



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
WIEN

Diplomarbeit

Untersuchungen der Parameter zum Verbinden von Aluminium- und Kupferlegierungen mittels eines Faserlasers

Ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines
Diplomingenieurs unter der Leitung von

Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Gerhard Liedl

E311 - Institut für Fertigungs- und Hochleistungslasertechnik

Getreidemarkt 9/311, A-1060 Wien

und

Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Wolfgang Husinsky

E134 - Institut für Angewandte Physik

Wiedner Hauptstraße 8, A-1040 Wien

eingereicht an der Technischen Universität Wien

Fakultät für Physik

von

Dipl.-Ing. Dipl.-Ing. Matthias Mayr

Mat.Nr.: 0226096

Hannovergasse 25/9

1200 Wien

Wien, Oktober 2015

Danksagung

Ich möchte mich an dieser Stelle bei allen Menschen bedanken, die mich während meines Studiums und besonders bei der Erstellung dieser Masterarbeit begleitet haben. Mein besonderer Dank gilt meinen Eltern für die Förderung meiner Ausbildung und ihre ständige Unterstützung.

Insbesondere möchte ich meinen Betreuern Ao.Univ.Prof Gerhard Liedl und Ao.Univ.Prof Wolfgang Husinsky für die großartige Betreuung und ständige Hilfsbereitschaft danken. Ohne ihnen wäre diese Arbeit nicht so schnell, einfach und perfekt gelungen. Weiters möchte ich mich bei den Mitarbeitern des Instituts für Fertigungs- und Hochleistungslasertechnik, insbesondere bei Robert Pospichl, Bsc bedanken für Ihre hilfreiche Unterstützung. Auch Herrn DI Dr. Christian Weber gilt großer Dank für die zahlreichen Latex Hilfestellungen während des Verfassens dieser Diplomarbeit. Insbesondere erwähnen möchte ich auch Ing. Rudolf Helbling, ohne dessen Unterstützung und entgegenkommen das Physikstudium nicht mit dem Berufsalltag vereinbar gewesen wäre.

Einen herzlichen Dank auch an meine Lebensgefährtin Michele Wallner, Bsc welche mich oftmals von der abstrakten Welt der Physik zurück in den Alltag geholt hat und mir ständig Kraft und Unterstützung durch das schwierige Studium gegeben hat.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Forschungsergebnisse aus der Literatur	2
2.1	Versuche mit räumlicher Strahlmodulation	3
2.2	Versuche mit/ohne Zusatzmaterial	9
2.3	Versuche mit schweißgelöteten Aluminium/Kupfer Verbindungen	14
2.4	Versuche in einer Stumpfstoßanordnung	19
2.5	Abschließende Bewertung	22
3	Das Zweistoffsystem Al-Cu	24
4	Problematik der Wasserstoffentgasung	27
5	Experimenteller Teil	29
5.1	Verwendete Geräte und Materialien	29
5.1.1	YLR-1500CT Ytterbium Faser Laser	29
5.1.2	ABB Industrieroboter IRB 4600	30
5.1.3	Materialien	31
5.2	Analysemethoden	31
5.2.1	Makroskopische Bewertung	31
5.2.2	Vorgangsweise beim Anfertigen der Schliffbilder	31
5.2.3	Rasterelektronenmikroskopie und EDX Analysen	32
5.2.4	Verwendete Geräte bei der Präparation/Untersuchung	35
5.2.5	Beurteilung von Schweißfehlern	36
5.3	Beschreibung des geplanten Schweißprozesses	38
5.4	Versuchsreihe A	42
5.5	Versuchsreihe B	42
5.6	Versuchsreihe C	44
5.7	Versuchsreihe D	45
5.8	Versuchsreihe E	50
5.9	Versuchsreihe F	53
5.10	Versuchsreihe G	58
5.11	Versuchsreihe H	64
5.12	Versuchsreihe I	79
6	Zusammenfassende Darstellung der Arbeit und Schlußbemerkungen	82
7	Tabellenverzeichnis	85
8	Abbildungsverzeichnis	87
9	Literaturverzeichnis	90

1 Einleitung

Akkumulatoren in der Hochleistungselektronik für die Antriebstechnik von Fahrzeugen werden immer häufiger eingesetzt (E-Mobilität). Kupferlegierungen weisen hervorragende elektrische Eigenschaften auf, die hohe Dichte dieser Legierungen stellt im Leichtbau aber ein Hindernis dar. Rasant gestiegene Rohstoffpreise tragen zusätzlich noch zur verstärkten Suche nach alternativen Werkstoffen bei. Aluminium weist ebenfalls ausgezeichnete elektrische Eigenschaften bei einer Dichte von etwa einem Drittel der Dichte von Kupfer auf und bietet sich daher für den Einsatz zur Reduktion des Gesamtgewichts in Fahrzeugen an. Beim Einsatz von Akkumulatoren in Fahrzeugen müssen Verbindungen zwischen den einzelnen Akkuelementen hergestellt werden, oftmals erfolgt dies durch Schraubverbindungen. Bei diesen Schraubverbindungen können aber erhöhte Übergangswiderstände die Leistungsfähigkeit des Gesamtsystems herabsetzen. Schweißverbindungen stellen hier eine interessante Alternative dar.

Das Laserstrahlschweißen sowohl von Kupfer als auch von Aluminium ist schwierig, beide Werkstoffe weisen einen sehr geringen Absorptionsgrad bei üblicherweise eingesetzten Laserwellenlängen auf. Zusätzlich entstehen bei der Verbindung von Kupfer und Aluminium eine Reihe intermetallische Phasen großer Härte, die die Verbindung spröde machen können. Die unterschiedlichen thermomechanischen Eigenschaften der beiden Werkstoffe können beim Abkühlen zudem noch zu großen Spannungen in der Verbindungszone und in weiterer Folge zu Rissen führen.

In den letzten Jahren wurden an unterschiedlichen Laserzentren Untersuchungen zur Verbindung von Aluminium und Kupfer durchgeführt. Hierbei wurden beispielsweise der Einsatz eines Füllmaterials (z.B. Silber, Nickel o.a.) untersucht, andere Arbeiten haben gepulste Laser und/oder SM (single mode)-Faserlaser zur Verbindung dieser beiden Werkstoffe eingesetzt. In einer Reihe von Arbeiten wurden zudem mit Hilfe von FE-Simulationen die auftretenden Spannungen beim Laserstrahlschweißen untersucht.

Im Rahmen der gegenständlichen Arbeit sollen Untersuchungen zum Verbinden von Aluminium- und Kupferlegierungen durchgeführt werden. Als Strahlquelle soll bevorzugt ein 1,5 kW Faserlaser zum Einsatz kommen. Probenmaterialien sollen in einer Überlappanordnung verschweißt werden. Einflüsse der Strahlparameter (Streckenenergie, Intensitätsverteilung, Strahlmodulation u.a.) auf die Verbindung sollen dabei näher untersucht werden, wobei das primäre Ziel die Ermittlung sämtlicher Prozessparameter für reproduzierbare Verbindungen darstellen soll. Des weiteren soll an ausgewählten Proben mittels verschiedenster Analysetechniken die Eigenschaften des Schweißnahtbereiches und insbesondere des direkten Überganges näher untersucht werden.

2 Forschungsergebnisse aus der Literatur

Bevor auf die durchgeführten Versuche eingegangen wird, sollen bisherig publizierte Forschungsergebnisse analysiert werden. Bei der Literaturrecherche hat sich gezeigt, dass bis jetzt unterschiedlichste Untersuchungen bezüglich der thermischen Verbindungen von Aluminium und Kupfer unternommen wurden. Die überwiegende Mehrheit hatte dabei das Ziel, eine brauchbare Verbindung für Akkumulatoren realisieren zu können.

Bei einer Vielzahl von Untersuchungen wurde dabei die Technik der räumlichen Strahlmodulation angewendet, mit dem Ziel eine möglichst breite Verbindung realisieren zu können. Nachteilig bei derartigen Versuchen ist die Notwendigkeit eines Scanners, welcher die entsprechenden Oszillationsbewegungen realisiert. Eine weitere Konsequenz ist die durch diese Technik vorbestimmte Nahtform. Physikalisch gesehen handelt es sich dabei um einen gänzlich anderen Prozess im Vergleich zu einem herkömmlichen Lasertiefschweißprozess. Mittels derartigen Prozessen ist meistens nur eine Art Schweiß-Lötverbindung realisierbar, bei welcher die Aluminium-Kupfer Verbindung nur stark oberflächlich am Kupferteil ausgeprägt ist. Eine ausgeprägte Schweißnaht mit einer gewissen Einschweißtiefe, so wie beim Lasertiefschweißen üblich, ist mit einer derartigen Technik nur schwer möglich. Es ist anzunehmen, dass dadurch das gesamte Verhalten der Verbindung im Vergleich zu einer herkömmlichen Schweißnaht mit einer ausgeprägten Einschweißtiefe maßgeblich verändert wird.

In den geplanten Versuchen sollen daher Schweißnähte ohne den Einsatz derartiger Scannersysteme untersucht werden. Als Konsequenz wird dadurch ein anderer Prozess untersucht und in der Folge klassische Lasertiefschweißnähte hergestellt. Dabei sollen aber sowohl ausgeprägte Schweißnahtformen mit signifikanten Einschweißtiefen, als auch Parameter untersucht werden sollen, mit welchen die in den Publikationen beschriebenen Schweiß-Lötverbindungen hergestellt werden können, um eventuell zu zeigen, dass derartige Schweiß-Lötverbindungen auch ohne 2D-Scanner prinzipiell herstellbar sind.

Einen weiteren wesentlichen Unterschied zu den geplanten Versuchen stellen die Laserleistungen dar, welche für die bisher publizierten Ergebnisse verwendet wurden. Die überwiegende Mehrheit verwendete Leistungen unter 500 W, mit der Konsequenz, dass jeweils immer nur sehr dünne Probenstärken miteinander verbunden werden konnten. Mit der Laserquelle YLR-1500CT, welche eine maximale Ausgangsleistung von 1500 W

(Dauerleistung) zur Verfügung stellt, wird es deshalb möglich sein, auch Aluminium-Kupferverbindungen mit weitaus größeren Blechstärken, als bisher in der Literatur untersucht, verbinden zu können.

Genauso wie sich die Versuchsanordnungen der einzelnen in den Publikationen beschriebenen Experimente unterscheiden, haben sich auch die darauf folgenden Analysemethoden unterschieden. Bei einem Großteil der Experimente wurden EDX Elementanalysen durchgeführt, jedoch wurden nur bei einer Publikation auch tatsächlich die einzelnen Phasen in weiterer Folge analysiert. Hier ist geplant, ebenfalls EDX Elementanalysen an einigen ausgewählten Proben durchzuführen, in der Folge dann einzelne Phasen zu analysieren und diese Ergebnisse mit der Literatur zu vergleichen.

Anschließend an den nun folgenden Beschreibung der bisherig publizierte Forschungsergebnisse erfolgt in Abschnitt 2.5 eine Gegenüberstellung der Publikationen samt Auflistung der verwendeten Analysemethoden.

2.1 Versuche mit räumlicher Strahlmodulation

In der Arbeit von Gedicke et al. [15] wurde Aluminium und Kupfer in einer Überlappungsverbindung näher untersucht. Die Versuche wurden mit dem Ziel durchgeführt, eine thermische Verbindung von Leitern für kleinere Taschenbatteriepacks (englisch: „patch packs“) zu realisieren. In der Folge wurde eine Stumpfstoßanordnung als nicht geeignet eingestuft, da die exakte Positionierung der Leiter zueinander aufgrund des weichen Gehäuses nicht möglich ist. Bei den Versuchen wurde eine Technik der räumlichen Strahlmodulation angewendet, bei welcher der Laserstrahl mit einer oszillierenden Bewegung des Werkstückes überlagert wurde. Die superponierten Bewegungen konnten dadurch in ihrer Form in unterschiedlichster Art und Weise variieren. Lineare Oszillationen senkrecht zur Bewegungsrichtung oder kreisförmige Oszillationen stellen dabei die weitverbreitetsten Muster dar. Begründet ist die Anwendung einer derartigen Technik durch eine zusätzliche Möglichkeit, die Schweißnaht maßgeblich zu beeinflussen, wobei laut Literatur drei Möglichkeiten von Interaktionen möglich [15] sind:

- Beeinflussung der Keyhole Geometrie
- Beeinflussung der Schmelzbad Geometrie
- Beeinflussung des Temperaturgradienten

Die Intention für einen derartigen Prozess ist die Beeinflussung der Schmelzbadgeometrie und des Temperaturgradienten um eine breite Verbindung zwischen den Leiter zu erreichen und um eine extensive Materialdurchmischung zu vermeiden. Dafür ist eine Modulationsfrequenz von einigen 100 Hz notwendig, wie sie mit einem Galvano Scanner erreicht werden kann [15]. In Abbildung 2.1 ist der Einfluss einer kreisförmigen Strahlmodulation an reinen Kupferproben dargestellt (links ohne räumliche Strahlmodulation, rechts mit räumlicher Strahlmodulation).

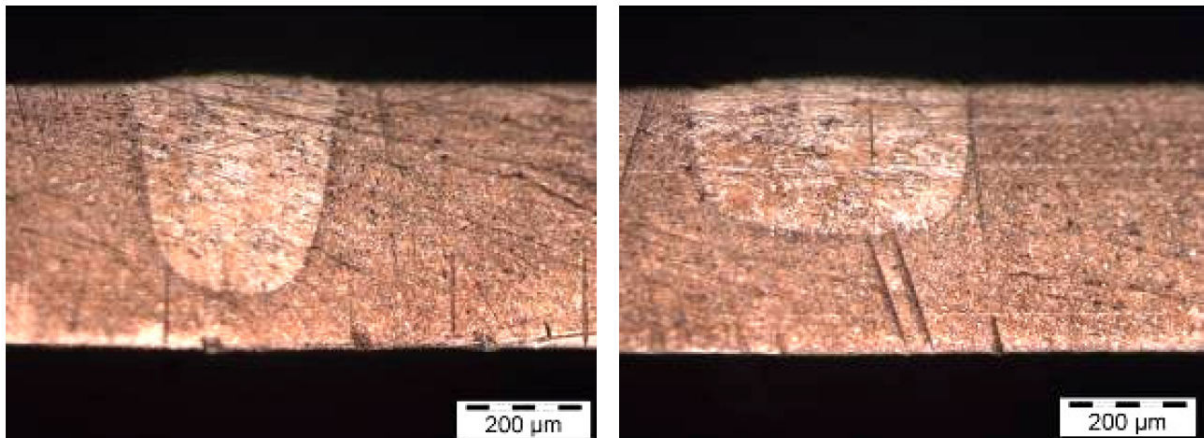


Abb. 2.1: Einfluss einer kreisförmigen Strahlmodulation beim Laserschweißen von Kupferblechen auf die Schweißnahtform [15]

In der Abbildung 2.2 sind zwei mittels räumlicher Strahlmodulation lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen dargestellt. Im linken Fall beträgt die Dicke von beiden Blechen 0,3 mm. Die Schweißung wurde mittels eines Faserlasers und den in Tabelle 2.1 aufgelisteten Parametern durchgeführt. Im rechten Fall beträgt die Dicke des Aluminiumblechs 0,5 mm, die dafür verwendeten Parameter sind in Tabelle 2.2 aufgelistet.

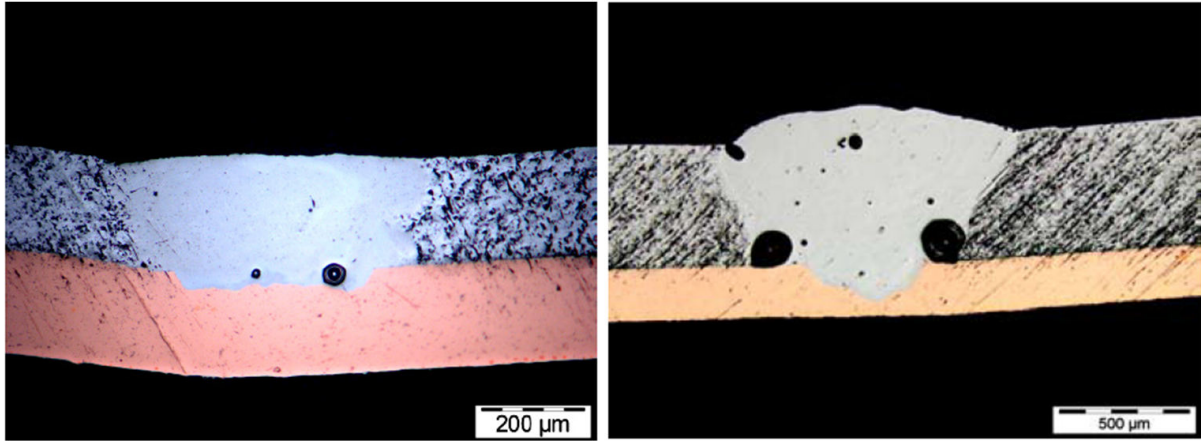


Abb. 2.2: Mittels räumlicher Strahlmodulation lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen [15]

Lasertyp	Single Mode Faserlaser
Fokusbereich	$2w=20\text{ }\mu\text{m}$
Leistung	$P=200\text{ W}$
Modulation Amplitude	$A_{Mod} = 0.3\text{ mm}$
Modulation Frequenz	$F_{Mod} = 600\text{ Hz}$
Vorschubgeschwindigkeit	$V_f = 35\text{ mm/s}$
Streckenenergie	$E = 400\text{ W/mm}$

Tabelle 2.1: Verwendte Parameterkombination für lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen (Aluminiumblechstärke: $200\text{ }\mu\text{m}$)

Lasertyp	Single Mode Faserlaser
Fokusbereich	$2w=50\text{ }\mu\text{m}$
Leistung	$P=900\text{ W}$
Modulation Amplitude	$A_{Mod} = 0.3\text{ mm}$
Modulation Frequenz	$F_{Mod} = 600\text{ Hz}$
Vorschubgeschwindigkeit	$V_f = 155\text{ mm/s}$
Streckenenergie	$E = 400\text{ W/mm}$

Tabelle 2.2: Verwendte Parameterkombination für lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen (Aluminiumblechstärke: $500\text{ }\mu\text{m}$)

In beiden Fällen werden Poren im Bereich des Übergangs der Bleche beobachtet. Große Poren treten besonders in der zweiten Probe auf, jeweils im Eckbereich des aufgeschmolzenen Bereiches, welche mit dem Pfad des Laserstrahls übereinstimmt. Dies indiziert, dass die Entwicklung derartiger Poren durch Keyhole Fluktuationen getrieben sind, wel-

che auf das große Tiefe zu Breitenverhältnis (engl.: „aspect ratio“) zurückzuführen sind und auch durch hohe Vorschubgeschwindigkeiten [15].

In der Arbeit wurden ebenfalls Schweißnähte von Aluminium-Kupfer-Verbindungen untersucht ohne Überlagerung mit Oszillationsbewegungen der jeweiligen Werkstücke. Dadurch konnte laut den Autoren eine extensive Entwicklung von Poren vermieden werden. Die Parameter, welche für derartige Schweißverbindungen angewendet wurden, sind unten angeführt. Ein Querschliff einer Schweißnaht ist in Abbildung 2.3 dargestellt.

Lasertyp	Dünner Scheibenlaser
Fokusedurchmesser	$2w=50\text{ }\mu\text{m}$
Leistung	750 W
Vorschubgeschwindigkeit	$V_f=150\text{ mm/s}$

Tabelle 2.3: Verwendte Parameterkombination für lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen ohne zusätzliche Strahlmodulation

Es ist jedoch anzumerken, dass aufgrund der nicht mehr vorhandenen Überlagerung mit einer Oszillationsbewegung die Breite der Schweißverbindung maßgeblich verringert wurde, wie in Abbildung 2.3 ersichtlich ist. Die Verbindung zwischen den beiden Blechen ist auf einen Bereich von $200\text{ }\mu\text{m}$ reduziert worden.

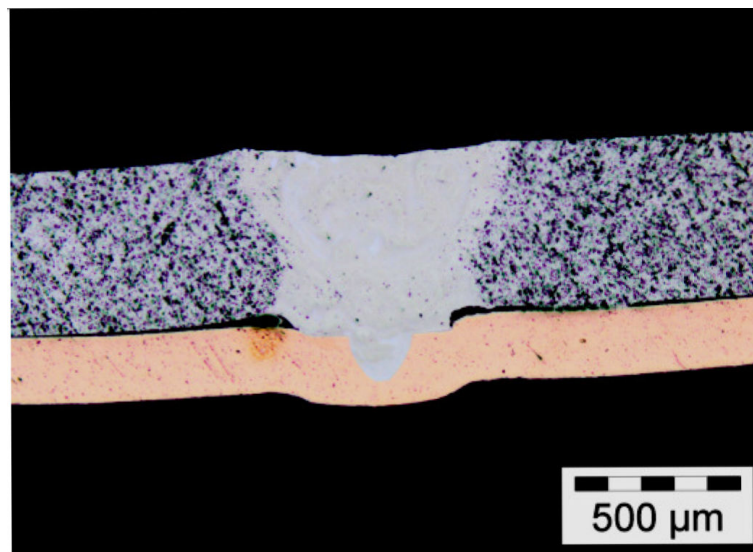


Abb. 2.3: Querschliff einer lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindung [15]

Um den Einfluss der Schweißparameter auf die Schweißbadform zu ermitteln, wurden mehrere Schweißnähte mit Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 50 und 200 mm/s bei

unterschiedlichen Laserleistungen durchgeführt. Die geometrischen Maße der Schweißverbindung wurden folgendermaßen definiert:

Breite des Schmelzbereiches an der Oberfläche: W_{surf}

Breite des Schmelzbereiches im Übergang: W_{interf}

Einschweißtiefe in das Kupfer D_{Cu}

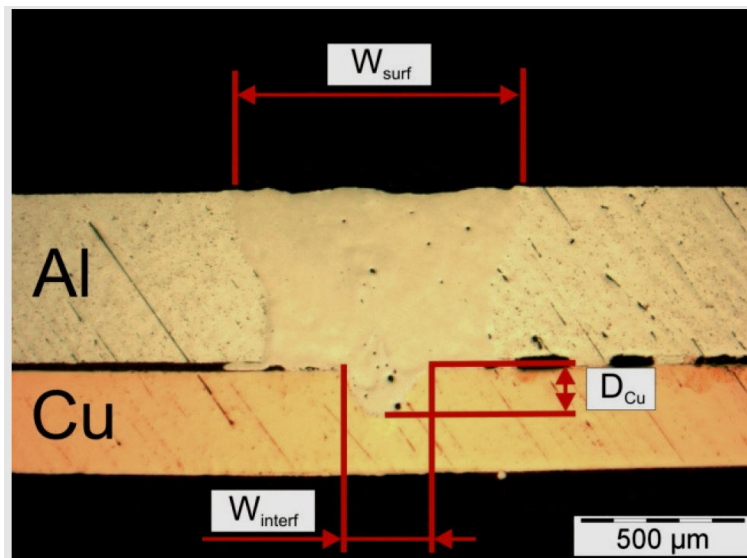


Abb. 2.4: Parametrisierung einer lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindung [15]

Die angeführten Maße sind in einem Querschliff auf der Abbildung 2.4 eingezeichnet. Eine offensichtliche Eigenschaft von Schweißnähten ohne räumlicher Strahlmodulation ist ein maßgeblicher Unterschied zwischen Schmelzbereichsbreite auf der Oberfläche und im Übergang. Dieser Unterschied war bei den Proben mit Strahlmodulation nicht vorhanden, beziehungsweise bei weitem nicht so stark ausgeprägt. Abbildung 2.5 zeigt einen linearen Zusammenhang zwischen der Schmelzbadbreite auf der Oberfläche und der Streckenenergie E , welche das Verhältnis von Leistung P und der Vorschubgeschwindigkeit ist. Die Korrelation ist solange beobachtbar, solange das Kupfer nicht durchgeschweißt wird. Zwei Schweißnähte mit vollständiger Durchdringung sind als rote Punkte im Diagramm dargestellt. In diesem Fall ist die Schmelzbadbreite signifikant schmaler, da sich offensichtlich die Absorptionseigenschaften innerhalb des Keyholes geändert haben dürften [15].

Ein vollständiges Durchschweißen beider Leiter sollte vermieden werden, um nicht die Struktur unterhalb der Proben durch Schmelze oder durchdringende Laserstrahlung zu beschädigen. Weiters kann es zu einer zusätzlichen Verbindung des Kupfers mit dem

darunterliegenden Material kommen, was ebenfalls unerwünscht ist. Dadurch wird eine Begrenzung definiert. Die andere Begrenzung wird durch die minimal notwendige Energie definiert, um eine Verbindung herstellen zu können. Das resultierende Parameterfeld betreffend der Vorschubgeschwindigkeit und der Leistung ist in Abbildung 2.6 dargestellt. Unter 100 mm/s steigt die benötigte Streckenergie für eine Schweißung unproportional stärker als die Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit. Eine Erklärung dafür wird von den Autoren nicht angeführt. Ein möglicher Grund könnte sein, dass aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeiten beider sehr schnell ein Großteil der Wärme abgeleitet wird, weshalb bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten nur mehr ein geringer Anteil für den eigentlichen Schweißprozess vorhanden ist. In der Folge sollte die Vorschubgeschwindigkeit nicht geringer als 100 mm/s gewählt werden, um eine unnötige Erwärmung des Werkstücks zu vermeiden [15].

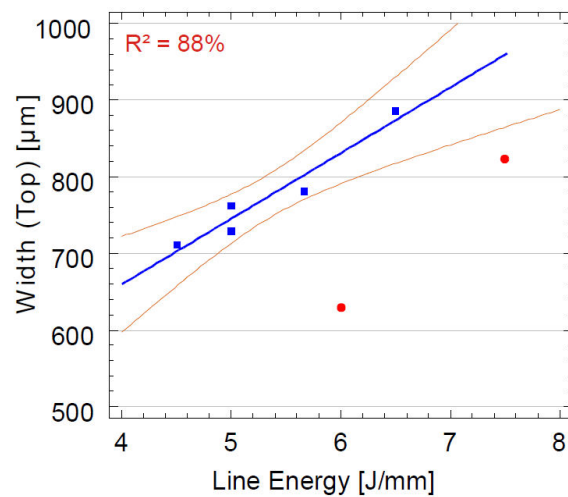


Abb. 2.5: Zusammenhang zwischen Breite und Streckenergie [15]

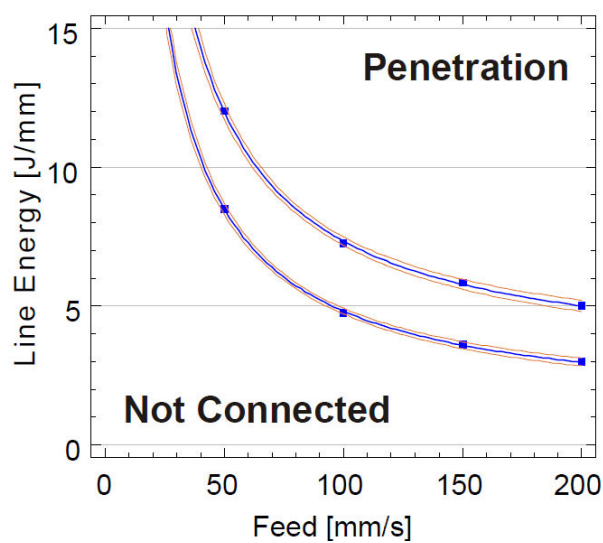


Abb. 2.6: Parameterfeld von lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindungen [15]

2.2 Versuche mit/ohne Zusatzmaterial

In der Publikation von Hailat et al. [18] wurden Aluminium und Kupfer mittels der Laserquelle IPG 500 W SM miteinander verschweißt. Thermophysikalische Eigenschaften der verwendeten Materialien sind in der Tabelle 2.4 aufgelistet. Beide Materialien hatten die selben Abmaße: 76 mm x 25 mm. Die Dicke betrug 0,49 mm für das Aluminium respektive 0,54 mm für das Kupfer. Angaben über die gewählte Fokuseinstellung wurden nicht gemacht, es ist anzunehmen, dass fokussiert geschweißt wurde. Querschliffe von 2 Schweißnähten, welche mit einem optischen Mikroskop aufgenommen wurden, sind in Abbildung 2.7 dargestellt. Es wurde wie in der vorigen Publikation der Laser dafür verwendet, das Aluminium derart aufzuschmelzen bis die Schmelze das Aluminium an der unteren Seite durchdrungen hat, um dann teilweise das Kupfer zu schmelzen. Die Breite der Schweißnaht ist von oben nach unten herab stark abfallend. Dies ist auf den Temperaturgradienten, welcher vom Laser erzeugt wurde, zurückzuführen [18].

Legierung	Schmelzbereich (°C)	Dichte (g/cm ³)	Wärmeleitfähigkeit (W/mK)	spezif. Wärmekapazität (J/g °C)
Al3003-H14	643-654	2.7	238	0.893
Cu110-H00	1065-1083	8.89	388	0.385

Tabelle 2.4: Thermophysikalische Eigenschaften der untersuchten Materialien [18]

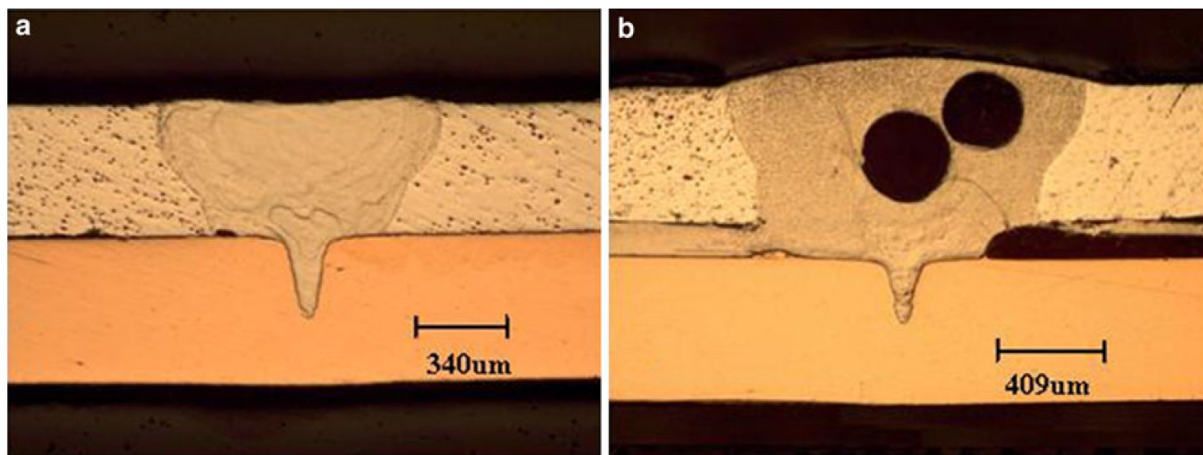


Abb. 2.7: Lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen, links mit einer Folie, rechts ohne Folie als Zusatzmaterial [18]

Weiters wurde Zusatzmaterial in der Form einer dünnen Foile mit einer Stärke von 100 μm zwischen Aluminium und Kupferproben für einige Versuche eingefügt, um deren

Effekt in die intermetallischen Verbindungen anhand Mikroskopaufnahmen und der mechanischen Eigenschaften zu untersuchen. Als Zusatzmaterial wurde eine von S-bond technologies hergestellte Zinkfolie mit dem Markennamen „S-bond 220 alloy“ verwendet. Es wird vom Hersteller als Material beschrieben, welches prinzipiell auf jeden Oberflächenfilm aufgebracht werden kann, die Benetzung verbessert, die Lötung zwischen verschiedenen Materialien steigert und sehr effektiv beim Löten von Aluminium zu Kupfer ist, indem Oxidschichten von beiden Metallen erfolgreich aufgebrochen werden und dadurch Reaktionen verstärkt möglich gemacht werden [18].

Die Aluminium-Kupfer Verbindungen mit der dünnen Metallfolie als Zusatzmaterial zeigen relativ große Poren im Aluminiumteil der Verbindung. Porositäten sind auch in dieser Publikation ein bekanntes Phänomen. Laut den Autoren werden als Gründe hierfür der imperfekte Kollaps der Dampfkapillare, dynamische Strömungsvorgänge im Schmelzbad und die Ausscheidung von Wasserstoff aufgrund der schlechten Löslichkeit in der festen Phase im Fall des Schweißens mit Aluminium genannt. Große Porositäten zeigten sich in den Schweißnähten, welche mit einer Metallfolie als Zusatzmaterial geschweißt wurden. Einige Proben zeigten eine Pore, andere zwei Poren, aber in allen Fällen waren sie im Aluminiumbereich lokalisiert. Die Eindringtiefe der Schweißnaht in das Kupfer war etwa $46\text{ }\mu\text{m}$ tiefer bei den Proben welche ohne Zusatzmaterial geschweißt wurden, gemessen jeweils in der Mitte der Schweißnaht. Der Unterschied in der Eindringtiefe ist darauf zurückzuführen, dass die Metallfolie einen Teil der Laserstrahlung absorbiert und zusätzlich eine Art Wärmeleitungsresistenz oder Wärmeleitungsbarriere darstellt. Abbildung 2.8 zeigt den Querschnitt von Aluminium und Kupferquerschläffen nach einem Überlapp-Abschertest für Proben mit (a) und ohne (b) Zusatzmaterial. In beiden Bereichen ist der Bruch im Bereich des Kupfers entstanden. Weiters ist ersichtlich, dass die Fraktur/Einriss weit entfernt von den Poren in den Proben mit Zusatzmaterial entstand, weshalb davon auszugehen ist, dass die Poren die Festigkeit der Verbindung nicht maßgeblich beeinträchtigen [18].

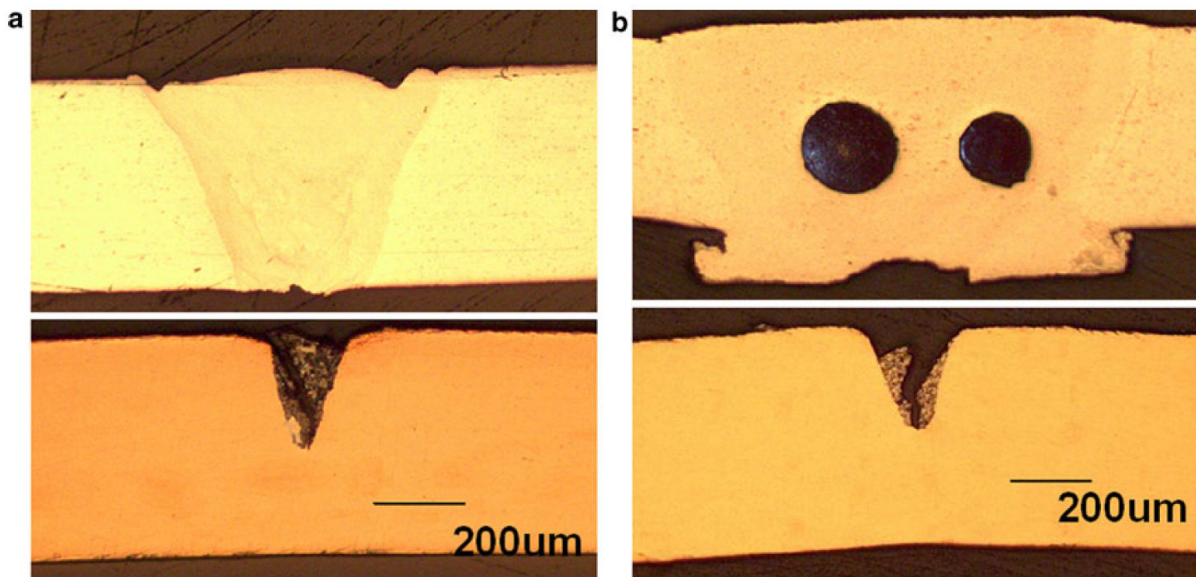


Abb. 2.8: Querschliffe von Aluminium-Kupfer Verbindungen nach den Abschertests [18]

Abbildung 2.9 zeigt Kraft-Weg-Verläufe eines Überlapp-Abschertests für beide Typen von Proben, mit und ohne Zusatzmaterial. In Abbildung 2.9 ist der Zusammenhang zwischen Belastung und Verschiebung dargestellt. Die Daten wurden deswegen in dieser Form dargestellt, da die Schweißnahtbreite zu klein ist und es deswegen nur sehr schwer möglich ist, die exakte Dehnung und in der Folge die Spannung der Schweißnaht zu ermitteln. Die Kurven zeigen, dass jene Proben, in welchen Zusatzmaterial verwendet wurde, eine höhere Belastung aushielten, bevor es zum Bruch kam, als jene, welche ohne Zusatzmaterial geschweißt wurden. Es soll angemerkt werden, dass mehr als fünf Proben jedes Typs getestet und daraus ein Mittelwert gebildet wurde. Ebenfalls evident ist, dass die Verschiebung in jenen Proben mit Zusatzmaterial größer ist als bei den Proben ohne Zusatzmaterial. Feststellbar ist somit eine mit dem Zusatzmaterial verbundene Verbesserung der Festigkeit der mit dem Laser hergestellten Schweißnaht. Mögliche Produkte der chemischen Reaktionen von Kupfer und Zinn sind Cu_6Sn_5 und Cu_3Sn . Diese beiden intermetallischen Verbindungen sind bekannt für ihre Sprödhheit und Härte und es gibt mehrere Erwähnungen in der Literatur [9], dass diese beim Löten von Kupfer am Übergang vorhanden sind. Das könnte der Grund für den erhöhten Anstieg der Belastung bis zum Bruch in den Proben, wo Zusatzmaterial verwendet wurde, sein. Aufgrund der Existenz von kleinen Mengen Titan und Silber sind wahrscheinlich auch Verbindungen wie Al-Ag-Cu und TiAl entstanden. Bei Legierungen aus den drei Elementen Al-Ag-Cu wurde berichtet, dass diese die Duktilität von Schweißnähten verbessern. Weitere Analysen der Schweißnähte würden laut den Autoren helfen, die intermetallischen Verbindungen zu identifizieren, wurden aber nicht durchgeführt [18].

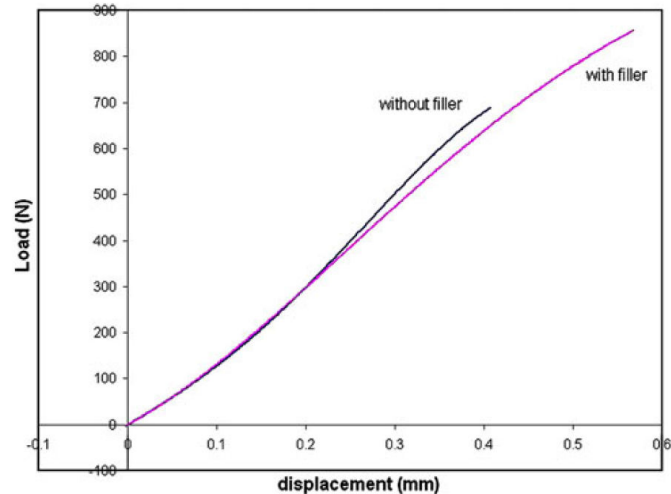


Abb. 2.9: Ergebnisse eines Überlapp-Abschertests von lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindungen mit und ohne Folie als Zusatzmaterial [18]

Abbildungen 2.10 und 2.11 zeigen Rasterelektronenmikroskopaufnahmen der Aluminiumbruchflächen und Kupferbruchflächen nach den Abschertests für beide Arten von Schweißnähten mit und ohne Zusatzmaterial. In beiden Fällen wurde ein größerer Schaden auf der Kupferseite beobachtet als auf der Aluminiumseite. Die Bruchfläche auf der Kupferoberfläche ist dabei gleichmäßiger ausgefallen als jene Variante mit Zusatzmaterial.

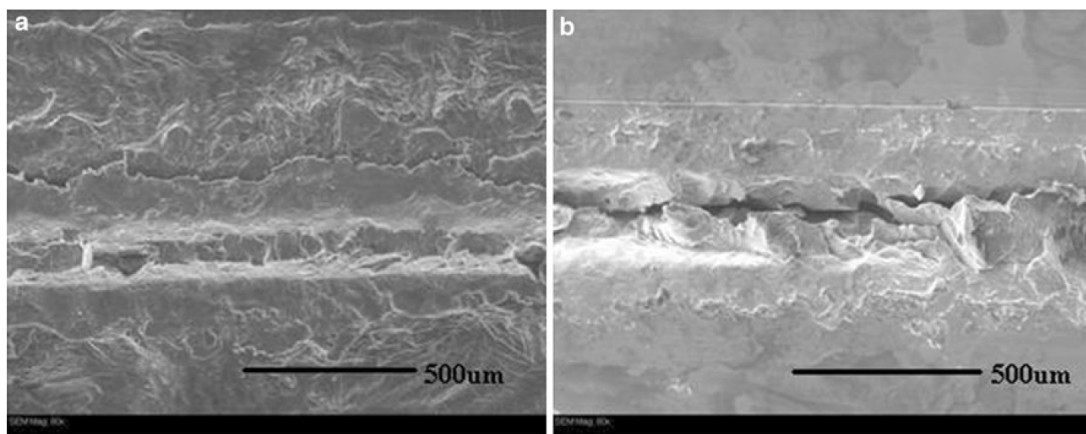


Abb. 2.10: REM Mikroskopaufnahmen der Bruchflächen von Al(a) und Cu(b) nach dem Abschertest (ohne Folie) [18]

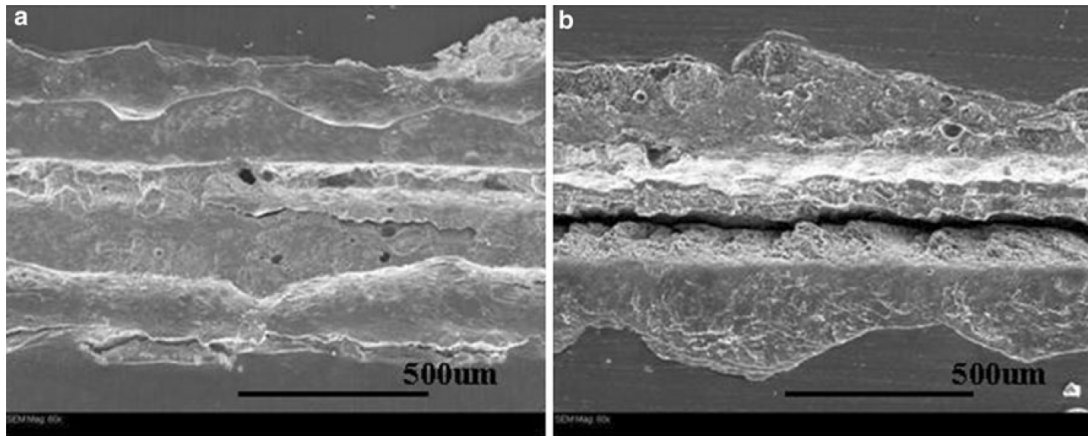


Abb. 2.11: REM Mikroskopaufnahmen der Bruchflächen von Al(a) und Cu(b) nach dem Abschertest (mit Folie) [18]

Die EDAX Analysen der Kupferoberflächen nach dem Abscherversuch zeigten, dass der Anteil an Aluminium bei den Proben ohne Zusatzmaterial zwischen 26 wt% - 70 wt% variierte, hingegen bei den Versuchen, wo Zusatzmaterial verwendet wurde, war der Unterschied geringer, dort lag der Aluminiumanteil bei etwa 60-70%. Es ist aufgrund des weicheren Bruchflächenverlaufes auf der Kupferoberfläche ohne Zusatzmaterial evident, dass der Bruch weniger duktil vonstatten ging, als bei den Proben mit Zusatzmaterial [18].

Die EDAX Analysen wurden ebenfalls auf den Aluminiumbruchflächen durchgeführt. Bei den Oberflächen, wo kein Zusatzmaterial verwendet wurde, betrug der Aluminiumanteil 59% und der Kupferanteil 40%. Die Bruchoberfläche bei den Proben mit Zusatzmaterial zeigten 70% Aluminium, 7% Zinn und 23% Kupfer [18].

2.3 Versuche mit schweißgelöteten Aluminium/Kupfer Verbindungen

In der Arbeit von Solchenbach und Plapper [30] wurde Laserlicht dazu verwendet selektiv ein Material aufzuschmelzen um einen kombinierten Schweißlötprozess von Aluminium und Kupfer durchführen zu können. Dieser Prozess wurde schon bei verschiedensten Materialkombinationen durchgeführt. Der Laserstrahl bestrahlt dabei die Oberfläche des Aluminiums und schmilzt dabei die oberste Schicht auf. Die Aluminiumschmelze benetzt dann die Kupferoberfläche und der Diffusionsprozess zwischen beiden Materialien wird gestartet. Um ein stabiles Keyhole während des Schweißprozesses im Aluminium gewährleisten zu können, wird ein kleiner Strahldurchmesser gewählt, um eine hohe Intensität an der Oberfläche zu erzielen. Zusätzlich erfolgt dabei eine Überlagerung mit zirkularen Bewegungen des Werkstückes, sprich es wird wie bereits in anderen Arbeiten die Technik der räumlichen Strahlmodulation angewendet, um die Schweißnahtbreite zu vergrößern. Entscheidend ist bei diesem Prozess, dass hierbei die finale Verbindung letztendlich eine Lötung darstellt. Wie oben angedeutet, soll dabei die Aluminiumschmelze das Kupfer ausschließlich benetzen, eine Durchmischung beziehungsweise eine Ausbildung eines Keyholes tief in den Kupfergrundwerkstoff soll bei diesem Prozess explizit vermieden werden. Aus der Literatur [16],[27] ist bekannt, dass Oszillationsfrequenzen von bis zu 2 kHz bei Amplituden bis zu 2 mm die Form des Schmelzbades beeinflussen können. Das Maximum der Frequenz ist hauptsächlich durch die existierenden Hardware Scanner limitiert [30].

Für die Experimente wurden EN-AW1050A Aluminium und SF-Cu Kupfer Proben mit einer Dicke von 500 μm verwendet. Diese Materialien sind laut den Autoren in Elektrotechnik- und Elektronikanwendungen weitverbreitet. In einem zweiten Schritt wurden Al-Cu Kombinationen mit einer Dicke von 210-200 μm miteinander verschweißt, um den Effekt der Dickenschwankung näher zu untersuchen. Bevor der Prozess gestartet wurde, wurden die Proben mit Aceton gereinigt. Eine Oberflächenvorbereitung, beispielsweise mit Ätzung oder eines Flussmittels, wurde laut Autoren nicht verwendet, um den Vorbereitungsprozess und den Prozess an sich so einfach wie möglich zu gestalten. Als Schutzgas wurde Argon der Qualität 4.6 verwendet, welches mittels 4 Düsen und einer Durchflussmenge von 9 l/min zugeführt wurde. Für die Experimente wurde ein single mode Trumpf TruFibre 400 Faserlaser der Fa. Trumpf verwendet. Der Laser liefert Strahlung im nahen infraroten Bereich mit einer Wellenlänge $\lambda=1070\text{ nm}$ und einer Leistung von $P=400\text{ W}$. Der Fokusbereich auf der Oberfläche wird mit 30 μm angenommen. Die Oszillationsfrequenz wurde für alle Versuche auf den konstanten Wert von 500 Hz eingestellt.

Abbildung 2.12 zeigt ein Bild eines typischen Schmelzbades des oberen Bereiches. Einige Aluminiumoxidpartikeln können im Schmelzbad beobachtet werden, welche von dem Seitenbereich abgetrennt wurden. Dort hat zwar der Laser das Material nicht bestrahlt, aufgrund der Wärmeleitung wurden aber die Oxidschichten ebenfalls aufgebrochen, einzelne Partikel wurden weggerissen [30].

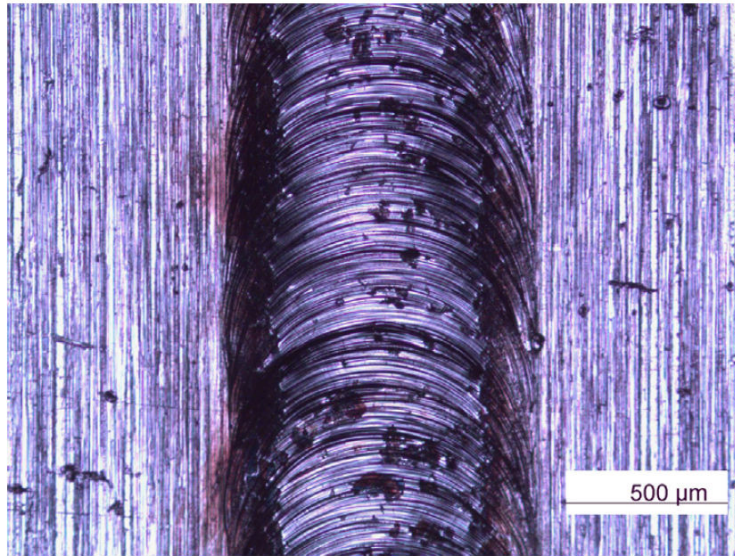


Abb. 2.12: Schweißbad an der Oberseite einer schweißgelöteten Aluminium-Kupfer Verbindung [30]

Abbildungen 2.13 und 2.14 zeigen eine Mikroskopaufnahmen eines typischen Querschliffes, welcher mit einer Ätzung aufbereitet wurde. Poren wurden laut Autoren vermieden, ohne dabei auf Details einzugehen. Eine Ablösung in der Aluminiumschmelze kann dabei beobachtet werden, welches eine häufig auftretende Erscheinung bei derartig kombinierten Schweißlötprozessen darstellt. Die Ablösung entsteht während des Erstarrungsprozesses der Aluminiumschmelze. Da diese Imperfektion örtlich limitiert ist, hat dies keine negativen Auswirkungen auf die Festigkeit der Verbindung. Intermetallische Verbindungen mit einer Breite von $3.2\text{ }\mu\text{m}$ können beobachtet werden. Laut Literatur wird angegeben, dass sich diese Al-Cu Grenzschicht ab einer Dicke der intermetallischen Grenzschicht von $2\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$ hochgradig spröde verhält [7]. Unter dieser kritischen Dicke wird laut Literatur ein duktiles Verhalten beobachtet [2]. Das bedeutet, dass bei der produzierten Probe zumindest in dem Auswertungsbereich intermetallische Verbindungen nicht über der kritischen Breite von maximal $5\text{ }\mu\text{m}$ vorhanden sind und daher eine Verschiebung der an sich hochspröden Phasen in den duktilen Bereich dabei möglich sein könnte [30]. Auf die Besonderheiten der intermetallischen Phasen des Al-Cu Systems wird in Kapitel 3 näher eingegangen.

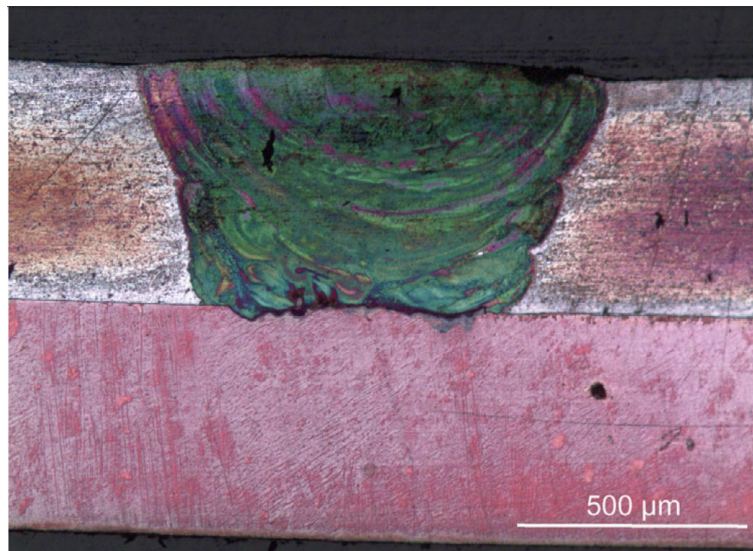


Abb. 2.13: Mikroskopaufnahme eines Querschliffes einer schweißgelöteten Aluminium-Kupfer Verbindung [30]

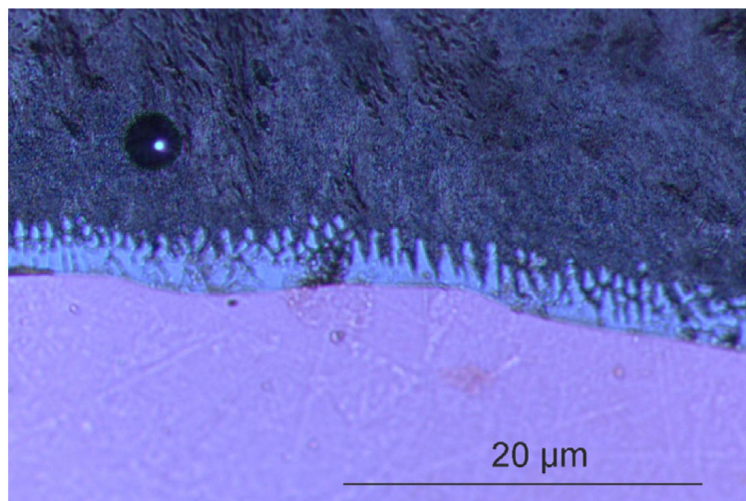


Abb. 2.14: Mikroskopaufnahme des Al-Cu Überganges [30]

Während der Experimente konnten drei verschiedene Phasensaumstrukturen beobachtet werden, welche in Abbildung 2.15 dargestellt sind. Unter optimalen Prozessparametern wird eine homogene Grenzsicht zwischen Aluminium und Kupfer erzeugt. Wenn die eingebrachte Energie zu gering ist treten große Fehlstellen auf, die Grenzsicht ist „*underwelded*“. Wenn die Energie zu groß ist wird ein Teil des Kupfers aufgeschmolzen, „*overwelded*“. Hier ist eine große Formation von Poren in der Aluminiumschmelze zu beobachten. In den letzten beiden Fällen kann angenommen werden, dass die mechanischen Eigenschaften der Verbindung aufgrund der unvollständig entwickelten Grenzsicht auf

der einen Seite und aufgrund der stark erhöhten Entwicklung von intermetallischen Phasen auf der anderen Seite stark eingeschränkt werden.

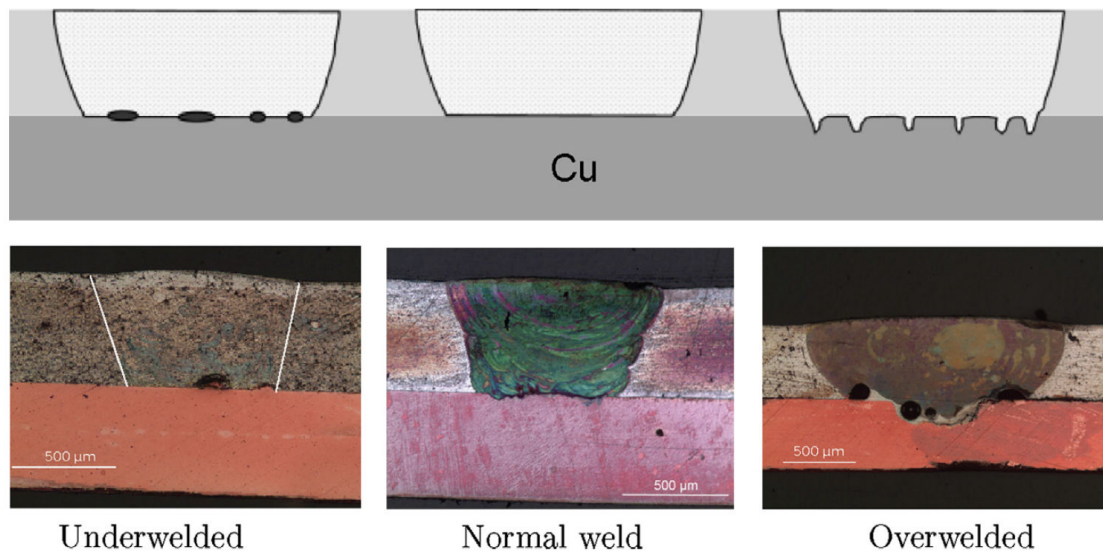


Fig. 12. Possible seam structures.

Abb. 2.15: Mögliche Phasensaumstrukturen des Al-Cu Überganges [30]

Weiters wurden mittels eines Rasterelektronenmikroskopes detaillierte Aufnahmen des kombinierten Schweißlötprozesses erzeugt. Abbildung 2.16 zeigt eine REM Aufnahme, wobei Aluminium oben und Kupfer unten angeordnet sind. Der Marker EDS 2 repräsentiert das Kupfergrundmaterial. Kleine Mengen an Aluminium konnten hier festgestellt werden, welche auf den Polierprozess zwecks Probenpräparation zurückzuführen sind. In der Nähe der Aluminiumgrenzsicht ist eine weitere aluminiumreiche Grenzsicht, Marker EDS 3, beobachtbar. Hier sind typische Dendritenstrukturen beobachtbar, welche auf die Wachstumsrichtung hindeuten. In der Nähe der Kupferschicht tritt eine kupferreiche Verbindung in Erscheinung, gekennzeichnet durch eine dunkelgraue Schattierung, Marker EDS 1. Es ist ersichtlich, dass die aluminiumnahe Grenzsicht, Marker EDS 3, um ein Vielfaches dicker ist als die kupferreiche Grenzsicht, Marker EDS 1. Weitere intermetallische Verbindungen konnten mit dem zur Verfügung stehenden Equipment nicht beobachtet werden. Die Verteilung der Markierung EDS 3 wurde mittels EDAX Technik als Al_2Cu -Phase bestimmt. Die kupferreiche Verbindung, Marker EDS 1, stellt dabei die Al_2Cu_4 Phase dar. Demnach wurde nur eine hochgradig spröde kupferreiche Verbindung gebildet. Die den jeweiligen Markern zugeordneten intermetallischen Phasen sind in Tabelle 2.5 aufgelistet. Es soll angemerkt werden, dass es mit EDAX Methoden nur möglich ist, die chemische Verteilung eines Bereiches zu quantifizieren. Da es mit diesen Methoden jedoch nicht möglich ist die kristallografischen Strukturen zu bestimm-

men wären weitere Untersuchungen wie EBSD oder XRD notwendig, um die genaue intermetallische Verbindung zu bestimmen [30].

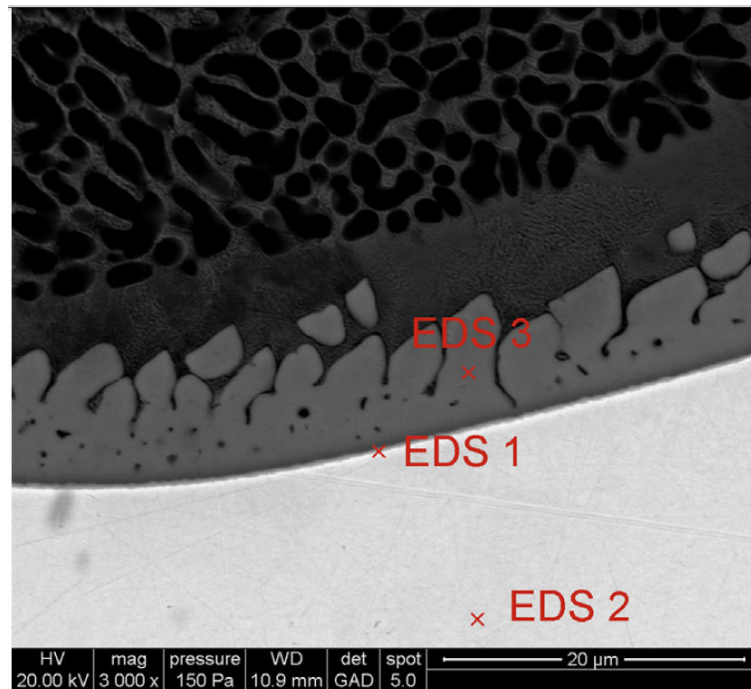


Abb. 2.16: REM Aufnahme des Al-Cu Überganges mit Auswertungsmarker für EDAX Analysen [30]

Marker	at% Al	at% Cu	Phase
EDS 1	28.14	69.02	$\zeta_2, \text{Al}_3\text{Cu}_4$
EDS 2	1.48	93.67	Cu
EDS 3	50.35	46.10	$\theta, \text{Al}_2\text{Cu}$

Tabelle 2.5: Ergebnisse der quantitativen EDX Elementanalyse [30]

2.4 Versuche in einer Stumpfstoßanordnung

In der Arbeit von Mai und Spowage [26] wurde versucht Aluminium-Kupfer Verbindungen in einer Stumpfstoßanordnung herzustellen. Hierbei war eine präzise Kontrolle der Fokusposition essentiell für eine erfolgreiche Schweißnaht. Aufgrund der unterschiedlichen Reflektivität und den unterschiedlichen Schmelzpunkten der beiden Materialien war hier eine optimale Ausbildung der Schmelze durch eine Verschiebung der Fokusposition aus der Grenzfläche erreichbar. Die exakte Position des Fokus variierte dabei von dem Betriebsmodus des Lasers (kontinuierlich oder gepulst), der Wellenlänge und der Laserleistung. Für die Versuche wurde ein gepulster Nd:YAG Laser, Lumonics JK 702H, mit einer maximalen durchschnittlichen Leistung von 350 W verwendet. Die Pulsbreite variierte dabei zwischen 0.5 ms und 20 ms, bei einer maximalen Pulsfrequenz von 500 Hz. Die Strahldivergenz betrug 14 mrad. Der Laserstrahl wurde mittels Spiegeln auf das Werkstück geleitet und mittels einer 76 mm Linse fokussiert. Der Durchmesser des Lasers bei den Versuchen lag bei durchschnittlich 0.75 mm. Die Proben wurden mittels vers. Spannelementen in definierter Weise zueinander positioniert [26].

Metall	Schmelzpunkt (°C)	Verdampfungstemperatur (°C)	Dichte (g/cm ³)	Leitfähigkeit (W/m°C)	Wärmekapazität (J/g°C)
Al	660	2520	2.7	238	0.917
Cu	1083	2560	8.93	397	0.386

Tabelle 2.6: Thermophysikalische Eigenschaften der untersuchten Materialien [26]

Verwendet wurde für die Versuche Aluminium 4047, eine Al-Si Legierung mit einer niedrigen Rissneigung aufgrund ihres schmalen Erstarrungstemperaturbereiches (565-575 °C). Die wichtigsten thermophysikalischen Eigenschaften der verwendeten Materialien sind in Tabelle 2.6 aufgelistet. Obwohl die Werte ausschließlich für die jeweiligen Grundmaterialien gelten und einige Eigenschaften temperaturabhängig sind, liefern Sie die Basis für die Entscheidung der Schweißneigung beziehungsweise des Schweißprozesses an sich. Im Vergleich zu Stahl sind Kupfer und Aluminium stark reflektierende Werkstoffe. Bei beiden Werkstoffen wird jeweils nur ein geringer Anteil der Strahlung absorbiert und diese dissipiert dann in der Folge rapide in die jeweiligen Grundmaterialien. Dies machte es relativ schwierig ein genügend großes Schmelzbad zu realisieren. Erfolgreiches Schweißen von Kupfer und Aluminium in der Stumpfstoßanordnung benötigt daher hohe Spitzenleistungen und kurze Pulsdauern so die Autoren. Luftspalte in den Verbindungen genauso wie Justierungsfehler haben einen maßgebenden Einfluss auf die Schweißnahtqualität. Um einen annähernd spaltfreien Übergang zu erhalten, wurden die miteinander zu verbindenden Proben mittels einer Hochpräzisionsmaschine zurechtgeschnitten. Die Proben wurden anschließend gereinigt und in der Spanneinrichtung entsprechend justiert. Die

Verteilung des Schmelzbereiches und die Schweißnahtqualität hingen von einer Vielzahl an Parametern wie der Fokusgröße, Position des Fokus auf den Proben, Schweißgeschwindigkeit, Pulsdauer, Spitzenleistung, etc. ab. In dieser Arbeit wurde ein Wärmeleitungsschweißen durchgeführt mit Leistungsdichten unter 10^7 W/cm^2 um eine Keyhole Ausbildung/Entstehung explizit zu vermeiden. Unter optimalen Prozessbedingungen werden rissfreie Schweißnähte von Kupfer und Al 4047 erwartet. Versuche, bei welchen Kupfer mit der Aluminiumlegierung 6061, eine wärmebehandelte Al-Mg-Si-Cu Legierung mit stark verbesserten Festigkeitseigenschaften, verschweißt wurden, waren nicht erfolgreich. Die Proben wiesen aufgrund der schlechten Schweißbarkeit einen hohen Anteil an Rissen auf. Erstarrungsrisse waren dabei in der Mitte der Aluminium-Kupfer Verbindungen festzustellen, bei Schweißgeschwindigkeiten von größer als 100 mm/min [26].

Material	Element(at%)		
	Cu	Al	Si
Kupfer	100	-	-
Al 4047	-	70.98	29.02
Fusionszone	27.24	48.43	24.34

Tabelle 2.7: Quantitative EDAX Elementanalyse [26]

In der Folge wurden Schweißversuche mit Aluminium 4047 durchgeführt. Tabelle 2.7 zeigt die Zusammensetzung des Schmelzbereiches, welcher aus Aluminium (ungefährer Anteil: 48.4%), Silizium (24.3%) und Kupfer (27.2%) besteht. Ausgehend von der Schnittstelle des Übergangs wurde der Laserstrahl 0.2 mm in Richtung Aluminium verschoben, da die Absorption von Kupfer niedriger ist als jene der Aluminiumlegierung. Das Aufschmelzen fand daher verstärkt im Aluminiumbereich statt. Die Aluminiumschmelzzone wurde in der Folge mit 27% Kupfer und 24% Silizium verdünnt. Das Silizium ist homogen über die gesamte Schweißnaht verteilt, wie im Linienscan einer EDAX Analyse auf Abbildung 2.17 erkennbar ist. Ebenso ersichtlich ist, dass über den 1 mm Phasensaum die Verteilung an Aluminium ansteigt und jene des Kupfers absinkt, wenn man vom Ausgangspunkt 0.7 mm von der Kupferseite ausgeht. Ebenfalls vorhanden ist eine Fluktuation der beiden Elemente bei einem Abstand von 0.35 mm von der Kupferseite [26].

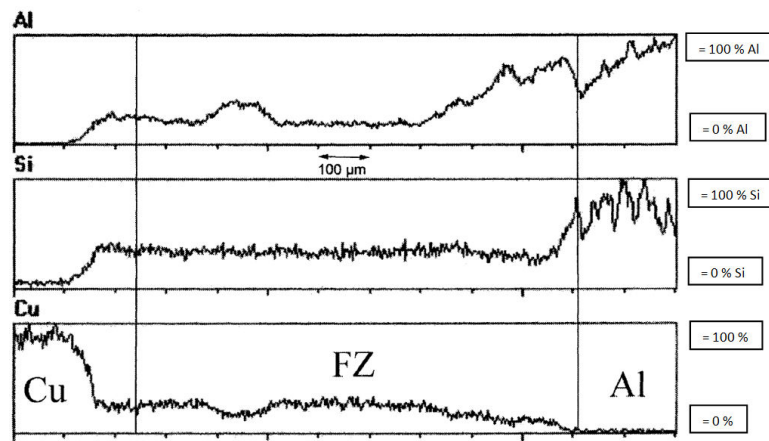


Abb. 2.17: Linienscan einer quantitativen EDAX Elementanalyse [26]

Das Röntgenbild in Abbildung 2.18a zeigt eine relativ einheitliche Schweißnaht, wobei Mikrorisse bei etwa 45° zur Schweißrichtung ausgehen. Kleine isolierte Kupferbereiche sind auf der Aluminiumplatte angesammelt. Das Röntgenbild in Abbildung 2.18b zeigt ähnliche Eigenschaften. Hier konnten im Schmelzbereich keine großen Poren festgestellt werden [26].

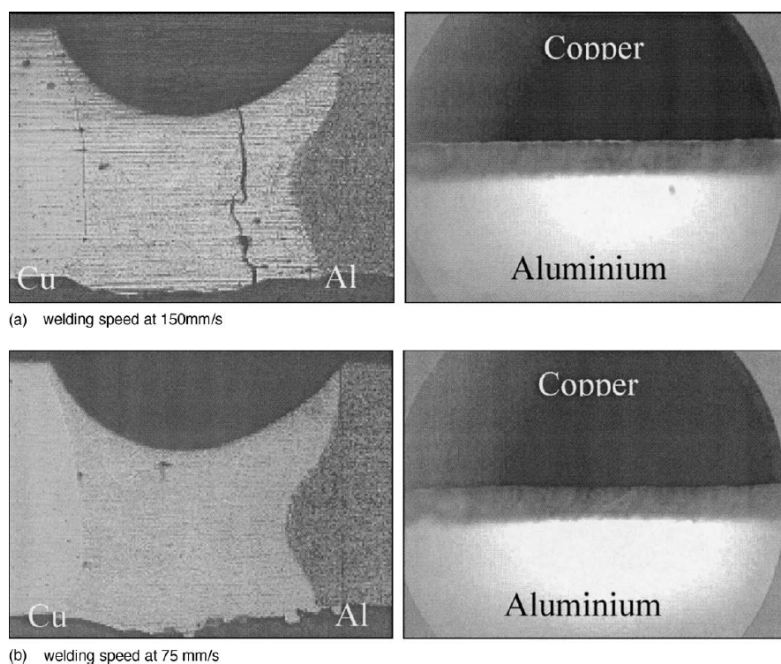


Abb. 2.18: Röntgenaufnahme eines Querschliffes einer Al-Cu Stumpfstoßverbindung [26]

2.5 Abschließende Bewertung

Es lässt sich festhalten, dass es zwar eine Vielzahl von Versuchen des thermischen Verbindens von Aluminium und Kupfer gibt, der Prozess der in dieser Arbeit untersucht werden soll wurde aber nur in zwei Publikationen erwähnt. Sollten die Untersuchungen wie in dieser Arbeit ebenfalls mit einem Faserlaser durchgeführt werden, so reduziert sich die Ergebnissuche auf nur mehr eine Publikation [18]. Die meisten Experimente erfolgten mittels der Technik der räumlichen Strahlmodulation, mit dem Ziel eine möglichst breite Verbindung realisieren zu können. In Tabelle 2.8 ist eine Gegenüberstellung der publizierten Versuche des thermischen Verbindens von Aluminium und Kupfer mittels eines Lasers dargestellt. Bei den Versuchen von [26] handelt es sich um Versuche in Stumpfstoßanordnungen, was ebenfalls einen völlig anderen Prozess darstellt und bei [30] handelt es sich um eine Kombination aus Löt- und Schweißtechniken. Erwähnenswert ist ebenfalls, dass bei einem Großteil der Experimente zusätzlich EDAX Elementanalysen durchgeführt wurden, jedoch nur bei einer Publikation [18] auch tatsächlich in weiterer Folge die einzelnen Phasen analysiert wurden. In fast allen Publikationen werden Porenerscheinungen erwähnt, wobei es auch innerhalb der einzelnen Publikationen verschiedene Prozesse gibt die Porenbildungen stärker begünstigen als andere. So führt laut [18] die Verwendung eines Zusatzmaterials in Form von dünnen Folien zu verstärkten Porenbildungen im Vergleich zu den Versuchen ohne Zusatzmaterial. [15] erwähnt, dass der Einfluss der räumlichen Strahlmodulation ebenfalls Porenerscheinungen begünstigen würde. Die Probendicke betrug bei allen Versuchen maximal 0,54 mm. Grund dafür dürfte jeweils die Limitierung durch die Laserleistung gewesen sein. Obwohl in fast allen Publikationen die Porenthematik erwähnt wurde, wurde nur in einer Publikation Schutzgas verwendet. Interessant ist auch die große Streuung der Streckenenergien, wobei dies auf die doch sehr unterschiedlichen Prozesse zurückzuführen ist.

Abschließend lässt sich festhalten, dass in der Literatur eine Vielzahl von unterschiedlichsten Methoden der thermischen Verbindung von Aluminium und Kupfer erwähnt werden. Eine mit dieser Arbeit vergleichbare Versuchsanordnung wurde nur in einer Arbeit gefunden, wobei es sich hier um einen Sonderfall der eigentlichen Hauptuntersuchungen handelte, wo der Einfluss von Folien als Zusatzmaterial untersucht wurde. Auch wurden nur sehr dünne Bleche miteinander verbunden, höchstwahrscheinlich aufgrund der Limitierung durch die erzielbare Einschweißtiefe.

	Versuche mit räuml. Strahlmodulation	Versuche mit Zusatzmaterial	Versuche mit Schweißverbindungen	Versuche in Stumpfstoßanordnung
Kupfer	-	Cu110-H00	SF-Cu	-
Aluminium	-	Al3003-H14	EN-AW1050A	Al 4047
Lasertyp	Faserlaser, Scheibenlaser	IPG 500 W SM Faserlaser	s m Trumpf TruFiber 400 Faserlaser	Lumonics JK 702H Festkörperlaser
Laserleistung	200-900 W	500 W	376-393 W	350 W
Geschwindigkeit	35-150 mm/s	16 mm/s	93-164 mm/s	75-150 mm/s
Streckenenergie	5-6 J/mm	31 J/mm	2,3-4 J/mm	1,25 J/mm
Porenerscheinungen	ja	ja	ja	nein
Festigkeitsanalysen	ja	ja	ja	nein
Elementanalysen	nein	ja	ja	ja
Phasenidentifikation	nein	nein	ja	nein
Schutzgas	nein	nein	Argon 9l/min	nein
räumliche Strahlmod.	ja	nein	ja	nein
Fokusedurchmesser.	20-50 µm	keine Information	30 µm	750 µm

Tabelle 2.8: Tabellarischer Vergleich der Paramter von bisher publizierten Aluminium-Kupfer Schweißverbindungen

3 Das Zweistoffsystem Al-Cu

Wie in der Einleitung erwähnt, stellt das größte Problem beim Schweißen von Aluminium und Kupfer die Entstehung intermetallischer Phasen dar. Deren Härte ist um ein Vielfaches höher als jene der Grundwerkstoffe, weshalb Sie die Schweißverbindung stark verspröden und damit ihre Qualität stark negativ beeinflussen. Dies ist auch der Grund, weshalb in der Literatur die Schweißbarkeit dieser Materialkombination mit herkömmlichen thermischen Schweißverfahren als „nicht schweißbar“ eingestuft wird [28]. In Abbildung 3.1 ist das Al-Cu Phasendiagramm abgebildet. Anhand diesem ist ersichtlich, dass eine Vielzahl von intermetallischen Verbindungen existieren. Tabelle 3.1 zeigt die Eigenschaften der im Phasendiagramm auftretenden intermetallischen Verbindungen [9]. Die stark erhöhte Härte kann durch den Anstieg der Anzahl an ionischen und kovalenten Bindungen beziehungsweise der Reduktion von metallischen Bindungen erklärt werden. Weiters führen diese komplexen kristallinen Strukturen zu einer Reduktion von Spannungen infolge der erhöhten Sprödhheit. Die Verringerung der Anzahl an metallischen Bindungen und die Nichtexistenz eines Elektronengases führen zu einem höheren elektrischen Widerstand verglichen zu den stark leitenden Grundmaterialien. Besonders die kupferreichen Verbindungen zeigen die größte Härte [30]. Aus der Literatur [7] ist bekannt, dass sich die Al-Cu Grenzschrift ab einer Dicke von 2-5 μm hochgradig spröde verhält. Unter dieser kritischen Dicke wurde ein duktiles Verhalten beobachtet. Weiters steigt die Festigkeit der Grenzschrift sehr stark mit abfallender Phasenbreite. Deswegen muss die Dicke der intermetallischen Phase so klein wie möglich gehalten werden, um duktile Eigenschaften in der Grenzschrift zu erhalten. Interessant sind aber auch die Erkenntnisse von [30], wo berichtet wird, dass ausschließlich eine der harten, kupferreichen intermetallischen Phasen im Verbund vorhanden war. Weiters war diese, im Gegensatz zu der verhältnismäßig weicheeren, aluminiumreichen Phase von nur sehr geringer Dicke.

Während die aluminiumreichen Verbindungen große Breiten von bis zu mehreren μm aufwiesen, war die kupferreiche Phasen durch eine äußerst geringere Breite von unter einem μm gekennzeichnet. Trotzdem stellten diese laut den Autoren die schwächste Stelle der Verbindung dar, aufgrund der nochmals gesteigerten Härte im Vergleich zu den aluminiumreichen intermetallischen Phasen. Abschließend lässt sich festhalten, dass bei den thermischen Verfahren zur Verbindung von Aluminium und Kupfer intermetallische Verbindungen immer auftreten werden. Werden diese jedoch mittels geeigneter Verfahren auf ein Minimum reduziert, so werden deren Eigenschaften die Qualität der Verbindung nur mehr bedingt beeinflussen.

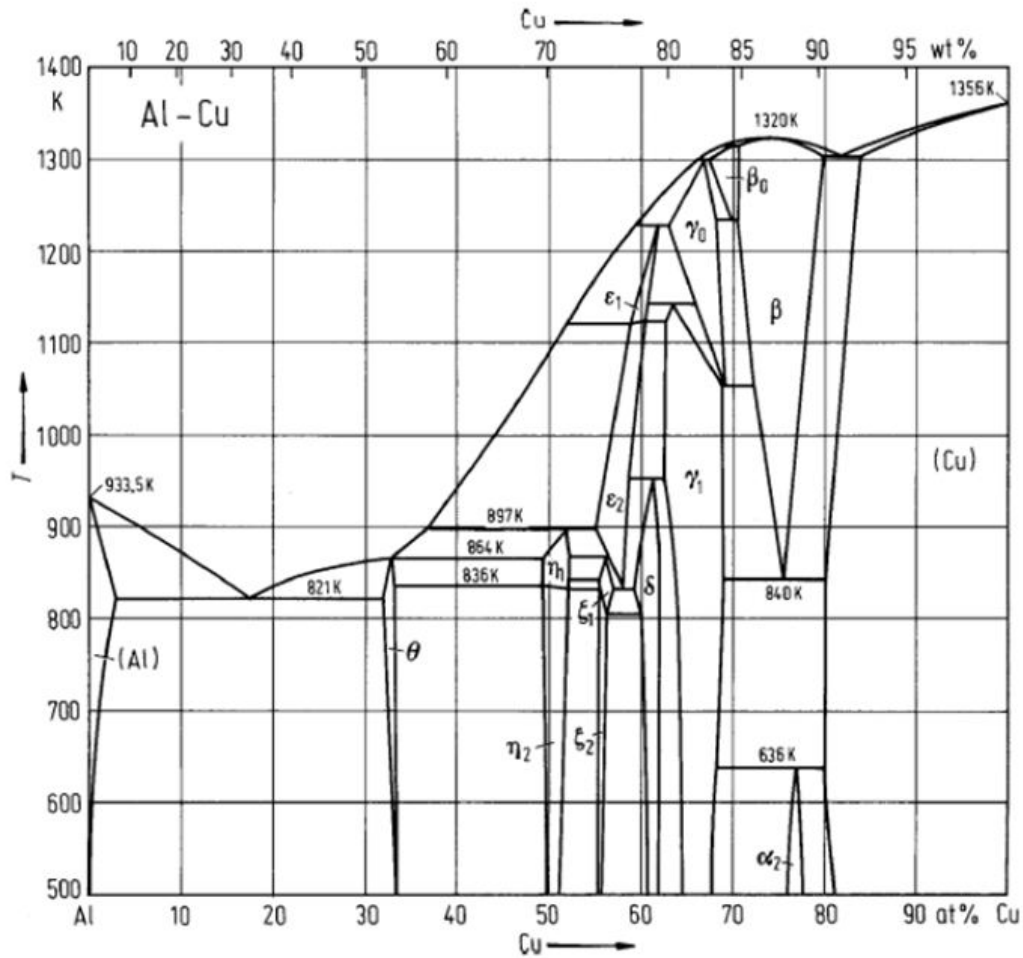


Abb. 3.1: Phasendiagramm des Zweistoffsystems Aluminium-Kupfer [3]

Phase	Verteilung	Kristallstruktur	Atome pro Einheitszelle	Härte HV
Cu	100% Cu	kubisch flächenzentriert	12 Cu	75
γ_2	Al_4Cu_9	kubisch raumzentriert	36 Cu, 16 Al	770
ζ_2	Al_3Cu_4	monokristalin	12 Cu, 9 Al	930
η_2	AlCu	kubisch raumzentriert	10 Cu, 10 Al	905
θ	Al_2Cu	kubisch raumzentriert	4 Cu, 8 Al	630
Al	100% Al	kubisch flächenzentriert	12 Al	36

Tabelle 3.1: Eigenschaften der intermetallische Phasen im Zweistoffsystems Aluminium-Kupfer [9]

Neben der Information der Härte der intermetallischen Phasen des Zweistoffsystems Aluminium-Kupfer ist die Kenntnis der exakten Atomverteilung ebenfalls von großer Bedeutung. Insbesondere dann, wenn derartige Phasen mittels EDAX Elementanalysen identifiziert werden sollen, ist die Identifikation mit derartigen Informationen dann sehr leicht und einfach durchzuführen. Zeigt die EDAX Elementanalyse einer zu identifizierenden Phase beispielsweise eine Atomprozentverteilung von 50% Kupfer und 50% Aluminium, so wäre dies die Verteilung der Einheitszellen der η_2 -Phase, welche aus gleichen Anteilen von Aluminium und Kupfer besteht, wie in Tabelle 3.1 angegeben (10 Cu-Atome und 10 Al-Atome je Einheitszelle).

Interessant ist, dass es beim Zweistoffsystem Aluminium-Kupfer nur eine aluminiumreiche Phase existiert, mit einer Atomprozentverteilung von 66 % Aluminium und 33 % Kupfer, die θ -Phase. Die beiden anderen möglichen Phasen bestehen laut Phasendiagramm aus einem erhöhten Anteil an Kupfer im Vergleich zu Aluminium.

Entscheidend ist, dass es sich bei den in Tabelle 3.1 beschriebenen Angaben um die Atomprozentverteilung der jeweiligen Phasen handelt. Werden bei EDAX Elementanalysen Gewichtsprozent ausgegeben, wie beispielsweise in der Publikation [30], so müssen diese Verhältnisse entsprechend umgerechnet werden.

4 Problematik der Wasserstoffentgasung

Eine bekannte Problematik des reinen Aluminiumschweißens ist die auftretende Porosität der Schweißnähte. Sie wird durch das Zusammenwirken verschiedener Besonderheiten von Aluminium hervorgerufen und ist schwierig zu vermeiden. Die Poren entstehen im Aluminium durch Wasserstoff, der bei der Erstarrung aus der Schmelze ausgeschieden wird. Die Löslichkeit von Wasserstoff im Aluminium ändert sich am Phasenübergang Schmelze-Kristall sprunghaft, d. h. die Schmelze kann bei gleicher Temperatur im Vergleich zum sich bildenden Kristall ein Mehrfaches an Wasserstoff lösen, wie in Abbildung 4.1 erkennbar ist. Dies bedeutet, dass es bei der Erstarrung als Folge der Kristallisation zu einem Wasserstoffüberschuss in der Schmelze kommt. Dieser Überschuss scheidet sich als Gasblase an der Erstarrungsfront aus. Da Aluminium einen sehr niedrigen Schmelzpunkt und eine sehr hohe Wärmeleitfähigkeit aufweist, ist die Erstarrungsgeschwindigkeit relativ hoch, so dass ausgetriebene Gasblasen oft keine Möglichkeit haben, in der Schmelze bis an die Oberfläche aufzusteigen. Statt dessen werden die Blasen von der Erstarrungsfront “überholt” und verbleiben als Poren in der Schweißnaht. Dieser Vorgang wird auch als metallurgische Porenbildung bezeichnet. Besonders groß ist die Gefahr der Porenbildung beim Verschweißen von Reinaluminium. Da Reinaluminium kein Schmelz- bzw. Erstarrungsintervall besitzt, besteht für die Poren keine Möglichkeit bis zur Schmelzbadoberfläche aufzusteigen. Zusätzlich tritt eine Änderung des spezifischen Volumens auf, was die Gefahr der Porenbildung weiter steigert. Die Wasserstofflöslichkeit im flüssigen Aluminium nimmt von ca. $1 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ bei Gießtemperatur auf ca. $0,05 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ im festen Metall bei Erstarrungstemperatur sprunghaft und um den Faktor 20 ab, was ebenfalls in Abbildung 4.1 ersichtlich ist [12].

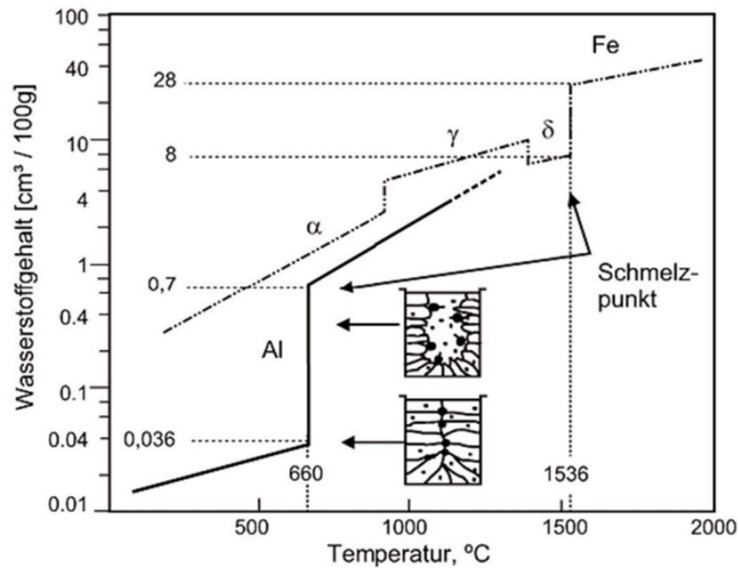


Abb. 4.1: Wasserstoffgehalt in Aluminium und Eisen abhängig vom Phasenzustand [17]

Im flüssigem Zustand wird Wasserstoff dabei überwiegend über die Schmelzoberfläche und durch die Dissoziation der Wassermoleküle der Luft (Luft mit 65 % relativer Luftfeuchtigkeit bei 25 $^{\circ}\text{C}$ enthält 16 g/m^3 H_2O -Dampf) atomar aufgenommen. Der übersättigte, atomar gelöste Wasserstoff in der Aluminiumschmelze kann zu H_2 -Molekülen rekombinieren und sich in Form von Blasen ausscheiden, wenn die Oberflächenenergie zur Erzeugung der Blasenoberfläche überwunden wird. In diesem Zusammenhang wird auch öfters von sogenannter Wasserstoffporosität gesprochen. Die Menge des in der Aluminiumschmelze gelösten Wasserstoffes ist dabei abhängig vom Partialdruck des Wasserstoffes in der Atmosphäre, der Legierungszusammensetzung und der Temperatur der Schmelze. Die Porenbildung erfolgt daher vorzugsweise an bereits vorhandenen inneren Oberflächen, z. B. an den Grenzflächen zwischen Metallmatrix und oxidischen Verunreinigungen oder Ausscheidungen während des Erstarrungsprozesses. Die Reduzierung des Wasserstoffgehaltes in der Schmelze und des Gehaltes an nichtmetallischen Verunreinigungen ist daher generell für die Qualität eines Werkstoffes eine wichtige Voraussetzung [17].

5 Experimenteller Teil

5.1 Verwendete Geräte und Materialien

5.1.1 YLR-1500CT Ytterbium Faser Laser

Als Laserquelle für die Versuche wird ein Ytterbium Faser Laser der Firma IPG verwendet. Der YLR-1500CT ist ein Hochleistungslaser, der bei einer Wellenlänge von 1070 nm eine optische Leistung von 1500 Watt produziert. Das Instrument ist klassifiziert als Hochleistungs - Klasse 4 - Laser nach 21 CFR 1040.10 und nach IEC 60825.

Am Institut für Fertigungstechnik und Hochleistungslasertechnik stehen eine Vielzahl von Laserquellen zur Verfügung. Neben älteren Lasersystemen wie dem in der Industrie weitverbreiteten CO₂-Laser zählen unter anderem auch ein Nd:YAG Laser, Diodenlaser, Faserlasern und ein Excimerlaser zu dem am Institut vorhandenen Laserquellen. Insbesondere der Faserlaser bietet sich aufgrund seiner Eigenschaften für die geplanten Versuche an. Aktuelle Generationen von Faserlasern produzieren Strahlung im Multi-KW Bereich mit hervorragender Strahlqualität. Verglichen mit CO₂-Lasern weisen Faserlaser relativ geringe Betriebskosten auf und lassen sich aufgrund ihrer hohen Flexibilität hervorragend im Produktionsprozess, aufgrund der Strahlübertragungsmöglichkeiten mittels Prozessfasern, integrieren, was neben der hohen Strahlqualität einen der größten Vorteile darstellt [23].

Nicht nur beim Laserschweißen resultiert die erhöhte Strahlqualität zu entscheidenden Vorteilen bei der Materialbearbeitung. Beim Laserschneiden beispielweise ist die geringe Schnittbreite, welche mit Faserlasern möglich ist, ebenfalls ein großer Vorteil, da das aufgeheizte Volumen wesentlich geringer ist als jenes des CO₂-Lasers. Als Konsequenz sind Schneidgeschwindigkeiten möglich, welche im Vergleich zu anderen Laserquellen wesentlich höher sind, begünstigt ebenfalls dadurch, dass der Absorptionskoeffizient der meisten Metalle für die emittierte Strahlung des Faserlasers stark erhöht ist [23].

Ebenfalls führen Anwendungen beim Remote Schweißen oder Remote Schneiden mit Hochleistungsfaserlasern zu exzellenten Resultaten. Dabei handelt es sich um eine Technik, welche die Produktivität und Flexibilität des Laserschweißprozesses noch einmal erhöht. Dieser Prozess ist durch eine lange Fokusslänge (bis zu 1600 mm), hohen Laserleistungen, einer extrem hohen Strahlqualität der Laserstrahlung und einer Strahlablenkung

mittels eines Scanners gekennzeichnet. Aufgrund der exzellenten Strahlqualität der Faserlaser ist das sogenannte Tiefe zu Breite Verhältnis (*engl.: aspect ratio*) der Schweißnähte bei diesem Verfahren noch immer ausreichend gut [23].

Neben den bereits erwähnten Vorteilen bietet der Einsatz von Faserlasern im Vergleich zu älteren Laserquellen wie beispielsweise den bis jetzt häufig in der Materialbearbeitung eingesetzten CO₂-Laser noch eine Vielzahl von weiteren Vorteilen [22]:

- hohe elektrische Effizienz
- exzellente Strahlqualität
- relativ geringe Betriebskosten
- hohe Flexibilität im Produktionsprozess
- hoher Absorptionskoeffizient bei dünnen Blechen der meisten Metalle
- kompaktes Design und Mobilität

Aufgrund all dieser oben erwähnten Vorteile wurde ein Faserlaser als eine geeignete Laserquelle für die Versuche ausgewählt. Die Laserleistung wurde mit der IPG LaserProgramm Software programmiert. Verwendet wird der Laserbearbeitungskopf BIMO, welcher für die Bearbeitung von metallischen Werkstücken in Laserbearbeitungszellen konzipiert ist. Er ist ausgelegt für das Verschweißen von Blechen und unterscheidet sich von herkömmlichen Laserbearbeitungsköpfen durch seinen modularen Aufbau. Als Prozessfaser wird eine optische Faser mit 100 µm Kerndurchmesser und einer Länge von 10m verwendet. Das Strahlparameterprodukt beträgt ungefähr 2.8 mm.mrad. Das Abbildungsverhältnis des BIMO Laserbearbeitungskopfes beträgt 1:1 [21].

5.1.2 ABB Industrieroboter IRB 4600

Der Laserbearbeitungskopf ist auf einem Industrieroboter der Firma ABB, Typ IRB 4600 montiert. Es handelt sich dabei um einen vielseitig einsetzbaren, sechsachsigen Industrieroboter. Die Handhabungskapazität beträgt 45 kg, bei einer Reichweite der fünften Achse von 810 mm. Durch die Möglichkeiten der flexiblen Montage, seinen nach hinten durchschwingenden Oberarm und einen Arbeitsbereich der ersten Achse 1 von 360° verfügt der Roboter über einen weiträumigen Arbeitsbereich. Die Steuerung und Programmierung erfolgte entweder mittels der mobilen Konsole FlexPendant oder über die Software am PC [1].

5.1.3 Materialien

Für die Versuche werden Kupferbleche der Werkstoffbezeichnung Cu-ETP (Werkstoffnummer: CW004A) und Aluminiumbleche der Werkstoffbezeichnung Al 99,5 (Werkstoffnummer: EN AW-1050A) verwendet. Die verwendeten Blechstärken betragen 0,5 mm, 1 mm und 1,5 mm. Relevante thermophysikalische Eigenschaften der verwendeten Bleche sind in Tabelle 5.1 aufgelistet. Die Abmaße der Bleche betragen bei beiden Werkstoffen jeweils immer 75 mm x 50 mm.

Metall	Schmelzpunkt [°C]	Verdampfungs- temperatur [°C]	Dichte [g/cm ³]	Wärme Leitfähigkeit [W/mK]	Wärmekapazität [J/gK]
Aluminium	660	2520	2.7	210-220	0.900
Kupfer	1083	2560	8.93	394	0.386

Tabelle 5.1: Physikalische Eigenschaften der zu verbindenden Grundwerkstoffe [11],[10]

5.2 Analysemethoden

5.2.1 Makroskopische Bewertung

Nach der Durchführung der Schweißungen wurden die Schweißnähte vorerst einer makroskopischen, optischen Sichtprüfung unterzogen. Unter Makroskopie versteht man die grobe Beobachtung. Daraus ergibt sich eine Beurteilung, die sich auf die mit bloßem Auge erkennbare Struktur beschränkt, beziehungsweise eine Bewertung unter zu Hilfe-nahme einfacher, optischer Hilfsmittel wie Lupe, etc. Diese Prüfung der Versuche liefert mit geringem Material und Zeitaufwand die ersten Anhaltspunkte über den Erfolg der Schweißungen. Da das Gefüge dabei natürlich nicht erkennbar ist, beschränkt man sich auf klassische Schweißdefekte wie Nahtdurchhang, Schweißspritzer und dergleichen. In Folge können aus der Menge der Versuche jene Schweißungen ausgewählt werden, bei denen weitere metallurgische Untersuchungen sinnvoll erscheinen. Da der Aufwand für die weiteren Untersuchungen nicht unerheblich ist, wurden nicht alle Schweißnähte nach der makroskopischen Sichtprüfung näher untersucht.

5.2.2 Vorgangsweise beim Anfertigen der Schliffbilder

1. Trennen der Proben

Die nach der makroskopischen Bewertung ausgewählten Proben wurden auf einer herkömmlichen Drehbank mittels eines speziellen Schneidaufsatzes mechanisch getrennt. Dabei wurden verschiedenste Einspannvorrichtungen verwendet, um Belastungen und Vibrationen auf die Proben so gering wie möglich zu halten.

2.Schleifen des Querschliffes

Im Anschluß wurden die Schnittflächen geschliffen. Der Schleifvorgang erfolgte dabei ausschließlich im nassen Zustand, unter Verwendung von Wasser. Dies war notwendig, um eventuelle Gefügeveränderungen aufgrund hoher Temperaturen zu vermeiden, welche beim Schleifen im trockenen Zustand hätten entstehen können. Der Schleifvorgang erfolgt in 3 Stufen, beginnend bei einer Körnung von 400, gefolgt von Körnung 800 und abschließend mit einer Körnung von 1200.

3.Ätzen des Querschliffes

In weiterer Folge wurden an einzelnen Proben die Oberflächen der Proben geätzt. Ätzmittel führen je nach Orientierung sowie chemischem und physikalischem Verhalten der Gefügebestandteile zu unterschiedlich starkem chemischen Angriff. Diese feinen Veränderungen in der Oberflächenstruktur führen dann, zum Beispiel in Auflicht - Lichtmikroskopen, zur Bildentstehung. Das Reflexionsverhalten wird also so verändert, dass eine Unterscheidung in Bezug auf das Gefüge ermöglicht wird. Das Ätzen ist somit ein Hilfsmittel beim Sichtbarmachen von Wärmebehandlungs-, beziehungsweise Wärmeeinflusszonen, dem Faserverlauf im verwendeten Grundmaterial und dem Rekristallisationsgefüge in der Naht selbst. Man unterscheidet in der Metallographie unterschiedlichste Ätzverfahren, wobei in diesem Fall das so genannte chemische Ätzen zur Anwendung kommt. Die Gefügeentwicklung geschieht durch wässrige Elektrolytlösungen. Für einen bestimmten Werkstoff wird die günstigste Lösung empirisch ermittelt. Genaue Voraussagen sind praktisch nicht möglich. Je nach Art der Durchführung spricht man von Tauch- und Tropfenätzen, Ätzwaschen, Ätzen unter Reibwirkung usw [19], [29]. Als Ätzmittel wurde einerseits das Ätzmittel nach Kellar (5,0 g NaF + 20 ml HCl konz. + 10 ml HNO₃) und entsprechend der Publikation [4] eine Mischung aus 50 und 50 HNO₃ (Salpetersäure) verwendet.

5.2.3 Rasterelektronenmikroskopie und EDX Analysen

1.Trennen der Proben

Da die Proben für REM/EDX Analysen wesentlich höhere Anforderungen hinsichtlich

der Präparation erfordern, müssen diese mit weitaus feineren Schleifmitteln präpariert und wenn erforderlich auch aufpoliert werden. Dazu ist eine Einbettung sehr hilfreich. Mit dieser ist es möglich, den Schleifvorgang definitiv ausschließlich in einer Ebene durchzuführen. Beim Anschleifen ohne Einbettung ist es nur sehr schwer möglich den gesamten Schleifvorgang in einer Ebene durchzuführen. Um die Proben einbetten zu können, müssen diese auf sehr kleine Abmessungen geschnitten werden. Die Schnitte wurden dabei mit dem Accutom-50 Trenngerät durchgeführt, mit welchem vibrationsarm der Trennvorgang durchgeführt werden konnte.

2. Einbetten der Proben

Nachdem die Proben auf kleine Abmessungen (ca. 20 mm x 8 mm x 2 mm) reduziert wurden, wurden die Proben eingebettet. Als Einbettmittel wird das Produkt ClaroCit Kit der Firma Struers verwendet.

3. Schleifen der eingebetteten Proben

Die eingebetteten Proben wurden anschließend auf einer Schleifmaschine in mehreren Stufen unter Verwendung des Kühlmittels Wasser geschliffen. Die finale Körnung betrug 4000. Anschließend wurde die Oberflächen nochmals fein poliert.

4. Rasterelektronenmikroskopie

Ein Elektronenmikroskop ist ein Mikroskop, das das Innere oder die Oberfläche einer Probe mit Elektronen abbilden kann. Da schnelle Elektronen eine sehr viel kleinere Wellenlänge als sichtbares Licht haben und die Auflösung eines Mikroskops durch die Wellenlänge begrenzt ist, kann mit einem Elektronenmikroskop eine deutlich höhere Auflösung (derzeit etwa 0,1 nm) erreicht werden als mit einem Lichtmikroskop (etwa 200 nm) [24]. Beim Rasterelektronenmikroskop (REM) oder (*engl.*: „*scanning electron microscope (SEM)*“) wird ein dünner Elektronenstrahl über das üblicherweise massive Objekt gerastert. Dabei werden aus dem Objekt wieder austretende oder rückgestreute Elektronen, oder auch andere Signale, synchron detektiert, der detektierte Strom bestimmt den Intensitätswert des zugeordneten (momentan vom Elektronenstrahl bestrahlten) Bildpunktes. Meist werden die Daten auch sofort auf Monitoren dargestellt, sodass man den Bildaufbau in Echtzeit verfolgen kann. Die wichtigsten im REM zur Abbildung der Objektoberfläche genutzten Signale sind Sekundärelektronen (SE) und Rückstreuelektronen (BSE). Das Kathodolumineszenz (KL)-Signal ist von untergeordneter Bedeutung und wird nur in speziellen Untersuchungen angewandt [24].

Bei den Sekundärelektronen handelt es sich um niederenergetische Elektronen, die durch den Primärelektronenbeschuss freigesetzt werden. Damit ist eine sehr hohe Auflösung

möglich. Die Sekundärelektronen werden durch eine Saugspannung in Richtung des Detektors beschleunigt und erzeugen dort eine ihrer Menge entsprechende Anzahl von elektrischen Impulsen. Je nach Positionierung des Detektors in der Objektkammer wird ein unterschiedliches Bild erzeugt. Der Standard- Sekundärelektronen -Detektor ist seitlich über dem Objekt angebracht und liefert ein sehr natürliches, räumlich wirkendes Bild, weil die dem Detektor zugewandte Seite heller ist als die abgewandte. Früher nannte man ein REM, das nur in dieser Betriebsart arbeitete, Sekundärelektronenmikroskop. Die BSE sind Elektronen aus dem Primärstrahl, die an den getroffenen Atomkernen an oder bis zu einigen zehn Nanometer unterhalb der Objektoberfläche elastisch gestreut werden. Die Energie der Elektronen liegt dabei im Bereich der eingestrahnten Primärelektronen, die Bildauflösung liegt je nach Primärenergie im Mikrometerbereich [24].

Für REM-Proben sind die meisten Präparationsverfahren beträchtlich einfacher als die für TEM-Proben, da im REM ganze Proben und keine Ultradünnschnitte untersucht werden. Als geplante Analysemethoden werden deshalb in dieser Arbeit ausschließlich REM Untersuchungen durchgeführt. Im Vergleich zur Lichtmikroskopie ist die Präparation aber trotzdem aufwendiger. Die meisten Proben müssen elektrisch leitend gemacht werden, indem sie beispielsweise mit Gold bedampft werden [8].

5. Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX)

EDX ist die englische Abkürzung für (*energy-dispersive x-ray spectroscopy*, wobei x-ray für Röntgenstrahlung steht. Röntgenstrahlen sind ein Ergebnis der unelastischen Streuung der Strahlelektronen mit den Elektronen der Probenatome. Wenn ein Elektron durch ein Strahlelektron aus einem Probenatom herausgeschlagen wird, entsteht dabei eine Lücke in einer inneren Schale der Elektronenhülle, die durch ein Elektron aus einer Schale höherer Energie aufgefüllt wird. Die Energiedifferenz zwischen den Schalen kann dann in Form von Röntgenstrahlung emittiert werden. Der Nachweis und die Analyse der Röntgenstrahlung erlaubt es, die Existenz, die Menge und die Verteilung von Elementen in der Probe zu bestimmen. Ein EDS-Detektor, der an eine REM-Säule angeschlossen ist, erfasst die einfallende Röntgenstrahlung. Die gemessene Energie der erzeugten Röntgenstrahlung ist dabei für ein Element charakteristisch. In einem Spektrum können so alle in dem untersuchten Bereich auftretenden Elemente bestimmt werden [8].

Sämtliche REM-Aufnahmen und EDAX-Analysen in dieser Arbeit wurden in Kooperation mit USTEM (Universitäre Service-Einrichtung für Transmissions-Elektronenmikroskopie [5]) durchgeführt.

5.2.4 Verwendete Geräte bei der Präparation/Untersuchung

Lichtmikroskop

Forschungsmikroskop Zetopan mit Aufsatz für digitale Bildaufnahme

Hersteller: Reichelt Austria

digitale Spiegelreflexkamera Nikon D90

Hersteller: Nikon

Accutron-50

programmierbare Schneidanaloge für hochpräzises, vibrationsarmes Schneiden von Werkstücken

Hersteller: Struers

Spezifikationen:

Geschwindigkeit 300 U/min - 5000 U/min

Vorschub 0.005 mm/s - 3.000 mm/s

Positioniergenauigkeit: 5 µm

Al₂O₃ bzw. Diamanttrennscheiben

Diamanttopfscheibe für harte, spröde und duktile Werkstoffe (91 µm, 40 µm)

Schleifmaschine MetPrep4 mit Powerhead4

Hersteller: Allied

Spezifikationen:

25 programmierbare Präparationsstufen

40-600 U/min

verschiedene Schleifteller für verschiedenste Proben

magnetische Schleifteller für schnellen Wechsel der Schleif- und Polierscheiben

4 Proben gleichzeitig bearbeitbar

Rasterelektronenmikroskop

FEI TECNAI F20

EDAX Analysesoftware

EDAX Genesis

5.2.5 Beurteilung von Schweißfehlern

Um möglichst viele Informationen eines Versuches zu erhalten, wurde jede geschweißte Probe zweimal durchgeschnitten. Dadurch wurde die Probe in drei annähernd gleich große Teile geteilt. Dadurch war je Probe die Möglichkeit vorhanden vier Querschnitte anzufertigen. Dies war insofern von Bedeutung, um eventuelle Schwankungen entlang einer Schweißnaht genauer untersuchen zu können. Die Benennung wurde dabei in a,b,c oder 1,2,3 gewählt. Da am mittleren Teil der Probe zwei Möglichkeiten für das Anfertigen eines Querschliffes vorhanden sind, wird für diesen nochmals unterschieden in b1/b2 bzw. 2a/2b. Sollen beispielsweise für die Probe H2 Querschliffe angefertigt werden, so wäre die Benennung der 3 Teile nach dem mechanischen trennen H2a, H2b und H2c, die vier Querschliffe hätten in der Folge die Bezeichnung H2a, H2b1, H2b2 und H2c. Die Einzelteile des Versuches H2 samt Darstellung der dazugehörigen Querschliffe sind in Abbildung 5.1 dargestellt.

Um die Schweißfehler zu kategorisieren, wurden diese generell in Risse und Poren unterteilt. Innerhalb dieser beiden Gruppen wurde nochmals in große und kleine Fehler unterteilt. Als Kriterium einer großen Pore (P) wurde dabei ein Porendurchmesser von mindestens 0,25 mm gewählt. Poren mit einem Durchmesser kleiner als 0,25 mm, aber größer als 0,1 mm wurden als kleine Poren (p) eingestuft. Poren unter einer Größe von 0,1 mm wurden aufgrund ihres sehr geringen Einflusses nicht berücksichtigt. Bei den Rissen zählt eine Risslänge von 1 mm als Übergangskriterium. In Abbildung 5.2 ist ein Querschliff abgebildet, in dem sowohl große Poren als auch eine kleine Pore als Schweißfehler vorhanden sind.

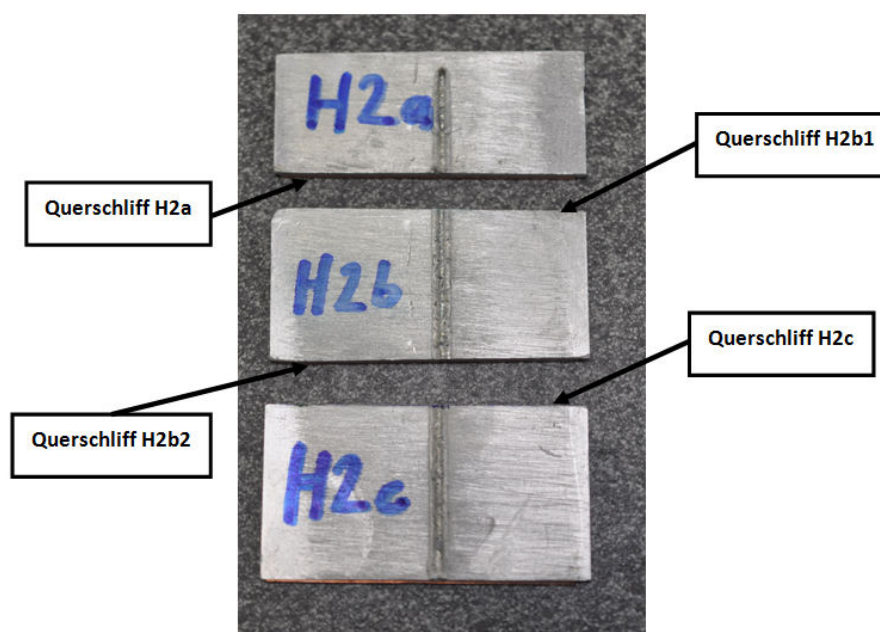


Abb. 5.1: Bezeichnung der Querschliffebenen einer mehrmals durchtrennten Probe

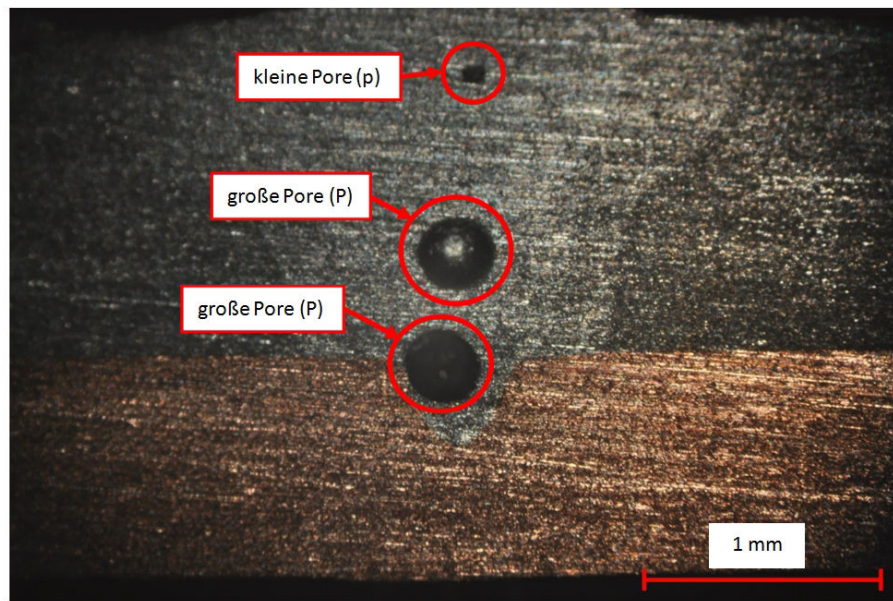


Abb. 5.2: Darstellung der Klassifizierung der Schweissfehler (p) und (P)

5.3 Beschreibung des geplanten Schweißprozesses

Im Folgenden soll der für die Versuche geplante Prozess beschrieben werden, unterstützt mit schematischen Abbildungen. Im ersten Schritt trifft der Laserstrahl auf die Aluminiumoberfläche. Dabei muss die Leistung mindestens so hoch gewählt werden, dass trotz der hohen Reflektivität des Aluminiums ein lokales Aufschmelzen auf der Aluminiumoberfläche eintritt, wie schematisch in Abbildung 5.3 dargestellt ist.

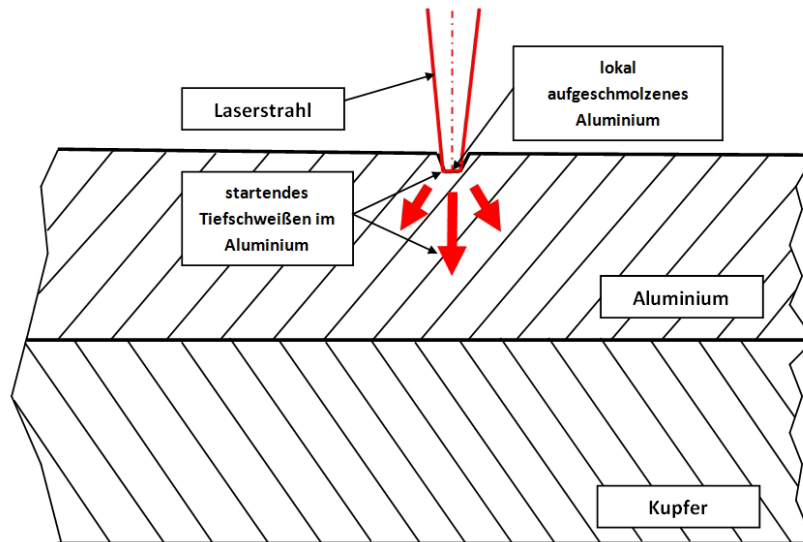


Abb. 5.3: Aufschmelzen der Aluminiumoberfläche

Sind diese Voraussetzungen gegeben, so kann sich ab einer gewissen Intensität von mindestens 10^6 W/m^2 ein sogenannter Tiefschweißeffect ausbilden. Durch Mehrfachreflexionen an den Seitenwänden und Fresnelabsorption wird in der Folge eine schlanke Dampfkapillare gebildet werden, welche mit zunehmender Prozessdauer in die Tiefe wächst. Es entsteht dadurch im Aluminium eine für das Laserschweißen charakteristische schlanke Schweißnaht, mit einem entsprechend großen Tiefe zu Breite Verhältnis (*engl.: „aspect ratio“*) [20],[6].

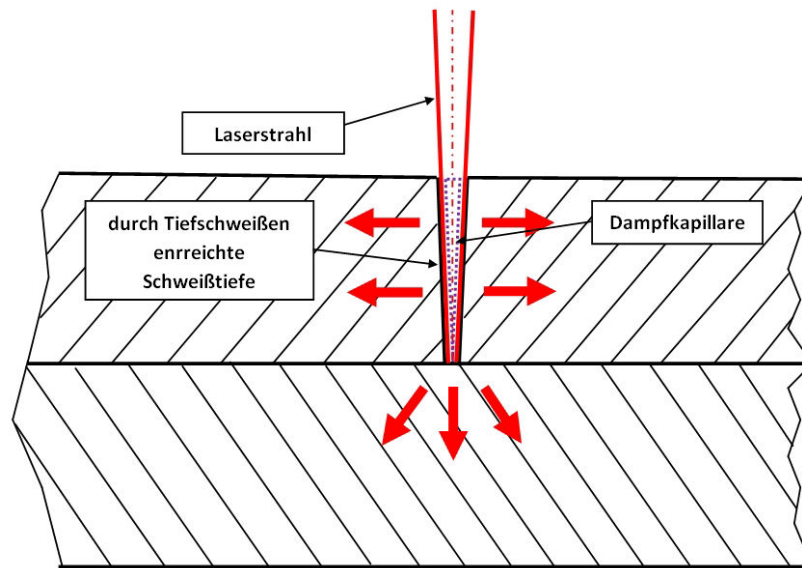


Abb. 5.4: Ausbildung der Schweißnaht im Aluminium

Hat die Dampfkapillare eine Tiefe entsprechend der Dicke der Aluminiumprobe erreicht, so trifft die Laserstrahlung auf die Kupferprobe, was in Abbildung 5.4 dargestellt ist. Die genauen Vorgänge können hier nur bedingt vorhergesagt werden, es ist aber anzunehmen, dass es zumindest zu einer gewissen Unterbrechung des Fortschreitens der Dampfkapillare kommen wird. Während des Erwärmens der Kupferoberfläche wird höchstwahrscheinlich ein Großteil der eingekoppelten Wärme durch verschiedenste Wärmetransportprozesse seitlich abgeführt werden und dadurch der aufgeschmolzene Bereich in der Aluminiumprobe wesentlich verbreitert werden, was in Abbildung 5.5 schematisch dargestellt ist. Weiters ist anzunehmen, dass es während dieses Prozesses zu keiner wesentlichen Verbreiterung der Dampfkapillare an sich kommt, diese sollte trotz des Auftreffens auf die Kupferoberfläche annähernd gleich in ihrer Geometrie bleiben.

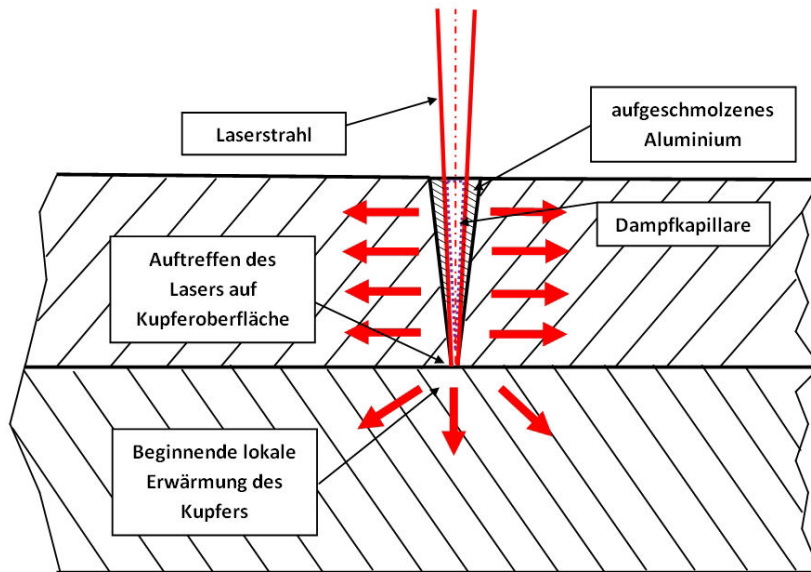


Abb. 5.5: Vergrößerung des aufgeschmolzenen Bereichs

Ist das Kupfer lokal auf Schmelztemperatur erwärmt worden, so kann der Tiefschweißeffekt weiter fortgesetzt werden, sodass sich die Dampfkapillare weiter in die Tiefe entwickeln kann. Dieser Zeitpunkt ist in Abbildung 5.6 schematisch dargestellt. Es ist anzunehmen, dass die Kombination aus Dampfkapillare und Laserstrahlung den Erwärmungsvorgang im Kupfer in hohem Maße beschleunigt.

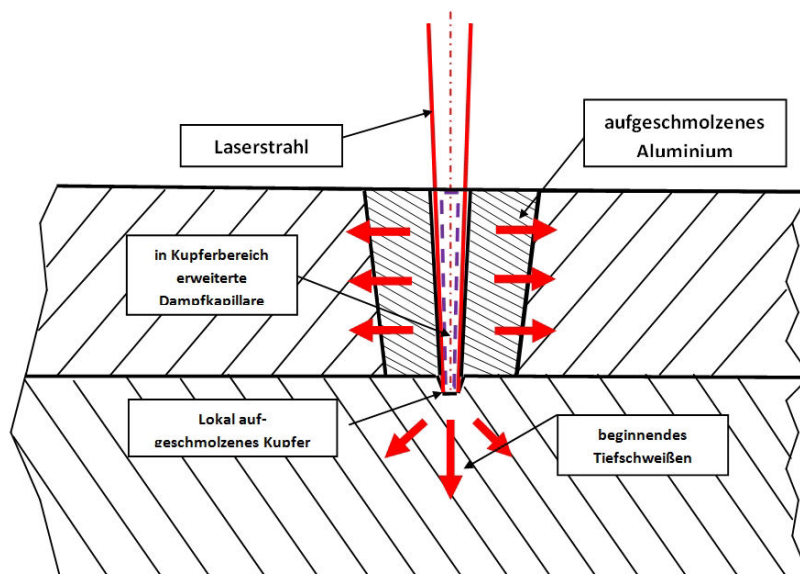


Abb. 5.6: Aufschmelzen der Kupferoberfläche

Aufgrund der erhöhten Wärmeleitung des Kupfers (siehe Tabelle 5.1) kann man davon ausgehen, dass Wärme in einem größeren Maße seitlich abtransportiert werden wird, weshalb sich höchstwahrscheinlich nicht allzu schlanke Schweißnähte im Kupfer ausbilden werden. Je nach Parametereinstellung sollte die finale Tiefe der Schweißnähte frei wählbar sein. Geplant sind Schweißnähte, welche vollständig das Kupfer durchdringen (sogenannte vollständige Durchschweißungen), aber auch Schweißnähte, welche im Kupferwerkstoff enden. In Abbildung 5.7 ist die finale Schweißnaht schematisch dargestellt, als Variante ohne vollständige Durchdringung des Kupferbleches.

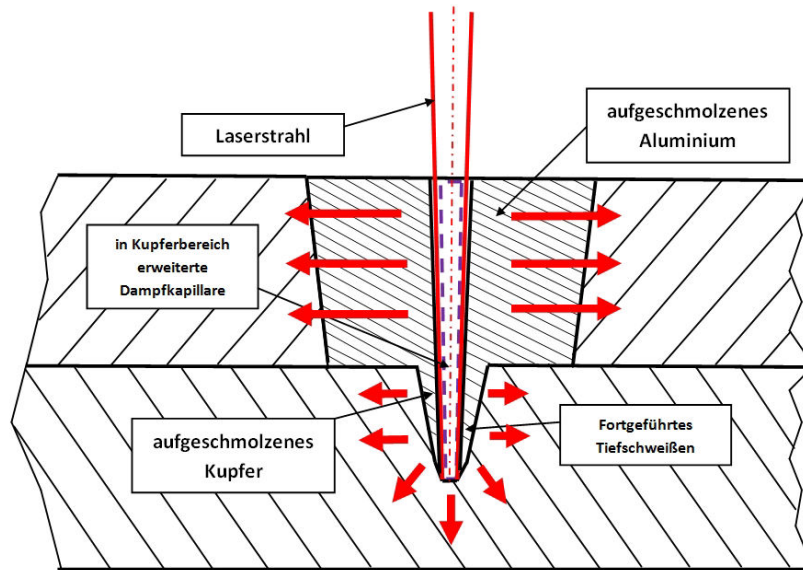


Abb. 5.7: Erweiterung der Dampfkapillare in den Kupferbereich

Als Konsequenz des Aufschmelzens beider Metalle und in Kombination mit den sehr kurzen Prozessdauern sind verschiedenste hochdynamische Strömungsvorgänge zu erwarten. In der Folge wird es zu einer gewissen Durchmischung der beiden flüssigen Metalle während des Schweißvorganges kommen. Mögliche Strömungsvorgänge wurde in Anlehnung an eine Publikation [30] in Abbildung 5.8 eingezeichnet. Generell ist eine Durchmischung so weit als möglich zu verhindern, um die Bildung von intermetallischen Phasen zu verhindern. Von entscheidender Bedeutung wird daher sein, welche Konsequenz die nicht vermeidbare Durchmischung haben wird. Für genauere Aussagen der Strömungsverhältnisse wären beispielsweise CFD Simulationen notwendig.

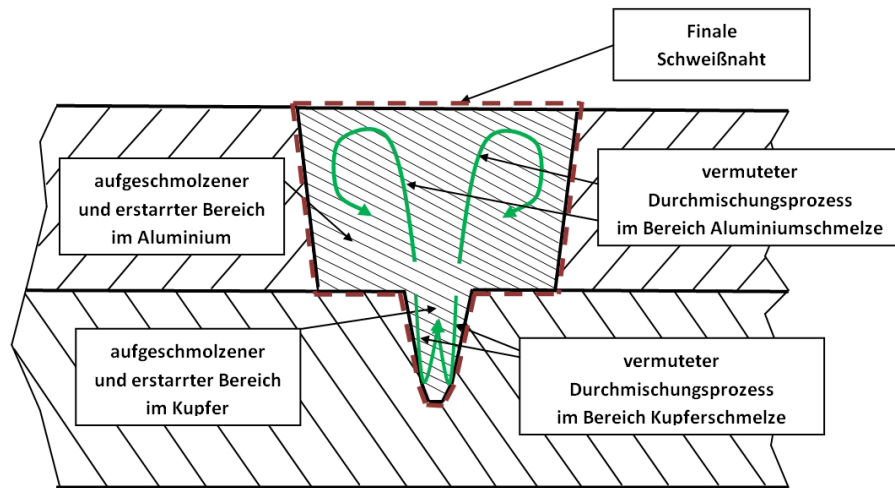


Abb. 5.8: Mögliche Strömungsvorgänge während des Schweißvorganges

5.4 Versuchsreihe A

Die erste Versuchsreihe wurde in Anlehnung an die Daten aus der Literatur gestartet. Als erste Erkenntnis zeigte sich, dass deutlich höhere Leistungen notwendig waren, um zumindest ein partielles Aufschmelzen des Aluminiums erreichen zu können. Es war festzustellen, dass sich zwar einerseits Schweißnähte herstellen ließen, diese jedoch keineswegs reproduzierbar waren. Das Ergebnis war in großem Maße von der Art der Einspannung abhängig. Der Ansatz dieses Problem zu lösen bestand entweder darin, den exakten Kontaktdruck zu bestimmen oder diesen rein relativ gesehen für alle Proben gleich einstellen zu können. Zweiteres wurde mit dem Ziel gewählt, diesen so hoch wie möglich einzustellen, um im Idealfall zumindest im Schweißbereich einen annäherend spaltfreien Übergang („technischer Nullspalt“) gewährleisten zu können. Dadurch wären erstens gleiche Bedingungen bei den einzelnen Versuchen vorhanden und andererseits ein optimaler Wärmeabfluss gewährleistet. Des Weiteren sollte dadurch den in der Folge entstehenden intermetallischen Phasen die notwendige Energie entzogen werden, um deren Wachstum zu hemmen. Weiters zeigte sich auch, dass sich zwar generell Schweißnähte reproduzierbar herstellen ließen, diese jedoch sehr schmal waren und in der Folge die Festigkeit der Schweißnähte nur sehr gering war.

5.5 Versuchsreihe B

Ziel dieser Versuchsreihe war es, das Prozessfenster zu vergrößern, um zumindest bei geringen Variationen einiger Parameter trotzdem eine Schweißnaht erzielen zu können.

Insbesondere die Fokusslage wurde in dieser Versuchsreihe näher untersucht, mit dem Ziel generell breitere Schweißnähte zu erzielen. Querschliffe und Analysen aus der Literatur [15,18] und auch Schweißverbindungen, die in der Vergangenheit am Institut durchgeführt wurden, zeigten deutlich breitere Schweißnähte, als die in den der Versuchsreihe A erzielten Ergebnisse. In der Folge wurde daher bei gleichbleibenden Parametern die Fokusslage variiert. Aufgrund der hohen Strahlqualität des Faserlasers zeigte sich jedoch, dass erst ab Fokusveränderungen in der Vertikalen im Millimeterbereich Änderungen auf der Schweißnahtoberseite zu Folge hatten. Auch bestand bei diesem Verfahren die Gefahr vom Tiefschweißen in das reine Wärmeleitungsschweißen überzugehen, da mit einer Vergrößerung des Fokussdurchmessers auf der Oberfläche auch die Intensität reduziert wurde und in der Folge die Schwelle zur Bildung der notwendigen Dampfkapillare nicht mehr erreicht werden konnte. Es zeigte sich, dass zwar die Breite der Schweißnaht tendenziell zunahm, aber bei Weitem nicht in dem erhofftem Ausmaß. Auch konnte die Leistung respektive die Streckenenergie nicht beliebig erhöht werden, da zwar dadurch die notwendige Intensität für den Tiefschweißeffekt gewährleistet werden konnte, dies aber zur Folge hatte, dass die Proben durchgeschnitten wurden. Damit ist gemeint, dass soviel Energie zugeführt wurde, dass die Proben nicht nur vollständig durchgeschweißt, sondern in der Folge auch entweder vollständig oder partiell durchgeschnitten wurden, begleitet von starken Spritzern. Es lässt sich festhalten, dass durch Veränderung der Fokusslage sich zwar die Schweißnahtbreite auf der Oberfläche vergrößern ließ, aber bei Weitem nicht in dem erhofften Ausmaß.

Interessant war auch jenes Phänomen, dass bei erhöhten Schweißgeschwindigkeiten die Leistung nicht entsprechend erhöht werden musste, um ein annähernd gleiches Schweißergebnis zu erzielen. Grundlage der rein optischen Beurteilung war dabei sowohl das Schweißbild an der Oberfläche als auch an der Unterseite, sprich im Kupferblech. Die Ergebnis hierfür ist m.M. nach auf zwei Ursachen zurückzuführen. Anscheinend ist eine Mindestintensität erforderlich, um die für den Tiefschweißeffekt notwendige Dampfkapillare zu erzielen. Ist diese Schwelle erreicht, kann in der Folge die Geschwindigkeit zumindest in der gewissen Masse erhöht werden, ohne dass es zu einer nennenswerten Reduktion der Einschweißtiefe kommt. Weiters kennzeichnet beide beteiligten Werkstoffe eine hohe Wärmeleitfähigkeit. Dies hat die Folge, dass die eingebrachte Wärme sehr schnell abgeleitet wird. Erhöht sich jedoch die Schweißgeschwindigkeit, so lässt sich dieser Effekt zumindest einigermaßen abmildern, was zur Folge hat, dass effektiv gleichviel Nutzwärme für den Prozess vorhanden ist.

5.6 Versuchsreihe C

Ziel dieser Versuchsreihe war es, erstmals die genauen Prozessparameter zu definieren, mit denen eine reproduzierbare Schweißverbindung hergestellt werden kann. In der Folge sollen an diesen dann erstmals Querschliffe angefertigt werden um die genaue Schweißnahtgeometrie näher analysieren zu können. Weiters war es das Ziel, mittels geeigneter Aufheiztechniken eine annähernd gleichmäßige Schweißnaht zu erzielen, um gegebenenfalls an einer Probe mehrere Querschliffe anfertigen zu können. In den vorigen Versuchsreihen konnten zwar mit steigendem Erfolg Schweißnähte hergestellt werden, jedoch stellten sich diese erst nach einigen Zentimetern ein, was auf eine nicht ausreichende Wärmeeinkopplung am Beginn des Schweißprozesses zurückzuführen war. Auch zeigte sich bei einigen Versuchen, dass im ersten Teil der Probe eine Schweißnaht erfolgreich realisiert werden konnte, dann aber ein partielles Aussetzen der Schweißnaht eintrat. Mittels entsprechender Vorwärmung am Beginn der Schweißnaht im Bereich vom einigen Zehntel Sekunden konnten dieser Effekt korrigiert werden. Zu erwähnen ist auch das bereits in Versuchsreihe B erwähnte Phänomen, dass mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit die Leistung nicht in gleichem Maße erhöht werden musste. Weiters sollte in dieser Versuchsreihe erstmals untersucht werden, inwiefern es möglich ist, eine Schweißnaht zu erzielen, bei der das Kupferblech vollständig durchgeschweißt wird, jedoch gleichzeitig in der Versuchsanordnung nicht soviel Energie eingebracht werden sollte, dass die Proben zerschnitten werden. Hintergrund dieses Ansatzes war, die Möglichkeit einer vollständigen Durchschweißung näher untersuchen zu können, mit dem Ziel derartige Querschliffe dann mit den herkömmlichen nicht durchgeschweißten Varianten zu vergleichen. Als erste Erkenntnis zeigte sich, dass derartige Durchschweißungen prinzipiell reproduzierbar möglich waren. Weiters zeigte sich jedoch der ebenfalls in der Literatur [15] beschriebene Nachteil, nämlich die mit dieser Variante verbundene Verschmutzung der Auflageseite. Um eine nicht vollständig durchgeschweißte Naht zu erzielen, musste die Fokussierung verändert beziehungsweise der Fokussdurchmesser erhöht werden. Dies hatte weiters den Vorteil, dass die Schweißnahtoberseite zumindest etwas vergrößert wurde, was auf tendenziell breitere Schweißnähte schließen ließ. Ebenfalls zeigte sich, dass es derzeit nur mittels einer gewissen Aufheizdauer möglich war, gleichmäßige Schweißnähte über die gesamte Länge zu erzielen. Deswegen wurde ebenfalls eine gewisse Aufheizdauer als Ausgangswert für die weiteren Versuchsreihen definiert.

Abschließend lässt sich festhalten, dass es zwar mit minimalem Fokus möglich war, Schweißnähte herzustellen, diese jedoch eine geringe Breite aufgrund der hohen erreichbaren Fokussierbarkeit des Faserlasers auswiesen. Die Unterschiede waren nicht sehr groß, jedoch zeigten erste grob angefertigte Schliffbilder, dass die Schweißnähte mit einem leicht vergrößerten Fokussdurchmesser eine höhere Schweißnahtgüte aufwiesen, da die Schweißnähte insgesamt breiter ausfielen, was generell von Vorteil für die Festigkeit ist.

5.7 Versuchsreihe D

Parameter	mindestens	maximal
Leistung	1000 W	1500 W
Schweißgeschwindigkeit	10 mm/s	100 mm/s
Streckenenergie	50 J/mm	150 J/mm
Fokusradius	0,114 mm	0,156 mm
Vorwärmzeit	0 s	0,5 s
Schutzgasart	Argon	
Schutzgasmenge	15 l/h	

Tabelle 5.2: Parameter der Versuchsreihe D

Versuch	Leistung [W]	Geschw. [mm/s]	Energie [J/mm]	Fokusradius [mm]	Aufheizdauer [s]
D1	1500	30	50	0,114	0.5
D2	1500	20	75	0,128	0.5
D3	1500	10	150	0,128	0.5
D4	1500	30	50	0,142	0.5
D5	1500	20	75	0,142	0.5
D6	1500	10	150	0,156	0.5
D7	1000	15	66.6	0,156	0.5
D8	1500	20	75	0,128	0.5
D9	1500	40	37.5	0,128	0.5
D10	1500	40	37.5	0,128	0.5

Tabelle 5.3: Schweißversuche der Versuchsreihe D

Probe	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler
D3.1								
	D3.1a	-	D3.2b1	P,P,P,p,p,p	D3.2b2	P,P,p,p,p	D3.3a	P,p
D3.1								
	D3.4a	P,p	D3.5b1	P,p,p,p	D3.5b2	-	D3.6a	R
D4								
	D4.1a	P,P	D4.2b1	p,p,p,p	D4.2b2	P,P	D4.3c	P,p,p
D5								
	D5.1a	R	D5.2b1	P,p	D5.2b2	P,p	D5.3c	P,P
D6.1								
	D6.1a	P	D6.2b1	P,p	D6.2b2	P	D6.3c	P,P,p
D6.2								
	D6.4a	p,p	D6.5b1	p,p,p	D6.5b2	P,p	D6.6a	P,P

Tabelle 5.4: Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe D

Ziel dieser Versuchsreihe war es, erstmals Querschliffe anzufertigen, um weitere Informationen hinsichtlich der Schweißnahtform zu bekommen. Von jeder Parameterkombination wurden mindestens 2 Schweißversuche durchgeführt, um je Versuch mehrere

Querschliffe anfertigen zu können. Die erste Analyse der Querschliffe zeigte, dass fast alle Schweißnähte Poren enthielten, siehe Abbildungen 5.9ff. Auffallend war auch, dass diese Poren auch bei sämtlichen durchgeschweißten Proben enthalten waren, obwohl anzunehmen war, dass hier ein entsprechendes Ausgasen der Schweißnaht leicht zu erreichen sein müsste. Der Vergleich der einzelnen Querschliffe zeigte ebenfalls, dass bei den Querschliffen die Poren immer an verschiedenen Stellen aufzufinden waren, es gab keinen markanten Bereich, an denen die Schweißfehler häufiger aufzufinden waren. Auch hinsichtlich der Größe gab es unter den Proben ein großes Spektrum, von Poren sehr geringer Größe bis hin zu Porengrößen von einigen Millimetern. Es zeigte sich auch, dass die Porenverteilung bei zwei Proben, welche mit identen Parametern geschweißt wurden, stark unterschiedlich war. Dies war insofern nicht verwunderlich, da auch die Porenverteilung innerhalb einer Probe sehr stark schwanken konnte. In Tabelle 5.4 sind die Schweißfehler der einzelnen Querschliffe ausgewertet worden, in Analogie zu der in Kapitel 5.2.5 erklärten Einstufungsmethodik. Eine gewisse Auffälligkeit bei der Analyse der Querschliffbilder bestand jedoch bei den Proben der Parameterkombination D6. Dabei wurde eine stark erhöhte Defokussierung des Laserstrahls programmiert, wie in Tabelle 5.3 dargestellt. Hier wiesen untersuchte Querschliffe ebenfalls Poren auf, jedoch waren diese tendenziell am Rande der Schweißnaht vorhanden und nicht im Gebiet des direkten Überganges. Da der Übergangsbereich höchstwahrscheinlich der empfindlichste Bereich der Schweißverbindung ist, könnte dies ein Vorteil gegenüber anderen Schweißnähten darstellen. Ungeachtet der Porenproblematik zeigte sich auch, dass die Breite der Schweißnaht mit zunehmender Tiefe stark abnahm. Das Ziel mit einem vergrößerten Fokusdurchmesser auch breitere Schweißnähte zu erzielen, konnte zwar erreicht werden, die Breite der Schweißnähte war aber im Vergleich zu einigen in der Literatur [15] geschilderten Nähten noch immer gering. Das Ziel der nächsten Versuche war daher, primär die Poren zu minimieren und sekundär die Breite der Schweißnähte zu erhöhen. Der Vorteile einer Verbreiterung der Schweißnaht liegt hauptsächlich in der damit verbunden Erhöhung der Festigkeit der Verbindung.

Zusätzlich wurden für einzelne Proben erstmals auch Ätzungen an den Querschliffen durchgeführt. Primäres Interesse war dabei Information bezüglich der Wärmeeinflusszone im Kupferbereich zu erhalten. Mit den bisherigen Methoden der Querschliffanalysen ist jener Bereich des Aluminiums, welcher aufgeschmolzen wurde, einigermaßen gut erkennbar und teilweise sogar in mehrere Bereiche unterteilbar. Hinsichtlich des aufgeschmolzenen Kupferbereiches waren jedoch auf den bisherigen Querschliffen keine Strukturen erkennbar, welche durch die eingebrachte Wärme aufgeschmolzen und abschließend erstarrt worden sind. Dabei kann es mehrere Gründe geben, warum bis jetzt keine Gefügeänderungen am Randbereich der Schweißnaht ersichtlich sind:

Hauptgrund könnte sein, dass jener Bereich an der Grenze der Schweißnaht nahezu, im Gegensatz zur Aluminiumbereich, keine Gefügeänderung infolge des Aufschmelzens und der anschließenden Erstarrung erfährt und in der Folge im Querschliff dadurch nicht vorhanden ist. Ebenfalls möglich ist, dass jener Bereich, der aufgeschmolzen wird vollständig in die Schweißnaht getrieben wird und in der Folge keine Erstarrungsmechanismen hinsichtlich des Kupfers außerhalb der Schweißnaht existieren. Dabei sollte es aber zumindest zu Gefügeänderungen im festen Zustand an der Grenzfläche zur Schweißnaht aufgrund des hohen Temperaturgradienten kommen, außer dieses Gefüge ist auch wie im ersten Fall resistent gegen sämtliche Temperatureinwirkungen.

In Abbildung 5.12 ist ein angeätzter Querschliff aus der Serie D abgebildet. Als Ätzmittel wurde eine mit Wasser verdünnte Salpetersäure (50% HNO_3 , 50% H_2O) verwendet, Einwirkdauer ca. 2 min. Bei einigen Proben war dabei erstmals rund um die Schweißnaht im Kupferbereich ein leicht veränderter Bereich erkennbar. Unklar ist, ob es sich dabei um aufgeschmolzenes und wieder erstarrtes Material handelt oder um rein temperaturverändertes Material, was nie den Schmelzbereich erreicht hat. Es muss jedoch angemerkt werden, dass die optische Veränderung nicht bei jedem geätzten Querschliff vorhanden war. Ein möglicher Grund kann sein, dass je nach Parameterkombination unterschiedliche Gefügeänderungen vonstatten gehen, wovon dann nur gewisse mittels Ätzung hervorgehoben werden können. Ebenfalls angeführt werden muss die Möglichkeit, dass tatsächlich eine der weiter oben angeführten Vorgänge vonstatten geht und es sich hier um eine rein optische Erscheinung handelt. Interessant ist die Tatsache, dass anscheinend jene Schicht direkt im Übergang weggeätzt wurde, weshalb in der Abbildung 5.12 quasi eine Trennung zwischen Schweißnaht und Kupferblech erscheint.

Der hohe Einfluss des Ätzmittels in Kombination mit der Präparation der Probe ist weitläufig bekannt [??],[31]. Falls erforderlich soll deshalb in Zukunft mittels anderen Methoden, beispielsweise der Elektronenmikroskopie, die Wärmeeinflusszone des Kupferbereiches analysiert werden.



Abb. 5.9: Querschliff Probe D 3.2b1 und D3.4a

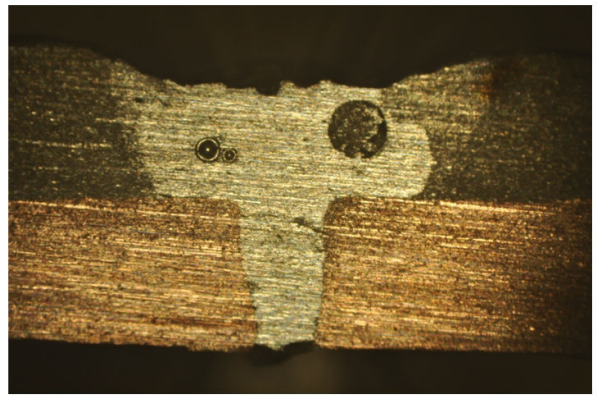
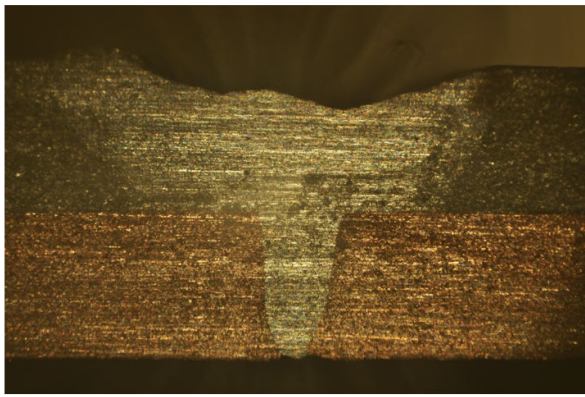


Abb. 5.10: Querschliff Probe D 3.5b1 und D4.3c

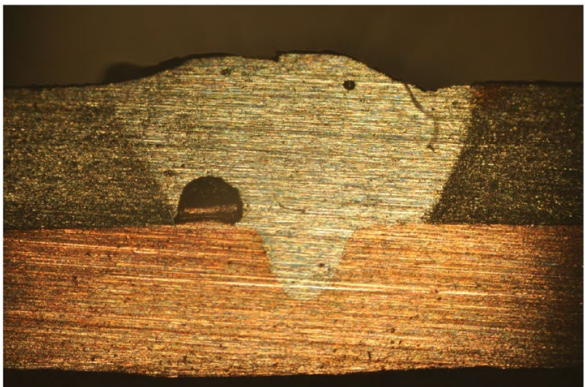


Abb. 5.11: Querschliff Probe D 6.1 und D6.2a



Abb. 5.12: Geätzter Querschliff der Serie D, Ausschnitt Kupferbereich

5.8 Versuchsreihe E

Parameter	mindestens	maximal
Leistung	500 W	1500 W
Schweißgeschwindigkeit	15 mm/s	30 mm/s
Streckenenergie	50 J/mm	100 J/mm
Fokusradius	0,114 mm	0,142 mm
Vorwärmzeit	0,5 s	
Schutzgasart	Argon	
Schutzgasmenge	15 l/h	

Tabelle 5.5: Parameter der Versuchsreihe E

Versuch	Leistung [W]	Geschw. [mm/s]	Energie [J/mm]	Fokusgröße [mm]	Aufheizdauer [s]
E1	1500	30	50	0,142	0.5
E2	1500	30	50	0,128	0.5
E3	1500	30	50	0,114	0.5
E4	1500	30	50	0,156	0.5
E5	1500	15	100	0,156	0.5
E6	1500	15	100	0,142	0.5
E7	1000	15	66.6	0,128	0.5
E8	1000	15	66.6	0,114	0.5
E9	1000	15	66.6	0,114	0.5
E10	1000	15	100	0,128	0.5

Tabelle 5.6: Schweißversuche der Versuchsreihe E

Probe	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler
E1.1								
	E1.1	P,p,p	E1.2a	P,p,p	E1.2b	P,P,p	E1.3	P,P
E1.2								
	E1.4	beschädigt	E1.5a	p	E1.5b	p	E1.6	P
E2								
	E2.1	P,P	E2.2a	P,P,p,p	E2.2b	P,P	E1.6	beschädigt
E6.1								
	E6.1	P,P	E6.2a	P,P,P,P	E6.2b	P,P,p	E6.3	P,p
E6.2								
	E6.4	p,p	E6.5a	P,P,p	E6.5b	fehlerfrei	E6.6	P,P,p,p
E7								
	E7.1	P,P,P	E7.2a	p,p,p	E7.2b	fehlerfrei	E7.3	P,P,P,p
E8								
	E8.1	P,p,p	E8.2a	P,P,P,P,P,p	E8.2b	P,p	E8.3	P,P,p,p,p

Tabelle 5.7: Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe E

Um primär die Schweißnahtbreite zu erhöhen, gab es zwei Ansätze: Entweder wird mehr Energie in die Versuchsanordnung eingebracht oder die bisher eingebrachte Ener-

gie musste besser ausgenutzt werden. Aufgrund der verwendeten Werkstoffe Aluminium und Kupfer, welche über eine sehr hohe Wärmeleitung verfügen, wurde ein Großteil der eingebrachten Energie von der Schweißstelle leider sehr schnell abgeleitet. Da die Proben mittels Spannwerkzeugen stark mit der Auflagefläche verbunden waren, um den für die Reproduktion notwendigen technischen Nullspalt gewährleisten zu können, war auch die Wärmeleitung von den Proben in die darunter befindliche Auflage problemlos möglich. Die Auflage der Versuchsanordnung bestand ebenfalls aus einer Aluminiumlegung, mit den damit verbundenen guten Wärmeleitungseigenschaften. Um zumindest den Wärmefluss in diese Auflagefläche zu unterbinden, wurde in dieser Versuchsreihe eine Keramik als Auflagefläche verwendet. Dadurch sollte es prinzipiell möglich sein, wesentlich mehr nutzbare Energie in der Versuchsanordnung zu Verfügung zu haben, um mehr Aluminium aufschmelzen zu können und in der Folge breitere Schweißnähte erzielen zu können. Weiters sollten dadurch die Erstarrungsvorgänge dahingehend verzögert werden, um einen abrupten Kollaps der Dampfkapillare zu verhindern um dadurch eventuell den in der Schmelze befindlichen Wasserstoff mehr Zeit zu lassen um vollständig ausgasen zu können. Dieser Ansatz war nicht unumstritten, da die nun zusätzlich vorhandene Energie auch dazu genutzt werden könnte, um das intermetallische Phasenwachstum zu vergrößern, was maßgeblich die Qualität der Schweißnähte reduzieren könnte, wie in der Literatur mehrfach erwähnt [7],[2] wurde. Die Analyse der Querschliffe zeigte, dass die Auswirkungen der Keramikunterlage leider nicht wesentlich positiv waren. Weder konnte die Schweißbreite wesentlich vergrößert werden, noch waren in den Proben deutlich weniger Poren vorhanden. Im Vergleich zu den Querschliffen der Versuchsreihe D waren die Porenerscheinungen sogar ausgeprägter vorhanden, sowohl in der Größe als auch in ihrer Häufigkeit. Da aufgrund der Erkenntnisse dieser Versuchsreihe kein markanter Vorteil einer wärmeisolierenden Keramikunterlage zu erkennen war, sondern lediglich das Risiko des damit verbundenen erhöhten Phasenwachstums, werden die weiteren Versuche ohne derartige Unterlagen durchgeführt.

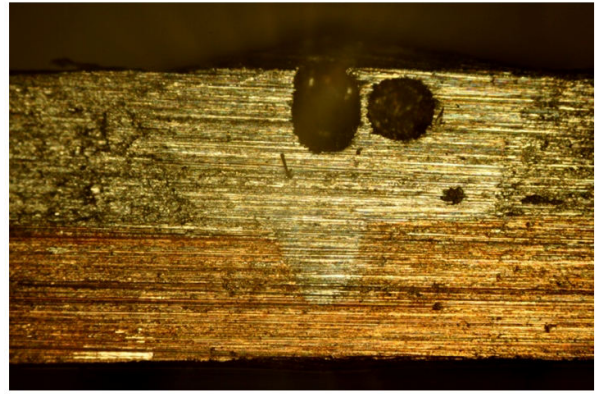
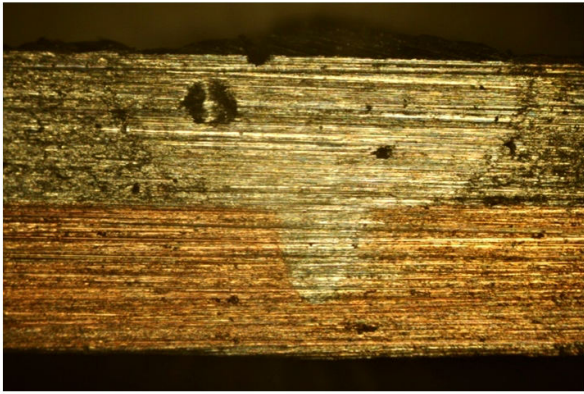


Abb. 5.13: Querschliff Probe E1.1 und E1.2b

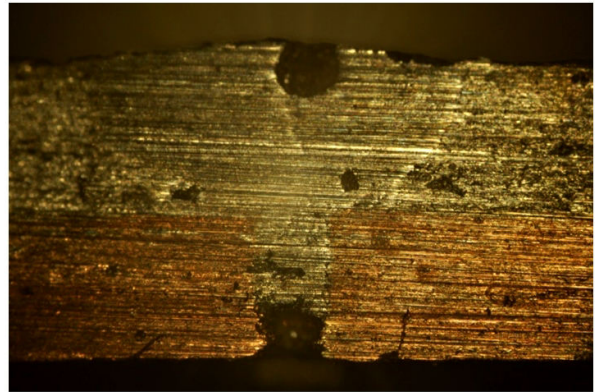
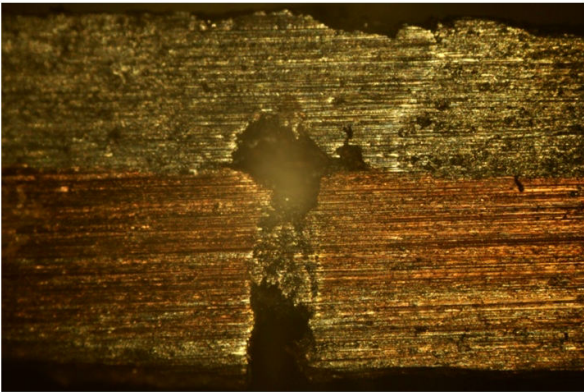


Abb. 5.14: Querschliff Probe E2.1 und E2.2a

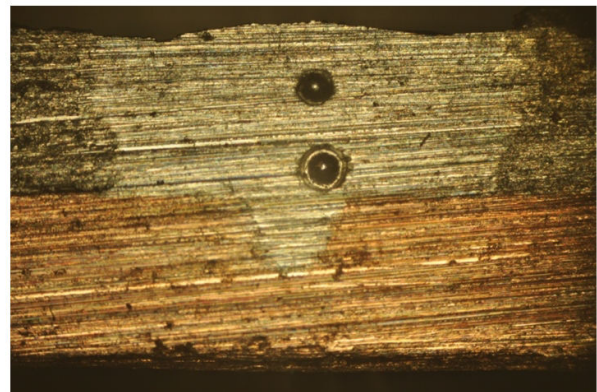
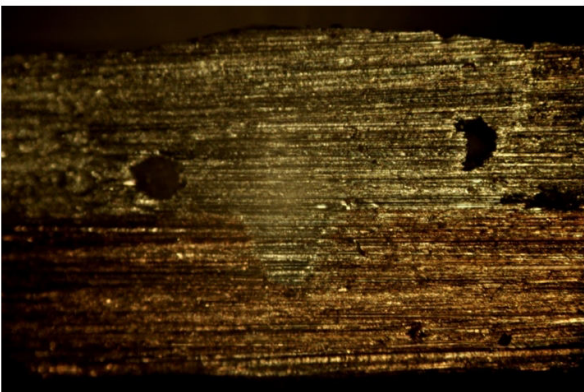


Abb. 5.15: Querschliff Probe E6.1 und E6.4

5.9 Versuchsreihe F

Parameter	mindestens	maximal
Leistung	1500 W	
Schweißgeschwindigkeit	20 mm/s	30 mm/s
Streckenenergie	50 J/mm	75 J/mm
Fokusradius	0,114 mm	0,142 mm
Vorwärmzeit	0.5 s	
Schutzgasart	Helium	
Schutzgasmenge	15 l/h	

Tabelle 5.8: Parameter der Versuchsreihe F

Versuch	Leistung [W]	Geschw. [mm/s]	Energie [J/mm]	Fokusradius [mm]	Aufheizdauer [s]
F1	1500	30	75	0,142	0.5
F2	1500	30	75	0,142	0.5
F3	1500	30	75	0,114	0.5
F4	1500	20	75	0,114	0.5
F5	1500	20	75	0,128	0.5
F6	1500	30	50	0,128	0.5
F7	1500	30	50	0,128	0.5
F8	1500	20	75	0,128	0.5
F9	1500	20	75	0,142	0.5
F10	1500	30	50	0,142	0.5

Tabelle 5.9: Schweißversuche der Versuchsreihe F

Probe	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler
F3								
	F3.1	P,p,p	F3.2a	p,p,p,p	F3.2b	fehlerfrei	F3.3	P,P,P,p
F4_1								
	F4.1	P	F4.2a	p	F4.2b	fehlerfrei	F4.3	P,p
F4_2								
	F4.4	p,p	F4.5a	p	E2.5b	p	F4.6	p,p
F5_1								
	F5.1	p	F5.2a	p,p,p	F5.2b	P,p,p	F5.3	P
F5_2								
	F5.4	P,P,p	F5.5a	P	F5.5b	fehlerfrei	F5.6	fehlerfrei
F7_1								
	F7.1	p	F7.2a	P	F7.2b	P,p,p,p	F7.3	P,p,p
E7_2								
	F7.4	p,p,p	F7.5a	p	F7.5b	p	F7.6	P,P,p
F9								
	F9.1	P,P	F9.2a	P,P,P,p	F9.2b	P	F9.3	R,P,P

Tabelle 5.10: Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe F

Da die bisherigen Versuche allesamt Poren enthielten, sollte dieses Phänomen jetzt ausführlicher untersucht werden. Es gibt laut Literatur drei Möglichkeiten, welche für derartige Schweißfehler kausal sein können: Keyholeinstabilitäten, Schmelzbadinstabilitäten oder metallurgisch bedingte Verunreinigungen. Generell bestand die Annahme, dass die hier aufgetretenen Poren auf die metallurgisch bedingte Wasserstoffentgasung zurückzuführen waren. Aus der Literatur [17],[12] ist bekannt, dass speziell die Oxidhaut stark anfällig ist, Wasserstoff zu binden. Diese wird zwar sofort während des Herstellungsprozesses gebildet, wächst aber mit fortlaufender Dauer. Insbesondere, wenn die Lagerung über längere Zeit in nicht reiner Umgebung erfolgt, ist es durchaus möglich, dass der Grad der Verunreinigung ein erheblich großes Ausmaß annimmt und der in der Oxidhaut enthaltene Wasserstoff während des Schweißprozesses dann zu entweichen versucht. Auf die genaue Entstehung der Wasserstoffbindung während des Entstehungsprozesses der Oxidhaut wurde in Kapitel 4 näher eingegangen. Aus diesen Gründen wurden für die Versuche dieser Versuchsreihe die Oxidhäute an den Proben mechanisch entfernt. Zwar erfolgt dabei unmittelbar danach eine erneute Bildung der Oxidschicht, diese ist jedoch zu der vorherigen frisch gebildet worden und sollte daher annähernd frei von Verunreinigungen sein, solange die Probe zeitnah verarbeitet wird. Weiters sollte diese neu gebildete Schicht eine wesentlich geringere Dicke aufweisen als die ursprünglich vorhandene, welche über mehrere Monate in einem unbekannten Lagerzustand gebildet wurde. Die Analyse der Querschliffe zeigte, dass zwar noch immer in einem Großteil der Proben Poren vorhanden waren, diese jedoch zumindest etwas reduziert wurden. In Tabelle 5.10 ist wieder eine genaue Auswertung der einzelnen Querschliffe der Versuchsreihe F durchgeführt worden. Im Vergleich zur Versuchsreihe E ist ersichtlich, dass die durchschnittliche Anzahl an großen Poren (P) verringert wurde. Positiv ist auch, dass in nur mehr zwei Proben die Poren im kritischen Bereich der Schweißnaht anzureffen waren. In allen anderen Proben waren die Poren im Bereich der Aluminiumschmelze. Daher sollten diese wesentlich weniger Einfluss auf die Festigkeit/Qualität der Schweißnaht haben. In den Abbildungen 5.16ff sind einige Querschliffe der Serie F dargestellt.

Zusätzlich wurden einige Proben zur Analyse an das Institut für Werkstoffwissenschaften der TU Wien [31] geschickt. Dort wurden sowohl Querschliiffuntersuchungen durchgeführt als auch erstmals ein Längsschnitt durch die Schweißnaht der Probe angefertigt. Darunter ist ein Schnitt entlang der Schweißnaht zu verstehen, während bei den Querschliffen wie der Name aussagt, ein entsprechender Schnitt quer zu dem Schnitt zu verstehen ist. Durch die Möglichkeit des Längsschnitts ergibt sich erstmals die Möglichkeit Informationen über die Porenverteilung innerhalb der gesamten Schweißnaht beziehungsweise eines stark ausgedehnten Bereiches zu erhalten. Mit den herkömmlichen Querschliiffuntersuchungen waren immer nur Informationen bezüglich der Schweißfehler an einer Stelle in der Probe verfügbar. Nachteilig an dieser Methode ist die sehr schwierig

durchzuführende Präparation der Probe. Während beim Querschliffanfertigen größtenteils entlang von schweißfreiem Material geschnitten wird und nur eine kurze Distanz die eigentliche Schweißnaht mechanisch bearbeitet und in der Folge belastet wird, erfolgt beim Längsschnitt eine permanente mechanische Belastung infolge der Vibrationen des Schneidwerkzeuges auf die Schweißnaht. Dies hat zur Folge, dass dadurch sehr leicht die Schweißnaht vollständig zerstört beziehungsweise beschädigt werden kann.

Ein Längsschnitt der Parameterkombination F4.6 ist in Abbildung 5.18 dargestellt. Deutlich erkennbar sind dabei eine Vielzahl von Poren. Erkennbar ist auch die ungeordnete Verteilung der Schweißfehler, was erklärt, dass in den vergangenen Querschliffen sowohl porenfreie Ergebnisse erzielt werden konnten als auch Querschliffe mit einer Vielzahl von Schweißfehlern. Von großer Bedeutung für die Qualität der Verbindung ist aber der eigentliche Übergang an sich. Hier sind erstens keine Poren zu verzeichnen und zweitens, was fast noch wichtiger ist, keine Risse zu erkennen. Die Eigenschaften des Überganges sind primär maßgebend für die Qualität der Verbindung. Obwohl im Aluminiumbereich an sich eine Vielzahl von Schweißfehlern durch Poren erkennbar sind, ist im kritischen Bereich des Übergangs kein derartiger Schweißfehler zu verzeichnen. Auch sind keine Risse erkennbar, was aufgrund der spröden intermetallischen Phasen zu vermuten gewesen wäre. Interessant ist auch, dass direkt im Übergang eine einzelne dunkelgraue Schicht erscheint, wobei hier tiefere Analysen notwendig wären, um derartige Phänomene zu untersuchen.

Abschließend lässt sich daher festhalten, dass eine Vielzahl von Poren im Bereich der Aluminiumschmelze entlang der Schweißnaht vorhanden sind. Diese sind nach derzeitigem Stand zufällig verteilt, weshalb bei reinen Querschliffanalysen je nach Position des Querschliffes eine unterschiedliche Anzahl an Poren sichtbar sein werden. Im tatsächlichen Übergang von Aluminium-Kupfer sind keine Poren erkennbar. Auch sind in diesem Bereich keine Risse oder sonstige Schweißfehler erkennbar, welche stark festigkeitsreduzierend wären. Im direkten Übergang ist auch erstmals eine einzelne Schicht erkennbar. Um die tatsächlich vorhandenen intermetallischen Phasen analysieren zu können, sind tiefergehende Analysemethoden notwendig, was in einer der weiteren Versuchsreihen auch geplant ist.

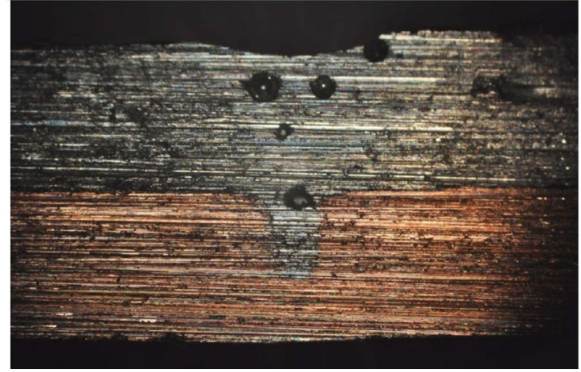
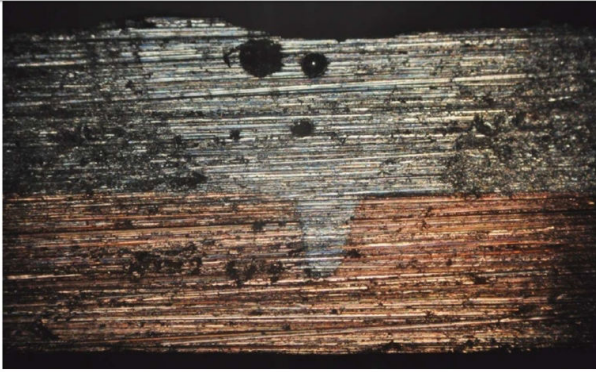


Abb. 5.16: Querschliff Probe F3.1 und F3.2a

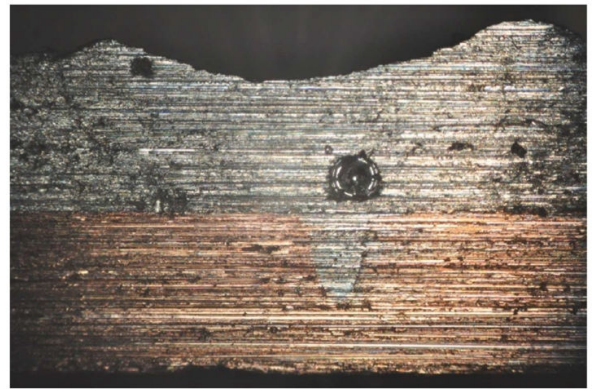
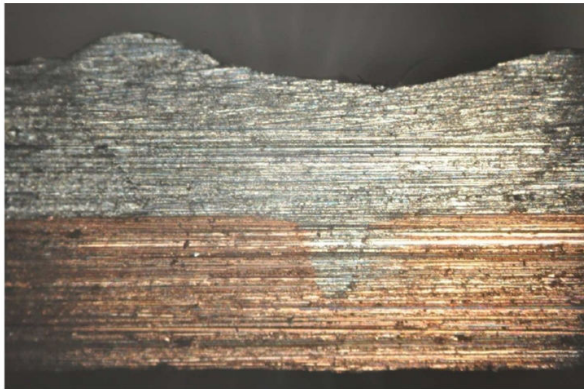


Abb. 5.17: Querschliff Probe F4.2b und F4.3



Abb. 5.18: Längsschliff durch Probe F4.6

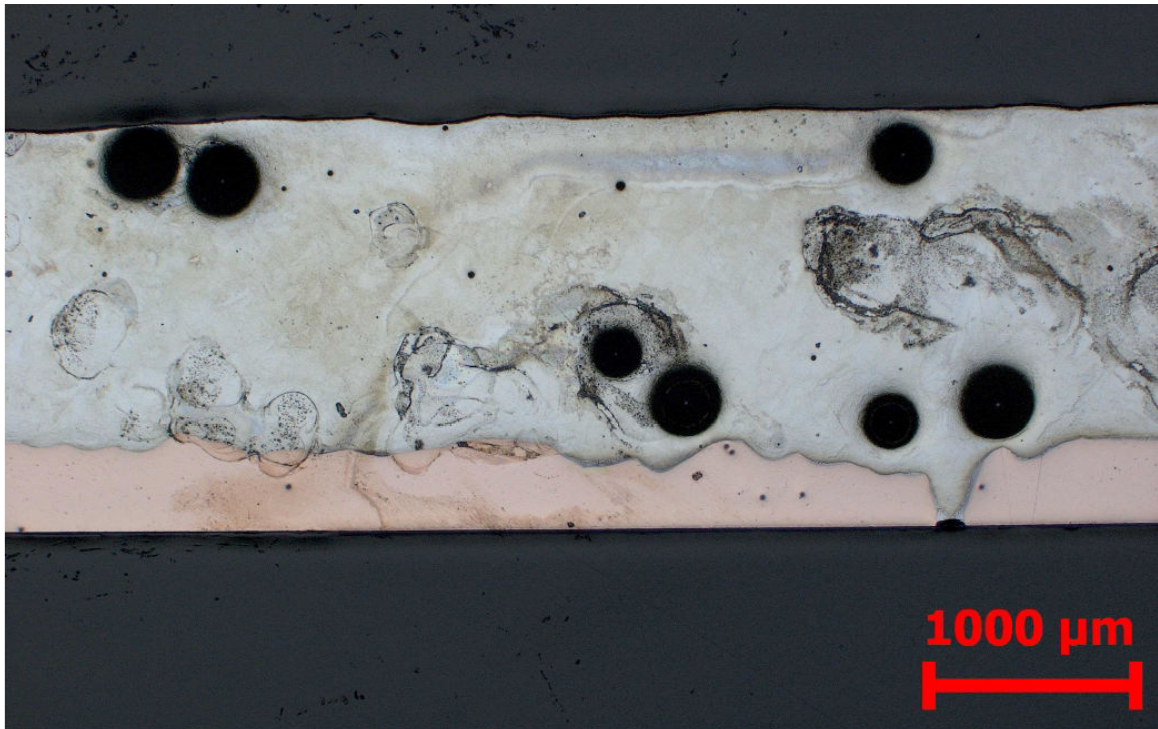


Abb. 5.19: Detail des Längsschliffes dder Probe F4_6

5.10 Versuchsreihe G

Parameter	mindestens	maximal
Leistung	1100 W	1500 W
Schweißgeschwindigkeit	10 mm/s	30 mm/s
Streckenenergie	50 J/mm	150 J/mm
Fokusradius	0,114 mm	0,142 mm
Schutzgasart	Helium	
Schutzgasmenge	15 l/h	

Tabelle 5.11: Parameter der Versuchsreihe G

Versuch	Leistung [W]	Geschw. [mm/s]	Energie [J/mm]	Fokusradius [mm]	Aufheizdauer [s]
G1	1500	30	50	0,114	0.5
G2	1500	20	75	0,114	0.5
G3	1100	10	110	0,114	0.5
G4	1500	30	50	0,128	0.5
G5	1500	20	75	0,128	0.5
G6	1300	10	130	0,128	0.5
G7	1500	30	50	0,142	0.5
G8	1500	20	75	0,142	0.5
G9	1500	10	150	0,142	0.5

Tabelle 5.12: Schweißversuche der Versuchsreihe G

Probe	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler	Teil	Schweißfehler
G1								
	G1.1	P,P	G1.2a	P,P	G1.2b	P,P	G1.3	P,P,P,p
G2								
	G2.1	P,P,P,P	G2.2a	P,P,p	G2.2b	P,P,p	G2.3	P,P,p
G3								
	G3.1	P,P,P	G3.2a	P,P,P	G2.2b	P,P,P,P,p,p	G3.3	P,p
G4								
	G4.1	fehlerfrei	G4.2a	P,p	G4.2b	fehlerfrei	G4.3	p
G5								
	G5.1	P,P	G5.2a	P,P,p	G5.2b	p	G5.3	p
G6								
	G6.1	P,P,p	G6.2a	P,p,p	G6.2b	P,p,p	G6.3	p,p
G7								
	G7.1	fehlerfrei	G7.2a	P	G7.2b	fehlerfrei	G7.3	fehlerfrei
G8								
	G8.1	p,p	G8.2a	p,p	G8.2b	fehlerfrei	G8.3	fehlerfrei
G9								
	G9.1	P,P,p	G9.2a	P,p,p,p	G9.2b	fehlerfrei	G9.3	P,p

Tabelle 5.13: Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe G

Derzeit wurden sämtliche Versuche mit Argon als Schutzgasart verwendet. In der Literatur [6] wird von einem Einfluss der Schutzart berichtet. Aufgrund der damit verbundenen geänderten Nahtform ist davon auszugehen, dass auch die Schmelz- respektive Erstarrungsvorgänge während des Schweißprozesses beeinflusst werden. Weiters gibt es Erfahrungen [??] bei vergangenen Versuchen, bei denen bei reinem Aluminiumschweißen die Poren in den Schweißnähten eliminiert werden konnten. Das Phänomen der Porenbildung ist allgemein beim Schweißen von Aluminiumteilen stark verbreitet, weswegen davon auszugehen ist, dass es bei dem hier angewendeten Prozess zu keiner Vereinfachung der Problematik kommen würde. Aufgrund von Lieferschwierigkeiten wurden in dieser Versuchsreihe erstmals Aluminiumproben mit einer Stärke von 1,5 mm verwendet. Eine derartige Kombination wurde auch in der Literatur [30] untersucht, wenngleich bei den damaligen Untersuchungen die Technik der räumlichen Lasermodulation verwendet wurde, weshalb ein Vergleich nur bedingt möglich ist.

Die Analyse der Querschliffe zeigte leider wieder ein erhebliches Ausmaß an Poren, wie in der Tabelle 5.13 erkennbar ist. In einem Großteil der Proben sind Poren zu verzeichnen, wobei sich auch hier wie bei den vorangegangenen Proben keine Häufungspunkte der Poren gebildet haben. Auffallend ist, dass die Schweißnahtform im Vergleich zu den vorangegangenen Versuchsreihen tendenziell breiter geworden ist. Der Grund, weshalb in dieser Versuchsreihe die Porenanzahl signifikant gestiegen ist, dürfte m.M. nach auf die erhöhte Stärke der Aluminiumproben zurückzuführen sein. Je dicker die Aluminiumprobe ist, umso höher ist die Menge des darin gebundenen Wasserstoffs, welcher beim Erstarren der Schmelzen entweichen möchte. Generell lässt sich aber feststellen, dass bei den Proben mit erhöhter Defokussierung zwar naturgemäß die Schweißnahttiefe verringert wurde, diese Proben aber wieder verhältnismäßiger weniger Poren enthielten.

Insbesondere die mit der Parameterkombination G7 und G8 hergestellten Proben wiesen auffallend wenige bis gar keine Poren auf. Das Besondere bei diesen Proben ist, dass die Verbindung in der Ausführung vorhanden war, wie sie in [30] beschrieben wurde. Dabei wurde lediglich das Aluminium nur soweit aufgeschmolzen, dass es in der Folge das darunter befindliche Kupfer benetzen sollte. Explizit soll dabei das Kupfer nicht aufgeschmolzen werden und in der Folge von Durchmischungen keine gemeinsame Schmelze, so wie bei dem Schweißprozess bisher, gebildet werden. Die Vorteile sind dabei erstens, dass die Gefahr von Bildungen der spröden intermetallischen Phasen auf ein Minimum reduziert werden würde und zweitens sich wesentlich weniger Poren während dieses Prozesses bilden würden. Der Nachteil dieses Prozess des sogenannten Schweißlötens ist dadurch gegeben, dass die Verbindungen zwischen den beiden Materialien ausschließlich durch eine sehr dünne Grenzschrift gegeben ist. Bei den übrigen Versuchen hingegen erfolgt die Verbindung durch die stark ausgeprägte Schweißnaht über einen wesentlich

größeren Bereich. Daher ist diese Art der Aluminium-Kupfer-Verbindung isoliert von den anderen zu betrachten, da die Verbindung wesentlich anders erfolgt als bei den bisher hergestellten Schweißnähten.

Es ist anzumerken, dass die in der Publikation [30] erwähnte Schweißnaht mittels der Technik der räumlichen Lasermodulation produziert wurde, was bedeutet, dass die Breite der Verbindung zusätzlich stark vergrößert werden konnte. Ungeachtet dessen ist zumindest eine Möglichkeit gefunden worden, eine Verbindung zu realisieren, bei der Poren nur mehr in einem stark reduziertem Ausmaß vorhanden sind. Bei allen Querschliffen der Parameterkombination G7 und G8 war lediglich eine große Pore vorhanden, wie in der Auswertungstabelle ersichtlich ist. Auch besteht weiters die Möglichkeit, mehrere derartige Schweißnähte nebeneinander zu produzieren, um die Festigkeit der Verbindung an sich zu erhöhen.

Es wurden auch hier einige Längsschliffe am Institut für Werkstoffwissenschaften angefertigt. Es sind große Parallelen zu jenen der Versuchsreihe F vorhanden. Wie in den Abbildungen 5.23ff ersichtlich, sind wiederum eine Vielzahl von Poren im Bereich der Aluminiumschmelze vorhanden. Im Vergleich zu den Längsschliffen der Versuchsreihe F ist bei jenen dieser Versuchsreihe die Anzahl der Poren erhöht worden. Dies ist m.M. auf den Einfluss der erhöhten Blechstärke des Aluminiums zurückzuführen, wie weiters oben bereits erwähnt wurde. Wie jedoch bei den Längsschliffen der vorigen Versuchsreihe sind auch bei jenen dieser Versuchsreihe bei einem Großteil der Längsschliffe keine Schweißfehler im direkten Übergang zu erkennen. Lediglich bei einem Längsschnitt war eine große Pore direkt im Übergang zu verzeichnen. Ein Riss war im Bereich der Aluminiumschmelze zu erkennen. Im kritischen Bereich des Überganges waren bei keinem Schliffbild ein Riss zu erkennen.

Weiters ist in Abbildung 5.27 ein angeätzter Querschliff dargestellt. Wie bei den Ätzversuchen in vorangegangenen Versuchsreihen ist auch hier eine optische Veränderung in einem dünnen Bereich rund um die Schweißnaht im Kupferblech ersichtlich. Ebenfalls ist auch wieder im direktem Übergang von Schweißnaht zu Kupferblech eine dünne Schicht vollständig weggeätzt worden, analog zu dem Ätzergebnis aus Versuchsreihe D.

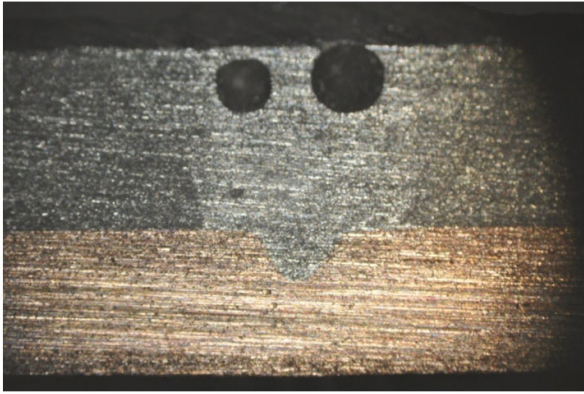


Abb. 5.20: Querschliff Probe G1_1 und G1_2a

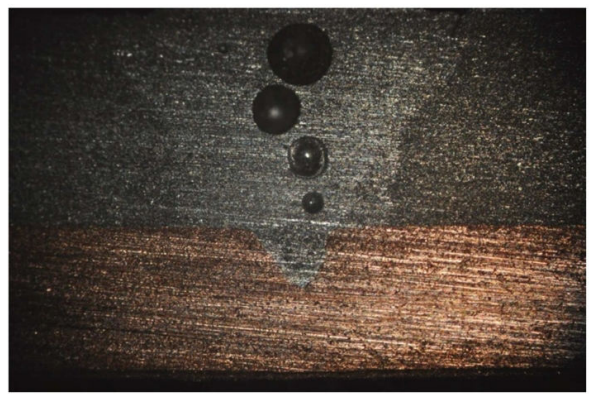


Abb. 5.21: Querschliff Probe G1_2b und G1_3

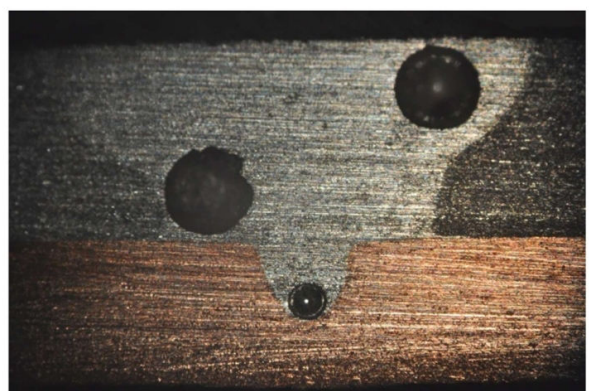


Abb. 5.22: Querschliff Probe G2_1 und G2_2a

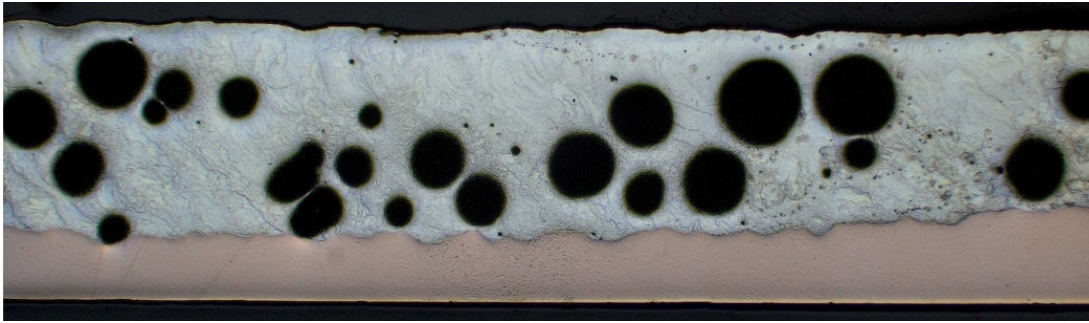


Abb. 5.23: Längsschliff durch Probe G1a

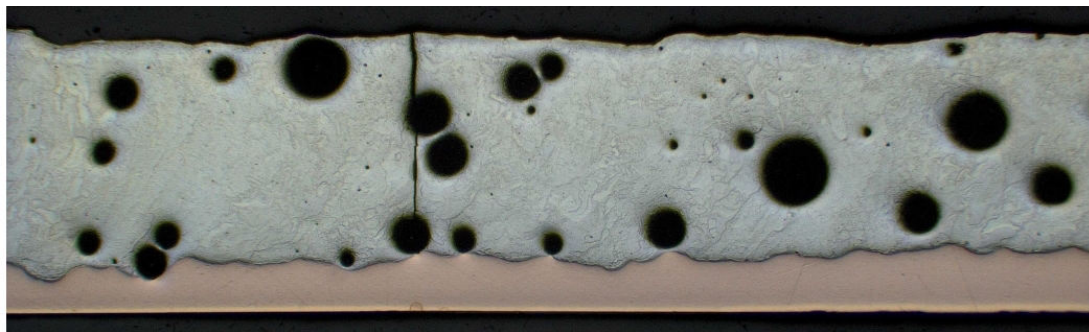


Abb. 5.24: Längsschliff durch Probe G2b

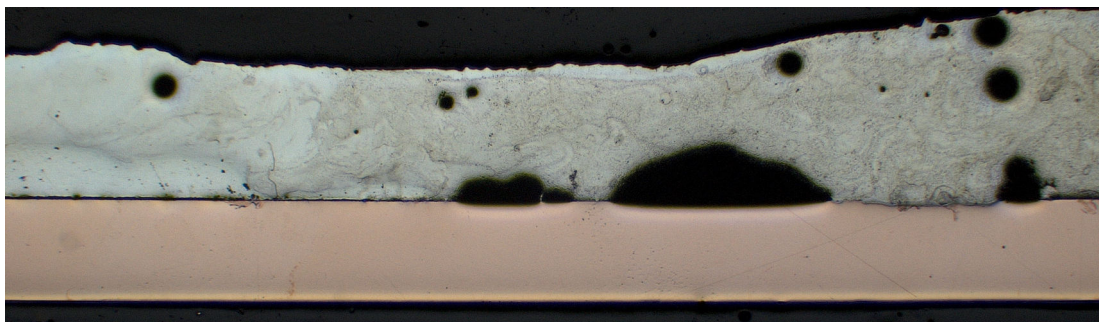


Abb. 5.25: Längsschliff durch Probe G3a

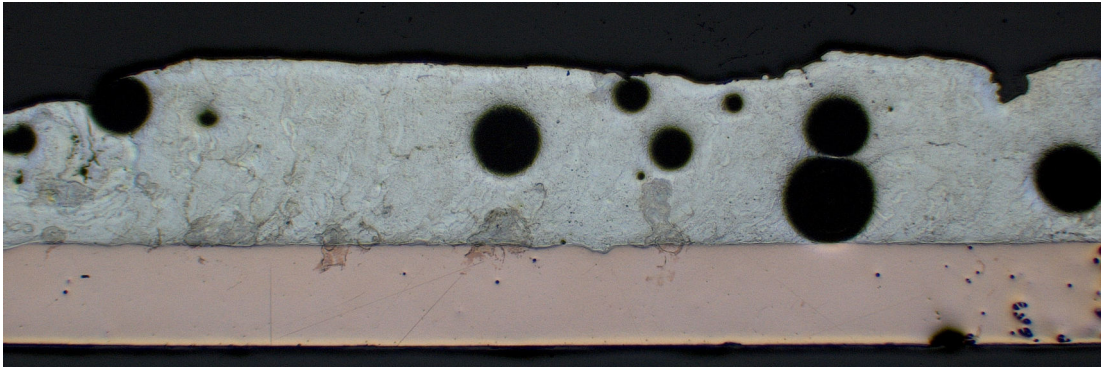


Abb. 5.26: Detail des Längsschliffes der Probe G4c

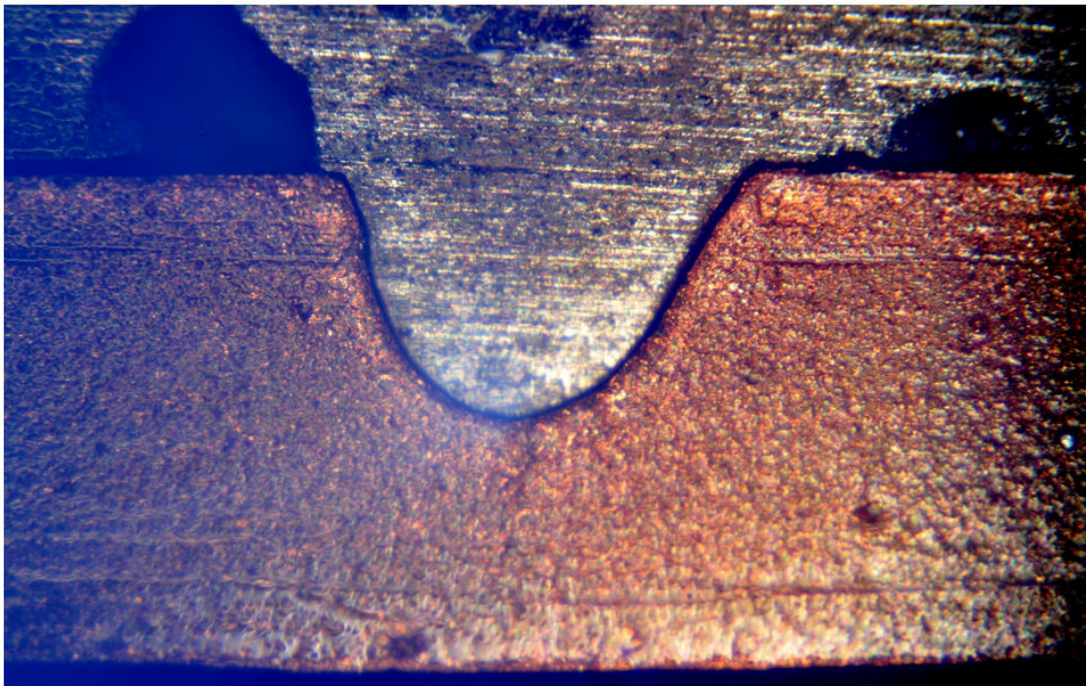


Abb. 5.27: Geätzer Querschliff der Serie D, Ausschnitt Kupferbereich

5.11 Versuchsreihe H

Parameter	mindestens	maximal
Leistung	1100 W	1500 W
Schweißgeschwindigkeit	10 mm/s	30 mm/s
Streckenenergie	46.6 J/mm	150 J/mm
Fokusgröße	0,114 mm	0,156 mm
Vorwärmzeit	0.5 s	
Schutzgasart	Helium	
Schutzgasmenge	15 l/h	

Tabelle 5.14: Parameter der Versuchsreihe H

Versuch	Leistung [W]	Geschw. [mm/s]	Energie [J/mm]	Fokusradius [mm]	Gas [l/min]
H1	1300	30	43.3	0,114	15
H2	1200	20	60	0,114	15
H3	1100	10	110	0,114	15
H4	1400	30	46.6	0,128	15
H5	1400	20	70	0,128	15
H6	1100	10	110	0,128	15
H7	1300	30	43.3	0,128	15
H8	1200	20	60	0,128	15
H9	1100	10	110	0,128	15
H10	1500	30	50	0,142	15
H11	1500	20	75	0,142	15
H12	1500	30	50	0,156	15
H13	1500	20	75	0,156	15
H14	1500	10	150	0,156	15

Tabelle 5.15: Schweißversuche der Versuchsreihe H

Probe								
H1								
	H1a	p,p,P	H1b1	beschädigt	H1b2	beschädigt	H1c	P,R
H2								
	H2a	P,P,R	H2b1	P,p	H2b2	P,p	H2c	P,p
H3								
	H3a	P,p,p	H3b1	R,P,P	H3b2	P,p,p,p	H3c	R,P
H4								
	H4a	fehlerfrei	H4b1	P,p	H4b2	p	H4c	R,P
H5								
	H5a	P,p,p	H5b1	P,p	H5b2	R,R	H5c	p,p
H7								
	H7a	beschädigt	H7b1	P,p,p,p,p	H7b2	p	H7c	P,P,p
H8								
	H8a	beschädigt	H8b1	P,p	H8b2	P,p,p	H8c	P,p
H9								
	H9a	P,p,R	H9b1	P,P	H9b2	fehlerfrei	H9c	P,P,P,p,p
H10								
	H10a	P,p	H10b1	P,P	H10b2	p	H10c	p,p,p
H11								
	H11a	fehlerfrei	H11b1	P,p	H11b2	p,R	H11c	P,p,R
H13								
	H13a	P,P	H13b1	beschädigt	H13b2	beschädigt	H13c	P,P
H14								
	H14a	fehlerfrei	H14b1	beschädigt	H14b2	beschädigt	H14c	p

Tabelle 5.16: Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe H

Diese Versuchsreihe sollte als Erweiterung zur Versuchsreihe F durchgeführt werden, wobei wie in der Versuchsreihe G Helium als Schutzgas verwendet werden sollte. Weiters ist anzumerken, dass aufgrund eines neu installierten Sensors am Laserbearbeitungskopf die Schutzgaszuführung verändert werden musste. Während bei den bisherigen Versuchen die Schutzgaszuführung in schleppender Weise erfolgte, wurde für diese Versuchsreihe anstatt eines rein schleppenden Gaszuflusses das Zuführungsrohr auch etwas seitlich positioniert, wodurch auch das Schutzgas nun etwas seitlich auf den Schweißbereich zugeführt wurde. Der Winkel der Gaszuführung musste von 45° auf ca. 70° erhöht werden. Weiters sollte in dieser Versuchsreihe untersucht werden, ob durch eine zu hohe Gasmenge Turbulenzen im Gasfluss erzeugt werden, welche sich wiederum nachteilig auf das Schweißbad auswirken könnte. Aus diesem Grund wurde die Durchflussmenge auf 7,5 l/min. reduziert. Die Analyse der Querschliffe hinsichtlich Poren ist auf Tabelle 5.16 ersichtlich. Im Unterschied zu den Versuchen der Versuchsreihe G konnte die Anzahl an kritischen großen Poren reduziert werden, was m.M. hauptsächlich auf die Reduktion der Stärke der Aluminiumproben zurückzuführen ist. Im Vergleich zu den Versuchen der Versuchsreihe F zeigte sich keine signifikante Reduktion der Poren, wobei zu erwähnen ist, dass die Proben dieser Versuchsreihe schon eine deutlich verringerte Anzahl an kritisch großen Poren aufwiesen. Insgesamt waren in 42 untersuchten Querschliffen 28 große

Poren vorhanden, was zu einem durchschnittlichen Porengehalt von 0,77 je Querschliff führte. Wobei man hier bezüglich des lokalen Vorkommens der Poren eine weitere Unterscheidung durchführen sollte. Ein Großteil der Poren befindet sich in der reinen Aluminiumschmelze oberhalb der eigentlichen Schweißnaht. Diese Poren sollten keinen bis einen niedrigen Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung haben. Lediglich jene Poren, welche tatsächlich im Bereich der Schweißnaht vorhanden sind, sollten tatsächlich als festigkeitsreduzierend eingestuft werden. Führt man eine derartige Unterscheidung ein, so wäre der effektive Anteil an festigkeitsbeeinflussender Poren je Querschliff weitaus geringer.

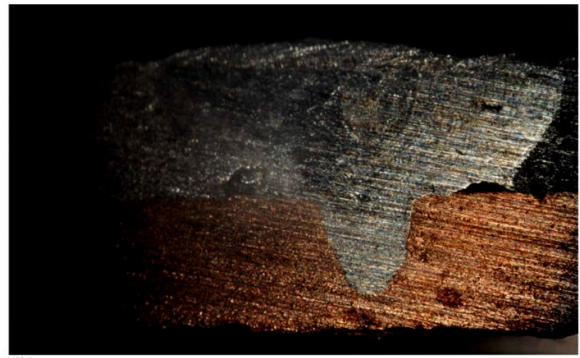


Abb. 5.28: Querschliff Probe H1a und H2b1

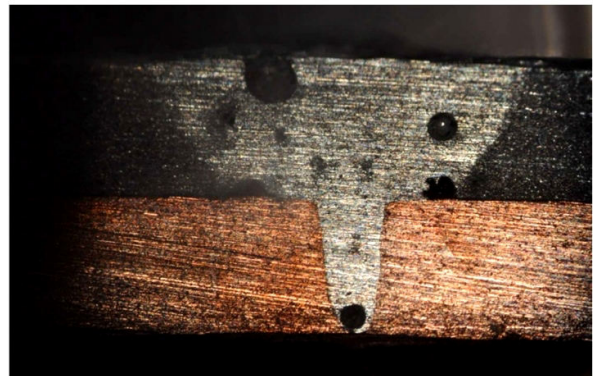


Abb. 5.29: Querschliff Probe H2b2 und H7b1

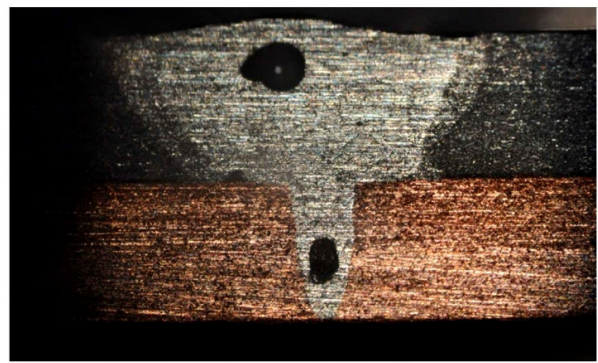
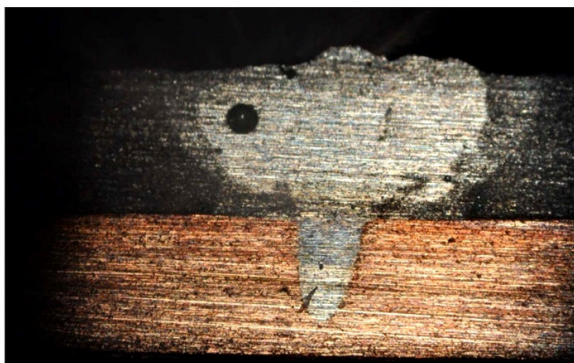


Abb. 5.30: Querschliff Probe H7b2 und H7c

Wie in den vorigen Versuchsreihen bereits angekündigt, wurden für einige Proben dieser Versuchsreihe tiefergehende Analysen mittels eines Rasterelektronenmikroskops und anschließenden EDAX Analysen durchgeführt. Dabei sollte untersucht werden wie die tatsächliche Zusammensetzung der Schweißnaht aussieht. Weiters sollte der tatsächliche Übergang näher analysiert werden. Auf einigen Querschliffen vergangener Versuchsreihen war eine zusätzliche Schicht erkennbar. Auch war es von Interesse, ob Ergebnisse einer Publikation [30] bestätigt werden konnten, wo ebenfalls EDAX Analysen durchgeführt wurden.

Bei der Probe H1a wurden EDAX Analysen im Bereich der Schweißnaht durchgeführt, um Informationen bezüglich deren Zusammensetzung zu erhalten. In der Abbildung 5.31 ist ein Ausschnitt eines Querschliffes der Probe H1a abgebildet, welcher untersucht wurde. Darin sind die drei Analysebereiche markiert, wo dann die EDAX Analysen durchgeführt wurden. Die EDAX Spektren von zwei Markierungen sind in Abbildung 5.32 abgebildet. Die daraus berechneten Elementverteilungen sind in der Tabelle 5.17 dargestellt. Wie zu erwarten war, zeigten alle 3 Analysebereiche, dass es sich um ein Gemisch aus Aluminium und Kupfer handelte, wobei immer eine Mehrheit an Aluminium vorhanden war.

In weitere Folge wurde ein Übergang näher betrachtet, siehe REM Aufnahme#2 in Abbildung 5.33. Dieser Übergangsbereich lässt sich in 4 Bereiche einteilen, welche allesamt einer Elementanalyse unterzogen wurden. Marker EDAX4 identifiziert reines Kupfer. Anschließend kommt eine sehr dünne Phase von hellgrauer Farbe, Marker EDAX3, welche laut Elementanalyse die intermetallische Phase θ (Al_2Cu) sein müsste. Darauf anschließend konnte eine zweite Phase von dunkelgrauer Farbe, Marker EDAX2, identifiziert werden. Auch hier zeigt die Elementanalyse eine Verteilung von etwa 1/3 Cu und 2/3 Al, was ebenfalls auf die Phase θ (Al_2Cu) als einzige Möglichkeit schließen lässt. Abschließend wurde ein sehr großer Bereich, größtenteils aus Aluminium bestehend, Marker EDAX1, identifiziert.

Es muss jedoch angemerkt werden, dass wie im Kapitel 5.2.4 beschrieben wurde, das Auflösungsvermögen der Elementanalyse maximal 2 μm beträgt. Da die dünne Schicht lediglich eine Schichtdicke von etwa 0,5 μm aufweist, ist die hier angewendete Analysetechnik nur bedingt geeignet, derart schmale Phasen zu analysieren. Dadurch wäre erklärbar, weshalb die EDAX Analyse die Elementverteilung der danebenliegenden Phase angibt, da diese offenbar ebenfalls zu einem gewissen Anteil in dem Anregungsgebiet der EDAX Elementanalyse des Markers 3 vorhanden war.

Um die Ergebnisse der Elementanalysen der REM Aufnahme#2 zu überprüfen, wurden weitere Elementanalysen an einer anderen Stelle durchgeführt. Erfreulicherweise konnte die Elementverteilung der dunkelgrauen Schicht bestätigt werden, auch bei der REM Aufnahme#3, Abbildung 5.36, zeigte der EDAX Marker der dunkelgrauen Schicht, hier

Marker EDAX1, ebenfalls eine Verteilung, welcher der intermetallische Phase θ (Al_2Cu) am nächsten kommt. Interessant an der REM Aufnahme#3 ist, dass ein entlang des Übergang verlaufender Riss nicht direkt in einer der Phasen, sondern dass der Riss hier ausschließlich im “Mischgebiet“ der beiden Elemente vorhanden ist. Es ist jedoch unklar, ob dieser Riss schweißtechnisch bedingt, oder auf die Probenpräparation zurückzuführen ist. In den Lichtmikroskopaufnahmen war ein derartiger Schweißfehler an dieser Stelle jedoch nicht sichtbar.

Abbildung 5.38 zeigt einen Übergangsbereich aus dem Querschliff der Probe H3. Der Übergangsbereich ähnelt sehr stark den bereits davor analysierten, auch wurden hier wieder an den vier charakteristischen Bereichen Elementanalysen durchgeführt: EDAX Marker1: Kupferbereich, EDAX Marker2: dunkelgraue Phase, EDAX Marker3: schwarzgraues Mischgebiet und EDAX Marker4: hellgraue Phase. Die Ergebnisse der EDAX Marker 1-3 lieferten ähnliche Resultate wie die zuvor durchgeführten Analysen. Interessanterweise führte diesmal die Elementanalyse der dünnen Phase direkt am Übergang zu einem veränderten Ergebnis im Vergleich zu jenem der REM Aufnahme#3, nämlich einer Verteilung von Aluminium und Kupfer im Verhältnis von 50,28 at% Al und 49,42 at% Cu. Eine nochmalige Vergrößerung dieses Bereiches ist in Abbildung 5.41 dargestellt. Ein weiteres Mal wurde eine Elementanalyse in dem Bereich der dünnen Schicht durchgeführt und bei dieser konnte das oben beschriebene annähernd gleiche Verhältnis von Aluminium und Kupfer bestätigt werden. Jedoch diesmal mit einer geringen Mehrheit von Kupfer, was aufgrund des Phasendiagrammes auf die Phasen ζ_2 (Al_3Cu_4) oder η_2 (AlCu) schließen lässt. In einer Publikation [30], wo ebenfalls derartige Phasen mittels Elementanalysen untersucht wurden, wurde diese Phase als ζ_2 (Al_3Cu_4) identifiziert. Da die Elementanalyse der REM Aufnahme mit der stärksten Vergrößerung ebenfalls einen leicht erhöhten Kupferanteil im Vergleich zum Aluminiumanteil aufwies, ist es nicht unwahrscheinlich, dass es sich tatsächlich um die ζ_2 -Phase handelt.

In Abbildung 5.43ff ist nochmals exemplarisch die schrittweise Vergrößerung dargestellt. Höchst interessant ist dabei die unterschiedliche Dicke der identifizierten θ -Phasen. Dabei kann ein Kristallwachstum bis zu einer Tiefe von 50 μm beobachtet werden. Weiters ist von dem direktem Übergang weit entfernt ebenfalls ein Kristallwachstum zu erkennen. Anschließend wurde nochmals eine Elementanalyse der dunkelgrauen Schicht durchgeführt, welche auch hier eine für die θ -Phase charakteristische Elementverteilung ergab, wie bei allen zuvor durchgeführten Elementanalysen dieser charakteristischen Schicht.

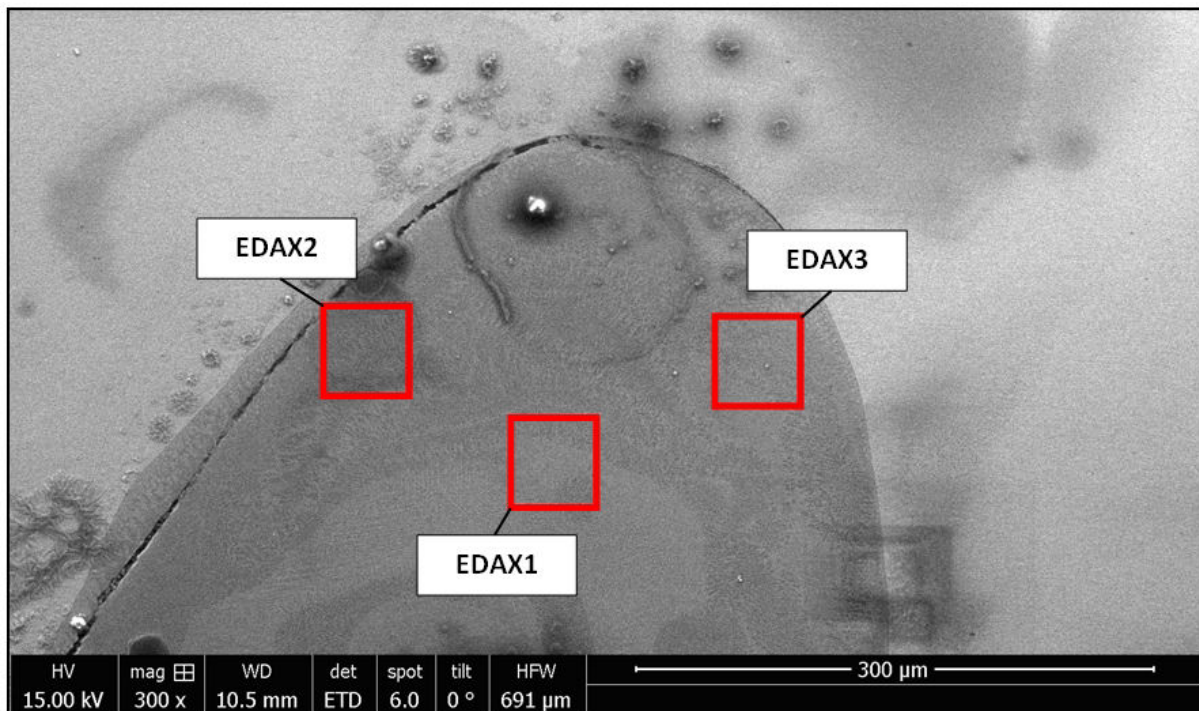


Abb. 5.31: REM Aufnahme #1 eines Ausschnitts der Schweißnaht der Probe H1a [5]

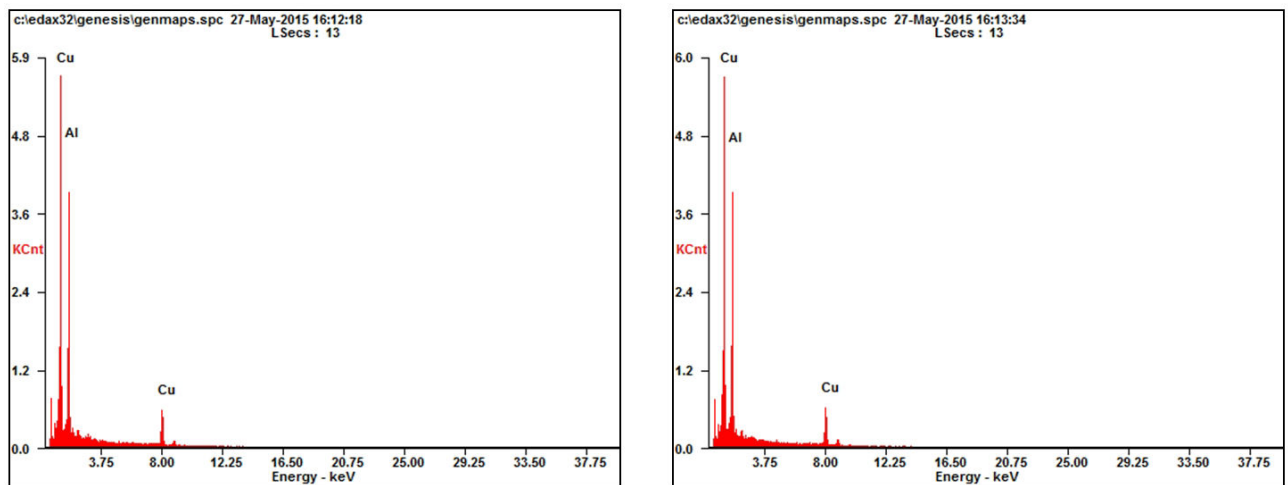


Abb. 5.32: EDAX Elementanalysen von REM#1, EDAX1 Marker (li.) und EDAX2 Marker (re.) [5]

Marker	at% Al	at% Cu	Phase
EDAX1	82,93	17,07	-
EDAX2	56,94	43,06	-
EDAX3	56,99	43,01	-

Tabelle 5.17: Ergebnisse der EDAX Elementanaylsen der REM#1 Aufnahme [5]

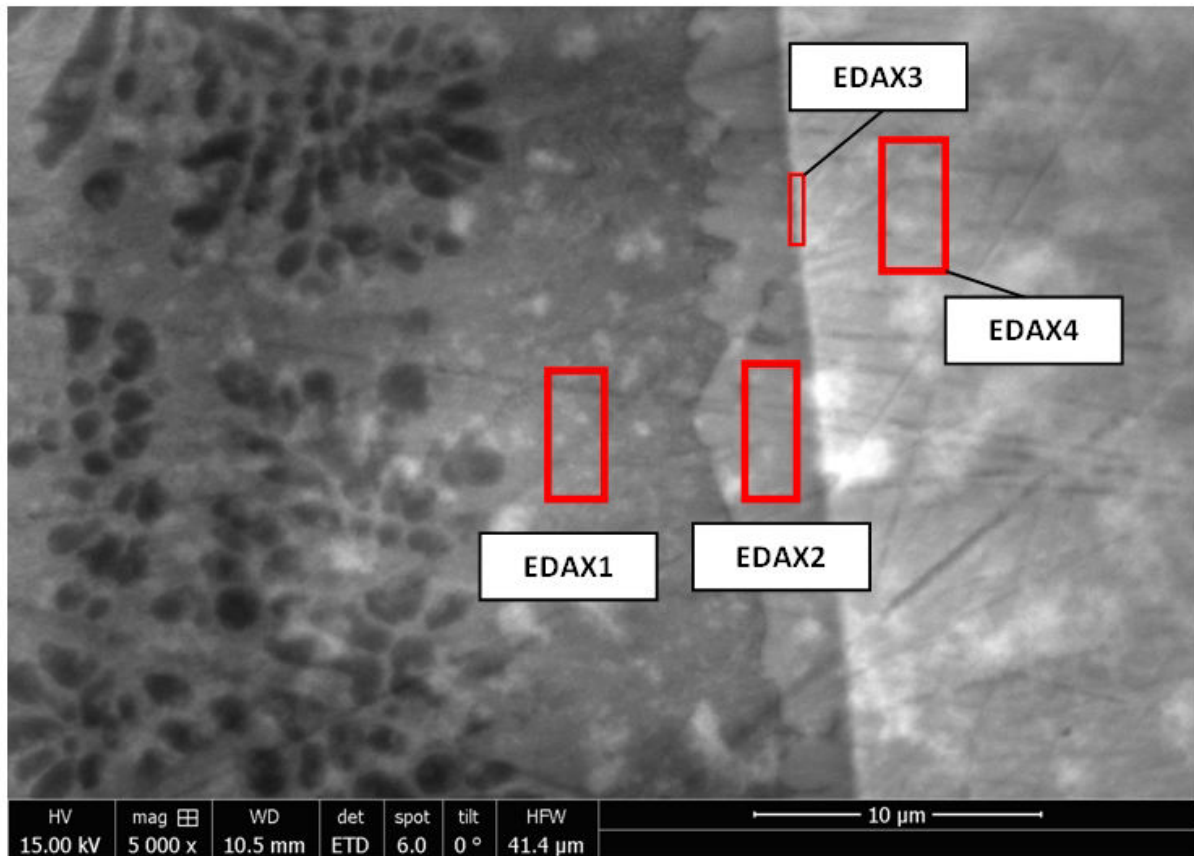


Abb. 5.33: REM Aufnahme #2 eines Ausschnitts des Schweißnahtüberganges der Probe H1a [5]

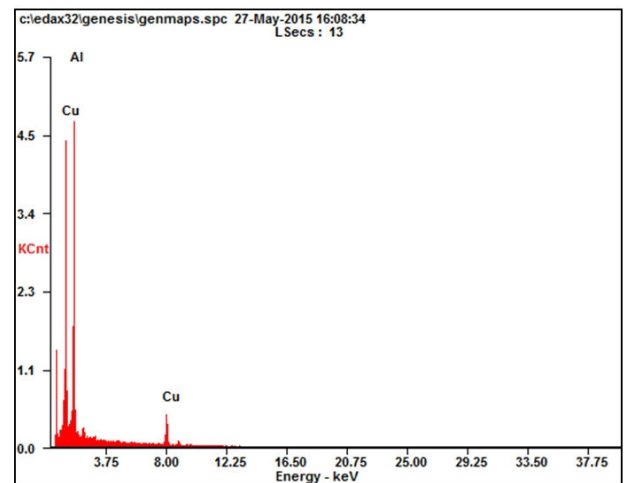
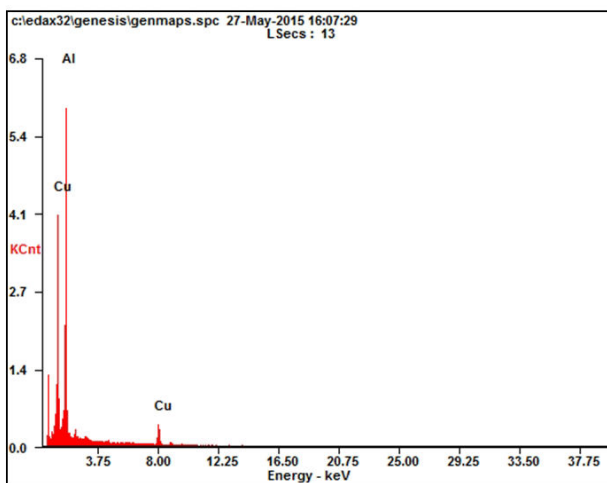


Abb. 5.34: EDAX Elementanalysen von REM#2, EDAX1 Marker (li.) und EDAX2 Marker (re.) [5]

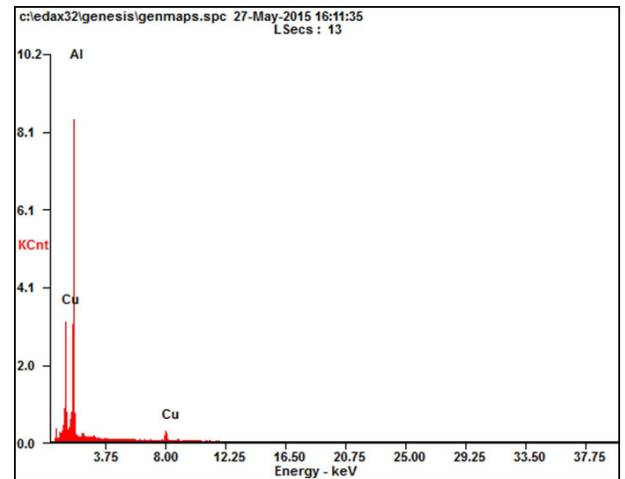
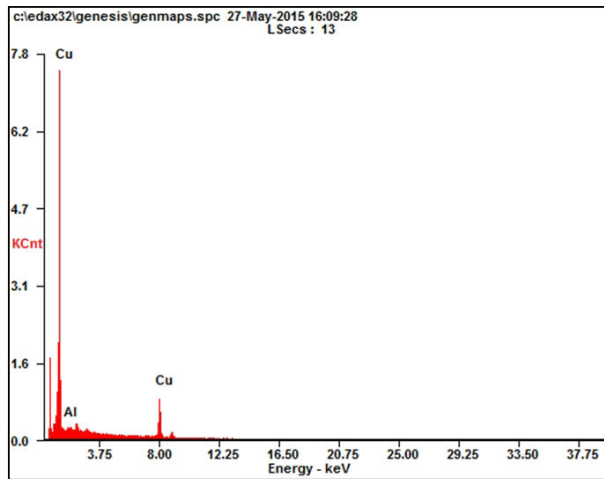


Abb. 5.35: EDAX Elementanalysen von REM#2, EDAX3 Marker [5]

Marker	at% Al	at% Cu	Phase
EDAX1	83,38	16,62	-
EDAX2	72,54	27,46	$\theta, \text{Al}_2\text{Cu}$
EDAX3	66,09	33,91	$\theta, \text{Al}_2\text{Cu}$
EDAX4	00,53	99,47	Cu

Tabelle 5.18: Ergebnisse der EDAX Elementanaylsen der REM#2 Aufnahme [5]

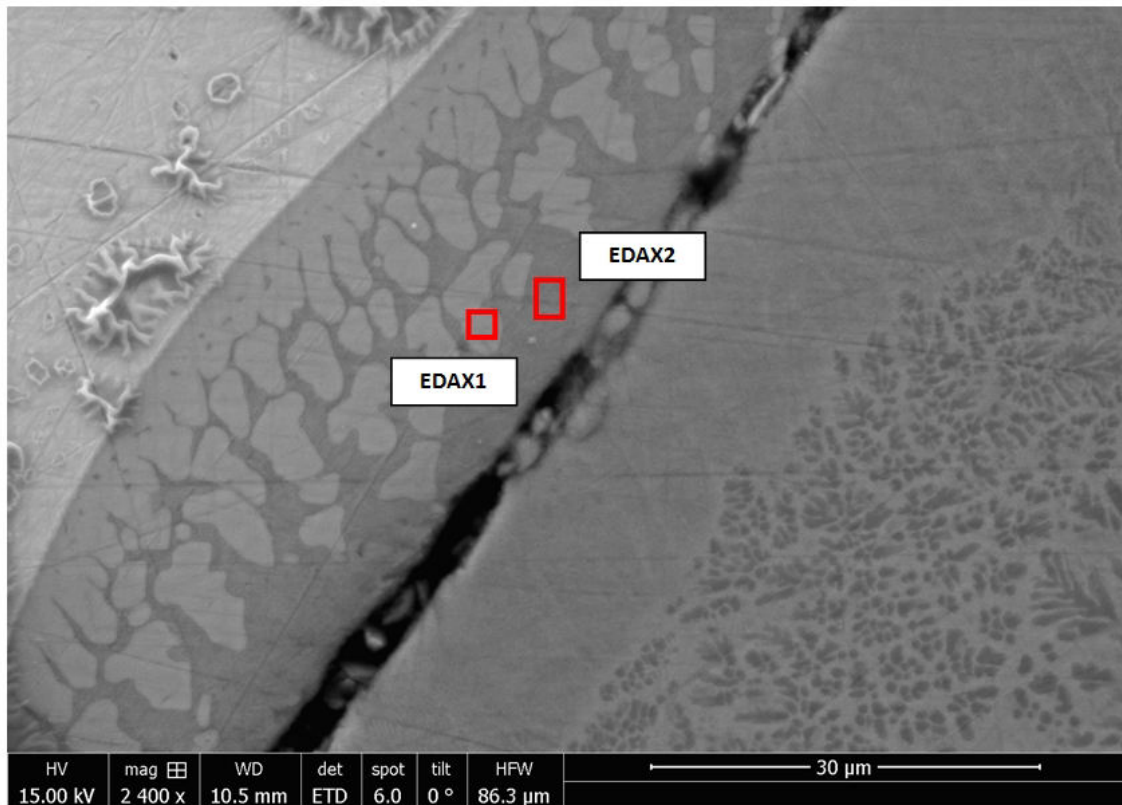


Abb. 5.36: REM Aufnahme #3 eines Ausschnitts der Schweißnaht der Probe H1a [5]

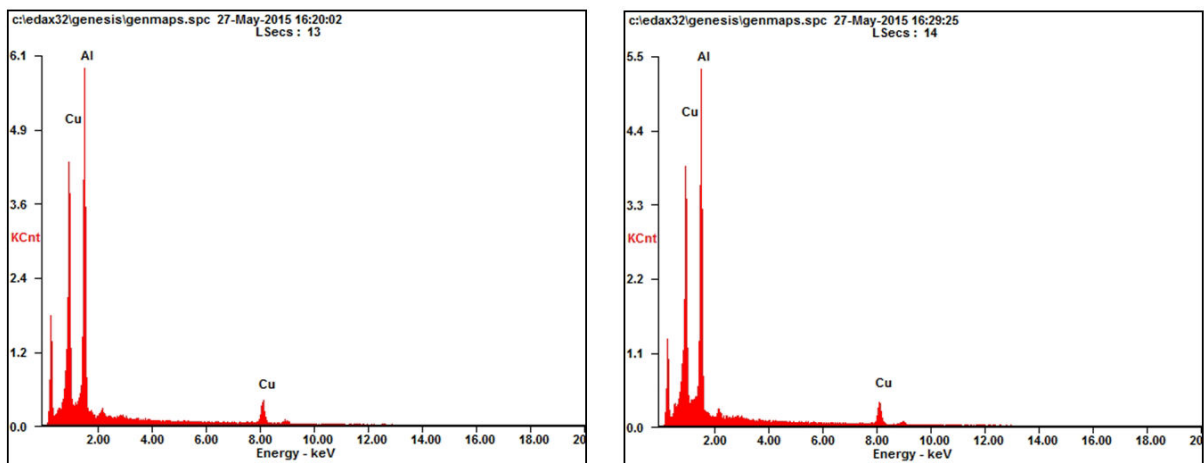


Abb. 5.37: EDAX Elementanalysen von REM#3, EDAX1 Marker (links) und EDAX2 Marker (rechts) [5]

Marker	at% Al	at% Cu	Phase
EDAX1	70,70	29,30	θ , Al ₂ Cu
EDAX2	84,84	15,16	-

Tabelle 5.19: Ergebnisse der EDAX Elementanaylsen der REM#3 Aufnahme [5]

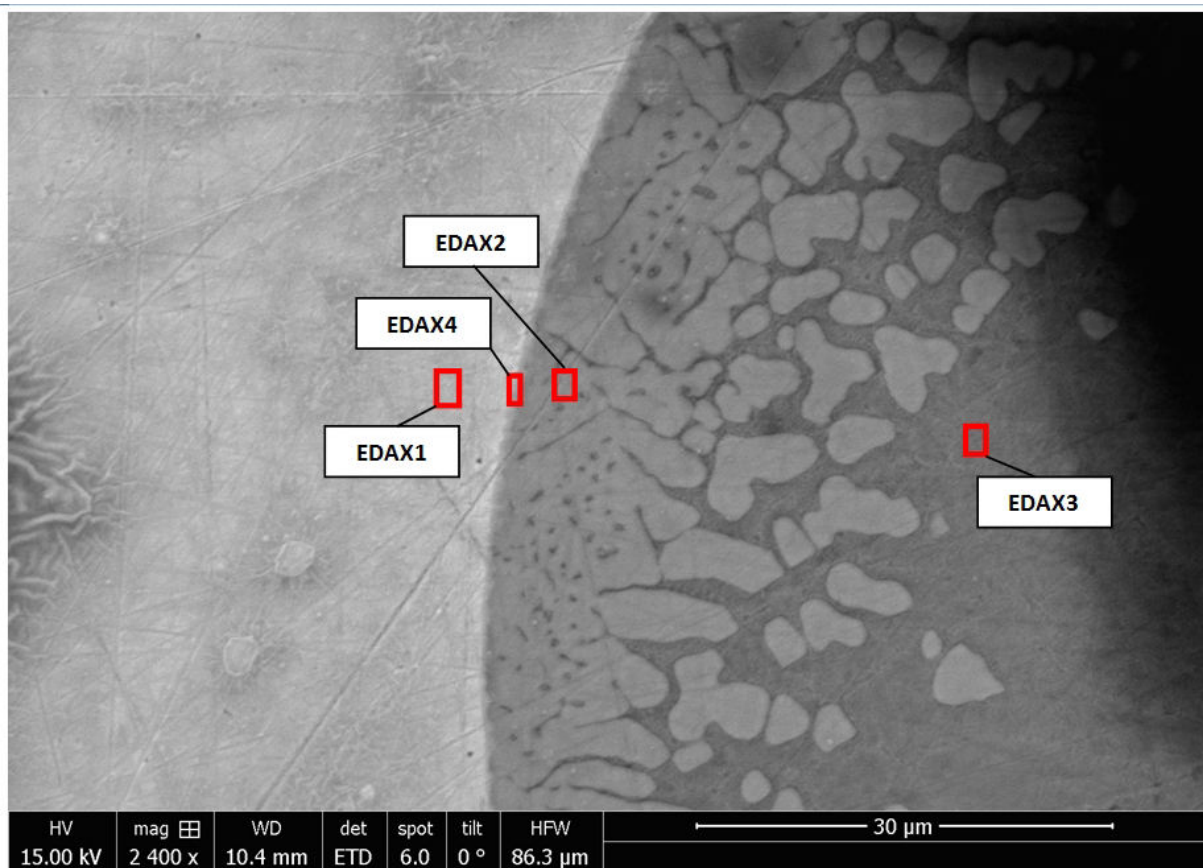


Abb. 5.38: REM Aufnahme #4 eines Ausschnitts der Schweißnaht der Probe H2a [5]

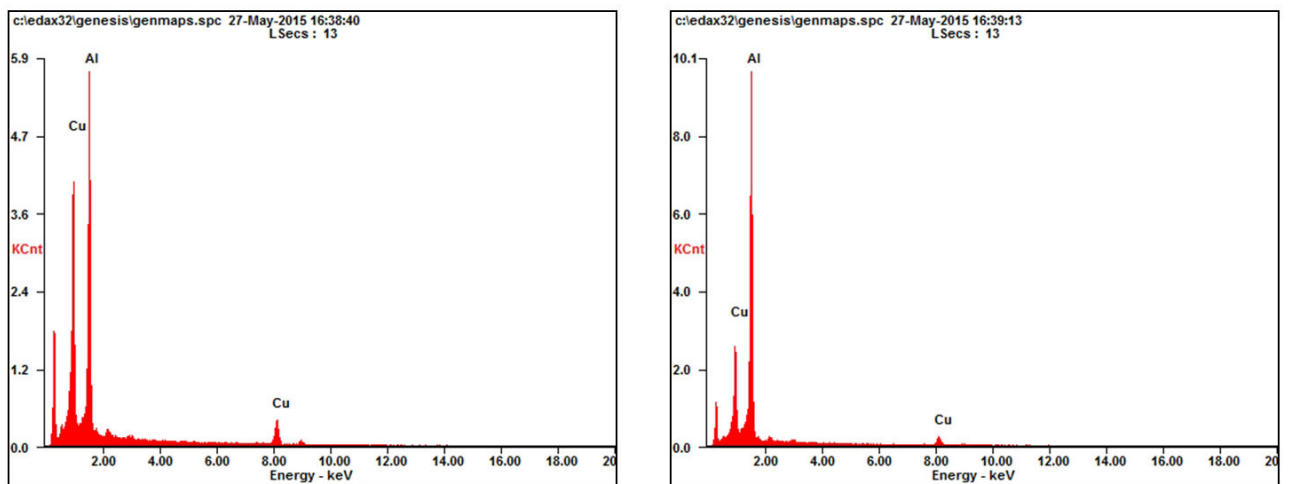


Abb. 5.39: EDAX Elementanalysen von REM#4, EDAX1 Marker (links) und EDAX2 Marker (rechts) [5]

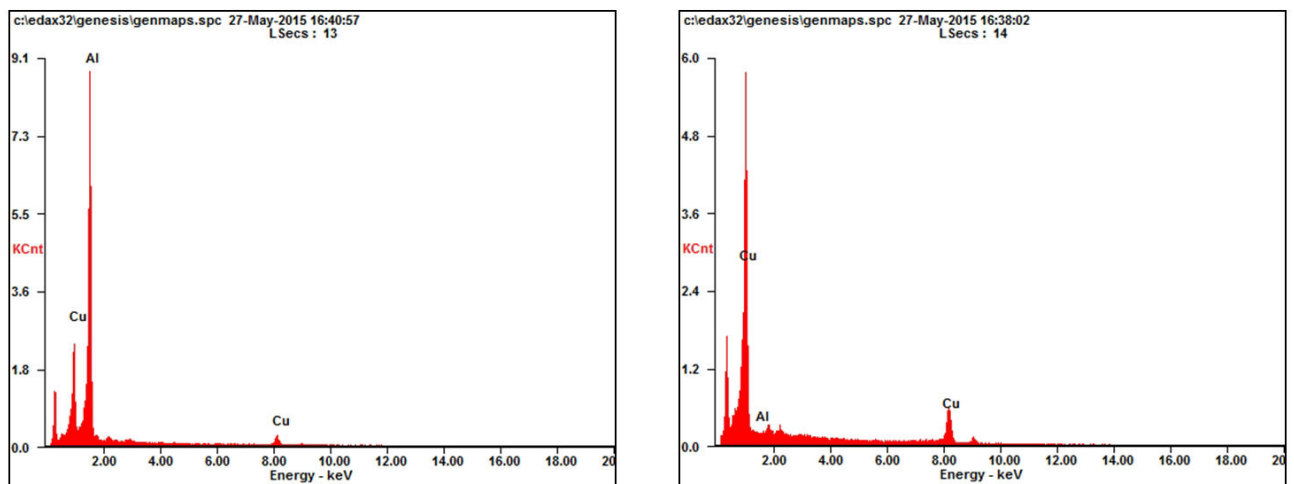


Abb. 5.40: EDAX Elementanalysen von REM#4, EDAX3 Marker [5]

Marker	at% Al	at% Cu	Phase
EDAX1	00,00	100,00	Cu
EDAX2	70,20	29,80	θ , Al ₂ Cu
EDAX3	84,67	15,33	-
EDAX4	50,58	49,42	ζ_2 , Al ₃ Cu ₄

Tabelle 5.20: Ergebnisse der EDAX Elementanaylsen der REM#4 Aufnahme [5]

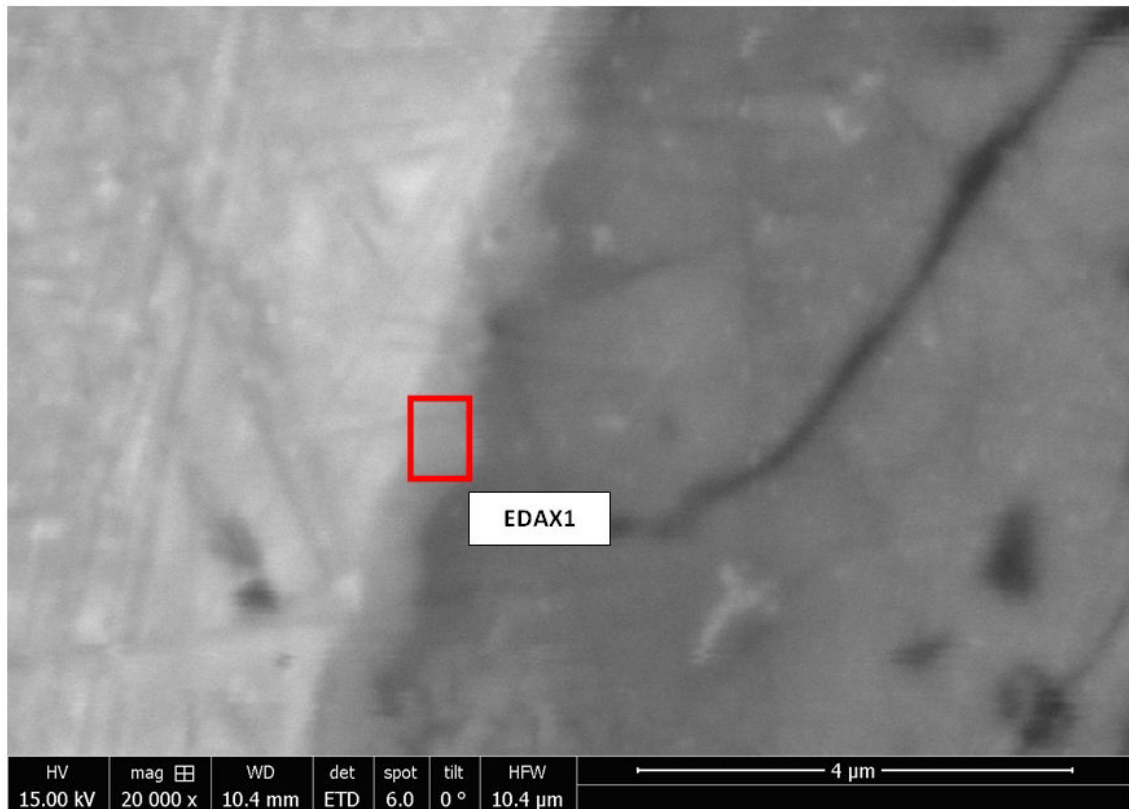


Abb. 5.41: REM Aufnahme von REM#5 eines Ausschnitts der Schweißnaht der Probe H2a [5]

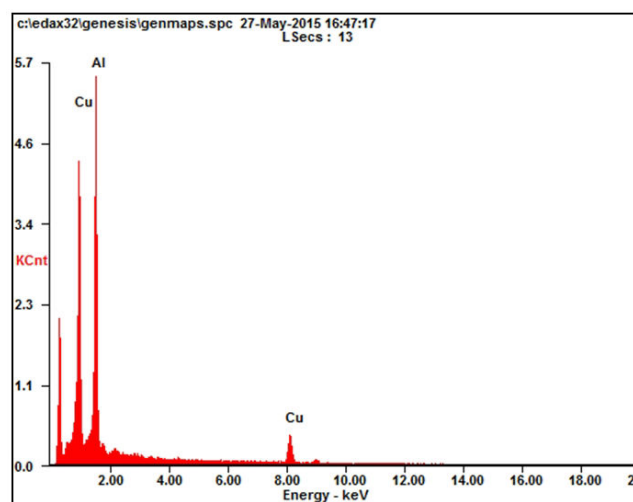


Abb. 5.42: EDAX Elementanalyse von REM#5, EDAX1 Marker [5]

Marker	at% Al	at% Cu	Phase
EDAX1	47,27	52,73	$\zeta_2, \text{Al}_3\text{Cu}_4$

Tabelle 5.21: Ergebnisse der EDAX Elementanalyse der REM#5 Aufnahme [5]

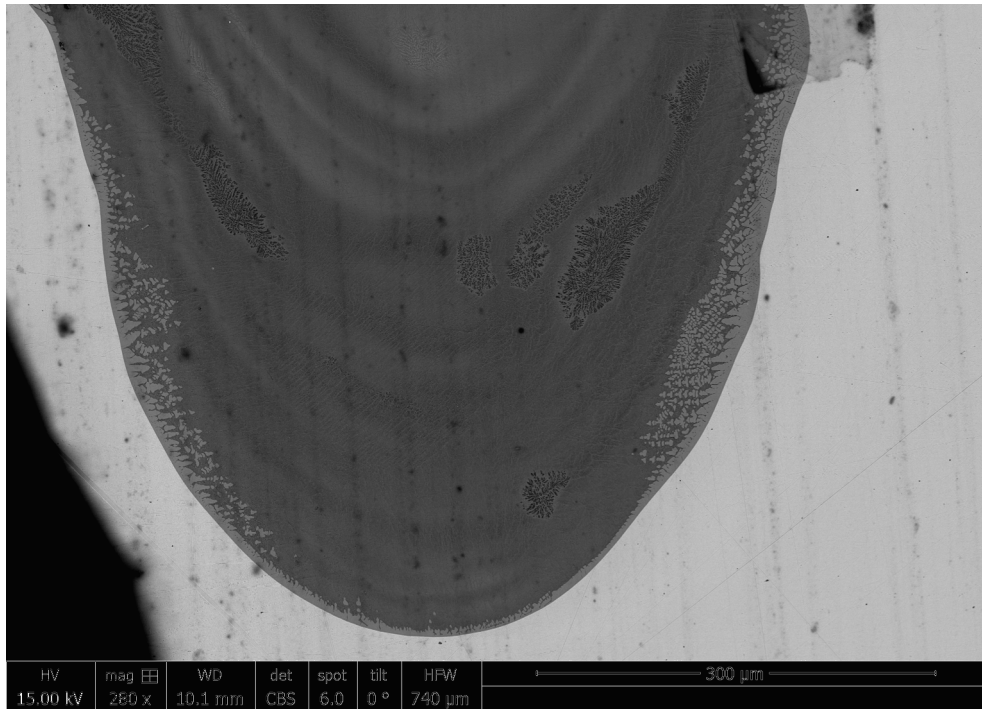


Abb. 5.43: REM Aufnahme einer Al-Cu Schweißverbindung im Bereich der Kupferprobe [5]

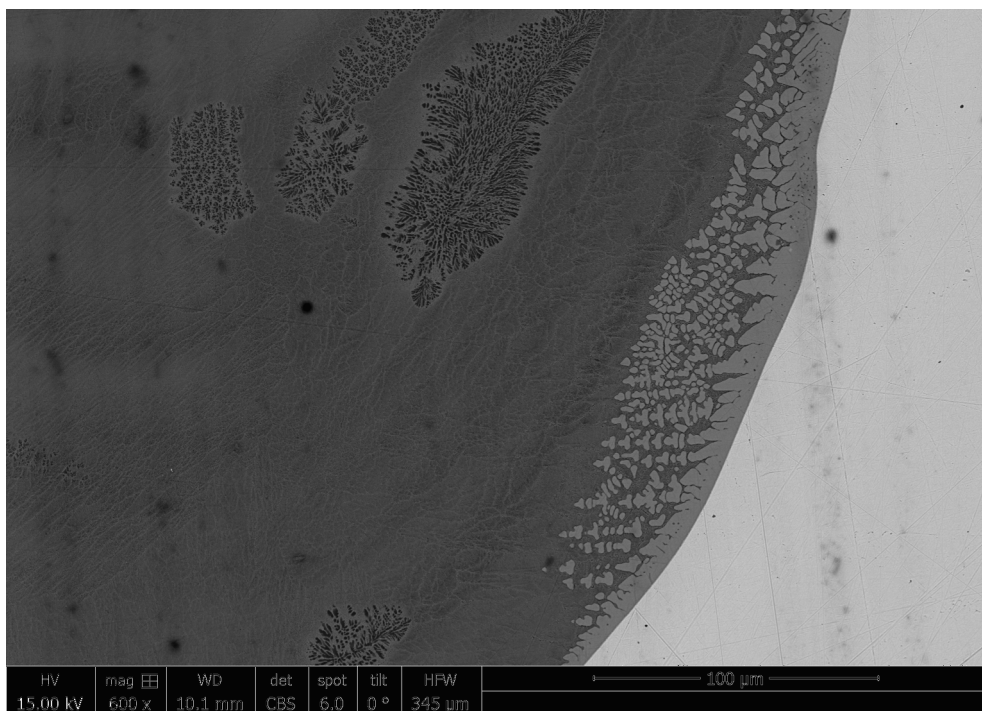


Abb. 5.44: Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 600-fache Vergrößerung [5]

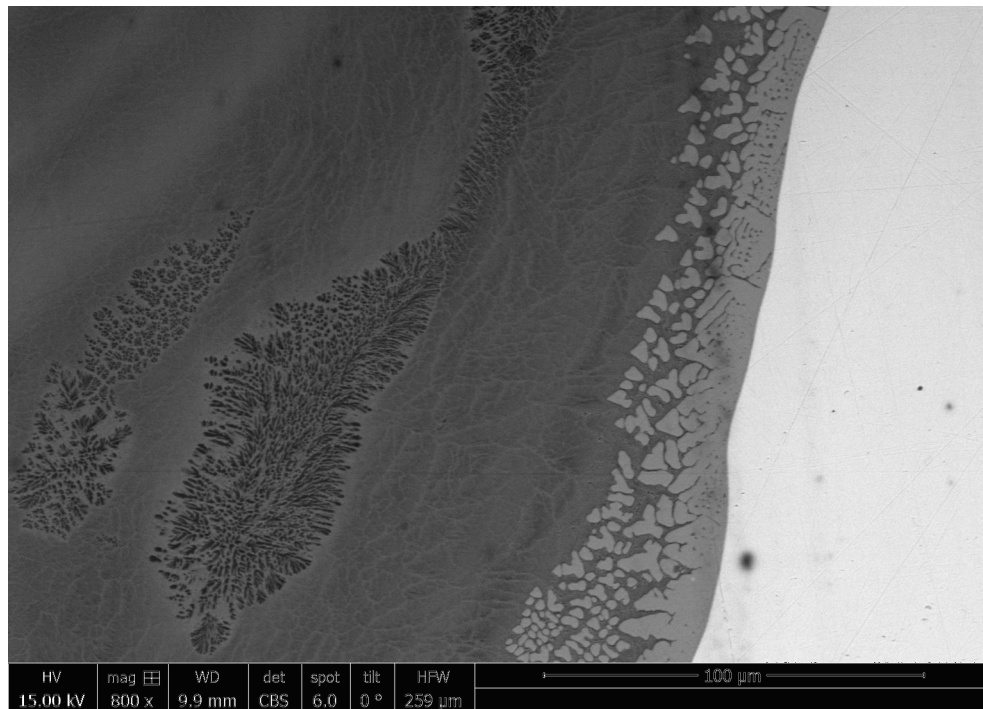


Abb. 5.45: Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 800-fache Vergrößerung [5]

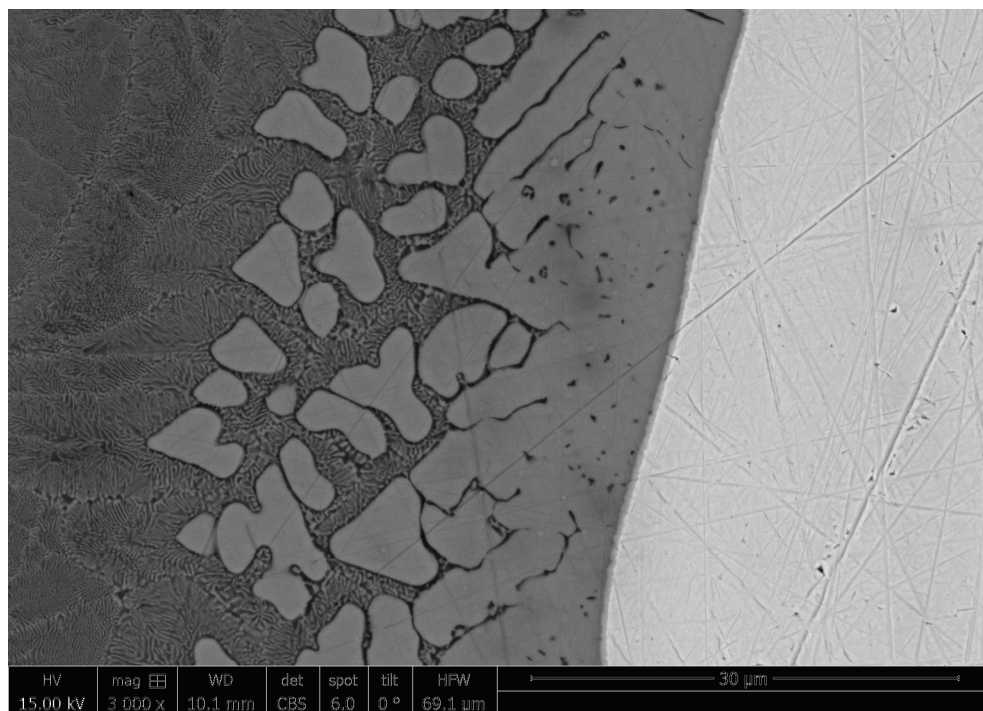


Abb. 5.46: Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 3000-fache Vergrößerung [5]

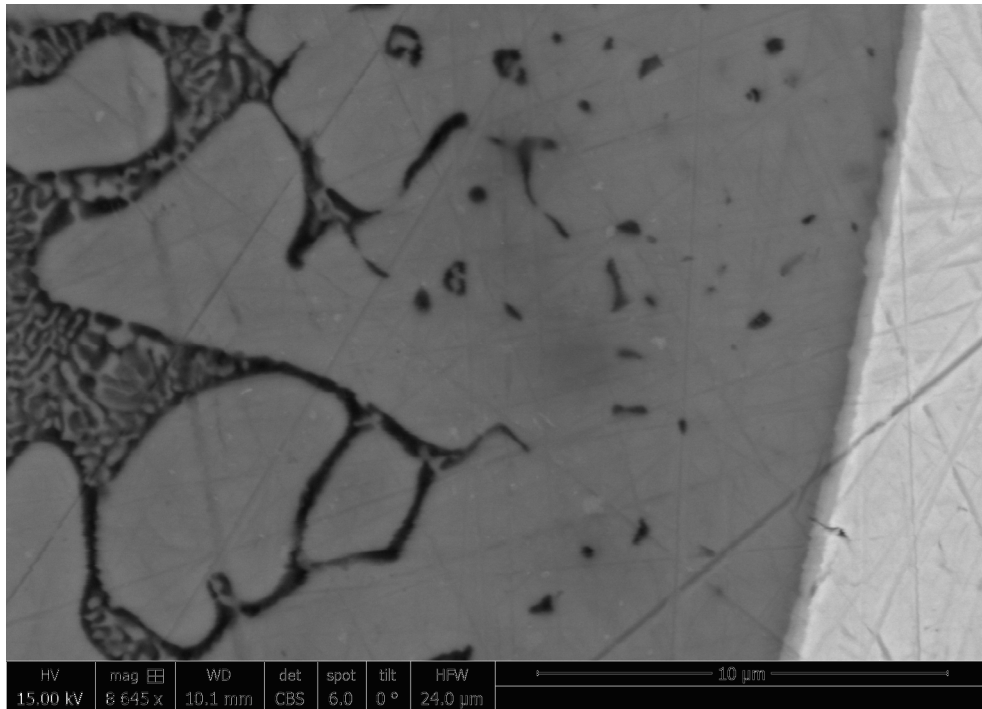


Abb. 5.47: Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 8645-fache Vergrößerung [5]

5.12 Versuchsreihe I

Parameter	mindestens	maximal
Leistung	1100 W	1500 W
Schweißgeschwindigkeit	100 mm/s	150 mm/s
Streckenenergie	10 J/mm	15 J/mm
Fokusgröße	0.114 mm	
Schutzgasart	Helium	
Schutzgasmenge	10 l/h	
Probenstärke Aluminium	0.5 mm	
Probenstärke Kupfer	0.5 mm	

Tabelle 5.22: Parameter der Versuchsreihe I

Versuch	Leistung [W]	Geschw. [mm/s]	Energie [J/mm]	Fokusradius mm	Gasmenge l/min
I1	1500	100	15	0,114	10
I2	1500	100	15	0,114	10
I3	1500	130	11.5	0,114	10
I4	1500	130	11.5	0,114	10
I5	1500	150	10	0,114	10
I6	1500	150	10	0,114	10

Tabelle 5.23: Schweißversuche der Versuchsreihe I

Probe								
I1								
	I1a	beschädigt(R)	I1b1	beschädigt(R),P	I1b2	beschädigt(R),P	I1c	beschädigt(R),P
I2								
	I2a	p	I2b1	R,P,P,P	I2b2	R,P	I2c	R,p,p,p
I3								
	I3a	fehlerfrei	I3b1	fehlerfrei	I3b2	p	I3c	beschädigt(R)
I4								
	I4a	fehlerfrei	I4b1	beschädigt(R)	I4b2	fehlerfrei	I4c	beschädigt(R)
I5								
	I5a	fehlerfrei	I5b1	beschädigt(R)	I5b2	fehlerfrei	I5c	beschädigt(R)
I6								
	I5a	beschädigt(R)	I5b1	beschädigt(R)	I5b2	beschädigt(R),p,p	I5c	beschädigt(R),P

Tabelle 5.24: Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe I

Wie in Tabelle 5.22 ersichtlich ist, wurden für diese Versuchsreihe dünnere Proben verwendet. Die Probenstärke wurde auf 0,5 mm reduziert, in Anlehnung an Untersuchungen aus der Literatur [15],[18]. Durch die stark geänderte Geometrie der Proben traten zusätzliche Faktoren in Erscheinung, welche in den vorigen Versuchen nicht vorhanden

waren. Aufgrund des weitaus geringeren Volumens, welches nun verflüssigt werden musste, sollte entsprechend weniger Laserleistung notwendig sein. Um aber den Tiefschweißeffekt zu starten, ist prinzipiell eine gewisse Intensität notwendig, unabhängig von der Dicke des Werkstücks. In der Folge musste auch bei dieser Probenkonstellation eine entsprechend hohe Laserleistung gewählt werden. Um weiters die eingebrachte Energie zu minimieren, musste die Schweißgeschwindigkeit maßgeblich erhöht werden. Mit den bisherigen Schweißparametern war es nun nicht mehr möglich, akzeptable Schweißnähte zu erzielen, die Proben wurden vollständig durchgeschnitten. Auch war es nicht möglich, die Fokussierung wie bei den anderen Versuchsreihen zu variieren. Bei erhöhter Defokussierung des Laserstrahls setzte sich hier eine Art großflächiges Wärmeleitungsschweißen durch, was zu Folge hatte, dass das Kupfer großflächig aufgeschmolzen war und ein undefinierter Schmelzbereich entstand. Mit den in den Tabellen 5.23 und 5.24 angegebenen Werten konnten aber nach zahlreichen Versuchen Schweißnähte erzielt werden, welche zumindest oberflächlich von akzeptabler Qualität waren. Aber auch die Analyse dieser Proben stellte eine gewisse Herausforderung dar. Aufgrund der verhältnismäßig kleineren Schweißnaht war auch die Festigkeit dieser Verbindungen entsprechend reduziert worden, was zur Folge hatte, dass einige Proben während des mechanischen Trennens zwecks Querschliff-analyse zerstört wurden. Mittels einer speziell angefertigten Schneid-schablone, welche die durch das Schneidwerkzeug verursachten Vibrationen auf ein Minimum reduzierte, konnten schlussendlich die Proben zumindest dermaßen getrennt werden, dass die Schweißnaht nicht vollständig zerstört wurde.

Bei der Analyse im Lichtmikroskop zeigte sich einerseits, dass trotz der bereits beschriebenen Vorkehrungen zahlreiche Schweißnähte beschädigt wurden. Betreffend der Porenthematik zeigte sich aber eine Verbesserung. Die Erklärung m. M. hierfür ist, dass diese Poren, wie in der Versuchsreihe G bereits erwähnt worden ist, größtenteils metallurgisch bedingt sind aufgrund des unvollständigen Ausgasens des Wasserstoffs aus der Aluminiumschmelze. Wenn der Aluminiumanteil der Verbindung reduziert wird, was bei dieser Versuchsreihe aufgrund der reduzierten Probenstärke um 50% der Fall war, so ist auch entsprechend weniger Material vorhanden, aus dem der Wasserstoff ausgasen muss. Vollständig reduziert werden konnte die Porenthematik jedoch nicht, wie in Tabelle 5.24 ersichtlich. Es soll auch erwähnt werden, dass einige der Proben, welche aufgrund des mechanischen Trennvorganges beschädigt wurden, im Querschliff zwar einen Riss entlang der Schweißverbindung aufwiesen, aber sonst im Querschliff kein beziehungsweise nur ein geringer Anteil an Poren vorhanden war. Ein derartiger Querschliff ist in Abbildung 5.50 links dargestellt.

Der größte Nachteil der Geometrieänderung ist die damit einhergehende Festigkeitsreduktion. Dem könnte Abhilfe geschaffen werden, indem mehrere Schweißnähte in gewis-

sen Abständen appliziert werden. Ist das primäre Ziel die Reduktion von Schweißfehlern, insbesondere von Poren und werden die Schweißnähte nur geringen mechanischen Belastungen ausgesetzt, so ist m.M. dieses Ziel am besten mit dünneren Blechstärken zu erreichen, wie sie in dieser Versuchsreihe verwendet wurden.

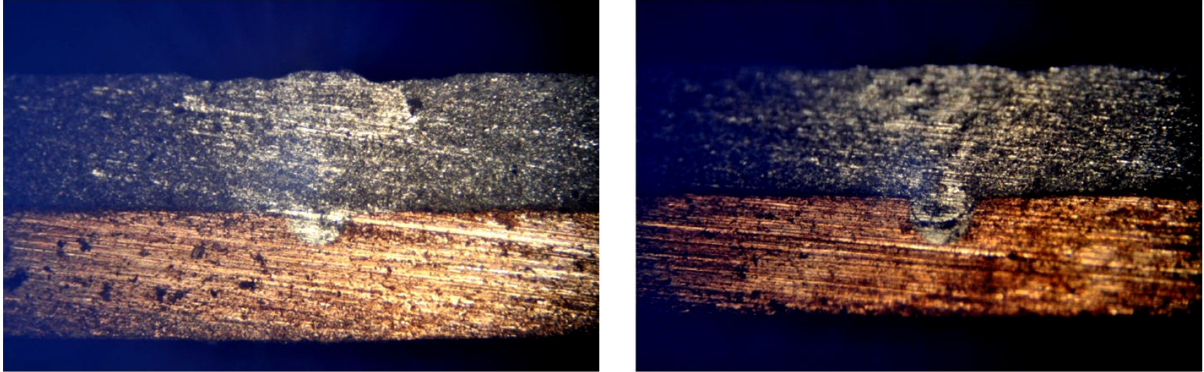


Abb. 5.48: Querschliff Probe I3_a und I3_b1

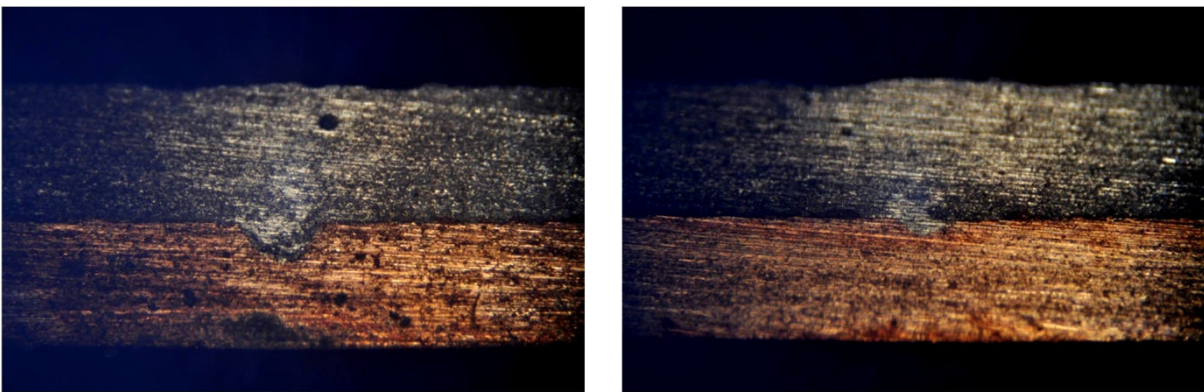


Abb. 5.49: Querschliff Probe I3_b2 und I5_a

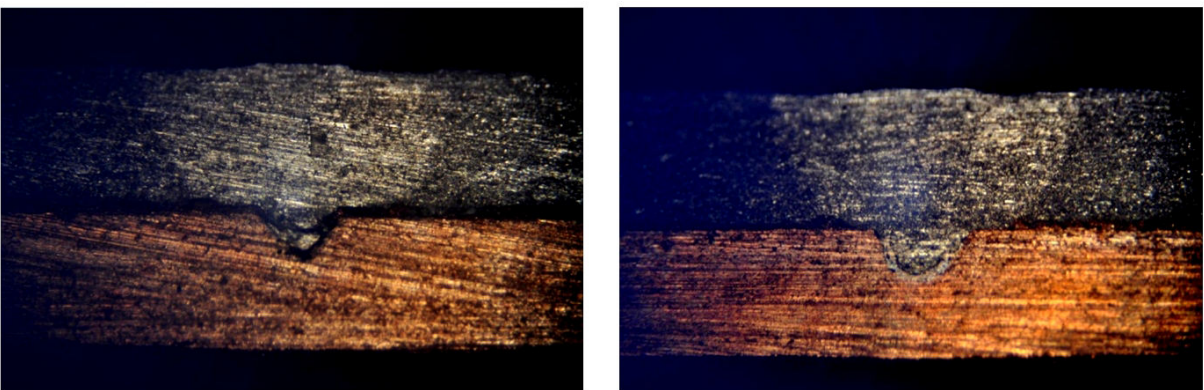


Abb. 5.50: Querschliff Probe I5_b1 und I5_b2

6 Zusammenfassende Darstellung der Arbeit und Schlußbemerkungen

Das thermische Verbinden von Aluminium und Kupfer mittels eines Lasers ist auf unterschiedlichste Weise möglich. Der in dieser Arbeit untersuchte Prozess stellt dabei aber eine besondere Herausforderung dar, da es dafür nur sehr wenige Informationen aus der Literatur gibt. Die durchgeführten Versuche haben gezeigt, dass reproduzierbare Ergebnisse erzielt werden können. Die größte Schwierigkeit stellte dabei erwartungsgemäß die unterschiedlichen thermophysikalischen Eigenschaften der untersuchten Materialien dar. Während das Aufschmelzen und das Starten des Tiefschweißprozesses in der Aluminiumprobe trotz der hohen Reflektivität keine Probleme darstellte, begann die eigentliche Schwierigkeit beim Auftreffen der Laserstrahlung auf dem darunterliegenden, ebenfalls hochreflektierenden, Kupferblech. Deshalb stellte die Kontaktsituation zwischen den beiden zu verbindenden Materialien einen entscheidenden Faktor für das Schweißergebnis dar. Mittels geeigneter Spanntechniken war es schlußendlich möglich, eine annähernd gleiche Situation bei jedem Schweißvorgang zu realisieren und somit die Reproduzierbarkeit sicherzustellen.

Hinsichtlich der Schweißnahtqualität konnten überraschenderweise nahezu keine Risse in den Querschliffanalysen der Schweißnähte festgestellt werden, was aufgrund der harten intermetallischen Phasen zu vermuten gewesen wäre. Es waren jedoch eine Vielzahl von Poren in den Querschliffanalysen festzustellen. Das Phänomen der Porenentwicklung beim thermischen Verbinden von Aluminium und Kupfer wird auch in einer Vielzahl von Publikationen erwähnt. Neben der reinen Anzahl an Poren ist dabei sowohl die Größe der Poren als auch deren Position in der Schweißnaht von großer Bedeutung. Es wurde eine Klassifizierung entwickelt mit welcher die Poren in drei unterschiedliche Gruppen eingeteilt werden konnten, wobei nur eine dieser Gruppe als tatsächlich festigkeitsrelevant eingestuft wird. Mittels spezieller Probenpräparationen war es möglich, die Porenentstehung etwas zu minimieren. Anzumerken ist jedoch, dass sich fast alle Poren ausschließlich im Bereich der Aluminiumschmelze befanden. Im festigkeitsrelevanten Übergangsbereich der Verbindung waren nur sehr wenige Poren zu verzeichnen.

Hauptursache dürfte die Problematik der Wasserstoffentgasung darstellen. Poren entstehen dabei im Aluminium durch Wasserstoff, der bei der Erstarrung aus der Schmelze ausgeschieden wird. Die Löslichkeit von Wasserstoff im Aluminium ändert sich am Phasenübergang Schmelze-Kristall sprunghaft, d. h. die Schmelze kann bei gleicher Tem-

peratur im Vergleich zum sich bildenden Kristall ein Mehrfaches an Wasserstoff lösen. Dieser nicht mehr im Kristall gebundene Wasserstoff ist dann in Form von Poren in den Querschliffen sichtbar. Neben der Problematik der Wasserstoffentgasung führt die Literatur noch weitere mögliche Gründe wie den imperfekten Kollaps der Dampfkapillare oder die dynamischen Strömungsvorgänge im Schmelzbad an. In einer Vielzahl von Publikationen wurde die Laserstrahlung mit Oszillationsbewegungen der zu verschweißenden Proben überlagert, was zur Folge hatte, dass der Laser einen wesentlich breiteren Bereich erwärmen beziehungsweise aufschmelzen konnte. Versuche mittels einer wärmeisolierenden Keramikauflage den Wärmeabfluss zu unterbinden, um mehr Prozesswärme für den Schweißbereich an sich zu haben waren leider nicht erfolgreich. Ziel wäre eine Vergrößerung des aufgeschmolzenen Bereiches und in der Folge eine Verbreiterung der Schweißnaht respektive der Verbindung gewesen.

Neben der Analyse der Schweißnahtgeometrien und Schweißfehler anhand angefertigter Querschliffe wurden einzelnen Proben auch in einem Rasterelektronenmikroskop untersucht, mit anschließender EDAX Elementanalyse. Die am USTEM durchgeführten EDAX Elementanalysen konnten Untersuchungen einer Publikation bestätigen. Obwohl laut Phasendiagramm bei Raumtemperatur fünf intermetallische Phasen möglich sind, konnten nur zwei davon identifiziert werden, wobei nur eine davon eine besonders hohe Härte aufweist. Anzumerken ist, dass jene harte, kupferreiche ζ_2 -Phase eine Breite von unter 1 μm aufweist, weshalb die eingesetzten Analysemethoden nur bedingt aussagekräftig sind. Es kann derzeit nicht ausgeschlossen werden, dass ausschließlich diese sehr dünne Schicht in der sogenannten Anregungsbirne erfasst wird und in der Folge ausschließlich die Elementverteilung der ζ_2 -Phase ausgewertet wird. Auch ist eine Durchmischung der ζ_2 -Phase mit anderen Phasen denkbar. Für die exakte Identifikation der intermetallischen Phasen sind daher noch tiefergehende Analysemethoden notwendig, welche ein Auflösungsvermögen von unter 1 μm aufweisen können, im Idealfall in Kombination mit Röntgendiffraktometrie (XRD) oder Electron Backscatter Diffraction (EBSD), um neben der tatsächlichen Elementverteilung auch noch Informationen über die kristallografische Struktur zu erhalten.

Aus derzeitiger Sicht konnten die besten Ergebnisse in der Versuchsreihe H erzielt werden. Als maßgebliche Parameter für eine erfolgreiche, reproduzierbare Schweißverbindung wurden dabei die Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit, Fokusradius, Vorwärmzeit, Schutzgasart und Schutzgasmenge identifiziert. Die entsprechend ausgewählten Parameterkombinationen sind in Tabelle 5.15 aufgelistet. So sind beispielsweise mit den Parametern Laserleistung: 1400 W, Schweißgeschwindigkeit: 30 mm/s, Fokusradius: 0,128 mm, Vorwärmzeit: 0,5 s, Schutzgasart: Helium, Schutzgasmenge: 15 l/min reproduzierbare Schweißnähte realisierbar.

Wie eingangs erwähnt gibt es eine Vielzahl von Möglichkeiten, Aluminium und Kupfer thermisch zu verbinden. Der hier untersuchte Prozess unterscheidet sich aber maßgeblich von der Mehrzahl an publizierten Untersuchungen aufgrund des komplexen kombinierten Tiefschweißprozesses, mit allen Vor- und Nachteilen. Für industrielle Anwendungen wird je Anwendungsfall zu unterscheiden sein, welche Technik sich als die geeignetste sich darstellt. Anzumerken ist, dass die angegebenen Parameter zur Realisierung der Verbindung primär für die verwendeten Materialien gelten. Änderungen in den Legierungszusammensetzungen können daher eine leichte Veränderung der Parameter zu Folge haben, wobei dies auch für sämtliche publizierte Ergebnisse der Fall sein dürfte.

Ist es das Ziel, in Zukunft tatsächlich (annähernd) porenfreie Verbindungen realisieren zu wollen, so könnte man den derzeitigen Schweißprozess an mehreren Stellen verändern. Man könnte ein entsprechendes Vorwärmen der Aluminiumproben untersuchen, was laut Literatur bei reinem Aluminiumschweißen Vorteile bringen kann. Weitaus vielversprechender wären Versuche unter Vakuum, um das Ausgasen sämtlicher Verunreinigung in der Schmelze maßgeblich zu unterstützen. Weiters könnten Wärme- und Strömungssimulationen durchgeführt werden, um das Verständnis des Prozesses an sich zu erhöhen, wobei hier der Übergang vom festen in den flüssigen Bereich und den darauf folgenden Schmelzbaddynamiken eine besondere Herausforderung darstellt. Auf der Analyseseite könnten neben den oben erwähnten Methoden der tieferen Strukturuntersuchungen verstärkt Festigkeitsuntersuchungen durchgeführt werden, wobei hier neben herkömmlichen experimentellen Zugversuchen auch hier Festigkeitssimulationen interessant wären, um tiefere Informationen über den gesamte Spannungszustand der Verbindung während möglicher Belastungen zu bekommen.

7 Tabellenverzeichnis

2.1	Verwendte Parameterkombination für lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen (Aluminiumblechstärke: 200 μm)	5
2.2	Verwendte Parameterkombination für lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen (Aluminiumblechstärke: 500 μm)	5
2.3	Verwendte Parameterkombination für lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen ohne zusätzliche Strahlmodulation	6
2.4	Thermophysikalische Eigenschaften der untersuchten Materialien [18] . .	9
2.5	Ergebnisse der quantitativen EDX Elementanalyse [30]	18
2.6	Thermophysikalische Eigenschaften der untersuchten Materialien [26] . .	19
2.7	Quantitative EDAX Elementanalyse [26]	20
2.8	Tabellarischer Vergleich der Parameter von bisher publizierten Aluminium-Kupfer Schweißverbindungen	23
3.1	Eigenschaften der intermetallischen Phasen im Zweistoffsystem Aluminium-Kupfer [9]	25
5.1	Physikalische Eigenschaften der zu verbindenden Grundwerkstoffe [11],[10]	31
5.2	Parameter der Versuchsreihe D	45
5.3	Schweißversuche der Versuchsreihe D	45
5.4	Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe D	45
5.5	Parameter der Versuchsreihe E	50
5.6	Schweißversuche der Versuchsreihe E	50
5.7	Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe E	50
5.8	Parameter der Versuchsreihe F	53
5.9	Schweißversuche der Versuchsreihe F	53
5.10	Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe F	53
5.11	Parameter der Versuchsreihe G	58
5.12	Schweißversuche der Versuchsreihe G	58
5.13	Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe G	58
5.14	Parameter der Versuchsreihe H	64
5.15	Schweißversuche der Versuchsreihe H	64
5.16	Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe H	65
5.17	Ergebnisse der EDAX Elementanalysen der REM#1 Aufnahme [5]	69
5.18	Ergebnisse der EDAX Elementanalysen der REM#2 Aufnahme [5]	71
5.19	Ergebnisse der EDAX Elementanalysen der REM#3 Aufnahme [5]	72
5.20	Ergebnisse der EDAX Elementanalysen der REM#4 Aufnahme [5]	74

5.21	Ergebnisse der EDAX Elementanaylse der REM#5 Aufnahme [5]	75
5.22	Parameter der Versuchsreihe I	79
5.23	Schweißversuche der Versuchsreihe I	79
5.24	Analyse der Querschliffe der Versuchsreihe I	79

8 Abbildungsverzeichnis

2.1	Einfluss einer kreisförmigen Strahlmodulation beim Laserschweißen von Kupferblechen auf die Schweißnahtform [15]	4
2.2	Mittels räumlicher Strahlmodulation lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen [15]	5
2.3	Querschliff einer lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindung [15] .	6
2.4	Parametrisierung einer lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindung [15]	7
2.5	Zusammenhang zwischen Breite und Streckenenergie [15]	8
2.6	Parameterfeld von lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindungen [15]	8
2.7	Lasergeschweißte Aluminium-Kupfer Verbindungen, links mit einer Folie, rechts ohne Folie als Zusatzmaterial [18]	9
2.8	Querschliffe von Aluminium-Kupfer Verbindungen nach den Abschertests [18]	11
2.9	Ergebnisse eines Überlapp-Abschertests von lasergeschweißten Aluminium-Kupfer Verbindungen mit und ohne Folie als Zusatzmaterial [18]	12
2.10	REM Mikroskopaufnahmen der Bruchflächen von Al(a) und Cu(b) nach dem Abschertest (ohne Folie) [18]	12
2.11	REM Mikroskopaufnahmen der Bruchflächen von Al(a) und Cu(b) nach dem Abschertest (mit Folie) [18]	13
2.12	Schweißbad an der Oberseite einer schweißgelöteten Aluminium-Kupfer Verbindung [30]	15
2.13	Mikroskopaufnahme eines Querschliffes einer schweißgelöteten Aluminium-Kupfer Verbindung [30]	16
2.14	Mikroskopaufnahme des Al-Cu Überganges [30]	16
2.15	Mögliche Phasensaumstrukturen des Al-Cu Überganges [30]	17
2.16	REM Aufnahme des Al-Cu Überganges mit Auswertungsmarker für EDAX Analysen [30]	18
2.17	Linienscan einer quantitativen EDAX Elementanalyse [26]	21
2.18	Röntgenaufnahme eines Querschliffes einer Al-Cu Stumpfstoßverbindung [26]	21
3.1	Phasendiagramm des Zweistoffsystems Aluminium-Kupfer [3]	25
4.1	Wasserstoffgehalt in Aluminium und Eisen abhängig vom Phasenzustand [17]	28

5.1	Bezeichnung der Querschliffebenen einer mehrmals durchtrennten Probe .	36
5.2	Darstellung der Klassifizierung der Schweißfehler (p) und (P)	37
5.3	Aufschmelzen der Aluminiumoberfläche	38
5.4	Ausbildung der Schweißnaht im Aluminium	39
5.5	Vergrößerung des aufgeschmolzenen Bereichs	40
5.6	Aufschmelzen der Kupferoberfläche	40
5.7	Erweiterung der Dampfkapillare in den Kupferbereich	41
5.8	Mögliche Strömungsvorgänge während des Schweißvorganges	42
5.9	Querschliff Probe D 3_2b1 und D3_4a	48
5.10	Querschliff Probe D 3_5b1 und D4_3c	48
5.11	Querschliff Probe D 6_1 und D6_2a	48
5.12	Geätzter Querschliff der Serie D, Ausschnitt Kupferbereich	49
5.13	Querschliff Probe E1_1 und E1_2b	52
5.14	Querschliff Probe E2_1 und E2_2a	52
5.15	Querschliff Probe E6_1 und E6_4	52
5.16	Querschliff Probe F3_1 und F3_2a	56
5.17	Querschliff Probe F4_2b und F4_3	56
5.18	Längsschliff durch Probe F4_6	56
5.19	Detail des Längsschliffes dder Probe F4_6	57
5.20	Querschliff Probe G1_1 und G1_2a	61
5.21	Querschliff Probe G1_2b und G1_3	61
5.22	Querschliff Probe G2_1 und G2_2a	61
5.23	Längsschliff durch Probe G1a	62
5.24	Längsschliff durch Probe G2b	62
5.25	Längsschliff durch Probe G3a	62
5.26	Detail des Längsschliffes der Probe G4c	63
5.27	Geätzer Querschliff der Serie D, Ausschnitt Kupferbereich	63
5.28	Querschliff Probe H1a und H2b1	66
5.29	Querschliff Probe H2b2 und H7b1	66
5.30	Querschliff Probe H7b2 und H7c	66
5.31	REM Aufnahme #1 eines Auschnitts der Schweißnaht der Probe H1a [5]	69
5.32	EDAX Elementanalysen von REM#1, EDAX1 Marker (li.) und EDAX2 Marker (re.) [5]	69
5.33	REM Aufnahme #2 eines Auschnitts des Schweißnahtüberganges der Probe H1a [5]	70
5.34	EDAX Elementanalysen von REM#2, EDAX1 Marker (li.) und EDAX2 Marker (re.) [5]	70
5.35	EDAX Elementanalysen von REM#2, EDAX3 Marker [5]	71
5.36	REM Aufnahme #3 eines Auschnitts der Schweißnaht der Probe H1a [5]	72

5.37	EDAX Elementanalysen von REM#3, EDAX1 Marker (links) und EDAX2 Marker (rechts) [5]	72
5.38	REM Aufnahme #4 eines Ausschnitts der Schweißnaht der Probe H2a [5]	73
5.39	EDAX Elementanalysen von REM#4, EDAX1 Marker (links) und EDAX2 Marker (rechts) [5]	73
5.40	EDAX Elementanalysen von REM#4, EDAX3 Marker [5]	74
5.41	REM Aufnahme von REM#5 eines Ausschnitts der Schweißnaht der Probe H2a [5]	75
5.42	EDAX Elementanalyse von REM#5, EDAX1 Marker [5]	75
5.43	REM Aufnahme einer Al-Cu Schweißverbindung im Bereich der Kupferprobe [5]	76
5.44	Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 600-fache Vergrößerung [5]	76
5.45	Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 800-fache Vergrößerung [5]	77
5.46	Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 3000-fache Vergrößerung [5]	77
5.47	Dendritisches Kristallwachstum im Übergangsbereich, 8645-fache Vergrößerung [5]	78
5.48	Querschliff Probe I3_a und I3_b1	81
5.49	Querschliff Probe I3_b2 und I5_a	81
5.50	Querschliff Probe I5_b1 und I5_b2	81

9 Literaturverzeichnis

- [1] ABB Automation GmbH, *ABB Roboter IRC 5 Manual*, 2005
- [2] M. Abbasi, A. Karimi Taheri und M. Salehi, *Growth rate of intermetallic compounds in AlCu bimetal produced by cold roll welding process*, Journal of Alloys and Compounds 319, 2001
- [3] ASM handbook: *Alloy phases and diagram*, ASM International, 1992
- [4] Astem International, *Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys*, 2002
- [5] J. Bernadi, J. Gruber, *Präparation und Durchführung von REM Aufnahmen und EDAX Analysen*, Universitäre Service-Einrichtung für Transmissions-Elektronenmikroskopie (USTEM), TU Wien
- [6] J. Bliedtner et al., *Lasermaterialbearbeitung*, 22.Auflage, 2013, Carl-Hanser-Verlag
- [7] M. Braunovic, *Reliability of power connections*, Journal of Zhejiang University, 2007
- [8] Chemie.de, *Online Enzyklopedie*, abgerufen am 01.07.2015
<http://www.chemie.de/lexikon/Elektronenmikroskop.html>
- [9] Chih-Yuan Chen und Weng-Sing Hwang, *Effect of Annealing on the Interfacial Structure of Aluminum-Copper Joints*, Materials Transactions 48, 2007
- [10] Datenblatt Kupfer Cu-ETP, <http://www.abmkupral.hu/letoltes/certec/Cu-ETP.pdf>, Deutsches Kupferinstitut, Stand 2005
- [11] Datenblatt Aluminium, http://www.metaflex.at/files/datenblatt_1050_bleche.pdf, Aluminium Verlag, Duesseldorf
- [12] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2*, 2005, Springer Verlag
- [13] J. Eichler und H. Eichler, *Laser: Bauformen, Strahlführung, Anwendungen*, 2013, Springer Verlag Berlin Heidelberg
- [14] M. Eichhorn, *Laserphysik*, 2013, Springer Verlag Berlin Heidelberg

- [15] J. Gedicke et al., *Laser beam welding for electrical interconnections for lithium-ion batteries*, Fraunhofer Institute for Laser Technology, 2010
- [16] J. Gedicke, A. Olowinsky et al., *Influence of temporal and spatial laser power modulation on meltpool dynamics*, ICALEO Conference, 2007
- [17] Gießerei Lexikon, <http://www.giessereilexikon.com/giesserei-lexikon>, abgerufen am 01.07.2015
- [18] M. Hailat et al., *Laser micro-welding of aluminum and copper with and without tin foil alloy*, Microsystem Technologies 18, 2012
- [19] M. Grill, *Aufbau einer Faserlaser-Schweißanlage und anschließende Testschweißungen von Magnesium*, Diplomarbeit TU Wien, 2011
- [20] H. Hügel und T. Graf, *Laser in der Fertigung*, 22.Auflage, 2009, Vieweg+Teuber Verlag
- [21] IPG Laser GmbH, *YLR-1500CT Manual*, 2005
- [22] Paul Kah et al., *Remote Laser Welding with High Power Fiber Lasers*, Laboratory of Welding Technology and Laser Processing, Department of Mechanical Engineering, Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland, 2013
- [23] A. Kratky, D. Schuöcker, G. Liedl, *Processing with kW fibre lasers - advantages and limits*, Proc. SPIE 7131, XVII International Symposium on Gas Flow, Chemical Lasers, and High-Power Lasers, 71311X (April 21, 2009); doi:10.1117/12.816655
- [24] Christfried-Alexander Kurz, *Vortragen mit Demonstrationen zur Physikalische Chemie*, abgerufen am 01.07.2015
<http://daten.didaktikchemie.uni-bayreuth.de/umat/elektronenmikroskop/elektronenmikroskop.htm>
- [25] G. Liedl, *priv. Mitteilung, Diskussion über die Schweißergebnisse*
- [26] T.A. Mai und A.C. Spowage, *Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel-kovar, copper-steel and copper-aluminium*, Materials Science and Engineering A 374, 2004
- [27] O. Meier, *Hochfrequentes Strahlpendeln zur Erhöhung der Prozessstabilität beim Laserstrahlschweißen mit hoher Schmelzbaddynamik*, Zwischenbericht, Forschungsprojekt AiF 13.600N, 2004

- [28] C. Pohle, *Schweissen von Werkstoffkombinationen*, DVS Verlag, 1999
- [29] E. Schaller, *Skriptum Metallographie, Lichtmikroskopie*,
<http://www.metphys.mat.ethz.ch/education/courses/praktikum4/prakt4.pdf>,
 abgerufen am 01.07.2015
- [30] T. Solchenbach und P. Plapper, *Mechanical characteristics of laser braze-welded aluminium-copper connections*, Optics and Laser Technology 54, 2013
- [31] C. Zaruba, *priv. Mitteilung, Analysen und Diskussion über Ergebnisse*, Institut für Werkstoffwissenschaften, TU Wien