesszeiten von weniger als eine Minute im MAX-Ofen ausreichend waren, um die geforderten Spezifikationen zu erfüllen. Die neuen Öfen nutzen auf Knopfdruck verfügbare Infrarotwärmestrahlung und können exakt an den Wärmeprozess angepasst werden. In Summe sparen die effizienteren Öfen im Vergleich zu herkömmlichen Industrieöfen Platz, Zeit und Energie.

Foto: Heraeus

Neue Goldfarbe in der Anwendung