Metall-Schutzgas-Hartlöten von Feinblechen unter Verwendung von Fülldrahtelektroden

A.Pelz, B.Reichmann, B.Bouaifi

Hohe Anforderungen hinsichtlich Festigkeit, Gewichtreduzierung und besserem Korrosionsschutz haben in den letzten Jahren verstärkt zur Entwicklung höherfester Feinblechwerkstoffe, sowie zum vermehrten Einsatz von oberflächenveredelten (verzinkten bzw. aluminierten) hochfesten Feinblechen geführt. Zum Fügen von oberflächen-veredelten Feinblechen oder wärmeempfindlichen Werkstoffen eignet sich das Hartlöten, das aufgrund seiner verfahrensspezifischen Vorteile den jeweiligen Grundwerkstoff nur wenig beeinflusst. Das Hartlöten von verzinkten Blechen aus höherfesten Stählen mit konventionellen Massivdrähten ist mit Schwierigkeiten verbunden. Die bislang eingesetzten Massiv-Bronzedrähte geraten vor allem hinsichtlich der Festigkeit an ihre Einsatzgrenzen. Hierzu wurden Legierungskonzepte für Fülldrahtelektroden auf Cu-Basis entwickelt. Dabei wurde das Potential der Fülldrahtelektrode vorteilhaft zum Einsatz in der Löttechnik genutzt.

1 Einleitung

Mit neuen Legierungskonzepten und temperaturgeführten Herstellungsprozessen ist es der Stahlindustrie gelungen, höherfeste und dennoch gut umform-bare Stahlfeinblechwerkstoffe zu entwickeln, die eine Blechdickenreduzierung ermöglichen. Mit abnehmender Blechdicke kommt dem Korrosionsschutz immer größere Bedeutung zu. Dies bestimmt maßgeblich die Ausnutzung des Werkstoffpotentials. So werden im Karosseriebau zunehmend Feinbleche mit Oberflächenüberzügen eingesetzt.
Neben neuen Werkstoffen erfordert der Leichtbau innovative Fügetechniken, da verbesserte Werkstoffeigenschaften nur wirksam werden können, wenn die Verbindungstechnik die Übertragung der Werkstoffeigenschaften auf die gesamte Struktur erlaubt. Für neue Konstruktionskonzepte mit extremer Leichtbaustruktur und korrosionssicherer Ausführung sind Fügeverfahren erforderlich, die bei ausreichender Festigkeit wärme-, verzugs- und spannungsarme Verbindungen fertigungssicher und wirtschaftlich herstellen lassen. Gerade hierfür bieten Lötverfahren, als eine dem Kleben und den mechanischen Ver-bindungstechniken ergänzende wärmearme Fügetechnik, bei vielen Konstruktionsaufgaben ein enormes Potential [1].
So hat in den letzten Jahren das MSG-Löten mit Cu-Basis-Zusatzwerkstoffen den Durchbruch in die moderne Fertigung, als eine dem Schweißen ergänzende Fügemethode, geschafft.

2 Entwicklung hochfester Feinblechqualitäten

Stahl gewinnt, trotz der Konkurrenz von Faserverbundwerkstoffen und Leichtmetallen wie Aluminium und Magnesium, als Werkstoff für Leichtbaukonzepte zunehmend an Bedeutung. Seine relativ niedrigen Kosten, seine Recyclingfähigkeit und besonders seine mechanischen Eigenschaften, die von weich bis höchstfest gezielt einstellbar sind, sprechen für diesen modernen und höchst attraktiven Werkstoff. Seine Potentiale sind noch längst nicht erschöpft.
Die Entwicklungsarbeiten der Stahlindustrie haben sich in den letzten Jahren auf die Verbesserung der Umform-, Festigkeits- und die Verarbeitungseigenschaften von Stahllegierungen konzentriert, Abbildung 1. Dies fängt mit den ganz weichen Stählen an und geht bis zu den martensitischen Stählen mit Festig-keiten über 1200 N/mm^2. Dabei ist es gelungen, den Festigkeitsbereich für Warmband um bis 50% zu erweitern. Mit der Entwicklung von mikrolegierten Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt konnte ein deutlich verbessertes Verarbeitungsverhalten erreicht werden. Diese Legierungen werden als Warm- und Kaltband angeboten und haben sich im Automobilbau erfolgreich etabliert. Bereits in den 80-er Jahren wurden die Dualphasenstähle entwickelt. Es schlossen sich die Bake-Hardening-(BH) und die höherfesten IF-Stähle an. Etwa 1990 kamen weiterentwickelte mikrolegierte isotrope Stähle mit hoher Streckziehbarkeit zum Einsatz. Um den gestiegenen Anforderungen der Automobilindustrie gerecht zu werden, wurden gerade in den letzten Jahren neue Warm- und Kaltbandstähle entwickelt, [2] [9] [10].

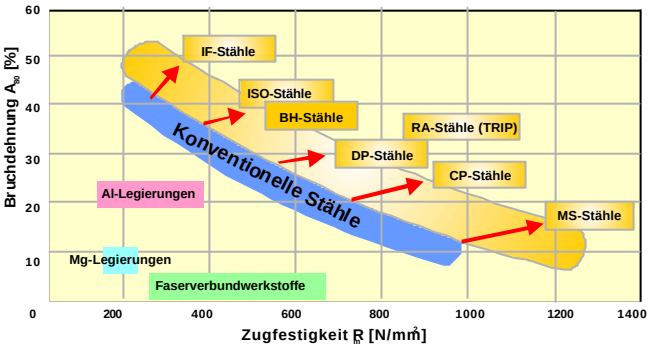

Abbildung 1: Fortschritte bei der Stahlentwicklung [2]

3 Voruntersuchungen

3.1 Legierungsauswahl - Fülldrahtelektrode auf Kupferbasis

Die durchgeführten Untersuchungen erfolgten auf der Basis der Legierungssysteme von CuSiMn, CuAlNi und CuMnAl. Bei diesen Legierungssystemen handelt es sich um Mehrstofflote, die zur Verbesserung der Löteigenschaften neben Nickel auch andere Elemente enthalten. So wurde z. B. durch Zusätze von Bor und Silizium die Schmelztemperatur des Lotes gesenkt und das Benetzungsverhalten verbessert. Weiterhin bewirken diese Elemente eine zusätzliche Erhöhung der Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit der Lötverbin-

dung. Zur Erhöhung der Festigkeitseigen-schaften wurden die Kupfer-Nickel-Lote mit den Elementen Eisen, Mangan und Aluminium auflegiert. Die Legierungsbestandteile der Kupfer-Basis-Fülldrahtelektrode:(Angaben in Gewichtsprozent) sind [3]:

Ni:	0,5 bis 6,0%	(Nickel,
Si:	0,5 bis 4,5%	(Silizium),
B:	0,1 bis 1,0%	(Bor),
Al:	1,0 bis 10,0%	(Aluminium),
Mn:	1,0 bis 13%	(Mangan),
Fe:	max. 1,5%	(Eisen),
Cu:	Rest	(Kupfer) und

weitere Legierungselemente sind mit jeweils < 1,0% enthalten.
Im Folgenden werden diese Systeme aus metallurgischer Perspektive betrachtet und die Analysen für Versuchsdrähte ausgearbeitet.

- **Legierungssystem CuSiMn**

Die Zugabe von Silizium bewirkt eine erhebliche Festigkeitssteigerung der Kupferlegierungen. Die Abbildung 2 verdeutlicht den Effekt und zeigt zudem einen weiteren Vorteil der CuSi-Legierungen. Neben der Erhöhung der Zugfestigkeit nimmt auch die Bruchdehnung zu und erreicht bei ca. 2,9 Gew.% Si einen Maximalwert von 68%. Bei noch höheren Si-Gehalten tritt eine starke Reduzierung der Bruchdehnung ein. Allerdings ist bei 4,3 Gew. % Si immer noch ein Wert von 40% für die Bruchdehnung zu erwarten, bei einem gleichzeitigem Anstieg der Zugfestigkeit auf ca. 480 N/mm².

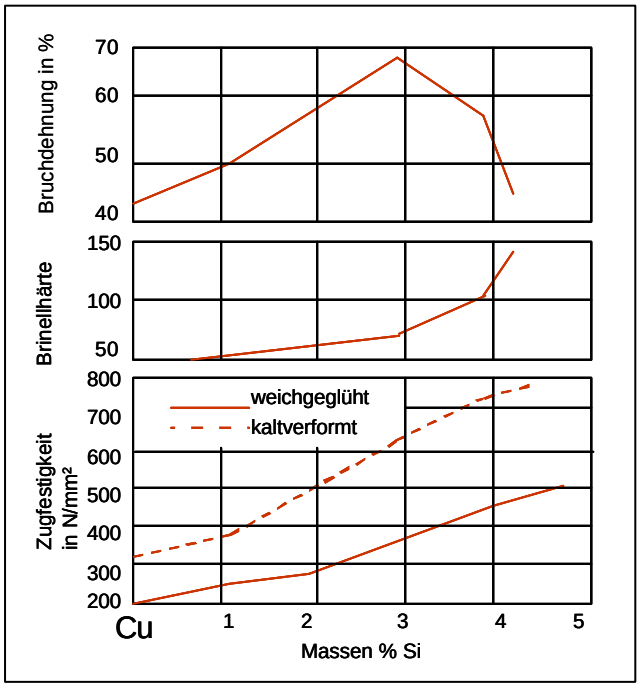

Abbildung 2: Festigkeitseigenschaften binärer Kupfer- Silizium Legierungen in Abhängigkeit vom Si-Gehalt [4]

Wird Mangan in Größenordnungen von 0,3-1,3 Gew.-% als weiterer Legierungsbestandteil hinzugefügt, gelangt man zu den bereits in der DIN 17666 ver-ankerten Legierungen wie CuSi2Mn oder CuSi3Mn. Mangan beeinflusst die Löslichkeit von Silizium nur gering, erhöht aber die Entfestigungstemperatur auf etwa 300°C. Damit sind die CuSiMn-Bronzen durchaus auch für den Einsatz bei erhöhten Temperaturen verwendbar.
Neben Silizium führt auch Aluminium zu Festigkeitssteigerungen, Abbildung 3. Neben der positiven Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften, verbessert Aluminium die Korrosionseigenschaften von Kupferlegierungen. In [5] wird über die kornfeinende Wirkung von 0,5% Fe auf das Gefüge von CuSi-Legierungen berichtet, weshalb auch Eisen Legierungsbestandteil der Versuchslegierungen 1 und 2 ist, Tabelle 1.

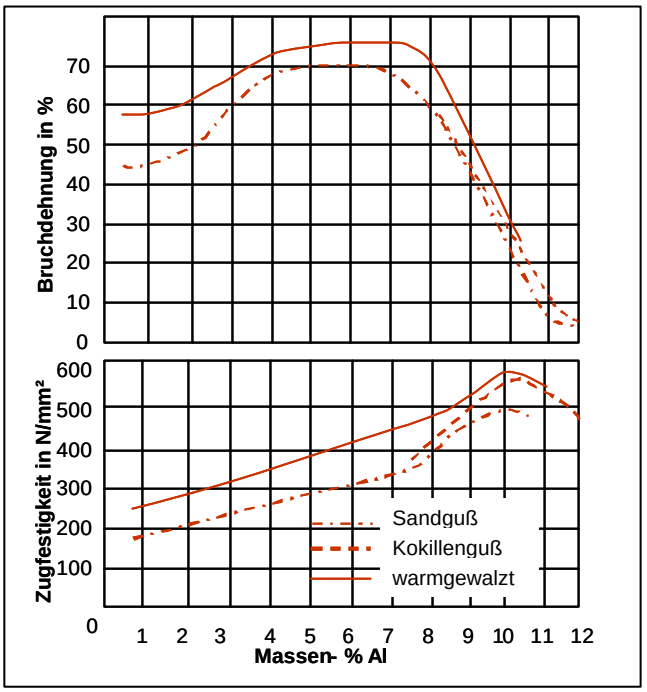

Abbildung 3: Zugfestigkeit und Dehnung der Kupfer-Aluminium-Legierungen in Abhängigkeit vom Aluminiumgehalt [6]

- **Legierungssystem CuAlNi**

Anhand der Abbildung 3 wurde schon der festigkeitssteigernde Einfluss von Aluminium erläutert. Genauer betrachtet lässt sich die Zugfestigkeit bis zu Legierungszuschlägen von 10 Gew.-% Aluminium steigern. Allerdings tritt schon ab 8 Gew.-% Aluminium im binären Cu-Al System eine starke Versprödung des Werkstoffs ein, die zu einem drastischen Absinken der Bruchdehnung führt. Ursache ist das Auftreten der γ_2-Phase, die als Zerfallsprodukt aus der ß-Phase entsteht. Aus der Abbildung 4 ist nun die positive Wirkung von Eisen und Nickel auf die Phasenreaktion und das Ausscheidungsverhalten der γ_2-Phase zu erkennen. Somit lassen sich das Erstarrungsverhalten und die mechanischen Kennwerte der Aluminiumbronzen ge-

zielt durch Nickel, Eisen und Mangan Zusätze beeinflussen und optimieren. Nach [6] verfeint Eisen das Gefüge und erhöht bei Gehalten bis 4 Gew.-% die Zugfestigkeit um bis zu 40 N/mm² je Prozent Zusatz. Mangan bewirkt eine Voroxidation der Schmelze und ist deshalb als sinnvoller Bestandteil der Cu-Legierungen anzusehen. Neben dem positiven Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten der ?$_2$-Phase verbessert Nickel die ohnehin schon sehr guten Korrosionseigenschaften.

In der DIN 1714 sind die Festigkeitseigenschaften verschiedener Guss-Aluminiumbronzen mit 8-10% Al; 2-5% Fe; 2-6%Ni und 1-2% Mn beschrieben. Zusammen mit den gewonnen Erkenntnissen aus der Literaturrecherche entstanden die Analysen der Legierung 3 und 4, Tabelle 1.

- **Legierungssystem CuMnAl**

In [7] wird ausführlich über die korrosiven und tribologischen Eigenschaften einer Mehrstoffmanganbronze des Types Cu-Mn-Al-Zn-Ni-Fe berichtet. Hieraus ist zu entnehmen, dass Mangan mit Legierungsgehalten von ca. 10 Gew.-% zu zähen Gefügen führt. Durch die weitere Zugabe von Aluminium, Nickel und Eisen werden sowohl die Festigkeits- als auch die Korrosionseigenschaften positiv beeinflusst.

Die in [7] beschriebene Legierung wurde als Gusslegierung hergestellt und erreichte eine Zugfestigkeit von 576 N/mm² bei einer Bruchdehnung A$_5$=21% und liegt damit im interessanten Festigkeitsbereich. In [5] wird über CuMnAl-Legierungen berichtet, die ein a/ß-Gefüge aufweisen und wegen ihrer hohen Festigkeits- und Dehnungswerte auffallen. Es wird dabei eine Legierung bestehend aus 8% Aluminium und 12% Mangan angeführt, die im gegossenen Zustand über eine Zugfestigkeit von 680 N/mm², bei einer Bruchdehnung von 26%, verfügt. Nach diesen Legierungsgehalten wurde sich beim Aufstellen der Zielanalyse (Legierung 5) gerichtet.

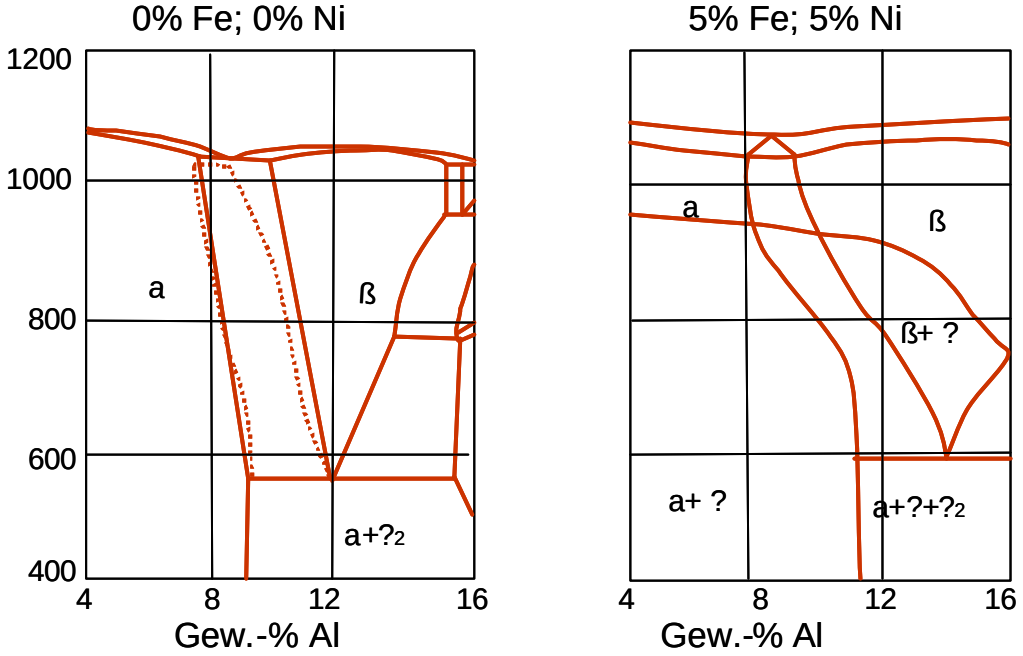

Abbildung 4: Einfluss von Eisen und Nickel auf den Existenzbereich von ?$_2$ bei Aluminiumbronzen [7]

3.2 Besonderheiten bei der Pulverauswahl

Phasenaufbau

Im Gegensatz zum Abschmelzverhalten eines Massivdrahtes entsteht beim Fülldraht die Legierung erst im sich ablösenden Tropfen und im Schmelzbad. Da beim MIG-Löten möglichst energiearm gearbeitet werden soll, darf der Energieaufwand zum Schmelzen des Zusatzwerkstoffes nicht so hoch sein. Aus diesen Grundüberlegungen zum Einsatz von Kupfer-legierungen folgt nun eine entscheidende Anforderung an die Pulverfüllung des Fülldrahtes. Wenn als Fülldrahtmantel eine niedrigschmelzende Kupferlegierung eingesetzt wird,

Tabelle 1 Zielanalysen ausgewählter Versuchslegierungen

Element	Gew.-% Al	Gew.-% Ni	Gew.-% Fe	Gew.-% Mn	Gew.-% Si	Gew.-% Cu
Legierung 1	1 – 2	-	0,5	1 – 1,3	2 - 3	Rest
Legierung 2	1 – 2	-	0,5	1 – 1,3	3 - 4	Rest
Legierung 3	8 - 8,5	5 - 6	1 - 1,5	1,0 - 1,4	0,6 - 0,8	Rest
Legierung 4	9,5 - 10	4,5 - 5	4,5 - 5	1,2 - 1,4	0,6 - 0,8	Rest
Legierung 5	7 - 8	0,5 - 1,5	0,5 – 1,5	12 - 13	-	Rest

muss der Schmelzpunkt des Füll-materials an den des Mantels angepasst sein. Liegen die beiden Schmelzpunkte jedoch zu weit auseinander (Pulver hat viel höheren Schmelzpunkt als Mantel) kann es zu nicht aufgelösten Pulvern im Lötgut und einem instabilen Abschmelzverhalten des Drahtes kommen.

Dieser Effekt wurde in Vorversuchen beobachtet und konnte durch eine angepasste Auswahl der Pulvervorlegierung behoben werden. Wie das rechte Bild der Abbildung 5 zeigt, kann die unbedachte Pulverauswahl zu qualitativ minderwertigen Ergebnissen führen.

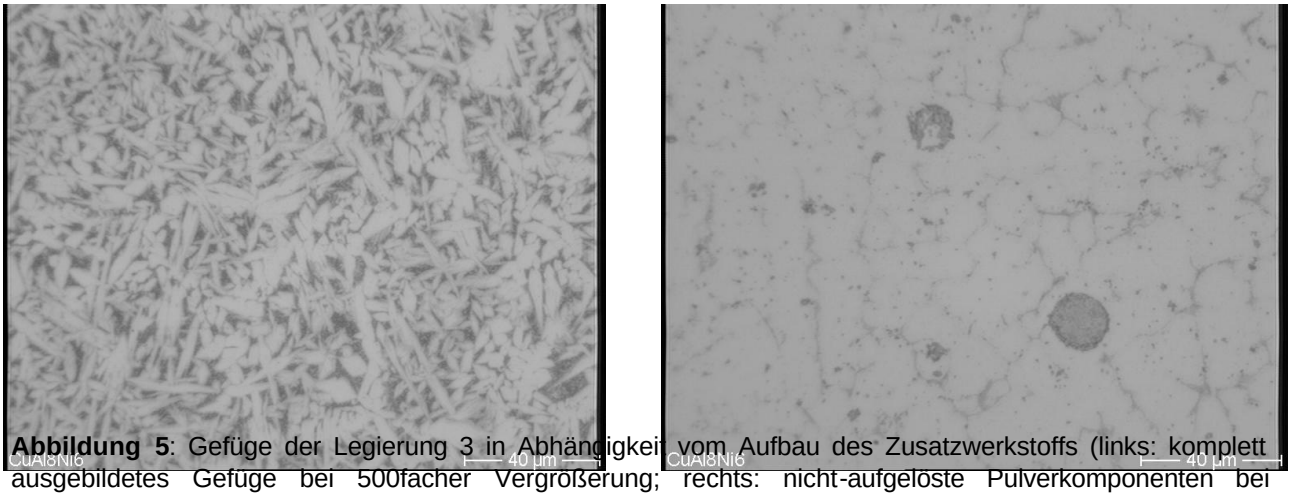

Abbildung 5: Gefüge der Legierung 3 in Abhängigkeit vom Aufbau des Zusatzwerkstoffs (links: komplett ausgebildetes Gefüge bei 500facher Vergrößerung; rechts: nicht-aufgelöste Pulverkomponenten bei 500facher Vergrößerung

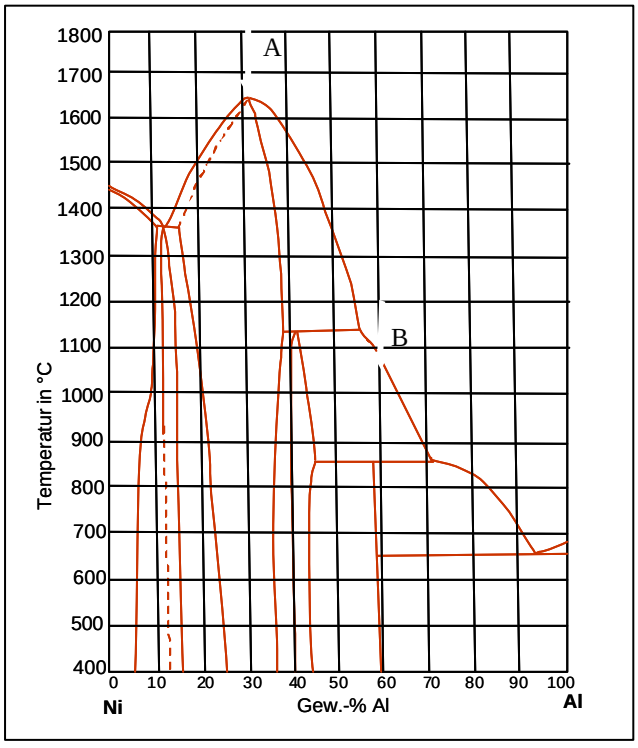

Abbildung 6: Schematische Darstellung des Zustandsdiagramms Ni-Al ohne Phaseneintragungen nach [8]

Zur Formulierung der Legierungen 3 und 4, die zu großen Anteilen aus Aluminium und Nickel bestehen, wurde deshalb eine Vorlegierung unter Berücksichtigung des Zustandssystems Ni-Al, Abbildung 6, ausgewählt. Um hochschmelzende Phasen zu vermeiden, wie sie bei einer Legierung NiAl 70/30 am Punkt A vorliegen, wurde eine Legierung NiAl 40/60 verdüst. Mit dieser Maßnahme konnte der Schmelzpunktunterschied zum Kupfer minimiert werden.

Verdüsungsart

Als Mantelmaterial zur Herstellung der Fülldrähte wurde Bandmaterial der Sorte SE-Cu ausgewählt. Damit besteht das Fülldrahtmantelmaterial aus sauerstofffreiem Kupfer.

Schaut man sich die möglichen Oxidgehalte von verdüsten Pulvern an, bemerkt man, dass geringste Sauerstoffanteile nur durch Gasverdüsung erzielbar sind. Zumal es sich um Pulver mit Elementen, wie Aluminium, Silizium und Mangan handelt, die eine ausgeprägte Affinität zum Sauerstoff besitzen.

Bei der Verwendung von wasserverdüsten Pulvern muss die Füllung mit zusätzlichen Desoxydations-mitteln ausgestattet werden, um geringste Sauerstoffgehalte im Lötgut zu gewährleisten.

Die morphologischen Unterschiede im Aufbau von wassserverdüsten und gasverdüsten Pulvern sind in der Abbildung 7 zu erkennen. Während Letztere als dichte kugelige Partikel auf der linken Seite der Ab-bildung auffallen, sind die Wasserverdüsten spratziger und von einer inneren Porosität gekennzeichnet (rechtes Bild).

4 Versuchsdurchführung

4.1 Lötversuche

Zur Ermittlung der Zugfestigkeiten der überlappt gelöteten Feinbleche wurden zunächst Blindnähte gelötet, um möglichst ideale Lötparameter für jeden Fülldraht zu ermitteln. Als Grundwerkstoff dienten elektrolytisch

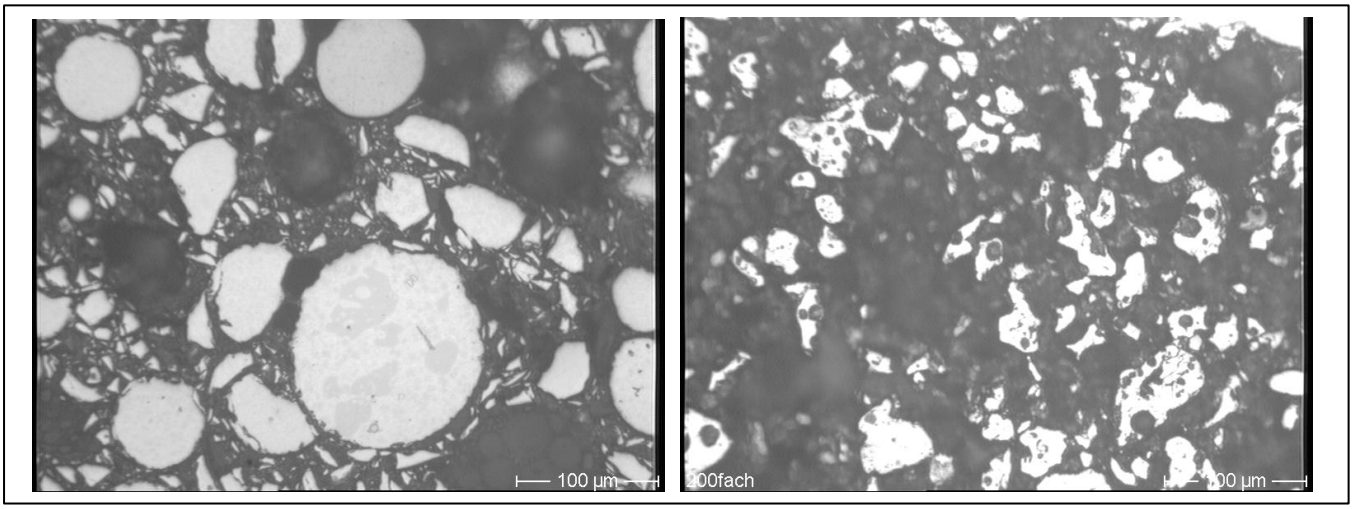

Abbildung 7: Pulver-Morphologie in Abhängigkeit von der Verdüsungsart, Vergrößerung 200fach (links: gasverdüst; rechts: wasserverdüst

verzinkte Feinbleche der Qualität DP500. Die Parameter wurden so gewählt, dass nur wenig Zink neben der Lötnaht verdampft. Neben diesen, für den Korrosionsschutz wichtigen Faktor musste die Lötnaht ein schönes Erscheinungsbild liefern, d.h. glatte, leicht gewölbte Oberflächen mit wenigen Spritzern. Darauf wurden die Parameter zur Lötung der überlappt fixierten Feinbleche übernommen. Als zusätzliche Qualitätskontrolle wurden Makro- und Mikroschliffe der Fügestelle angefertigt, die hinsichtlich Porenanteil und Einbrand zum Grundwerkstoff zufrieden stellende Ergebnisse liefern mussten. Den Makroschliff einer CuAl8Ni6 Lötung zeigt die Abbildung 8 In dem Lötwerkstoff sind keine Poren zu erkennen und der Grundwerkstoff wurde nicht angeschmolzen.

Lötgut: Legierung 3; Drahtdurchmesser: 1,2mm
Stromstärke: 98A; Spannung: 15V; Gas: Ar30%He;
Lötgeschwindigkeit: 0,75m/min; Brenneranstellwinkel: 10°;
Brennerneigungswinkel: 10° (stechend)

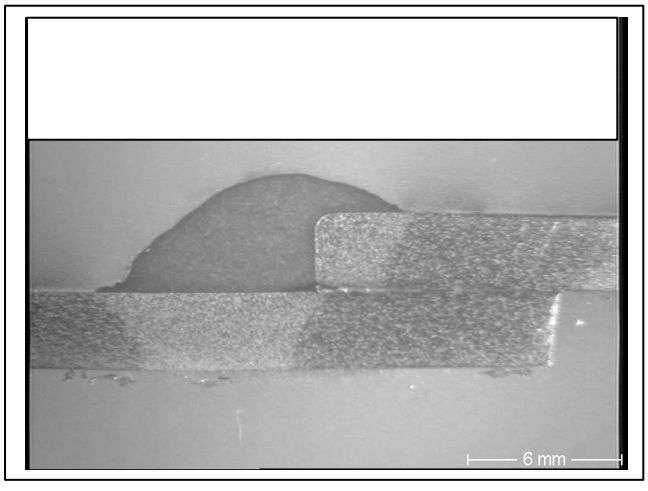

Abbildung 8: Makroschliff einer gelöteten Verbindung von Feinblechen der Qualität DP500

Die Verwendung eines Ar-He Schutzgasgemisches mit 30% Helium führte zu den besten Oberflächenergebnissen der Lötnaht. Hier konnten gut fließende Schmelzen beobachtet werden und die Oberfläche zeigte sich glatt und glänzend.

Im Gegensatz zu den Blechlötungen musste zur Herstellung der Zugproben aus reinem Lötgut zunächst ein großes Volumen in der Mehrlagentechnik mit Zugraupen aufgefüllt werden.

4.2 Werkstoffanalysen

Die unter Kühlung abgetrennten Endstücke des reinen Lötgutes wurden zur chemischen Analyse mittels Funkenemissionsspektrometrie auf einem Foundry-Master System der Firma WAS verwendet.
An dieser Stelle sei bemerkt, dass bis zur Abgabe dieses Artikels lediglich zu 3 der 5 vorgestellten Legierungen gesicherte Ergebnisse der Festigkeitsuntersuchungen vorlagen. Deshalb wurden in die Tabelle 2 auch nur die Analysen der vollständig untersuchten Legierungen aufgenommen.

Tabelle 2 Analyse der Versuchslegierungen

Analyse des reinen Lötgutes	Legierung 1	Legierung 2	Legierung 3
Gew.-% Si	3,05	4,30	0,49
Gew.-% Mn	1,21	0,91	1,03
Gew.-% Al	1,80	1,28	7,30
Gew.-% Fe	0,51	0,62	1,69
Gew.-% Ni	-	-	5,52
Gew.-% Cu	Rest	Rest	Rest

Der Vergleich mit den Zielanalysen der Tabelle 1 zeigt, dass die Legierungen 1 und 2 des Systems CuSiMn mit den Vorgaben übereinstimmen. Bei der Legierung 1 fällt allerdings ein Unterschied im Aluminium- und Siliziumgehalt auf.

5 Ergebnisse

5.1 Zugversuche am reinen Lötgut

Die Zugversuche am reinen Lötgut erfolgten an Probestäben nach DIN EN 10002 T1. Die besten Er-gebnisse wurden von der Legierung 3 aus dem System CuAlNi erzielt. Mit einer Zugfestigkeit von 590 N/mm² ist die Möglichkeit zum Fügen von Feinblechqualitäten der Qualität DP500 gegeben.
Die Zugproben aus den Legierungen des Systems CuSiMn erreichten nicht die geforderte Mindestzugfestigkeit von 500 N/mm². Es zeigt sich zwar, dass mit steigendem Si-Gehalt die Zugfestigkeit angehoben wird, allerdings stimmen die ermittelten Werte nicht mit denen der Abbildung 2 überein.

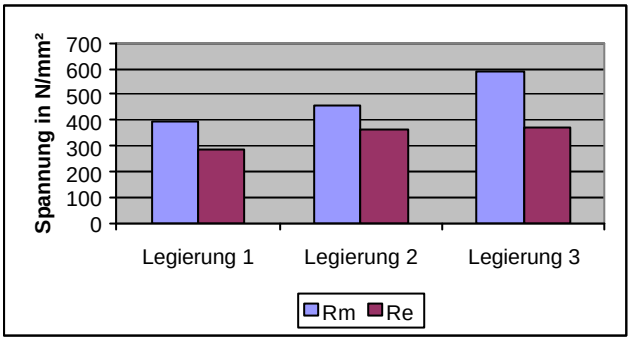

Abbildung 9: Ergebnisse der Zugversuche am reinen Lötgut

4.2 Zugversuche an überlappt gelöteten Feinblechen der Qualität DP500

Die Zugprobenform wurde in Anlehnung an die DIN EN 895 gewählt. Die Probenstücke wurden unter geringster thermischer Beeinflussung aus den gelöteten Blechen herausgetrennt.

Tabelle 3 Ergebnisse der Festigkeitsuntersuchungen an gelöteten Feinblechen

Lötgut	*Versagensort*	*Bruchspannung (Mittelwert) in N/mm²*
Legierung 1	2x Lot 1x Grundwerkstoff	333 317
Legierung 2	3x Lot	420
Legierung 3	3x Grundwerkstoff	480

Die Ergebnisse passen gut zu den Festigkeitsuntersuchungen aus dem Abschnitt 4.1. Es zeigt sich das erwartete Verhalten, dass bei der Legierung 3 die Verbindung hält und der Bruch im Grundwerkstoff eintritt.
Bei der Legierung 1 trat ein Bruch im Grundwerkstoff ein. Dieser Fall ist als Ausreißer anzusehen, da die Bruchspannung nur 317 N/mm² betrug. Wahrscheinlich existierte eine Kerbe im Zugstab, die zu einem starken Anstieg der örtlichen Spannungskonzentration führte und schließlich den Bruch einleitete.

5 Zusammenfassung

Basierend auf die drei Legierungssysteme – CuSiMn, CuAlNi und CuMnAl – wurden anhand der in der Literatur beschriebenen Wirkung einzelner Legierungszugaben 5 Zielanalysen für Versuchs-Fülldrähte herausgearbeitet.
Die Möglichkeit zur Verwendung von Fülldrähten zum MIG-Löten für höherfeste Feinbleche bis DP500 konnte erbracht werden. Dabei weist die Legierung 3 (CuAl8Ni6) die höchsten Zugfestigkeiten von 590 N/mm² auf. Diese konnte damit auch erfolgreich zum Verbindungslöten von Feinblechen der Qualität eingesetzt werden. In weiteren Versuchen wird die Ist-Analyse der Legierung 3 an die Zielanalyse angepasst werden. Anschließend soll geprüft werden, in wieweit eine Zugfestigkeit >600N/mm² erreicht werden kann.
Im Legierungssystem CuSiMn zeigte sich zwar, dass mit einer weiteren Erhöhung des Si-Gehaltes die Festigkeit, gegenüber den bereits in der DIN 17666 genormten CuSiMn Legierungen, steigern lässt. Allerdings erreichte keiner der Versuchsdrähte die geforderte Mindestzugfestigkeit von 500N/mm².

7 Schrifttum

[1] T. Heller, Engl, B., Kruse, J. und U. Schriever; Innovative Werkstoffentwicklung als Grundlage für den modernen Automobil leichtbau; VDI-Ber. 1398 (1998), S. 323 - 41.

[2] B. Bouaifi; Wärmearmes Fügen von oberflächenbeschichteten Feinblechwerkstoffen durch Plasmalöten; Jahrbuch Schweißtechnisches Fachwissen 2001, S. 51 – 58

[3] B. Bouaifi; Zusatzwerkstoffsystem nach Art eines Fülldrahtes; Patent 2003, Nr. 103 24 952.4

[4] Niedriglegierte Kupferwerkstoffe; Informa tionsdruck Deutsches Kupferinstitut; Seite 14

[5] K. Dies; Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik; Springer Verlag 1967

[6] Kupfer-Aluminium Legierungen Eigenschaften Herstellung Verarbeitung; Informationsdruck Deutsches Kupferinstitut; Seite 6

[7] L. Tikana; Randzonenmodifikation von Mehrstoffaluminiumbronzen des Typs Cu-Al-Ni-Fe und Cu-Mn-Al-Zn-Ni-Fe; Fortschritt-Berichte VDI Reihe 5 Nr. 580; VDI Verlag 2000

[8] J. Schramm; Zeitschrift für Metallkunde, Nr.33 (1941); Seite 347

[9] B. Bouaifi, B. Ouaissa and A. Helmich; Plasma-Arc Brazing in sheet metal

construction; Science and Technology of Welding and Joining 2002 Vol. 7, No. 5, 326-30

[10] U. Draugelates u. B. Bouaifi; Wärmearmes Fügen von Stahlfeinblech für den Karosserie bau; 7. Fachtagung "Prozeßkette Karosserie" (2001), S. 415-426