Die approbierte Originalversion dieser Diplom-/Masterarbeit ist an der Hauptbibliothek der Technischen Universität Wien aufgestellt (http://www.ub.tuwien.ac.at).

The approved original version of this diploma or master thesis is available at the main library of the Vienna University of Technology (http://www.ub.tuwien.ac.at/englweb/).

TECHNISCHE UNIVERSITÄT WIEN

Diplomarbeit

Laserstrahlschweißen von Stahl und Aluminium mittels eines Nd:YAG Lasers

ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines Diplom-Ingenieurs unter der Leitung von

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

ausgeführt am Institut für Umformtechnik und Hochleistungslasertechnik - E345
geleitet von O.Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Dieter Schuöcker

eingereicht an der Technischen Universität Wien

Fakultät für Maschinenwesen und Betriebswissenschaften

von

Matthias Michael Julian MAYR
Mat.Nr.: 0226096
Hannovergasse 25/9, 1200 Wien
Österreich

Wien, April 2008

Danksagung

Ich möchte mich an dieser Stelle bei allen Menschen bedanken, die mich während meines Studiums und besonders bei der Erstellung dieser Diplomarbeit begleitet haben.

Mein besonderer Dank gilt meinen Eltern für die Förderung meiner Ausbildung und ihre ständige Unterstützung.

Insbesonders möchte ich meinem Betreuer Gerhard Liedl für die großartige Betreung und ständige Hilfsbereitschaft danken. Ohne ihn wäre diese Arbeit nicht so schnell, einfach und perfekt gelungen. Weiters möchte ich mich bei Herrn Wolfhard Zisser und Herrn Dipl.-Ing. Thomas Schumi für die zahlreichen technischen Hilfestellungen während der Diplomarbeit bedanken.

Einen herzlichen Dank auch an meine beiden Schwestern Marietta und Marlies, welche mich oftmals von der abstrakten Welt zurück in den Alltag geholt haben und meinen zahlreichen Studienkollegen für die gegenseitige Unterstützung und die abwechslungsreiche Studienzeit.

„Ein kleiner Schritt zurück bedeutet nicht gleich versagt zu haben.
Oft ist es nur ein Ausholen zu einem größeren Sprung nach vor.“

Japanisches Sprichwort

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung, Problemstellung und Ziel der Untersuchungen 1

2 Wirtschaftliche Bedeutung der Schweißverbindung Aluminium - Stahl 2

3 Werkstoffeigenschaften 5

3.1 Stahl 5

3.2 Aluminium 5

3.2.1 Bedeutung des Aluminiums 5

3.2.2 Eigenschaften des Aluminiums 6

3.2.3 Metallurgisch bedingte Schweißnahtdefekte des Aluminiums . 8

3.3 Unterschiede zwischen Stahl und Aluminium 9

4 Grundlagen des Erstarrens und der Umwandlung von Metallen 11

4.1 Vollkommene Löslichkeit 12

4.2 Eutektische Systeme 13

4.3 Peritektische Systeme 14

4.4 Zustandsschaubilder mit intermediären Phasen 15

4.4.1 Das Zweistoffsystem Aluminium-Eisen 20

5 Intermetallische Phasen 22

5.1 Einleitung 22

5.2 Definition von Intermetallischen Phasen 22

5.3 Strukturbestimmende Größen von Metallen 24

5.4 Einteilung der Intermetallischen Phasen 25

5.5 Hume Rothery Phasen 26

6 Entstehung der intermetallischen Phasen beim Laserstrahlschweißen von St-Al 27

6.1 Entstehungsbedingungen intermetallischer Phasen im St-Al System . 27

6.1.1 Der Anteil an Legierungselementen 27

6.1.2 Der Zeit- Temperatur- Verlauf an der Fügestelle 28

6.2 Theorie der Entstehung der einzelnen Phasen 29

7 Untersuchung der Phasenbildung beim Laserstrahlschweißen von St-Al Verbindungen 34

7.1 Phasenbildung einer St-Al Verbindung 34

7.2 Phasenbildung einer St-Al Verbindung mit Einfluss von Silizium . . . 36

8 Auswirkungen einer Zinkschicht 40

8.1 Entstehung einer Zinkschicht 40

8.2 Experimentelle Untersuchungen 40

9 Lasertechnik **42**
9.1 Einleitung in die Lasertechnik 42
9.2 Strahlenentstehung 42
9.3 Technische Umsetzung 43
9.4 Der Nd:YAG Laser 45
9.5 Absorption und Reflexion des Laserlichts 46
9.6 Einfluss des Schutzgases beim Laserstrahlschweißen 47

10 Alternative Schweißverfahren **49**
10.1 Definition des Schweißens 49
10.2 Schmelzschweißverfahren 50
10.2.1 Metallschutzgasschweißen 51
10.2.2 Der CMT Prozess 51
10.3 Pressschweißverfahren 58
10.3.1 Das Widerstandsschweißen 59
10.3.2 DeltaSpot 59

11 Praktische Untersuchungen **63**
11.1 Der Versuchsaufbau 63
11.2 Die Laserquelle 65
11.3 Die Verfahranlage 66
11.4 Die Lasersteuerung 67
11.5 Die Testvorrichtung 68
11.6 Die statistische Versuchsplanung 69

12 Die durchgeführten Schweißversuche **72**
12.1 Versuchsreihe A 72
12.2 Versuchsreihe B 73
12.3 Versuchsreihe C 74
12.4 Versuchsreihe D 76
12.5 Versuchsreihe E 77
12.6 Versuchsreihe F 78
12.7 Versuchsreihe G 80
12.8 Versuchsreihe H 84
12.9 Versuchsreihe I 86
12.10 Versuchsreihe J 88
12.11 Versuchsreihe K 90
12.12 Versuchsreihe L 91
12.13 Versuchsreihe M 93
12.14 Versuchsreihe N 94
12.15 Versuchsreihe O 96
12.16 Versuchsreihe P 97

12.17Versuchsreihe Q 99
12.18Versuchsreihe R 101
12.19Versuchsreihe S 103
12.20Versuchsreihe T 107
12.21Versuchsreihe U 110
12.22Versuchsreihe V 112
12.23Versuchsreihe W 114
12.24Versuchsreihe X 116
12.25Versuchsreihe Y 120
12.26Versuchsreihe Z 123
12.27Sonstige professionelle Zugversuche 125

13 Metallografische Untersuchungen **128**
13.1 Untersuchungen der Reihe G 128
13.2 Untersuchungen der Reihe I 131
13.3 Untersuchungen der Reihe L 137
13.4 Untersuchungen der Reihe M 141
13.5 Untersuchungen der Reihe P 143
13.6 Untersuchungen der Reihe R 149
13.7 Untersuchungen der Reihe U 156
13.8 Untersuchungen der Reihe Y 160
13.9 Untersuchungen der Reihe Z 175

14 Abschließende Bewertung **182**
14.1 Resümee der Schweißversuche am IFLT 182
14.2 Rissanalyse 185
14.3 Ursachenanalyse und Vergleich mit anderen Schweißprozessen 187
14.4 Optimierungsmöglichkeiten für zukünftige Schweißversuche am IFLT 188
14.5 Zukunft des Verbindens von Stahl und Aluminiums 189

15 Abbildungsverzeichnis **191**

16 Tabellenverzeichnis **196**

17 Literaturverzeichnis **198**

1 Einleitung, Problemstellung und Ziel der Untersuchungen

Ziel dieser Diplomarbeit soll die Untersuchung von **Stahl - Aluminium Verbindungen mittels des Verfahren des Laserschweißens** darstellen. Am Institut für Umformtechnik und Hochleistungslasertechnik wurde schon letztes Jahr versucht, solche Schweißungen durchzuführen, jedoch zum größten Teil erfolglos. Leider konnten mit dem Laser keine reproduzierbaren Ergebnisse erzielt werden, was bedeutet, dass man keine genauen Angaben/ Parametereinstellungen definieren konnte, um anhand dieser quasi „per Kochrezept“ eine ordentliche Schweißnaht erstellen zu können.

Bei dieser Diplomarbeit soll das Laserstrahlschweißen von Stahl - Aluminium Verbindungen mittels eines so genannten Nd:YAG Lasers untersucht werden. Die vorigen Versuche wurden mittels eines CO_2 Lasers durchgeführt. Aufgrund dieser Ergebnisse und der Erkenntnisse aus einer Dissertation aus Bremen [29] ist anzunehmen, dass man mit diesem Laser erfolgreiche Ergebnisse erzielen sollte.

Das Hauptproblem beim Schweißen dieser Materialpaarung stellt das Entstehen so genannter **intermetallischer Phasen** dar. Diese sind hochgradig spröde und führen beim erhöhten Auftreten unvermeidlich zu starken Rissen im Gefüge. Neben dem Ziel, Schweißnähte am Institut reproduzierbar herzustellen, stellt die Untersuchung derartiger intermetallischer Phasen einen weiteren Kernpunkt dieser Arbeit dar.

Stahl - Aluminium Verbindungen sind für die Industrie von großer Bedeutung. Die Implementation dieser Verbindung ist eine einfache Methode um an verschiedensten Stellen, wo die Festigkeitswerte von Aluminium ausreichend sind, einfach und schnell Gewicht einzusparen. Die Schweißtechnik ist in diesem Gebiet erst rudimentär eingeführt, da derartige Verbindungen lange Zeit als nicht schweißbar galten. Die grundlagen- und anwendungsbezogenenen Entwicklungen beziehen sich sowohl auf verschiedenste Prozessentwicklungen als auch auf die Untersuchung und Modellierung des Werkstoffverhaltens.

Mittels des Laserstrahlschweißens solcher Verbindungen könnten neben den Vorteilen, die solche Verbindungen an sich schon darstellen, auch noch die Vorteile der Laserbearbeitung genutzt werden. Es handelt sich beim Schweißen von Aluminium und Stahl um ein Fachgebiet, mit dem sich schon zahlreiche Wissenschaftler und Praktiker beschäftigt haben. Deswegen ist es auch nicht verwunderlich, dass einschlägige Literatur seit den sechziger Jahren des vorigen Jahrhunderts vorhanden ist.

2 Wirtschaftliche Bedeutung der Schweißverbindung Aluminium - Stahl

Es gibt zahlreiche Möglichkeiten, wo Ingenieure gerne auf Leichtmetallstrukturen zurückgreifen würden, doch ist dies oftmals im Sinne der Wirtschaftlichkeit nicht machbar. Deshalb werden einfache und vor allem machbare Verbindungen zwischen Aluminium und Stahl immer bedeutender. Gerade an Stellen, wo die Festigkeit und gute Schweißbarkeit von Stahl nicht gefordert wird, könnte man gezielt Aluminium einsetzen.

Die größten Einsatzpotentiale befinden sich dabei unter anderem in der Automobilbranche. Dort würden sich zahlreiche Möglichkeiten ergeben, beziehungsweise werden sie schon umgesetzt, wo eine einfache Substitution ohne Schweißung oder mittels anderer Möglichkeiten machbar war. Beispielsweise führte diese Entwicklung zu Aluminiumkarosserien oder schon zur Implementation von Karosserieteilen, welche aus Kunststoff hergestellt werden.

Pionier in Sachen Aluminium war Audi. Der Ingolstädter Automobilbauer hat bereits mehr als 100.000 Exemplare seines Oberklasse-Flaggschiffs A8 produziert, das 1994 als erste Serienlimousine mit Alu-Karosserie auf den Markt kam. Bei seiner „Spaceframe“-Bauweise handelt es sich um eine Aluminium-Rahmenstruktur, in der die großen Alu-Blechteile mittragend integriert werden. Das führt zu Gewichtsvorteilen gegenüber einer konventionellen Karosserie von rund 40 %. Diese Spaceframetechnik für die Karosserie hat Audi auch in seinem 3-l-Auto, dem A2, eingeführt [43].

In der automobilen Oberklasse ist dieses Leichtbau-Potential bereits Stand der Technik und wird nun seinen Weg in die automobile Mittelklasse antreten. Erwähnt wurden dabei immer wieder Strukturanwendungen aus Strangpressprofilen sowie die Verwendung von Aluminiumblechen für Fahrwerkskomponenten, Leichtbauräder und Karosserieteile, oder auch Kraftstofftanks. War der Aluminiumanteil eines durchschnittlichen PKWs 19,3kg, so sind heute mindestens 90 kg Aluminium verbaut. Der Trend zu immer leichteren Modellen hat aber noch lange nicht seinen Zenit erreicht. Der Gesamtverband der Aluminiumindustrie schätzt, dass der durchschnittliche Aluminiumanteil im Auto auf mehr als 130 kg im Jahr 2010 steigen wird. Schon jetzt ist bei fast allen Neuerscheinungen das Nachfolgemodell meistens um einiges leichter als der Vorgänger [43].

Die Möglichkeiten eines zusätzlichen Einsatzes im Chassis sind jedoch nicht so einfach, da hier logischerweise an bestimmten Stellen die hohe Festigkeit von Stahl gefordert wird, möchte man noch wirtschaftlich produzieren. Abbildung 2.1 zeigt einen

derzeit gängigen Materialmix, wobei der Aluminiumanteil (blau) noch sehr begrenzt ist. Substitutionsmöglichkeiten ergeben sich dabei ohne weiters im grauen Bereich, wo derzeit Stahl eingesetzt wird, der aber nicht extremen Belastungen unterliegt. Das Problem der Implementation ist aber meistens auch die Wirtschaftlichkeit entsprechender Lösungen. Es wäre heute schon durchaus möglich, den Aluminiumanteil um einen hohen Prozentsatz zu erhöhen, jedoch würde dies die Autos weitaus teurer machen. Ebenfalls möglich, beziehungsweise bei einem Fahrzeug schon durchgeführt, ist auch die Fertigung eines kompletten Leichtbauchassis, welches ausschließlich aus Aluminium und Magnesium besteht. Eingesetzt wird dieses beim Audi R8, welcher jedoch mit einem Verkaufspreis von 104.400 Euro bis 111.790 Euro nicht zu den klassischen Mittelklassewagen zu zählen ist [49].

Mittels Kleben lassen sich ebenfalls hervorragende Verbindungen hergestellen [4]. Geklebte Verbindungen an sich sind meistens von hervorragender Qualität, beispielsweise sinkt die Torsionssteifigkeit eines geklebten Karosserieteils nach 4 Jahren Gebrauch nur 5%, während eine punktgeschweißte Verbindung um 20% sinkt. Solche Verbindungen benötigen jedoch im Vergleich zu einer Schweißnaht entsprechend lange Aushärtungszeiten, was mit den mitunter extrem kurzen Taktzeiten in der Automobilbranche nicht vereinbar ist [48].

Der Vorteil einer Gewichtsreduktion führt nicht nur automatisch zu einer Verbrauchsreduktion, sondern auch damit verbunden zu einem niedrigeren CO_2 Ausstoß. Die einfachste CO_2 Reduktion ist nämlich eine Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs. Die Verringerung des Gewichts eines Fahrzeugs um 10 Prozent kann zu einer 5- bis 7-prozentigen Reduzierung des Treibstoffverbrauchs führen. Für jedes Kilogramm, das ein Auto weniger auf die Waage bringt, werden der Umwelt 25,3 kg CO_2-Ausstoß in der gesamten Lebensdauer eines Fahrzeugs erspart [43].

Aber nicht nur in der Automobilbranche ergeben sich zahlreiche Anwendungen. Die Literatur berichtet aus Anwendungen im Kühlgerätebau, wo Stahlrohre mit Aluminium verbunden werden, um einerseits eine hohe Korrosionsbeständigkeit dank des Stahls gegenüber Kühlmedien zu erreichen, und anderseits dank des Aluminiums eine hohe Wärmeableitung möglich gemacht wird. Es gibt aber natürlich auch ganz alltägliche Beispiele, die für einen sinnvollen Einsatz dieser Verbindung sprechen. Eine Implementation in die Kochtopfherstellung führt zu einer Aluminiumplatte am Boden für eine gute Wärmeleitung und zu Stahlwänden mit einer schlechten Wärmeleitung [29].

Der Anwendungsbereich für Aluminium-Stahl Verbindungen ist wie man sieht vielseitig, vom Rohrleitungsbau bis zur Kältetechnik, bei Konstruktionen im Automobilbau, in der Reaktortechnik, bei Chemieanlagen und in der Flug- und Raumfahrttechnik bis hin zu einfachen Küchengeräten. Viele weitere Einsatzbereiche für diese innovative

Verbindung können sich noch ergeben, wenn eine der zahlreichen Verbindungstechnologien vollständig ausgereift ist. Beispielsweise seien die Medizintechnik und die Nanotechnologie als zwei forschungsintensive Bereiche genannt [4].

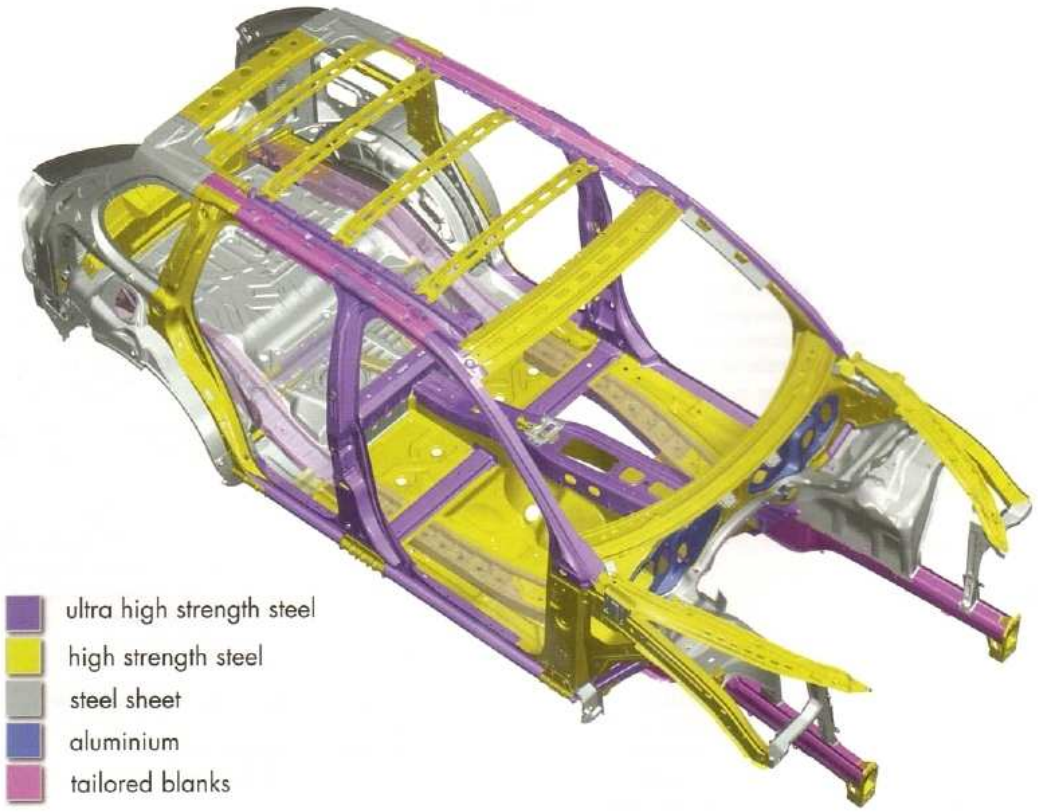


Abb. 2.1: Möglichkeiten eines Multimaterial-Mixdesigns eines herkömmlichen PKW Chassis [20]

3 Werkstoffeigenschaften

3.1 Stahl

Nach der klassischen Definition ist Stahl eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung, die weniger als 2,06 % Kohlenstoff enthält. Chemisch betrachtet handelt es sich bei dem Werkstoff Stahl um eine Legierung aus Eisen und Eisenkarbid. Bei höheren Anteilen von Kohlenstoff spricht man von Gusseisen, hier liegt der Kohlenstoff in Form von Graphit vor [50].

Stähle sind die am meisten verwendeten metallischen Werkstoffe. Durch Legieren mit Kohlenstoff und anderen Legierungselementen in Kombination mit Wärme und thermomechanischer Behandlung (gleichzeitige thermische Behandlung mit plastischer Umformung) können seine Eigenschaften für einen breiten Anwendungsbereich angepasst werden. Der Stahl kann zum Beispiel sehr weich und dafür ausgezeichnet verformbar hergestellt werden, wie etwa das Weißblech von Konservendosen. Demgegenüber kann er sehr hart und dafür spröde hergestellt werden, wie etwa martensitische Stähle für Messer. Moderne Entwicklungen zielen darauf, den Stahl gleichzeitig fest und duktil (verformbar) herzustellen, als Beitrag für Leichtbau von Maschinen. Genaue Eigenschaften des Elementes Eisen, dem Hauptbestandteil von Stahl, sind in der Tabelle 3.1 zusammengefasst [50].

3.2 Aluminium

3.2.1 Bedeutung des Aluminiums

Bei Aluminium handelt es sich im Vergleich zu Stahl um einen noch relativ jungen Konstruktionswerkstoff. Noch bis zu Beginn des 19. Jahrhunderts war das Metall Aluminium unbekannt. Erst gegen Ende des 19. Jahrhunderts wurde es möglich, Aluminium auf elektrolytischem Weg in größeren Mengen zu erzeugen. Voraussetzung hierfür war die Bereitstellung großer Mengen elektrischer Energie. Als Konstruktionswerkstoff gewann Aluminium an Bedeutung, als mit der Entwicklung des Flugzeugbaues, der Fahrzeugindustrie und des Bauwesens der Ruf nach leichten und dabei hochfesten, isotropen Werkstoffen immer lauter wurde [10].

Die Kombination attraktiver Eigenschaften macht Aluminium und seine Legierungen zu vielfältigst einsetzbaren Werkstoffen. Sie sind leicht, unmagnetisch, kfz und damit hervorragend verformbar und tieftemperaturzäh, abhängig vom Legierungstyp verhältnismäßig korrosionsbeständig und leicht leicht verarbeitbar [35].

3.2.2 Eigenschaften des Aluminiums

Einige physikalische und chemische Eigenschaften können das Schweißverhalten des Aluminiums und der Aluminiumlegierungen erheblich beeinflussen bzw. beeinträchtigen. Ihre Auswirkungen müssen daher bekannt sein. Die wichtigsten werden im Folgenden besprochen.

Aluminiumoxid

Durch die hohe Sauerstoffaffinität bildet sich auf der Werkstoffoberfläche spontan eine dichte, zähe, chemisch und thermisch beständige, hochschmelzende (T = 2050 °C) Oxidschicht (Al_20_3). Sie ist einerseits ähnlich wie die Chromoxidhaut bei den korrosionsbeständigen Stählen für die Korrosionsbeständigkeit des Aluminiums verantwortlich, andererseits aber die Ursache für eine unvollständige Bindung beim Schweißen. Die Oxidschicht muss daher vor dem Schweißen beseitigt und ihre Neubildung verhindert werden. Stahl bildet keine Oxidhaut, doch ist Sauerstoff als einer der Eisenbegleiter nie vollständig zu entfernen. Zusätzlicher Sauerstoff kann beispielsweise aus der Atmosphäre oder der Schlacke in den Werkstoff gelangen. Es bildet sich bei Unterschreiten der Löslichkeitsgrenze FeO aus, das sich im Grundgefüge ablagert [35].

Wasserstofflöslichkeit

Die hohe Sauerstoffaffinität des Aluminiums hat noch einen weiteren Nachteil in Hinblick auf die Schweißeignung. Wird die, in der Umgebungsluft vorhandene Luftfeuchtigkeit nicht durch sauerstofflose Schutzgase von der Fügezone ferngehalten, so tritt eine entsprechende Reaktion mit diesem ein. Im flüssigen Zustand ist die Löslichkeit für Wasserstoff relativ groß, wird aber zu schnell abgekühlt, so hat dieser keine Möglichkeit aus der Schmelze zu entweichen und wird im Gefüge bei Unterschreiten der Löslichkeitsgrenze molekular in Form von Poren ausgeschieden. Bei Stahl ist, je nach Stahlsorte, das Lösungsvermögen noch wesentlich stärker als bei Aluminium ausgeprägt, besonders wiederum im Bereich der Schmelze. Wird durch eine zu hohe Kristallisationsgeschwindigkeit beim Abkühlen die Löslichkeitsgrenze unterschritten, entstehen ebenfalls Gaseinschlüsse, meist in Form von Poren. Neben der Atmosphäre gibt es noch weitere Quellen für Sauerstoff und Wasserstoff, die es zu beachten gilt, wie Oberflächenablagerungen, (Rost, Farbe, Fett, Öl, etc.) Schweißpulver, Umhüllungen von Stabelektroden oder sogar Schutzgase (z.B.: CO2). Deshalb ist eine Oberflächenreinigung zur Vermeidung von Poren im Schweißgut zu empfehlen. Diese kann mit rotierenden Bürsten oder durch chemisches Ätzen erfolgen, wobei letzteres effizienter aber teurer und umweltschädlich ist. Schließlich sind die Oberflächen vor dem Schweißen noch zu trocknen. Die Oxidschicht des Aluminiums kann unter Umständen vor

dem Schweißen mechanisch oder chemisch entfernt werden, um konstante Verhältnisse hinsichtlich der Oberflächengüte zu erhalten. Da dies aber mit Zeitaufwand und Kosten verbunden ist, erscheint dies in der industriellen Anwendung nur eine Ausnahmelösung im äußersten Falle zu sein, und wird bei unseren Versuchen ebenfalls nicht angewandt [35].

Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit von Aluminium ist knapp fünfmal so hoch wie jene von Stahl. Diese große Wärmeleitfähigkeit - vor allem des Reinaluminiums - erfordert Schweißverfahren mit großer Leistungsdichte (Plasma-, MIG-, WIG-Schweißen). Wenig konzentrierte Wärmequellen führen vor allem bei Knetlegierungen und aushärtbaren Legierungen zu breiten, entfestigten Wärmeeinflusszonen und großem Verzug. Als Folge der raschen Wärmeabfuhr wird außerdem die Bildung von Poren begünstigt, was zu erhöhten Schweißnahtdefekten führen kann [35].

Es wäre möglich, durch selektive Vorwärmung des Aluminiumbauteils diesen großen Unterschied auszugleichen. Aus Kosten- und Zeitgründen scheint dies industriell aber wenig attraktiv. Man kann sich stattdessen diese Eigenschaft zunutze machen, indem man die Wärmeeinbringung zum größten Teil beim Schweißen gezielt auf den Stahl richtet. Bei genauer Steuerung der Wärmemenge wird der Stahl nicht aufgeschmolzen, aber die Energie geht mittels Wärmeleitung in das Aluminium über und heizt es nur so weit auf, als es zur Herstellung einer Verbindung nötig ist.

Wärmeausdehnungskoeffizient

Die Wärmeausdehnung von Aluminium ist etwa doppelt so groß wie die der (unlegierten) Stähle. Zusammen mit der meistens großen Schwindung und dem deutlich geringeren E-Modul müssen vor allem dünnwandige Bauteile aus Reinaluminium zum Schweißen ausreichend fest gespannt und sehr oft geheftet werden, um das “Arbeiten“, d. h. den Verzug, gering zu halten. Andererseits kann eine schlecht gewählte Einspannung beim Schweißen aber zu späteren Spannungsrissen führen. Solche Spannungsrisse können aber auch durch die an sich ungünstige Materialpaarung Aluminium-Stahl selbst entstehen. Wodurch diese Risse entstehen bzw. inwiefern diese Art von Defekt vermieden werden kann ist hinlänglich noch nicht dermaßen gesichert, um allgemein gültige Aussagen treffen zu können. Was jedoch bekannt ist, sind die durch das Aluminium selbst hervorgerufenen Probleme beim Schweißen [35].

3.2.3 Metallurgisch bedingte Schweißnahtdefekte des Aluminiums

Bei den verschiedenen Aluminiumlegierungen können abhängig von ihrer chemischen Zusammensetzung im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone einige überwiegend werkstoffabhängige Defekte entstehen, die das Schweißverhalten dieser Werkstoffe stark beeinträchtigen.

Temperaturrisse („Heißrisse“)

Mit zunehmender Größe des Erstarrungsintervalls und zunehmender Zugspannung, hervorgerufen durch rasche Abkühlung oder verspannte, dickwandige Konstruktionen, begünstigt durch den großen Wärmeausdehnungskoeffizienten und die große Volumenänderung der Aluminiumschmelze beim Erstarren, wird eine so genannte Heißrissbildung wahrscheinlicher. Die Schweißgüter niedrig magnesiumhaltiger, nichtaushärtbarer Legierungen, wie das unseren Versuchen ähnliche $AlMg_3$ sind bei hoher Verspannung heißrissanfällig. Bei Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen mit hohem Magnesiumgehalt ($> 5\%$) ist diese Rissart jedoch vermeidbar. Grundsätzlich sind mehrfach legierte Legierungen sehr viel heißrissanfälliger als die einfachen Zweistofflegierungen. Der Erstarrungsriss, eine Form des Heißrisses, ist eine bei Aluminiumlegierungen sehr typische Versagensform, die ebenfalls sorgfältig zu kontrollieren ist [35].

Ebenfalls eine Form des Heißrisses, der Wiederaufschmelzriss, entsteht neben der Schmelzgrenze im teilverflüssigten Bereich durch Aufschmelzen eutektischer Gemenge und anderer niedrigschmelzender Bestandteile. Diese Defektart entsteht insbesondere bei aushärtbaren Legierungen, weil wegen der größeren Anzahl der Legierungselemente die Wahrscheinlichkeit für die Bildung niedrigschmelzender, eutektischer Gemenge größer ist. Ein großes Wärmeeinbringen erhöht die Neigung zu mehreren Heißrissformen. In erster Linie wird die Heißrissneigung durch Wahl geeigneter, vor allem niedrigschmelzender Zusatzwerkstoffe vermindert. Die verflüssigten eutektischen Bestandteile in der Wärmeeinflusszone erstarren vor der Schweißschmelze und verringern dadurch die für die Rissentstehung erforderlichen Spannungen [35].

Spannungsrisse

Diese unterhalb der Solidustemperatur entstehenden Risse werden durch einen großen Wärmeausdehnungskoeffizienten, eine ungeeignete Schweißfolge, große Schrumpfung, die Blechdicke, das Schweißverfahren und die feste Einspannung der Fügeteile sehr begünstigt [35].

Poren

Poren können nur durch den in der Aluminiumschmelze löslichen großen Gehalt an Wasserstoff entstehen. Stickstoff und Sauerstoff können nicht als atomare Gase vorliegen, weil sie sehr stabile Nitride bzw. Oxide bilden. Porenbildung durch sie ist damit nicht möglich. Die große Löslichkeitsdifferenz des Wasserstoffs im flüssigen und festen Zustand ist damit die wichtigste Ursache der Porenbildung. Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit wird das Ausgasen erschwert, d. h. die Porenmenge größer. Das Gas kann am leichtesten in der senkrechten, am schwersten beim Schweißen in der zu vermeidenden Überkopf-Position entweichen. Die wichtigsten Wasserstoffquellen beim Lichtbogenschweißen sind Ablagerungen auf der Werkstückoberfläche (Kohlenwasserstoffe, z. B. Fette, Farben, Öle, Hydroxide) und Ablagerungen auf der Oberfläche der Drahtelektroden [35].

3.3 Unterschiede zwischen Stahl und Aluminium

Nach dieser ausführlichen Analyse der Eigenschaften der einzelnen Werkstoffe ist es nun von Interesse, inwiefern sich die beiden Werkstoffe nun genau voneinander unterscheiden. Startet man eine reine Analyse aufgrund der in der Tabelle 3.1 zugrunde liegenden physikalischen Eigenschaften der jeweiligen Werkstoffe, so ergeben sich prinzipiell folgende Probleme die bei einem Verbund, in unserem Fall einer Schweißung, zu beachten sind und teilweise schon erwähnt wurden:

- die stark unterschiedlichen Schmelzpunkte der Grundwerkstoffe von 660°C und 1539°C
- die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskennwerte, d.h. im Fügebereich baut sich ein Spannungsfeld auf,
- die hochschmelzenden, elektrisch nicht leitenden Oberflächenoxide von Aluminium, welche Stromübergangsprobleme z. B. bei Widerstandsschweißverfahren bereiten,
- die unterschiedlichen elektrochemischen Potentiale - die sprunghafte Änderung der Werkstoffeigenschaften im Fügebereich, durch die das Korrosionsverhalten der Verbindung nachteilig beeinflusst wird.
- die bei hohen Temperaturen entstehenden spröden, intermetallischen Phasen

Einer Vielzahl dieser Unterschiede kann durch ein geeignetes Schweißverfahren entgegengesetzt werden. Einige Eigenschaften, wie die unterschiedlichen Wärmeleitfähig-

keiten, können sogar als Vorteil angesehen werden, wodurch sich völlig neue Schweißmöglichkeiten ergeben können, wodurch sich wiederum andere Eigenschaften, wie das Entstehen der spröden intermetallischen Phasen, verringern lassen sollten.

Eigenschaften	**Einheit**	**Al**	**Fe**
Atomgewicht	[g/Mol]	26,98	55,84
Dichte	[g/cm^3]	2,70	7,87
Kristallgitteraufbau	-	kfz	krz
E-Modul	[N/mm^2]	$\approx 71.10^3$	$\approx 210.10^3$
G-Modul	[N/mm^2]	$\approx 27.10^3$	$\approx 82.10^3$
Streckgrenze $R_{p0,2}$	[N/mm^2]	≈ 110	≈ 280
spez. Wärmekapazität	[J/kg K]	≈ 896	≈ 460
spez. Schmelzwärme	[J/g]	≈ 397	≈ 272
Schmelzpunkt	[C]	660	1539
mittlere Wärmeleitfähigkeit λ_{th}	[W/mK]	230	75
linearer Wärmeausdehnungskoeffizient	[1/K]	24.10^{-6}	12.10^{-6}
Oxide	-	Al_2O_2	FeO, Fe_2O_3, Fe_3O_4
Schmelzpunkt der Oxide	[C]	2050	1400 - 1600
Absorption der Laserstrahlung der Wellenlänge $\lambda = 1{,}064\ \mu$m	[%]	4 - 10	30 - 35
Schwindmaß	[%]	1,75	2
Elektrochemisches Spannungspotential bezogen auf Wasserstoff 25 C	[V]	-1,66	-0,440

Tabelle 3.1: Vergleich und Eigenschaften von Aluminium und Eisen [29]

4 Grundlagen des Erstarrens und der Umwandlung von Metallen

Ohne jetzt schon auf die genaue Definition des Schweißens und auf verschiedene Schweißverfahren einzugehen (siehe Kapitel 10), ist es einigermaßen logisch, dass es bei einigen Verfahren zu einer Art von Phasenumwandlung zwischen dem festen Zustand der einzelnen Metalle und dem Verbund beider geben muss. Dieser Verbund von Metallen kann entweder recht einfach sein, wenn es sich beispielsweise um das Schweißen von zwei gleichen Materialen handelt, aber auch außerordentlich komplex, was die nächsten Kapitel zeigen werden.

Die Eigenschaften einer Schweißverbindung zwischen unterschiedlichen Metallen hängen vor allem von den Eigenschaften der in der Naht entstandenen Legierung ab. Um Aussagen über die Legierungsbildung zwischen Metallen treffen zu können, müssen nachfolgende Bedingungen zur Lösung eines Metalls in einem anderen betrachtet werden [29]:

- die Kristallgitter der ineinander zu lösenden Elemente müssen ähnlich sein
- die Atomradien der Komponenten und
- die chemischen Eigenschaften, wie Elektronegativität und die Stellung im Periodensystem mit der damit verbundenen Bindungsenergie zwischen zwei Elementen, dürfen nicht zu stark voneinander abweichen

Für einen lückenlosen Bereich von Mischkristallen oder einen breiten Lösungsbereich zwischen zwei Metallen ist es erforderlich, dass die äußeren Elektronenschalen der Komponenten ähnlichen Aufbau haben, der Unterschied in den Atomradien nicht mehr als 8% bis 15% beträgt und die Kristallgitter gleichen Aufbau besitzen. Liegen diese Bedingungen nicht vor, sind zwei Metalle schlecht im festen Zustand ineinander zu lösen [29].

Beim Lösen eines Legierungselementes wird - sieht man von interstitiellen Lösungsvorgängen wie bei Kohlenstoff, Stickstoff usw. ab - das Kristallgitter des lösenden Elementes elastisch verformt. Die Deformation ist umso ausgeprägter, je größer der Unterschied der Atomdurchmesser zwischen gelöstem und lösendem Element ist. Die Grenze der Löslichkeit ist dann erreicht, wenn die das Kristallgitter verformenden Kräfte nicht weiter steigen und eine zweite Phase ausgeschieden wird, die zum Abfall der Spannungen führt. Doch bevor diese Phasen näher analysiert werden, sollen kurz die gebräuchlichsten Phasenentstehungsmechanismen zweier Stoffe erläutert werden, wobei gleich vorweg genommen werden kann, dass das Zweistoffsystem Stahl (Eisen) - Aluminium jeden dieser Grundtypen beinhaltet [29].

4.1 Vollkommene Löslichkeit

Dabei bilden Elemente eine lückenlose Mischkristallreihe, d. h. bei jeder beliebigen Konzentration entstehen bei Raumtemperatur Mischkristalle. Legierungen („Mischungen“) derartiger metallurgischer Systeme sind i. a. gut schweißgeeignet, da das Schweißgut unabhängig vom Vermischungsgrad Grundwerkstoff/Zusatzwerkstoff ausschließlich aus den verhältnismäßig zähen, einphasigen Mischkristallen besteht [2].

Die bei langsamer Abkühlung stattfindende Erstarrung ist anhand der Legierung L_1 in Abbildung 4.1 schematisch dargestellt. Legierungen besitzen keinen Schmelzpunkt, sondern ein Schmelzintervall. Die Schmelze erstarrt mit sinkender Temperatur und es bildet sich nur eine Phase, da die Werkstoffe sowohl im flüssigen als auch festen Zustand vollkommen ineinander löslich sind. Solche Mischkristalle, die sich aus dem neuen Gitter bilden, kann man sich quasi als neue Kristalle vorstellen, mit entsprechenden Konzentrationen der beteiligten Komponenten. Wesentliches Charakteristikum ist wie gesagt die Tatsache, dass die beiden Stoffe bei jeder Konzentration vollkommenen ineinander löslich sind und dabei immer nur eine Art von Mischkristallen entsteht [35].

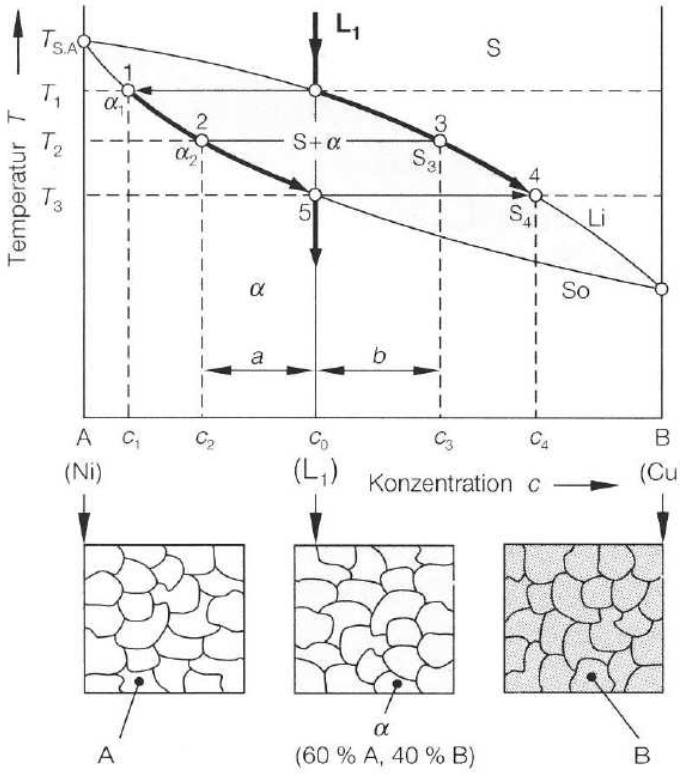


Abb. 4.1: Zustandsschaubild für vollst. Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand [2]

4.2 Eutektische Systeme

Bei eutektischen Systemen handelt es sich um ein Zweistoffstoffsystem mit vollständiger Löslichkeit der Komponenten in der flüssigen und einer vollständigen Unlöslichkeit in der festen Phase abgebildet. Sind zwei Komponenten im festen Zustand vollständig unlöslich, so kann sich logischerweise auch kein Mischkristall aus ihnen bilden. Die beiden Liquiduslinien schneiden sich im Punkt e, der auch als eutektischer Punkt bezeichnet wird. Erstarrt eine Legierung mit der Zusammensetzung gemäß Abbildung 4.2 so muss die Eutektikale geschnitten werden. Bei dieser Temperatur erfolgt die eutektische Umwandlung in das Feste. Dies bedeutet, dass die Schmelze bei einer konstanten Temperatur T_e in ihre Komponenten zerfällt. Es entsteht ein rein eutektisches Gefüge [10].

Als Folge ihrer werkstofflichen und metallphysikalischen Besonderheiten besitzen die eutektischen Legierungen spezielle Eigenschaften: Durch die niedrige Schmelztemperatur ist die Unterkühlung, also die Anzahl der gebildeten Keime und damit die Kristallisationsgeschwindigkeit groß. Das Gefüge ist daher i. a. sehr feinkörnig und somit härter und fester als die Ausgangsmaterialen. Die eutektischen Bestandteile sind geometrisch regelmäßig und metallografisch orientiert angeordnet [35].

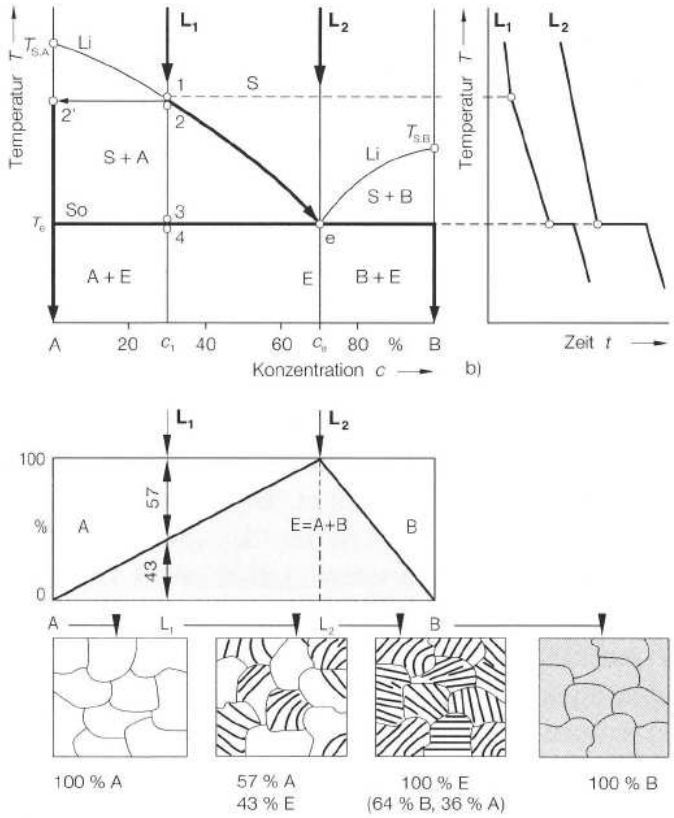


Abb. 4.2: Zustandsschaubild für vollständige Löslichkeit im flüssigen und vollständige Unlöslichkeit im festen Zustand [2]

4.3 Peritektische Systeme

In den meisten Fällen sind die Komponenten des Legierungssystems weder vollständig unmischbar noch vollständig mischbar, sondern begrenzt mischbar. Komponente A kann also eine bestimmte Menge B, B eine bestimmte Menge A lösen. Der Konzentrationsbereich, in dem mehrere Phasen auftreten, wird Mischungslücke M genannt. Die Löslichkeit nimmt i. a. mit höherer Temperatur zu. Beim Abkühlen muss sich also unterhalb einer von der Zusammensetzung abhängigen Temperatur (Löslichkeitsgrenze) wenigstens ein Teil der in der Matrix gelösten B-Atome in Form fester Teilchen ausscheiden. Die Ausscheidung eines festen Bestandteils aus einem anderem wird Segregatbildung genannt [10], [35].

Bei dem Peritektikum oder dem peritektischen Punkt handelt es sich um einen invarianten Punkt in einem thermodynamischen Zweikomponentensystem, der bei konstantem Druck und bei Kenntnis der beteiligten Phasen eindeutig durch die sogenannte peritektische Temperatur und die peritektische Zusammensetzung gekennzeichnet ist. Bei der peritektischen Reaktion befinden sich eine flüssige Phase S und eine feste Phase α im thermodynamischen Gleichgewicht mit einer festen Phase β, deren chemische Zusammensetzung sich von Phase α unterscheidet. Kühlt man ein Gemisch mit beliebigen Stoffanteilen der Phasen S und α langsam ab, so wandelt sich bei Erreichen der peritektischen Temperatur der Anteil des Gemisches, der der peritektischen Zusammensetzung entspricht, in die Phase β um. Erst nach Abschluss dieser Umwandlung beginnt die Temperatur des Gemisches weiter zu sinken. Da die Zusammensetzung der Phase β weder mit der von Phase S noch der von Phase α übereinstimmt, bezeichnet man eine peritektischen Reaktion öfters auch als inkongruente (*„nicht deckungsgleiche“*) Phasenumwandlung. Der neu entstandene β-Mischkristall lagert sich also um den bereits bestehenden α-Mischkristall herum an, daher auch der Name Peritektikum (*„griechisch.: Das Herumgebaute“*) [50].

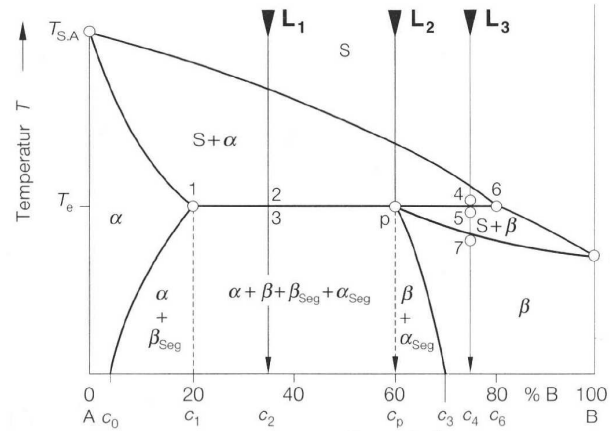


Abb. 4.3: Zustandsschaubild für vollständige Löslichkeit im flüssigen und eingeschränkte Löslichkeit im festen Zustand [2]

4.4 Zustandsschaubilder mit intermediären Phasen

Ohne jetzt schon genauer auf die Definition einer solchen Phase einzugehen, soll hier vorerst einmal nur das Entstehen anhand der Zustandsschaubilder beschrieben werden. Wenn beide Komponenten Metalle sind, werden diese Bindungstypen häufig auch als intermetallische Phasen bezeichnet.
Entsprechend ihres Erstarrungs- und Umwandlungsverhaltens erfolgt eine Unterteilung der intermediären Phasen in kongruent und inkongruent schmelzenden intermediären Phasen. Kongruent (deckungsgleich) schmelzende Phasen entstehen direkt aus einer Umwandlung der Schmelze, wohingegen inkongruent schmelzende Phasen nach einer peritektischen Reaktion gebildet werden, wie sie im vorigen Kapitel beschrieben wurde [2], [10].

Das wesentliche was diese Phasen kennzeichnet ist, dass sich die Gitterstruktur und daraus folgend die sich bildenden Kristalle stark von jenen der Ausgangsmaterialen unterscheiden. Der Grund der Entstehung ist, dass bei diesen intermetallischen Kristallen zwischen den Atomsorten so starke anziehende Kräfte wirken, die wesentlich größer sind, als die zur Bildung von Überstrukturen, d.h. der regelmäßigen Anordnung in einem (Wirts-)Gitter der Ausgangsmaterialen. Die daraus entstehenden neuen Gitter weichen oft sehr stark von den Gitter der beteiligten Elemente ab, und sind meist sehr kompliziert aufgebaut. Eine Elementarzelle kann mehrere hundert Atome enthalten. Die Folge davon ist große Härte und Sprödigkeit. Die intermetallischen Kristalle übertragen ihre Eigenschaften auf die gesamte Legierung. Daher führen schon geringste Anteile von eineigen Zehntel Prozent zu einer Versprödung des gesamten Bauteils [2], [10].

Die intermetallischen Phasen sind Phasen des Types A_mB_n, das heisst die beteiligten Elemente liegen in einem definierten Verhältnis vor. Aufgrund dieser engen Stöchiometrie und des genauen Mischungsverhältnisses von A:B sind die IMP in einem binären System meistens durch einen senkrechten Strich dargestellt. Erlaubt das neue Gitter jedoch eine gewisse Anzahl von „zusätzlichen Fremdatomen“, so ist es ebenfalls möglich, das eine intermetallische Phase in einem bestimmten Konzentrationsbereich existiert, es bilden sich ebenfalls Mischkristalle (γ-MK) [2], [10].

Anhand der Phasendiagramme kann man also 4 Unterteilungen innerhalb der intermetallischen Phasen klassifizieren [2], [10]:

Zustandsschaubilder mit kongruent schmelzenden intermediären Phasen:
- schmaler Existenzbereich der intermediären Verbindung (V=A_mB_n)
- intermediäre Phase γ mit großem Existenzbereich

Zustandsschaubilder mit inkongruent schmelzenden intermediären Phasen:
- vollkommene Unlöslichkeit im festen Zustand (V=A_mB_n)
- begrenzte Löslichkeit im festen Zustand (γ-Mischkristall)

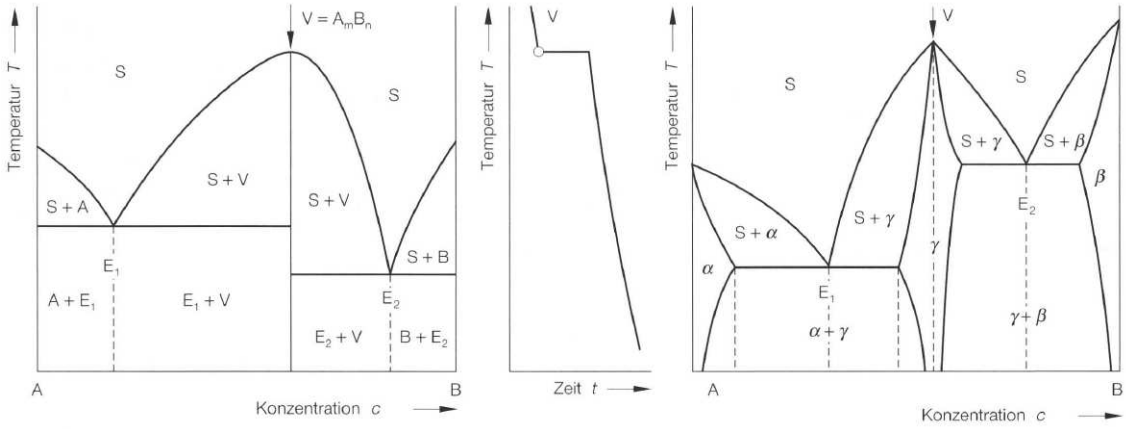


Abb. 4.4: Zustandsschaubilder mit kongruent schmelzenden intermediären Phasen [2]

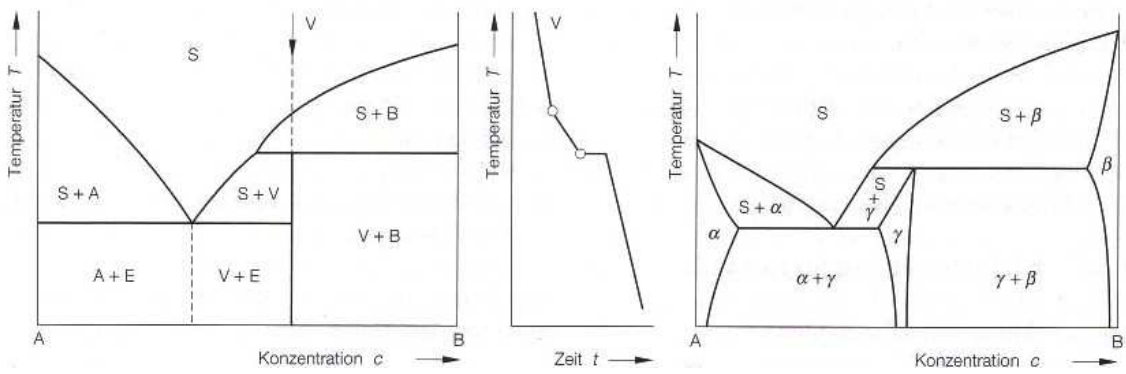


Abb. 4.5: Zustandsschaubilder mit inkongruent schmelzenden intermediären Phasen [2]

Als Beispiel der Entstehenung einer intermetallischen Phase soll anschließend das System Aurum(Au) *„Gold“*-Bismut(Bi) dienen, siehe Abbildung 4.6. Es handelt sich dabei gemäß der oben getroffenen Einteilungen um eine inkongruent schmelzenden intermediären Phase, sprich die Phase entsteht nach einer Peretektischen Reaktion. Dass sich an das Peritektikum bei 33at.-%Bi noch ein Eutektikum bei 81at.-%Bi anschließt, soll hier nicht weiter stören [47].

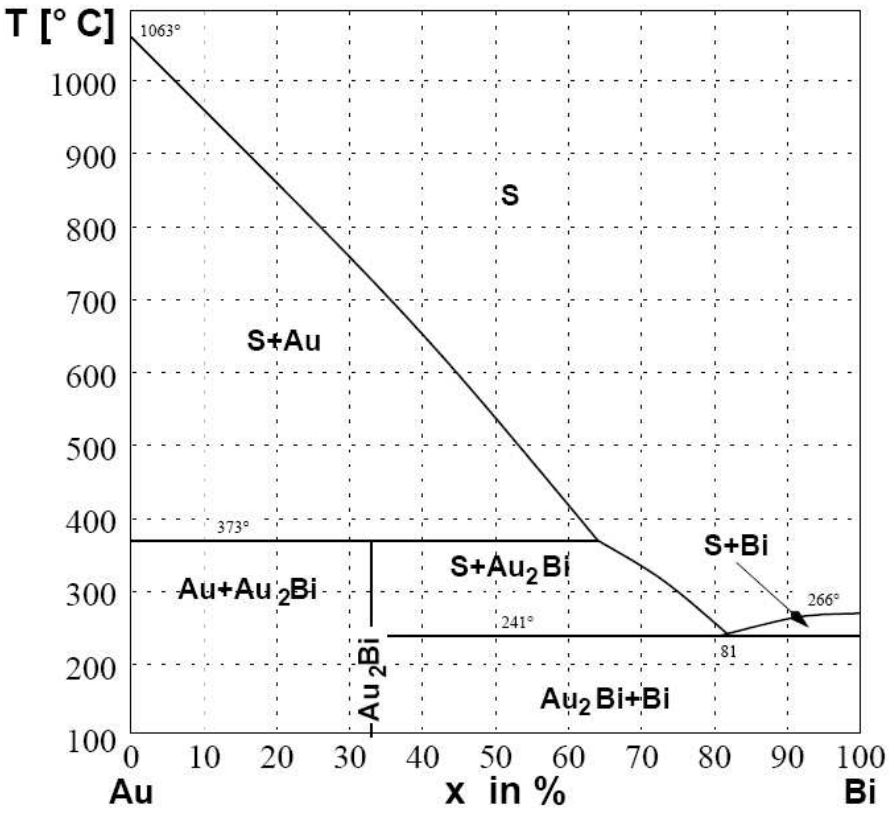


Abb. 4.6: Zustandsschaubild des peritektischen Systems Aurum-Bismut [47]

Betrachtet man eine Legierung mit 33at.-%Bi genauer, siehe Abbildung 4.7, so entstehen natürlich beim Abkühlen erstens Mischkristalle. Nachdem sich diese Mischkristalle aus der Schmelze gebildet haben, kommt es zur Bildung einer weiteren Phase. Die von Aurum ausgehende Liquiduslinie überdeckt diese Phase, daher spricht man auch von peritektischer Überdeckung [47].

Die intermetallische Phase Au_2Bi kann nicht beim Aufheizen direkt in die Schmelze übergehen, sie zerfällt in eine feste Aurum-Phase und eine Aurum-ärmere Schmelze. Der Abkühlvorgang einer Legierung mit Au -33at.-%Bi verläuft entsprechend umgekehrt. Zuerst scheidet sich Au aus der Schmelze aus. Bei 373°C reagiert das bereits ausgeschiedene Au mit der Schmelze und bildet Au_2Bi. Erst wenn Aurum und die Schmelze vollständig verbraucht sind, ist die peritektische Reaktion abgeschlossen. Es liegt alleine Au_2Bi vor, siehe Abbildung 4.7.

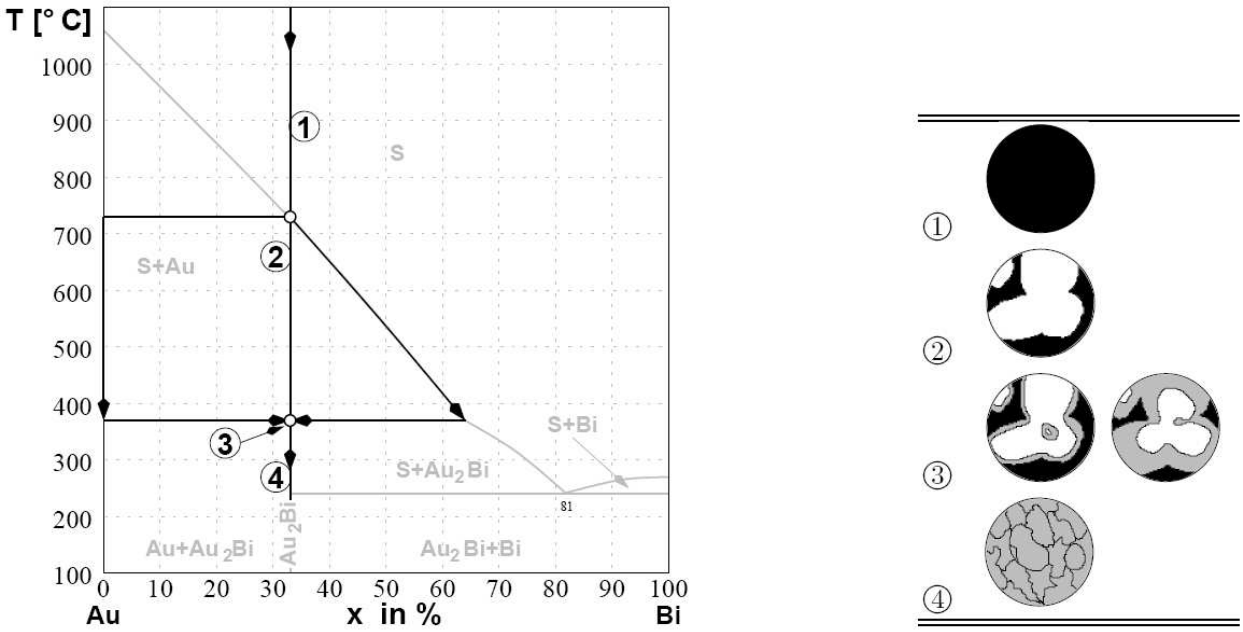


Abb. 4.7: Zustandsschaubild und Gefügebildung einer Au-33at.-%Bi-Legierung [47]

Im Folgenden werden die Abkühlungen zweier charakteristischer Au-Bi-Legierungen mit Au - 20at.-%Bi und Au - 40at.-%Bi besprochen. Dabei soll die peritektische Dreiphasenreaktion mit ihrem Einfluss auf das Gefüge erläutert werden.

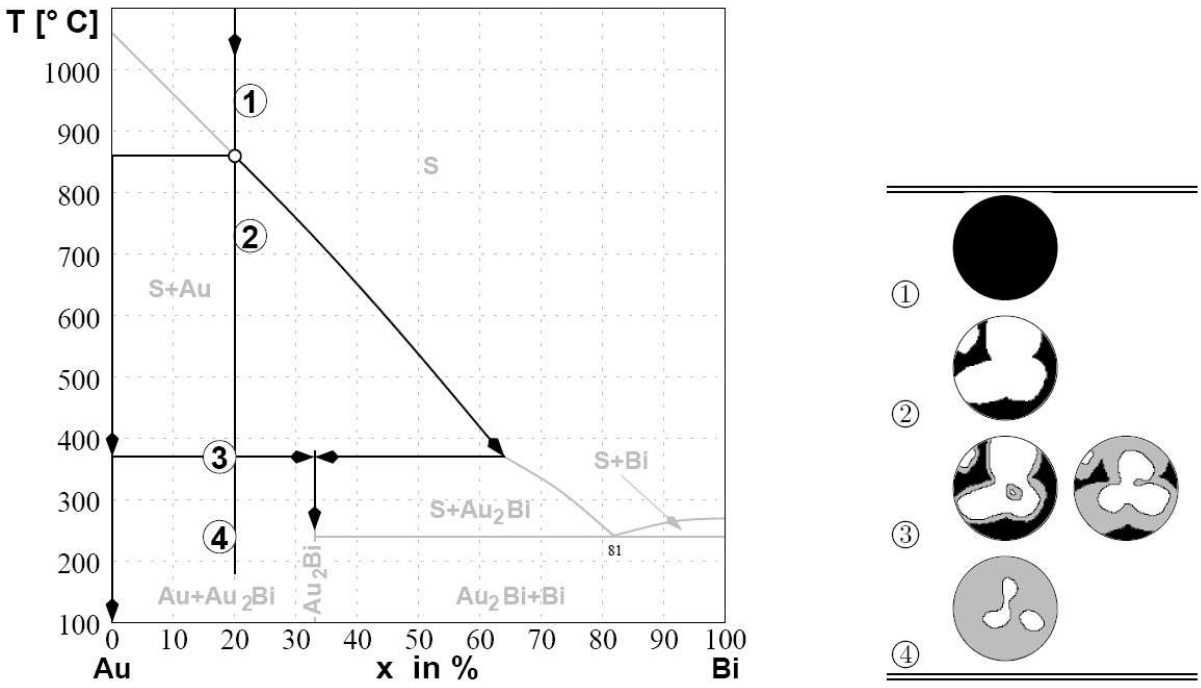


Abb. 4.8: Zustandsschaubild und Gefügebildung einer Au-20at.-%Bi-Legierung [47]

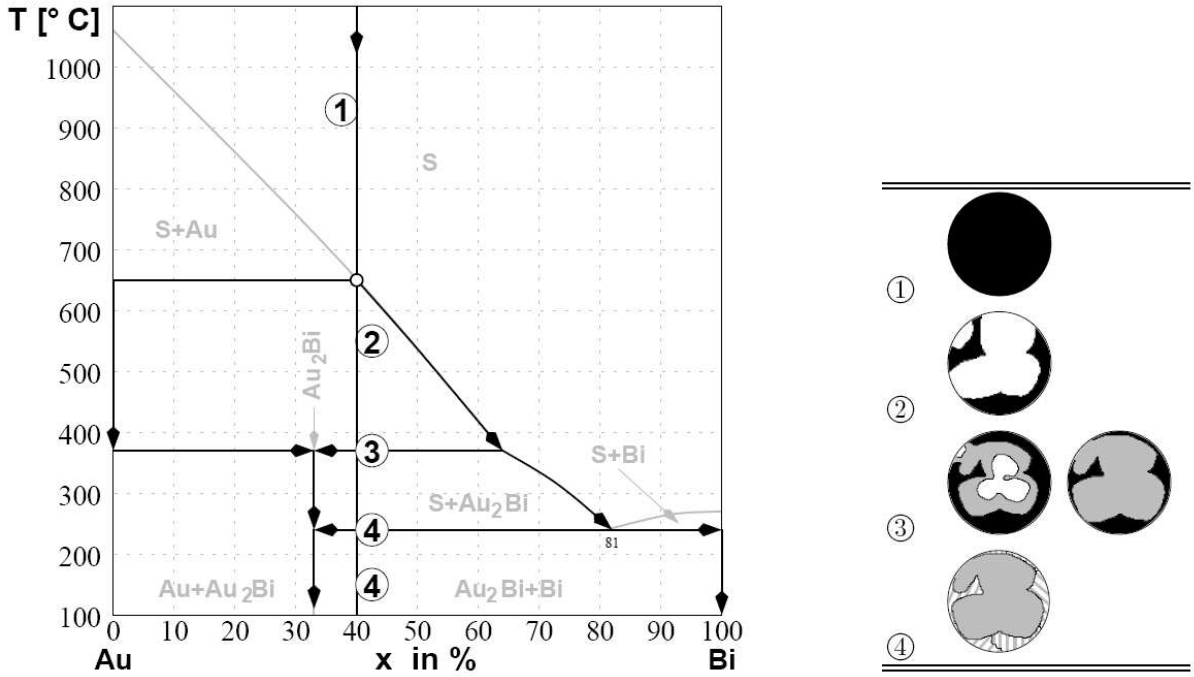


Abb. 4.9: Zustandsschaubild und Gefügebildung einer Au-40at.-%Bi-Legierung [47]

Unterhalb der Liquidustemperatur wird wieder Aurum ausgeschieden, während der Abkühlung wächst die Au-Phase ständig. Bei 373°C wird die Au_2Bi-Phase stabil. Jetzt reagieren die Restschmelze und die Au-Phase miteinander und bilden Au_2Bi. Diese neue Phase entsteht dort, wo die S- und die Au-Phase sich berühren, das heißt die Au-Kristalle werden durch die Reaktion mit der Schmelze mit einer Au_2Bi-Schicht überzogen, in den Gefügebildern ist dies die graue Phase. Von diesem Überzug stammt auch der Name des Peritektikums (= das Herumgebaute). Mit fortschreitender Reaktion wächst die Au_2Bi-Phase auf Kosten der Au-Phase und der Schmelze. Erst wenn die Schmelze oder die Au-Phase verbraucht ist, endet die peritektische Phasenreaktion [47].

Im Fall der Au - 20at.-%Bi-Legierung liegt dann nur noch die nicht umgewandelte/reagierte (Au)-Phase vor, während im Fall der Au - 33at.-%Bi-Legierung sowohl die Schmelze als auch die Au-Phase vollständig miteinander reagieren konnten und die peritektische Phase Au_2Bi gebildet haben. Läge die Zusammensetzung bei Au-40at.-%Bi, so wäre die gesamte Au-Phase mit der Schmelze zu Au_2Bi reagiert, wobei in diesem Fall aber noch Schmelze übrig bliebe. Diese erstarrt dann eutektisch zu Au_2Bi und Bi [47].

Das Interessante an diesem Beispiel ist, dass neben den peritektischen Umwandlungen an sich auch eine reine intermediäre (intermetallisch) Phase entsteht. Ohne jetzt schon näher darauf einzugehen, ist anhand des Gefügebildes der auffallende, recht komplexe

Aufbau der intermediären Kristalle des Gefüges der reinen Au_2Bi Phase im Gegenteil zu den anderen Umwandlungsergebnissen zu erkennen. Aufgrund des recht komplexen Aufbaues der intermediären Kristalle sind diese sehr hart und spröde, worauf in den nächsten Kapiteln noch weiter eingegangen wird.

4.4.1 Das Zweistoffsystem Aluminium-Eisen

Im Eisen-Aluminium-Zweistoff Zustandsdiagramm in Abbildung 4.10 ist zu erkennen, dass Aluminium mit Eisen feste Lösungen, intermetallische Verbindungen, Peritektika und Eutektika bildet. Das Lösungsvermögen von Eisen in Aluminium ist einigermaßen unbedeutend. Aluminium kann bei Temperaturen zwischen 225°C und 600°C 0,01% bis 0,022% Eisen in fester Lösung halten. Das Lösungsvermögen für Eisen bei der eutektischen Temperatur (652°C) beträgt 0,053%. Bei Raumtemperatur kann Aluminium kein Eisen in fester Lösung halten. Schon bei kleinsten Gehalten von Eisen in Aluminium entstehen Kristalle aus intermetallischen Verbindungen [29].

Zwischen Aluminium und Eisen bilden sich daher zahlreiche stabile intermetallische Phasen und Überstrukturen, von denen nur Fe_2Al_5 einen festen Schmelzpunkt hat:

- Fe_3Al (25 at.-% Al, β"-Phase)
- $FeAl$ (50 at.-% Al, β'-Phase)
- Fe_2Al_7 (63 at. -% Al, ε-Phase)
- $FeAl_2$ (66 - 67 at.% Al, ζ-Phase)
- Fe_2Al_5 (71 - 72 at. -% Al, η-Phase)
- $FeAl_3$ (75 at. -% Al, einfaches Eutektikum, θ-Phase).

Dabei bilden FeAl und Fe_3Al als geordnete Mischkristalle Überstrukturen. Außerdem konnten weitere 4 metastabile Phasen nachgewiesen werden: Al_6Fe (Eutektikum), Al_xFe (x = 5 - 5,8), Al_9Fe_2 und Al_mFe (m = 4 - 4,4) [29].

Wie man sieht, entsteht eine Vielzahl von Phasen, wobei zahlreiche von geringerer Bedeutung sind. Problematisch sind die drei aluminiumreichen Phasen ζ, η und θ, da sie die höchsten Härten besitzen und nachweisbar zu einer Versprödung im Fügebereich führen. Genau diese Versprödung, verbunden mit einer einhergehenden Rissbildung, ist die Hauptproblematik beim Schweißen von Stahl und Aluminium. Die nächsten Kapitel sollen nun klären, wie diese Phasen genau entstehen, und ob auf deren Wachstum irgendwie Einfluss ausgeübt werden kann [29].

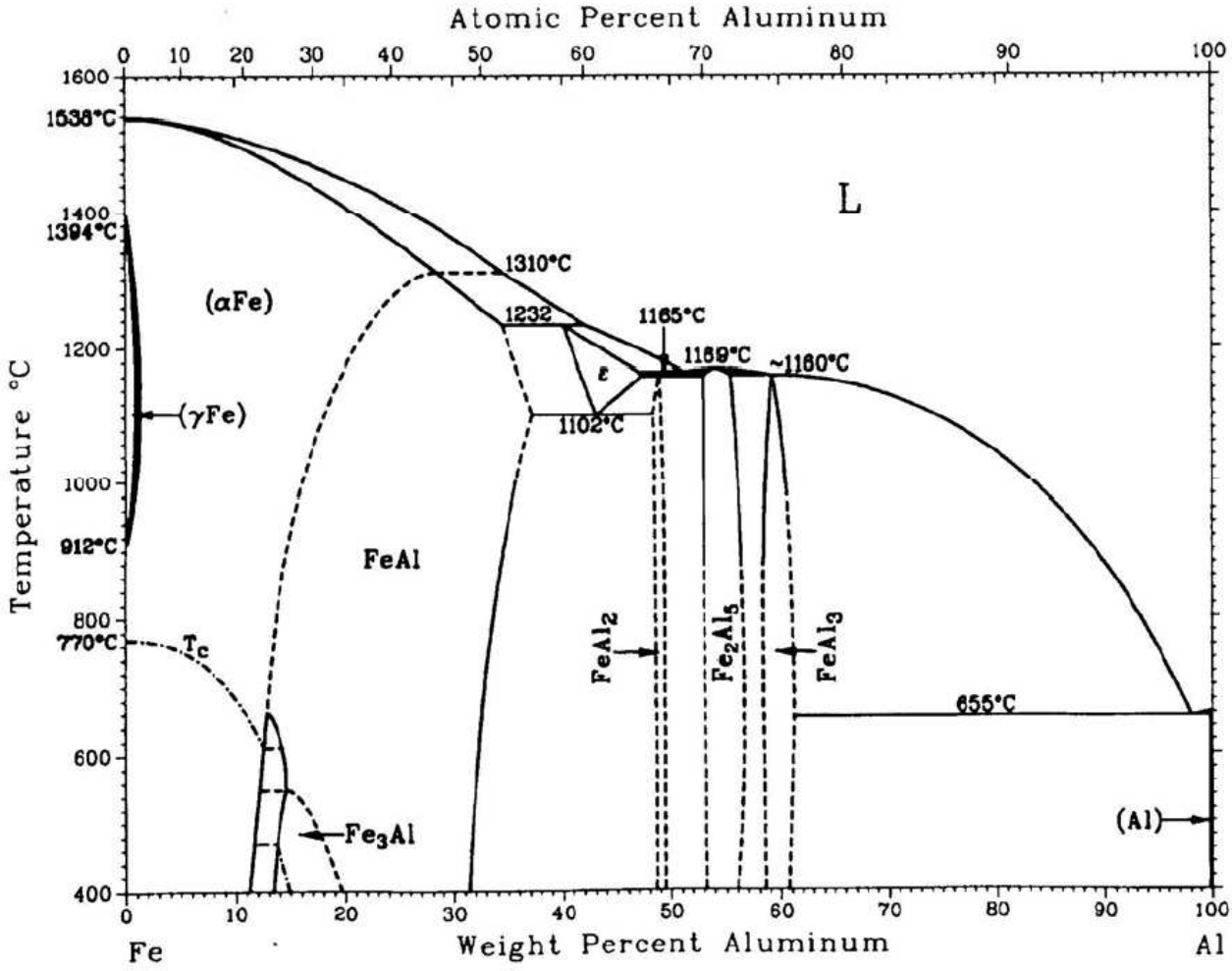


Abb. 4.10: Zustandsschaubild des Systems Stahl-Aluminium [20]

5 Intermetallische Phasen

5.1 Einleitung

Die größte Elementgruppe im Periodensystem sind Metalle, mindestens 2/3 aller Elemente gehören zu dieser Gruppe. Auch technisch sind viele Metalle extrem wichtig und zwar sowohl aufgrund ihrer chemischen als auch aufgrund ihrer physikalischen und mechanischen Eigenschaften (Cu als elektrischer Leiter, Stahl als Werkstoff usw.). Entsprechend der Häufigkeit von Metallen sind auch viele Kombinationen der Metalle möglich (Bildung von binären, ternären usw. Phasen). Vor allem diese Legierungen sind technisch von größter Bedeutung.
Im Gegensatz zu dieser Bedeutung erfolgt die Behandlung der Verbindungsbildung der Metalle untereinander beispielsweise im Rahmen eines Chemiestudiums oder in sonstigen Facheinschlägigen Werken entweder überhaupt nicht oder sie wird anhand von trivialen Beispielen (lückenlose Mischbarkeit zweier Metalle) betrachtet. Öfters erfolgt nur der Hinweis, dass dieses Gebiet sehr kompliziert sei bzw. werden wenige ausgewählte Beispiele recht ausführlich behandelt (z.B. Zintl-Phasen, Cluster-Verbindungen) [46].

5.2 Definition von Intermetallischen Phasen

Ganz allgemein spricht man in der Chemie von Phasen, welche aus 2 Komponenten bestehen, von so genannten Intermediären Phasen, wie im vorigen Kapitel beschrieben. Wenn beide Komponenten Metalle sind, werden diese Bindungstypen häufig auch als intermetallische Phasen bezeichnet.
Eine **intermetallische Verbindung** meint im Allgemeinen eine stöchiometrisch scharf zusammengesetzte Substanz, z.B. $MgZn_2$ oder NaTl. Diese Bezeichnung ist also bei unseren Systemen nicht angebracht, da diese Bezeichnung nur für ein Gesamtsystem gilt und nicht nur für einen Teilbereich. Eine **Intermetallische Phase** ist eine neutrale Bezeichnung im Sinne der Thermodynamik. Eine Phase ist kurzgefasst ein homogener Bereich eines heterogenen Systems. Phasenbreite ist hierbei zulässig. Sind die Metalle in der Schmelze miteinander mischbar, so kann diese Mischbarkeit beim Abkühlen erhalten bleiben, oder es kann Entmischung auftreten, wobei sich enstprechend verschiedene Phasen bilden können [46].

Intermetallische Phasen sind Phasen des Typs A_mB_n oder Gitterstrukturen, die bestimmte Mengen der Komponenten A oder B lösen können. Intermetallische Phasen des Typs A_mB_n besitzen eine strenge Stöchiometrie und sind aufgrund ihrer genauen Mischungsverhältnisse von A:B in einem binären System oft durch einen senkrechten

Strich dargestellt, da nur genau bei diesem speziellen Mischungsverhältnis die Phase vorliegt, wie im vorigen Kapitel genauer beschrieben wurde. Aber es gibt anderseits auch Bereiche, bei denen über einen größeren Konzentrationsbereich eine intermetallische Phase vorliegt. Können von der intermediären Phase größere Mengen der beiden Komponenten gelöst werden, so bilden sie wiederum Mischkristalle [10].

Aufgrund des recht komplexen Aufbaues der intermediären Kristalle sind diese sehr hart und spröde. In den meisten Fällen führt schon die Anwesenheit von einigen hundertsten bis tausendsten Prozent zu einer ausgeprägten Versprödung des Werkstoffs. Eine Rissbildung im Schweißgut ist dann fast nie vermeidbar. Das Schweißverhalten von Legierungen mit intermediären Phasen oder solchen Werkstoffpaarungen, die diese bilden, ist daher sehr schlecht. Der tatsächliche Risseintritt bzw. die Form des Versagens hängt allerdings entscheidend von der Art, Größe und Verteilung dieser Phasen ab. Im Allgemeinen ist ihre Schadenswirksamkeit am größten, wenn sie an den Korngrenzen flächig (filmartig) angeordnet sind. Mit einer Wärmebehandlung ist die schädigende Wirkung manchmal zu beseitigen oder zu verringern, wenn sie zum Lösen oder wenigstens zum Koagulieren der intermediären Phase führt. Insbesondere beim Schmelzschweißen unterschiedlicher Werkstoffe besteht grundsätzlich die Gefahr, dass sich intermetallische Phasen bilden [29], [2], [22].

Bis vor kurzer Zeit war aber die genaue Definition nicht immer so eindeutig. Beispielsweise befindet sich dezeit in zahlreichen Lehrbüchern für Anorganische Chemie noch ziemlich unklare Definitionen: *„... Werden flüssige Mischungen von Metallen abgekühlt, bilden sich oft Phasen definierter Struktur, die keine Beziehung zu den ursprünglichen Metallstrukturen aufweisen und die man als intermetallische Verbindungen bezeichnet ... z.B. beta-Messing (CuZn) und Verbindungen der Zusammensetzung* $MgZn_2$, Cu_3Au *und* Na_5Zn_{21} *[37].“*

Auch in den anderen Standardlehrbüchern ist bis dato nur wenig über intermetallische Phasen enthalten. *Greenwood/Earnshaw - Chemie der Elemente* verweist im Register Intermetallische Verbindungen: siehe Arsenide, Antimonide, Bismutide. Im *Riedel - Anorganische Chemie* sind dem Thema 8 (gute!) Seiten von ca. 900 gewidmet, im *Hollemann/Wiberg* machen Legierungen allgemein 1 (!) Seite von fast 2000 aus. Allerdings enthält der *Hollemann/Wiberg* ein gutes Kapitel zu Zintl-Phasen. Auch in den Strukturchemie-Lehrbüchern, wie etwa *Müller - Anorganische Strukturchemie* mit 10 von 300 Seiten und dem Werk von *Wells - Structural Inorganic Chemistry* mit 40 von 1400 Seiten ist das Gebiet nicht sehr ausführlich behandelt.
Die Gründe für die Vernachlässigung intermetallischer Verbindungen/ Phasen in der Chemie sind vielfältig: Die metallische Bindung ist eher von physikalischen Ansätzen her verständlich. Es gibt keine einfachen Elektronen-Zählregeln und Bindungsstriche, sondern breite Bänder. Nur manchmal greifen einfache chemische Konzepte wie z.B. das für Ionenkristalle, das für kovalente Verbindungen oder die Wade-Regeln (z.B. für

viele I-III-Verbindungen des Periodensystems). Die Strukturchemie ist wegen der hohen Koordinationszahlen (10-24) meist recht komplex, die Strukturen sind oft nicht einfach darstellbar und erklärbar. Statistische Besetzung von Atompositionen und Bildung von Überstrukturen sind häufig. Die Verbindungsbildung und die Phasenbeziehungen sind oft nicht einfach und liegen je nach System zwischen vollständiger Löslichkeit, scharfer Stöchiometrie und vollständiger Unlöslichkeit ohne Verbindungsbildung vor [46].

Außer bei polaren intermetallischen Verbindungen, den so genannten Zintl-Phasen, existieren keine allgemeingültigen Modelle zur Erklärung von Zusammensetzungen und Strukturen. So ist selbst das Auftreten von stöchiometrischen Verbindungen nicht immer mit der chemischen „Wertigkeit“ der Bindungspartner erklärbar. Elektronenabzählregeln sind nur manchmal hilfreich, um strukturelle Klassifizierungen vorzunehmen, und möglicherweise auch, um eine neue Verbindung vorherzusagen. Jedoch kann eine formale Methodik nicht immer als verlässliches Konzept dienen, da sie die Individualität der Elemente nicht berücksichtigt. Mangels universell gültiger elektronischer Konzepte sind manchmal geometrische Kriterien zur Vorhersage der Anordnungen von Gitterbausteinen hilfreich, wie es bei den so genannten Laves-Phasen angewendet wird [46].

Nur so nebenbei seien auch die gängigen Verbindungen kurz erwähnt: Von einer **festen Lösung** spricht man, wenn lückenlose Mischbarkeit der beiden Elemente ineinander auftritt. **Legierung** ist eine noch weiter reichende Bezeichnung, die auch das Vorliegen von unterschiedlichen Phasen, auch mit Phasenbreiten, erlaubt. Homogene Legierungen sind eigentlich ebenfalls intermetallische Phasen, die wie die reinen Metalle geometrisch einfache Strukturen bilden. Wenn zwei Metalle gleiche Atomradien und ähnliche Elektronegativitäten besitzen und im gleichen Gittertyp kristallisieren, dann ist die Bildung einer ungeordneten Legierung mit unbegrenzter Mischbarkeit im flüssigen und im festen Zustand zu erwarten. In so einem Fall besetzen die Atome beim Abkühlen aus der Schmelze in ungeordneter Verteilung Positionen des Stammgitters. Im festen Zustand kann eine lückenlose Mischkristallreihe erhalten werden, die am besten durch die Bezeichnung feste Lösung beschrieben wird [30], [46].

5.3 Strukturbestimmende Größen von Metallen

Für die Verbindungsbildung sind (nicht nur im Fall der Metalle) im Wesentlichen drei Größen wichtig [46]:

1) Die **Valenzelektronenkonzentration** (kurz VEC) ist die Zahl der Elektronen/Atom. Diese Größe ist z.B. das entscheidende Kriterium für die Frage der möglichen Ver-

bindungen
- bei kovalenten Verbindungen (8-N-Regel)
- bei Ionenkristallen (Edelgasschale für Ionen: VEC=4)

Die VEC ist auch bei intermetallischen Phasen oft sehr wichtig. Das Problem bei der Betrachtung der VEC ist die Zahl der Valenzelektronen, die zwar für viele Metalle (z.B. Na=1, Mg=2, Al=3) unmittelbar klar ist, die bei vielen anderen Metallen aber auch vom Bindungspartner abhängen kann.

2) Die **Elektronegativität**

3) **Radien** (metallische Radien!) sind ein sehr kompliziertes Problem. Sie hängen nicht nur von der Valenz, sondern auch von der Koordinationszahl ab.

Gemäß der allgemeinen Tendenzen innerhalb des Periodensystems nimmt die Elektronegativität von oben nach unten leicht ab, nach rechts nimmt sie zu. Die metallischen Radien nehmen nach unten zu und durchlaufen von links nach rechts ein Minimum in der Co- und Ni-Gruppe. Entsprechend dieser Größen lassen sich die Metalle und damit dann die Gruppen intermetallischer Phasen einigermaßen abgrenzen [46].

5.4 Einteilung der Intermetallischen Phasen

Obwohl eine klare Trennung verschiedener Gruppen intermetallischer Phasen wie vorhin beschrieben nicht einfach möglich ist, lassen sich doch eine Reihe von Verbindungstypen abgrenzen, wenn man die Kombinationen bestimmter Gruppen von Metallen betrachtet.
Die Metalle der **A**-Gruppen werden als echte Metalle bezeichnet. Zu diesen Gruppen gehören alle Metalle im Periodensystem (von links) bis zur Cu-Gruppe. Die **B**-Elemente sind Metalle/Halbleiter mit zunehmend kovalenten Bindungsanteilen, die z.T. mit besonderen Strukturen und in weniger dichten Packungen kristallisieren. Diese beiden Gruppen lassen sich nochmals weiter unterteilen [46]:

A1: Elektropositive Metalle (Alkali- und Erdalkali-Metalle) mit z.T. sehr großen Metallradien.

A2: Übergangsmetalle (außer Zn, Cd, Hg), die vergleichbare Metallradien und gleiche Elektronegativitäten aufweisen, sich aber in der Zahl der Valenzelektronen unterscheiden.

B1: Elemente der Zn-Gruppe, Elemente der III.-Hauptgruppe, (Sn) und Pb. Diese Metalle sind stärker elektronegativ und kristallisieren meist in besonderen Strukturen, jedoch noch nicht in echten kovalenten Strukturen.

B2: Si, Ge, (Sn), Elemente der V. und VI.-Hauptgruppe, die sich strukturell auf der Basis kovalenter Wechselwirkung (8-N-Regel, Grimm-Sommerfeld-Verbindungen) verstehen lassen und den Übergang zu den Nichtmetallen bilden. Es liegen bereits geringe Bandlücken vor. Zusammenfassend die Verteilung der Gruppen im Periodensystem: Entsprechend dieser Einteilung der Metalle lassen sich die binären intermetallischen Phasen als Kombinationen der Gruppen befriedigend klassifizieren. Das System Stahl (Ferum) - Aluminium besteht demzufolge aus einer Kombination von **A2-B1**, welche genauer bekannt sind als **Hume-Rothery-Phasen**.

H																He
Li	Be											B	C	N	O	F	Ne
Na	Mg											Al	Si	P	S	Cl	Ar
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn

Abb. 5.1: Periodensystem der Elemente

5.5 Hume Rothery Phasen

Diese zeigen kleinere bis mittlere Phasenbreiten. Die Strukturchemie ist fast ausschließlich von den elektronischen Verhältnissen (VEC) bestimmt. Jede dieser Phasen ist über einen bestimmten Bereich ihrer Zusammensetzung stabil. Das Kriterium dieses Stabilitätsbereiches ist die Valenzelektronenkonzentration.
Obwohl den charakteristischen β-, γ- und ε-Phasen in der Regel bestimmte Summenformeln zugeordnet werden, ist zu beachten, dass diese Phasen über einen Bereich ihrer Zusammensetzung existieren. Man nennt diesen Bereich auch Phasenbreite. Typische Vertreter für Hume-Rothery-Phasen sind binäre Legierungen, deren eine Komponente ein edles Metall (z. B. Cu, Ag, Au) ist. Diese Legierungen kristallisieren in einer, mehreren oder der gesamten Abfolge von Phasen. Hume-Rothery-Phasen sind also Legierungen, deren Strukturen von der Anzahl der Valenzelektronen der beteiligten Metallatome abhängig sind. Es werden fünf Phasen unterschieden, die nicht stöchiometrisch zusammengesetzt sind und bestimmte Phasenbreiten besitzen. Diese Phasen werden als α-, β-, γ-, ε- und μ-Phasen bezeichnet und kristallisieren nach Motiven dicht gepackter Strukturen (kdP, krz, hdP und in einer verzerrten hdP) [30].

6 Entstehung der intermetallischen Phasen beim Laserstrahlschweißen von St-Al

6.1 Entstehungsbedingungen intermetallischer Phasen im St-Al System

Für das Entstehen intermetallischer Phasen des Al_xFe_y-Typs ist eine Volumendiffusion von Aluminium in Eisen, bzw. von Eisen in Aluminium erforderlich. Diffusionsbewegungen kommen zustande, wenn zwischen den beiden verschiedenen Werkstoffen Unterschiede im chemischen oder mechanischen Spannungspotential herrschen.
Je größer die Unterschiede im chemischen Potential sind, umso mehr sind die Metalle bestrebt, durch Diffusion einen Ausgleich des Konzentrationsunterschiedes zu schaffen. Der chemische Potentialunterschied wird durch zunehmende Anteile von Legierungselementen und zunehmender Temperatur an der Kontaktstelle zwischen beiden Metallen verstärkt. Schmilzt einer der Fügepartner, kommt es zudem zu verstärkter Diffusion, um die chemische Potentialdifferenz abzubauen.
Der innere mechanische Spannungszustand, z.B. nach dem Walzen, kann im Makrobereich Verformungen hervorrufen. Im Mikrobereich entstehen mechanische Spannungen im Gitter, z. B. durch Fehlstellen, Leerstellen, Versetzungen etc., die durch zunehmenden Anteil an Legierungselementen verstärkt werden. Diese inneren Spannungen werden durch die Erwärmung an der Kontaktstelle der beiden Metalle verstärkt. Schon ab Überschreiten der Rekristallisationstemperatur kommt es zu verstärkter Diffusion, um die Unterschiede im Spannungszustand zu kompensieren. Da diese Mechanismen gleichzeitig auftreten, ist es unmöglich, eine getrennte Betrachtung vorzunehmen. Jede Annäherung an den Diffusionsmechanismus, die nur eine Einflussgröße berücksichtigt, wird demzufolge fehlerbehaftet sein. Im folgenden sind einige in der Literatur beschriebene Einflussfaktoren aufgelistet, die aus oben genannten Gründen nicht eindeutig den chemischen oder den mechanischen Ursachen zugeordnet werden können [29].

6.1.1 Der Anteil an Legierungselementen

Legierungselemente nehmen Einfluss sowohl auf mechanische, wie auf chemische Potentialunterschiede. Auf der Aluminiumseite wirken z. B. Si-Zusätze in Grund- oder Zusatzwerkstoff hemmend auf die Aluminiumdiffusion und schnüren somit einige kritische Phasen ein. Verstärkend auf die Phasenbildung wirken die Elemente V, Ni,

Cd, Sn und in starkem Maße Zn. Näheres dazu im Kapitel 7.2. Auf der Stahlseite hemmt Chrom als Legierungselement die Diffusion. Weiterhin konnte beobachtet werden, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt sich die Reaktionszonen deutlich schmaler ausbilden [29].

6.1.2 Der Zeit- Temperatur- Verlauf an der Fügestelle

Die wesentliche Ursache für eine Diffusion ist im Unterschied der chemischen Potentiale begründet. Die Größe des Diffusionskoeffizienten wird vom Zeit-Temperatur-Verlauf an der Fügestelle bestimmt. Wenn also intermetallische Phasensaumdicken untersucht werden sollen, kann der Einfluss des mechanischen Spannungszustandes der Fügepartner vernachlässigt werden, wobei davon auszugehen ist, dass bei freier Expansion der Bleche beim Fügeprozeß die Eigenspannungen infolge der Erwärmung stark abgebaut werden [29].

Die Bildung der intermetallischen Fe_xAl_y Phasen verläuft exotherm, die Größe der freiwerdenden Bildungsenthalpie auf der aluminiumreichen Seite im Al-Fe-System ist jedoch weitgehend unbekannt. Bei kurzzeitiger Wärmebeeinflussung bilden sich vor allem intermetallische Sprödphasen ($FeAl_3, Fe_2Al_5$), wohingegen die Bildung von Überstrukturen (Fe_3Al, FeAl) ein Prozess ist, der für die notwendigen Umordnungsvorgänge ein größeres Zeitintervall benötigt. Die Bildung intermetallischer Fe_xAl_y Phasen verläuft wie gesagt exotherm, d. h. durch die örtliche Erwärmung der sich berührenden Flächen wird die Diffusionsbewegung der Fe-Atome in das Aluminium zusätzlich unterstützt. Zunächst bildet sich bereits bei Temperaturen oberhalb von 350°C FeAl, in Form einer dichten Schicht in der Übergangszone. Bei Temperaturen oberhalb 500°C bildet sich Fe_2Al_5 in charakteristischer Stengelkristallitform, eine genauere Analyse erfolgt in den nächsten Kapiteln.
Nur soviel schon vorweg: Betrachtet man die Gebrauchseigenschaften von Aluminium-Stahl-Verbindungen, so hat die intermetallische Fe_2Al_5-Phase (μ-Phase) einen deutlich negativeren Einfluss als die $FeAl_3$-Phase (θ-Phase). Die Fe_2Al_5-Stengelkristallite besitzen bei extrem hoher Härte in ihrem Aufbau eine nur etwa 70%ige Besetzungsdichte. Die vor allem am Rand der Elementarzellen auftretenden Leerstellen sind häufig Ausgangspunkt für Mikrorisse, die sich schnell fortpflanzen und zum Versagen der Verbindung führen können. $FeAl_3$ besitzt zwar eine ebenso hohe Härte, tritt aber nicht in dieser rissanfälligen Stengelkristallitform auf [29].

6.2 Theorie der Entstehung der einzelnen Phasen

Die Vorgänge in den einzelnen Temperaturintervallen während der Aufheiz- und Abkühlphase können in fünf Hauptbereiche unterteilt werden [31]:

1. **Aufheizphase:** $20°C < T < 350°C$**:**
   ohne/ kaum Diffusionsbewegungen
2. **Aufheizphase:** $350°C < T < 650°C$:
   - 2a. $350°C < T < 500°C$:
     Bildung und Auflösung von $FeAl_3$
   - 2b. $500°C < T < 650°C$:
     Bildung und Auflösung von $FeAl_3$, Bildung von Fe_2Al_5
3. **Aufheizphase:** $T > 650°C$**:**
   Bildung und Auflösung von $FeAl_3$, verstärkte Bildung von Fe_2Al_5
4. **Abkühlphase:** $650°C < T < 350°C$:
   - 4a. $650°C > T < 500°C$:
     Bildung und Auflösung von $FeAl_3$, Bildung von Fe_2Al_5
   - 4b. $500°C > T > 350°C$:
     Bildung und Auflösung von $FeAl_3$, Auflösung von Fe_2Al_5
5. **Abkühlphase:** $350°C > T > 20°C$**:**
   ohne / kaum Diffusionsbewegungen

In den Bereichen 2 bis 4 herrschen Diffusionsvorgänge mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten und Richtungen, während in den Bereichen 1 und 5 nur eine Freisetzung der Eigenspannungen, verbunden mit einer Abnahme der Gitterdilatation bei freier Einspannung ohne Diffusionsprozesse festzustellen ist [29].

1. Aufheizphase:
Temperaturintervall zwischen Raumtemperatur und der unteren Rekristallisationstemperatur des Aluminiums ($20°C < T < 350°C$).



Abb. 6.1: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $20°C < T < 350°C$

Im ersten Bereich findet keine merkliche Diffusion statt. Aluminium und Stahl liegen im festen Zustand vor [29].

2. Aufheizphase:
Temperaturintervall zwischen der unteren Rekristallisationstemperatur und der Schmelztemperatur des Aluminiums ($350°C < T < 650°C$).

Dieses Intervall kann in zwei Unterbereiche unterteilt werden: zum einen in das Temperaturintervall zwischen 350°C und 500°C (Entstehung und gleichzeitige Auflösung von $FeAl_3$,) und in das Temperaturintervall zwischen 500°C und 650°C (Entstehung und Auflösung von $FeA1_3$ und Entstehung von Fe_2Al_5).

2a) Im Temperaturintervall zwischen 350°C und 500°C findet eine Diffusion von Eisen in das noch nicht geschmolzene Aluminium statt. Es entsteht an der Kontaktstelle die intermetallische $FeAl_3$-Verbindung (θ-Phase). Das durch diese Phase hindurch diffundierende Eisen führt zu einer gleichzeitigen, wenn auch geringen, Auflösung der θ-Phase auf der Aluminiumseite. In diesem Zeit-Temperatur-Abschnitt tritt noch keine η-Phasenbildung auf [29].

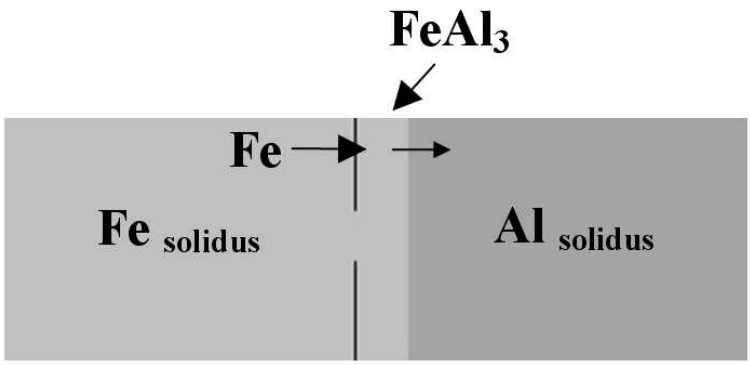


Abb. 6.2: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $350°C < T < 500°C$

2b) Im Temperaturintervall zwischen 500°C und 650°C findet weiterhin eine Diffusion von Eisen in Aluminium statt, die θ-Phase wächst weiter. Die simultane (geringe) Auflösung der θ-Phase ist immer bei Temperaturen oberhalb von 350°C zu bemerken. Gleichzeitig beginnt Aluminium in den Stahl zu diffundieren, wobei die intermetallische η-Phase (Fe_2Al_5) entsteht. Diese Phase bildet sich in Form von Stengelkristalliten mit einer Wachstumsvorzugsrichtung senkrecht zur Trennlinie zwischen Aluminium und Eisen aus [29].

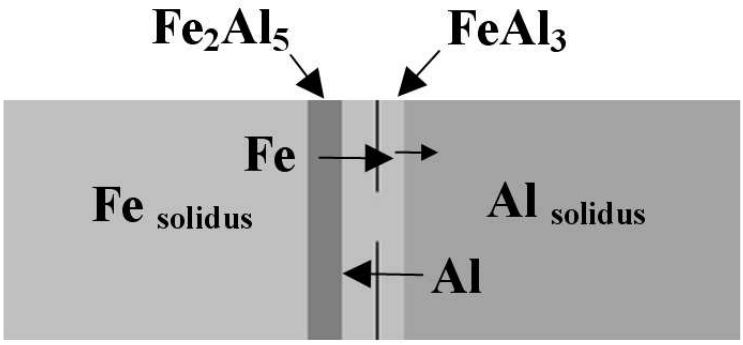


Abb. 6.3: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $500°C < T < 650°C$

Im Temperaturbereich zwischen 500°C und 650°C steigen die Diffusionsgeschwindigkeiten von Eisen und Aluminium stark an. Eine noch weitere Steigerung erfährt die Diffusionsgeschwindigkeit von Aluminium wenn dieses geschmolzen ist [29].

3. Aufheizphase:
Temperaturen über der Schmelztemperatur des Aluminiums ($T > 650°C$).

Im Temperaturbereich über $T_{Liquidus}$ des Aluminiums kommt es zu einer sprunghaft vergrößerten Diffusion des nun flüssigen Aluminiums durch die mit vielen Leerstellen versehene η-Phase. Das zum weiteren Phasenwachstum benötigte Aluminium löst sich aus der $FeAl_3$-Phase. Ein Teil der θ-Phase mischt sich nachweisbar mit der Aluminiumschmelze. Das Aluminium diffundiert in diesem Temperaturbereich sowohl durch die θ-Phase und die η-Phase in das Eisen hinein, als auch als Auflösungsprodukte aus der θ-Phase durch die η-Phase in das Eisen. Auf der Aluminiumseite der θ-Phase kommt es zu einer Al-Verarmung. Dieser Effekt kann bis zur Bildung von Mikrohohlräumen führen (Kirkendall-Effekt), von denen Risse ausgehen können. Andererseits ist die Ausdehnung des intermetallischen Phasensaumes durch den schlechter werdenden „Nachtransport“ von Aluminium begrenzt. Phasensaumdicken von mehr als 0,5 mm konnten deshalb bisher nicht nachgewiesen werden [29].

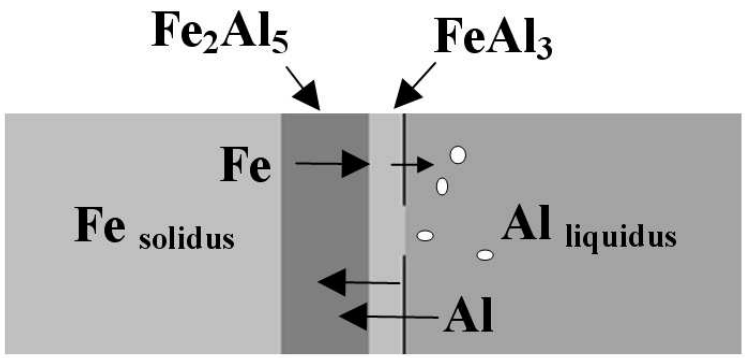


Abb. 6.4: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $T > 650°C$

4. Abkühlphase:
Temperaturintervall zwischen der Schmelztemperatur und der unteren Rekristallisationstemperatur des Aluminiums ($650°C > T > 350°C$).

4a) Die zeit- und temperaturabhängige Dicke der η-Phase geht wieder zurück. Während der Abkühlung von der Schmelztemperatur T = 650°C bis etwa 500°C wachsen die η-Phase und die θ-Phase weiter. Die θ-Phase löst sich dabei ebenfalls weiterhin auf [29].

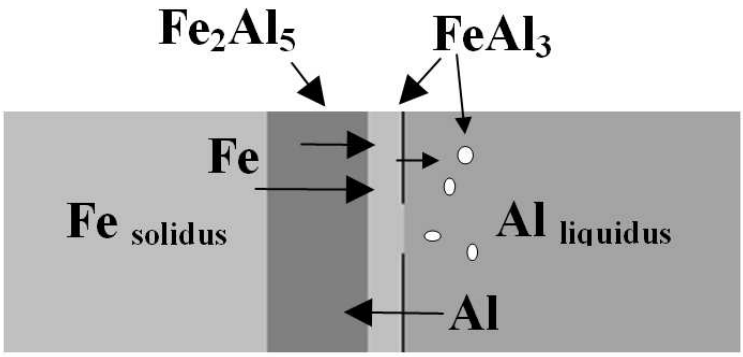


Abb. 6.5: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $T > 650°C$

4b) Zwischen 500°C und 350°C entsteht nur noch die θ-Phase, bei gleichzeitiger Auflösung. Da elementares Eisen nicht so leicht wie Aluminium durch die η-Phase hindurch diffundieren kann, wird das Eisen aus der η-Phase gewonnen. In diesem Temperaturbereich löst sich der intermetallische η-Phasensaum von der Aluminiumseite her zugunsten der „unschädlicheren“ θ-Phase auf [29].

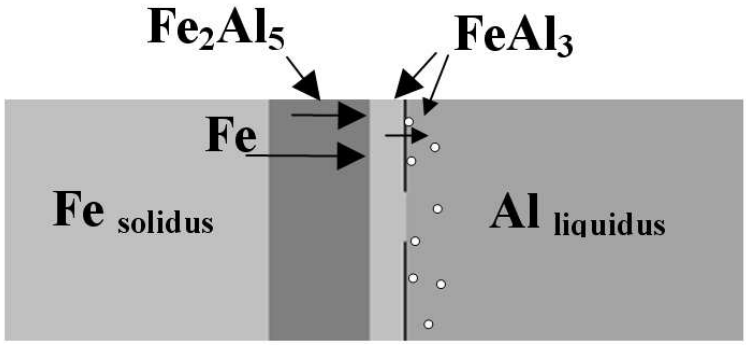


Abb. 6.6: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $500°C > T > 350°C$

5. Abkühlphase:
Temperaturintervall zwischen der unteren Rekristallisationstemperatur des Aluminiums und Raumtemperatur ($350°C > T > 20°C$).

In diesem Bereich finden keine merklichen Diffusionsbewegungen mehr statt. Aluminium und Stahl liegen im festen Zustand vor, an ihrer Kontaktfläche befinden sich stahlseitig Fe_2Al_5 (η-Phase) und aluminiumseitig $FeA1_3$ (θ-Phase). Zusätzlich befinden sich aufgelöste $FeAl_3$-Partikel im erstarrten Aluminium [29].

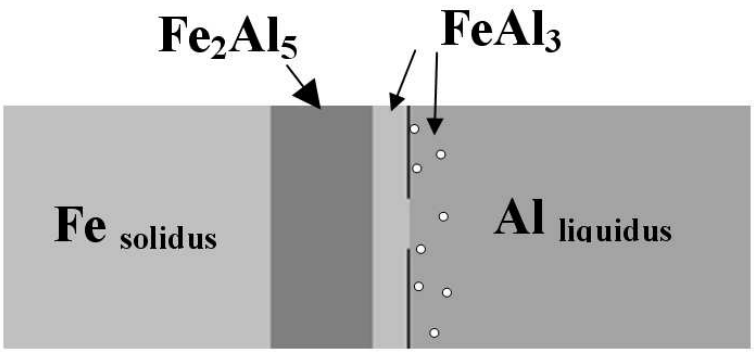


Abb. 6.7: Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $350°C > T > 20°C$

Aus all diesen Ergebnissen ist abzuleiten, dass intermetallische Phasen mit geringen Phasensaumdicken sich gemäß der Betrachtungen zum zeit- und temperaturabhängigen Diffusionsverhalten auf folgende Arten herstellen lassen [29]:

- die Zeitspanne, in der Temperaturen oberhalb von 650°C herrschen, muss äußerst kurz sein, d. h. Aufheiz- und Abkühlgradient müssen sehr groß sein; es darf kein Temperatur-„Plateau“ bei hohen Temperatur entstehen, und
- die Zeitspanne während der Abkühlphase zwischen 500°C und 350°C, in der die η-Phase nicht weiter wächst, sich aber zugunsten der „unschädlicheren“ θ-Phase auflöst, muss ausreichend lang sein, d. h. während der Abkühlphase unterhalb von 500°C darf keine schroffe Abkühlung stattfinden, da so die Auflösung von Fe_2Al_5 behindert würde.

7 Untersuchung der Phasenbildung beim Laserstrahlschweißen von St-Al Verbindungen

7.1 Phasenbildung einer St-Al Verbindung

Untersucht wurden in der Literatur Schweißungen von Blechen aus St14 und Aluminium AA1050 (99,5 At.% Al). Diese Werkstoffkombination diente bei den Untersuchungen als Basispaarung zur Charakterisierung der tatsächlichen Phasenabläufe. Die Versuche wurden mit und ohne $AlSi_{12}$-Zusatzdraht mit einem Durchmesser von 1 mm durchgeführt. Zwischen dem Stahlblech und dem erstarrten Aluminium bildet sich während des Fügevorgangs der oft erwähnte Phasensaum. Dieser intermetallische Phasensaum ist als dunkler Streifen zwischen den beiden Werkstoffen zu erkennen, siehe Abbildung 7.1. Die Dicke des Phasensaums beträgt in diesem Bild nur einige μm, was als Optimum zu bezeichnen ist. Deshalb ist dieser schöne Übergang in der Abbildung auch nur als dunkler Trennstreifen zu erkennen [41].



Abb. 7.1: Aluminium - Stahl Verbindung ohne Zusatzwerkstoff [40]

Abbildung 7.2 zeigt ein Rückstreuelektronenbild einer solchen optimalen Aluminium-Stahl-Verbindung bei höherer Vergrößerung. Der Phasensaum ist hier nun als mittelgrauer Bereich zwischen dem hellgrauen Stahl (oben) und dem weitgehend dunkelgrauen Aluminium (unten) zu erkennen. Die Korngrenzen im Aluminium erscheinen hell, was auf einen erhöhten Eisenanteil hindeutet. Der Phasensaum kann in einen ei-

sennahen und einen aluminiumnahen Bereich getrennt werden. Der eisennahe Bereich zeigt eine „Zähnchen-Struktur“, die in das Eisen hinein wächst. Diese Morphologie lässt auf ein kolumnares Kornwachstum der intermetallischen Phase schließen. Diese Ausrichtung wird durch Kornwachstum entlang bevorzugter kristallographischer Orientierungen der Aluminidphasen induziert. Der aluminiumnahe Bereich erscheint als feine Struktur, die in sich nicht geschlossen ist [41].

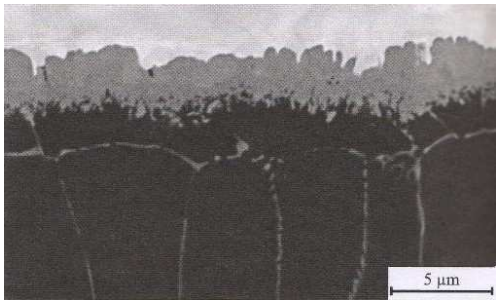


Abb. 7.2: Rückstreuelektronenbild einer Stahl - Aluminium Verbindung [41]

Die standardlose quantitative Analyse mittels Energie-dispersiver Röntgenstrahlung (EDX) des eisennahen Phasensaums zeigt eine Zusammensetzung von 67,4 At.% Al und 32,6 At.% Fe. Diese Zusammensetzung liegt zwischen den dokumentierten Existenzbereichen der Phasen Fe_2Al_5 und $FeA1_2$, wobei die gemessenen Konzentrationen die Phase $FeA1_2$ als wahrscheinlicher erscheinen lassen. Die aluminiumnahe Phase lässt sich als $FeAl_3$ identifizieren [41].



Abb. 7.3: TEM Übersichtsaufnahme des Phasensaumes einer St-Al Verbindung [20]

Eine TEM-Übersichtsaufnahme des Phasenraums ist in Abbildung 7.3 für die Werkstoffpaarung St14 mit Aluminium des Typs AA1050 ohne Zusatzwerkstoff dargestellt. Die aluminiumnahe Seite des Saums (heller Bereich) besteht aus kleinen Körnern, die planare Defektstrukturen im Aufbau erkennen lassen. Die eisennahe Seite (dunkler Bereich) besteht aus parallel gewachsenen Körnern, die im Vergleich zu den aluminiumreichen Körnern deutlich größer sind. Da die Aussagefähigkeit der EDX-Messungen keine eindeutige Festlegung der Phasentypen erlaubt, wurden zusätzlich Elektronenbeugungsuntersuchungen zur Phasencharakterisierung an ausgewählten Probenbereichen durchgeführt. Die Hauptreflexe des Elektronenbeugungsdiagramms der eisenreichen Seite des Phasensaums sind umgeben von schwächeren Nebenreflexen. Zwischen den Hauptreflexen sind weitere Reflexe zu beobachten, die nicht im Einklang mit einem ungestörten Gitter stehen [41].

7.2 Phasenbildung einer St-Al Verbindung mit Einfluss von Silizium

Ziel des Einsatzes des siliziumhaltigen Zusatzdrahtes war es, den Einfluss von Silizium als Legierungselement auf die Phasenbildung in der Fügenaht zu untersuchen. Die Ergänzung der Ausgangspaarung um den Zusatzwerkstoff stellt eine Erweiterung dar, die zum einen die Untersuchung der Wirkung des Elements Silizium erlaubt, zum anderen die Beurteilung der Anwendung eines niedrig schmelzenden Drahtes ermöglicht. In einschlägiger Literatur wird von zahlreichen Autoren von einem wachstumsreduzierenden Einfluss des Elements Silizium auf Eisenaluminide berichtet, wodurch eine genauere Untersuchung sinnvoll erscheint.
Hierbei wird Silizium sowohl aus dem Aluminiumgrundwerkstoff AA6016 (AlMg0, 4Si1,2) als auch aus dem Zusatzwerkstoff AA4047, während des Fügevorgangs zur Verfügung gestellt.
Das Rückstreuelektronenbild in Abbildung 7.4 zeigt den Querschliff einer Aluminium-Stahl-Verbindung, die unter Verwendung von Zusatzdraht hergestellt wurde. Die Zweiteilung in einen aluminiumnahen (unten) und einen eisennahen (oben) Bereich ist auch hier deutlich zu erkennen, wobei abweichend von der Beurteilung der Verbindung ohne Silizium (Abbildung 7.2) hier ein strukturierterer Phasensaum auf der Aluminiumseite auftritt. Die kolumnare Struktur der entstehenden Kristallite deutet ähnlich wie bei den Schweißverbindungen ohne Zusatzwerkstoff auf ein diffusionsgesteuertes Wachstumsverhalten des Phasensaums hin [41].

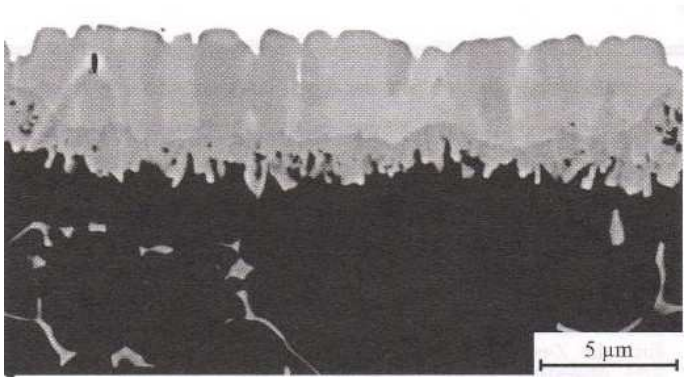


Abb. 7.4: Rückstreuelektronenbild einer St-Al Verbindung mit Silizium [41]

Die Untersuchung der Phasensäume mit EDX ergibt für die eisennahe Seite Elementgehalte von 67 At.% Al; 31,5 At.% Fe und 1,5 At.% Si. Diese Angaben liegen wiederum zwischen den Phasen $FeA1_2$ und Fe_2Al_5. Das Auftreten geringer Mengen Silizium lässt den Schluss zu, dass Silizium als Fremdatom in die vorliegende Eisenaluminidphase eingebaut wird. Auf der aluminiumnahen Seite (unten) werden Elementgehalte von 72,4 At.% Al; 26,1 At.% Fe und 1,5 At.% Si ermittelt. Die Verhältniszahlen von Eisen und Aluminium deuten darauf hin, dass sich eine $FeAl_3$-Aluminidphase bildet, bei der Si zum Teil Gitterplätze des Aluminiums eingenommen hat [41].

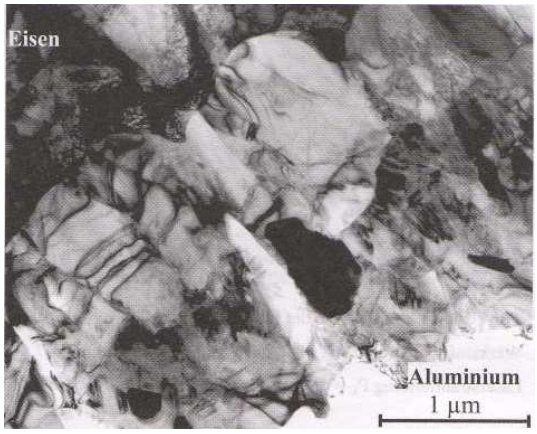


Abb. 7.5: TEM Übersichtsaufnahme des Phasensaumes einer Aluminium - Stahl Verbindung mit Silizum als Zusatzwerkstoff [41]

Abbildung 7.5 zeigt eine TEM Übersichtsaufnahme der Verbindungszone zwischen Stahl und siliziumhaltigem Aluminium AA6016, wobei die Verbindung ebenfalls von einem silizumhaltigen Zusatzwerkstoff begleitet wurde. Der Phasenraum erscheint wieder in einer zweiteiligen Darstellung, wobei diesmal die Trennung der beiden Saumteile nicht so offensichtlich wie in den vorhergehenden Aufnahmen ist. Die im

eisennahen Bereich deutlich erkennbaren Strukturen und parallelen Kristallausrichtungen werden in Richtung des Aluminiums undeutlicher. Die aluminiumnahe Seite hat eine leicht modifizierte Morphologie, die sich auf die Anwesenheit des Siliziums zurückführen lässt. Die Phase erscheint ebenfalls als feinkörniger Bereich mit planaren Defektstrukturen mit unterschiedlicher kristallographischer Orientierung. Im Übergangsbereich zum Aluminium tritt bei dieser Werkstoffpaarung eine deutliche Wachstumsfront auf. Im Vorlauf der Wachstumsfront sind Versetzungen im Aluminium zu erkennen, siehe Abbildung 7.6. Die Versetzungsstruktur wird vermutlich bei der Abkühlung nach dem Fügevorgang aufgrund thermischer Fehlpassung in das Material eingeprägt. Die schnelle Prozessführung unterbindet dabei, dass die Versetzungen während des Abkühlvorgangs relaxieren können [41].



Abb. 7.6: Detaildarstellung des aluminiumnahen Phasensaums und des Aluminiums vor der Wachstumsfront des Saums [41]

Die Wachstumsfront im Vorlauf der aluminiumnahen Phase $FeAl_3$(Si) lässt vermuten, dass der Phasenaufbau durch Keimbildung und Kornwachstum erfolgt, der Materialtransport über die Wachstumsfront aber durch Diffusion getrieben wird. Die Charakterisierung des Phasensaums mittels Transmissionselektronenmikroskopie zeigte, dass sich vollständig kristallines Gefüge gebildet hat. Trotz der sehr kurzen Zeitintervalle unterhalb einer Sekunde bei erhöhten Temperaturen während des Fügevorgangs, die eine metastabile Phasenbildung erwarten lassen, konnten keine amorphen Strukturen festgestellt werden. Die Untersuchungen des Phasensaums im Licht- und Elektronenmikroskop zeigten einen zweiteiligen Aufbau des Phasensaums. Dabei besteht der Saumteil auf Seite des Stahls aus gerichteten Körnern, die in Richtung des Eisens

wachsen. Es bildet sich eine geschlossene Schicht. Diese Schicht ist dicker als die Schicht auf Seiten des Aluminiums. Der intermetallische Aufbau dieser Phase kann nicht widerspruchsfrei bestimmt werden. Einige Messergebnisse deuten auf die Ausbildung einer Überstruktur hin. Dies entspricht aufgrund der Nähe zum Stahl auch den Erwartungen auf Grundlage des binären Phasendiagramms [41].

Messungen der Elementkonzentration reichen von Zusammensetzungen aus dem Bereich der Überstruktur FeAl bis hin zur Phase $FeAl_2$. Diese widersprüchlichen Ergebnisse lassen sich nur mit einem erheblich vergrößerten Existenzbereich der Überstruktur aufgrund des kurzen Zeitintervalls mit erhöhten Temperaturen erklären.
Der Aufbau des Phasensaums auf der aluminiumnahen Seite ist komplexer. Es finden sich feinkristalline, teils runde Körner mit charakteristischen planeren Defektstrukturen (als feine Linienstruktur in den Bildern zu erkennen). Es ist jedoch keine bevorzugte kristallographische Orientierung dieser Strukturen zu erkennen. Die Körner wachsen zu einer Schicht zusammen, die bei Verwendung von zusätzlichem Silizium durch eine geschlossene Wachstumsfront vom Aluminium getrennt wird. Die Bestimmung der Phasentypen ist auch hier nicht eindeutig. Die Daten des analysierten Kristallgitters deuten auf $FeAl_3$, während Konzentrationsmessungen auch $FeAl_2$ erwarten lassen. Auch hier muss daher von einem vergrößerten Existenzbereich dieser Phase ausgegangen werden.
Die Anwendung von Silizium als Zusatzelement im Grundwerkstoff oder im Zusatzdraht verändert das Aussehen und die Aufteilung der Phase nur gering. Alle Konzentrationsmessungen zeigten, dass Silizium im gesamten Phasensaum nachweisbar ist, ohne dass es zu charakteristischen Konzentrationsspitzen beispielsweise im Bereich von Korngrenzen kommt. Damit scheint Silizium in die intermetallischen Phasen eingebaut zu werden und homogen verteilt zu sein. Stöchiometrische Beziehungen zwischen den drei Elementen Fe, Al und Si lassen sich aber nicht bestimmen. Es ist daher zu vermuten, dass geringe Anteile Silizium in den Phasen gelöst werden, ohne dabei die Gitterstruktur der Phase zu ändern. Sollte dieses über die Besetzung von Leerstellen möglich sein, so ist darüber das verlangsamte Phasenwachstum, was experimentell nachgewiesen wurde, zu erklären [41].

Abschließend kann festgehalten werden, dass der Phasensaum aus einer polykristallinen Schicht besteht. Es konnte gezeigt werden, dass der Phasensaum in einen aluminiumnahen und einen eisennahen Bereich eingeteilt werden kann. Analog zur örtlichen Zuordnung entstehen intermetallische Phasen, die entsprechend reich an Aluminium bzw. Eisen sind. Genaue Untersuchungen der Phasensäume haben ebenfalls gezeigt, dass Silizium einen positiven Einfluss auf die intermetallische Phasenbildung hat. Sowohl die Phasensaumdicke als auch die Struktur der sich bildenden Phasen unterscheiden sich von denen ohne Silizium als Legierungselement [41].

8 Auswirkungen einer Zinkschicht

8.1 Entstehung einer Zinkschicht

In der Automobilbranche werden sehr oft verzinkte Stahlbleche verwendet, demzufolge werden auch bei den Schweißversuchen meistens entsprechende Proben verwendet, welche mit einer Zinkschicht versehen sind. Zum Verständnis der auftretenden Effekte beim Schweißen von Aluminium mit verzinkten Stahlblechen mittels des Laserstrahls ist es notwendig, ein Verständnis über den Aufbau von Zinkbeschichtungen zu erlangen [26].

Bei Entnahme der Stahlwerkstoffe aus dem Zinkbad legt sich auf diese Legierungsschicht eine Reinzinkschicht. Es entsteht somit ein gleichmäßiger, porenfreier, fest haftender, verschleißfester Korrosionsschutz-Überzug. Der entstandene Korrosionsschutzüberzug muss beim Schweißen von Aluminium und Stahl partiell während des Prozessablaufes entfernt werden, um eine Anbindung zwischen dem Stahlblech und dem zu fügenden Aluminiumblech zu ermöglichen. Anderenfalls würde die Bindung nur über die Zinkschicht erfolgen. Die Festigkeit der Verbindung wäre dann durch die Haftfähigkeit der Zinkschicht begrenzt [26].

8.2 Experimentelle Untersuchungen

Am Institut für angewandte Strahltechnik in Bremen wurden genauere Untersuchungen der Zinkschicht vorgenommen. Für diese experimentelle Durchführung wurde der Aluminiumwerkstoff AA6016 verwendet. Dieser wurde mit unterschiedlich verzinkten Stahlwerkstoffen gefügt. Ziel der experimentellen Durchführung war es, eine Aussage über die Fügbarkeit der unterschiedlichen zinkbeschichteten Stähle zu bekommen. Dies schließt die Betrachtung des Benetzungsverhaltens, die Ausbildung der Phasensäume und das Anlagerungsverhalten der unterschiedlichen Zinkschichten ein [26].

Beim Fügen der Werkstoffe wurde zur Prozessstabilisierung und zur Vermeidung von Rissen entsprechend der Erkenntnisse des vorigen Kapitels der Zusatzwerkstoff in Drahtform des Typs $AlSi_{12}$ eingesetzt, aufgrund der positiven Effekte des Siliziums. Um ein Verständnis über das Benetzungverhalten für unterschiedlich verzinkte Stahlbleche zu erlangen, wurden an den gefügten Proben die Benetzungswinkel von Aluminium auf Stahl gemessen. Während des Benetzungsvorgangs sind Grenzflächenreaktionen zu verzeichnen, wie Benetzungs- und Ausbreitungsvorgänge des flüssigen Aluminiums und des verwendeten Flussmittels, die einhergehende Verdrängung des Zinks, sowie natürlich Diffusionsvorgänge, die letztendlich die Bindung ermöglichen.

Mittels Anwendung der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie soll eine Aussage darüber getroffen werden, ob unterschiedliche Zinkbeschichtungen einen Einfluss auf das Phasensaumwachstum und das Benetzungsverhalten haben.
Zusammengefasst ergaben die Phasensaumuntersuchungen, dass Zink einen Einfluss auf die Phasensaumbildung hat, dies kann auf eine höhere Wärmeableitung der Zinkschicht (Zink: 116 W/mK, Stahl 45 W/mK) zurückgeführt werden. Durch die zinkseitige schnelle Wärmeabfuhr wird den intermetallischen Phasen vermutlich die Wärmeenergie entzogen, die sie zum Wachsen benötigen. Ein weiterer phasensaumreduzierender Effekt kann in der Zinkverdampfung innerhalb der Fügezone zwischen dem Stahl und dem Aluminium zu sehen sein. Dies ist darauf zurückzuführen, dass während der Zinkverdampfung latente Wärme für den Phasenübergang von flüssiger Phase zu dampfförmiger Phase (Verdampfungswärme 115,3 kJ/mol) benötigt wird. Damit wird dem Diffusionsprozess, der für die Phasenbildung notwendig ist, Energie entzogen und das Phasensaumwachstum reduziert. Dadurch können Verbindungen mit dünnen Phasensaumdicken entstehen. Ob diese Vermutungen zutreffen, müssen weitergehende Untersuchungen und Simulationsansätze zeigen [26].

Um eine Aussage über das Ablagerungsverhalten von Zink während des Prozesses zu bekommen, wurden Zink-Mappings beispielhaft an einer Aluminium-Stahl Verbindung mit feuerverzinktem Blech und mit elektrolytisch verzinktem Blech durchgeführt. In diesen war zu erkennen, dass sich das Zink im Auslaufbereich des Aluminiums konzentriert. Der Benetzungsbereich war frei von Zink. Bei genaueren Vergleichen der Proben ist zu erkennen, dass bei der Verwendung von elektrolytisch verzinkten Blechen eine deutlich höhere Zinkkonzentration im Auslaufbereich des Aluminiums im Zink-Mappings zu beobachten ist. Weiterhin sind Zinkansammlungen im Benetzungsbereich zu erkennen. Dies deutet daraufhin, dass sich die FeZn Phasen stahlseitig nicht vollständig aufgelöst haben [26].

Abschließend kann man sagen, dass Zink erwiesenermaßen den Phasensaum beeinflusst. Dies ist vermutlich auf die hohe Wärmeleitfähigkeit der Zinkschicht im Vergleich zu Stahl zurückzuführen. Durch die zinkseitige schnelle Wärmeabfuhr wird den intermetallischen Phasen vermutlich die Wärmeenergie entzogen, die sie zum Wachsen benötigen. Dies kann auf den benetzungsteigernden Effekt des Zinks zurückgeführt werden. Es zeigte sich jedoch auch, dass in Abhängigkeit von der Zinkschicht unterschiedliche Zinkablagerungszonen ausgebildet werden. Insbesondere bei den elektrolytisch verzinkten Blechen ist eine deutlich höhere Zinkkonzentration im Auslaufbereich des Aluminiums im Zink-Mapping zu beobachten, als bei den feuerverzinkten [26].

9 Lasertechnik

9.1 Einleitung in die Lasertechnik

Der Begriff „LASER“ ist eine Abkürzung für „Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation“ (Lichtverstärkung durch stimulierte Emission der Strahlung). Der Laser ist ein Generator und ein Verstärker von Licht, also elektromagnetischen Wellen, mit Frequenzen im sichtbaren und angrenzenden Spektralbereich.

Die Laser können nach dem verwendeten aktiven lichtverstärkenden Stoff nach Gas- und Festkörperlaser unterschieden werden. Zu den Gaslasern zählen der für das Schweißen und Schneiden wichtige CO_2 Laser. Zu den Festkörperlasern zählt jener Laser, welcher für diese Arbeit verwendet wird: der Nd:YAG Laser, welcher als aktives Medium ein mit Neodymatomen schwach dotierten Yttrium-Aluminium-Granat (YAG) Kristall verwendet [17].

9.2 Strahlenentstehung

Viele Atome und Moleküle sind in der Lage, Licht aufzunehmen und wieder abzugeben. Die Aufnahme von Licht nennt man Absorption, die Abgabe Emission. Dabei zeigt die Beobachtung, dass das Licht stets in bestimmten, quantifizierten Mengen, den Lichtquanten oder Photonen, abgegeben und aufgenommen wird. Den angeregten Zustand kann das Atom wieder verlassen, indem es spontan ein Photon emittiert, also aussendet. Weder der Zeitpunkt, an dem die Emission stattfindet, noch die Richtung des emittierten Photons können dabei vorausgesagt werden. Die Emission erfolgt völlig zufällig. Es kann aber für jedes Atom oder Molekül eine spezifische Zeit angegeben werden, nach der es mit gewisser Wahrscheinlichkeit zerfallen ist. Diese Zeit nennt man Lebensdauer. Sie beträgt meist nur einen Bruchteil einer Sekunde. Das Atom befindet sich dann in einem energetisch niederen Zustand [36], [32], [50].

Außer der spontanen Emission eines Photons gibt es auch einen Prozess, den man stimulierte Emission nennt. Bei der stimulierten Emission wird das angeregte Atom durch ein Photon zur Emission eines weiteren Photons stimuliert. Dieses Photon verlässt das Atom stets in die Richtung, in die auch das stimulierende Photon läuft. Man kann quasi sagen, dass das Photon durch die stimulierte Emission verdoppelt wird und das Atom fällt in den Grundzustand zurück. Dieser Prozess führt logischerweise zu einer Verstärkung von Licht, da am Ende anstatt des einen Photons nun zwei Photonen ausgesendet werden. Voraussetzung für die stimulierte Emission und die Verstärkung von Licht ist, wie oben erwähnt, das Vorhandensein entsprechend vieler Atome im angeregten Zustand. Die Anregung eines Atoms erfolgt durch die

Einwirkung von Strahlung entsprechender Frequenz. Dieses Einbringen von optischer Strahlung wird auch als „optisches Pumpen“ bezeichnet. Dieses wird bei Festkörperlasern durch intensive Lichtquellen hervorgerufen und auf ein stabförmiges Lasermaterial gebündelt, in welchem sich die besagten Atome befinden. Das Lasermaterial, auf welches die Strahlung gerichtet ist, wird auch als „aktives Medium“ bezeichnet. In allen Fällen kann die für die Anregung aufgewendete Energie nur zu einem geringen Teil in Lichtleistung umgesetzt werden. Die Wirkungsgrade liegen je nach Lasertyp zwischen 3% (Nd:YAG-Laser) und 30% (CO_2-Laser). Es ist somit eine intensive Kühlung erforderlich [36], [32], [50].

Zusammengefasst kann man die Funktionsweise eines Lasers nun einfach mit der Übersetzung des Akronyms Lasers erklären, es handelt sich um eine Lichtverstärkung mittels stimulierter Emission durch Strahlung.

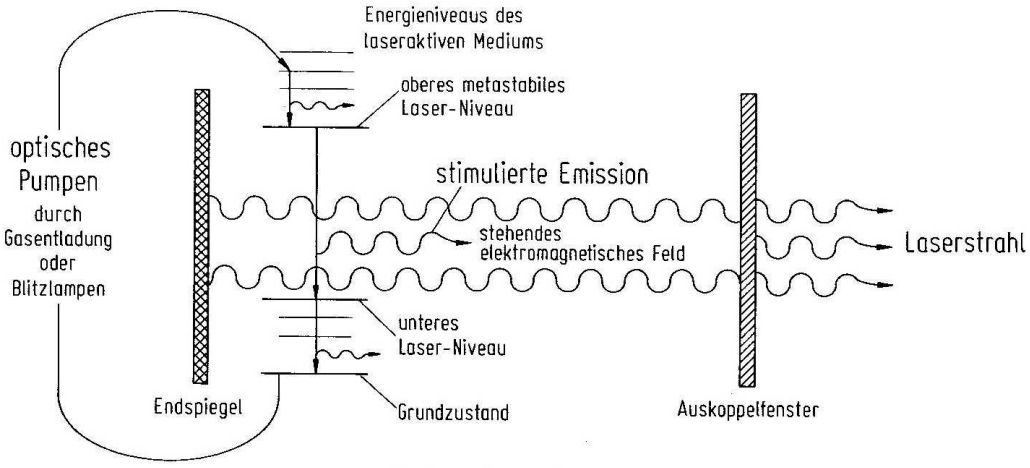


Abb. 9.1: Schematische Darstellung des Funktionsprinzips eines Laser [32]

9.3 Technische Umsetzung

Prinzipiell ist jetzt einmal geklärt, wie Licht verstärkt werden kann. Bringt man nun am Ende eines so genannten Lichtverstärkers einen Spiegel an, durch den der aus dem Verstärker austretende Lichtstrahl wieder in den Verstärker geleitet wird, dann tritt am Eingang des Verstärkers wieder verstärktes Licht aus, da der Verstärker unabhängig von der Ausbreitungsrichtung arbeitet. Bringt man dort auch einen Spiegel an, der dieses Licht reflektiert, so läuft eine Lichtquelle zick-zack zwischen den beiden Spiegeln hin und her und wird bei jedem Durchgang verstärkt, ein Phänomen, welches als „Rückkopplung“ bezeichnet wird [36].

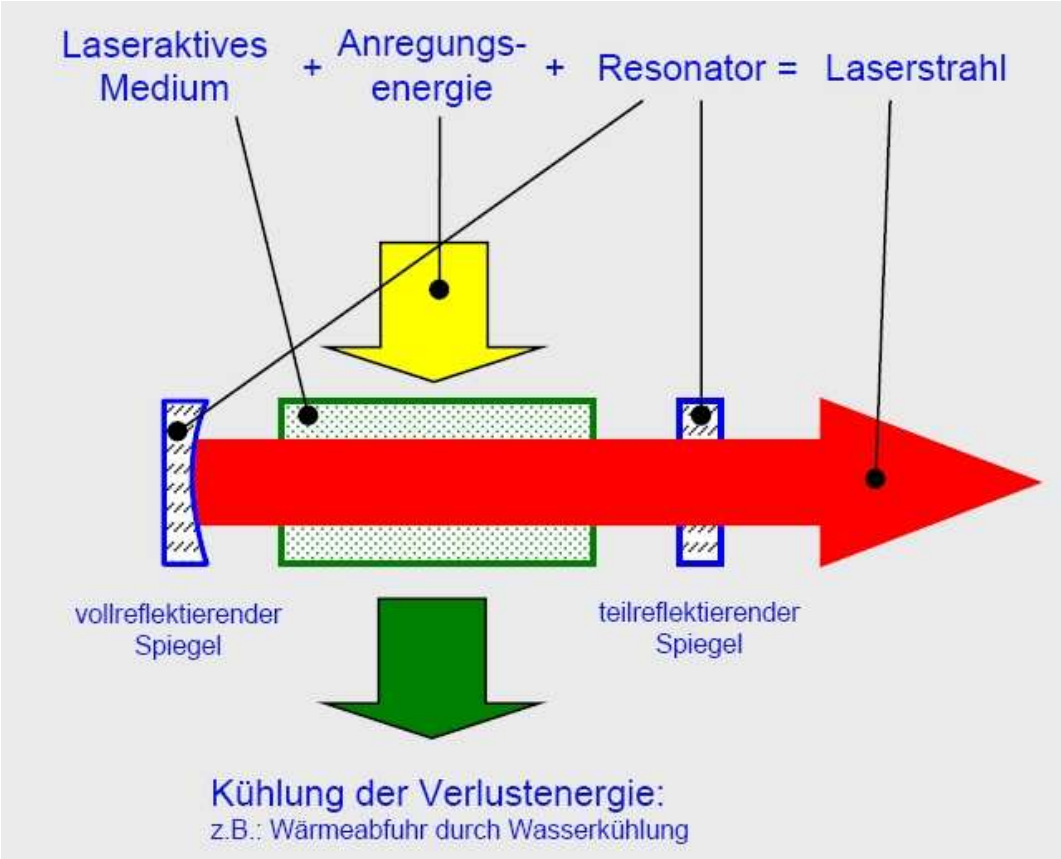


Abb. 9.2: Grundsätzlicher Aufbau eines Lasers [28]

Eine solche Anordnung nennt man optischen Resonator (lat. resonare = zurücksingen, hallen). Im Resonator wird das Licht beim Hin- und Herlaufen zwischen den beiden Spiegeln durch stimulierte Emission immer weiter verstärkt. Bei einem kompletten Umlauf des Lichtstrahls zwischen den beiden Spiegeln wird die Lichtwelle nicht nur verstärkt, sondern erleidet auch Verluste, insbesondere durch unvollständige Reflexion an den Spiegeln. Diese kommt etwa dadurch zustande, dass der Durchmesser des im Laser ausgebildeten Lichtstrahls größer ist als jener der Spiegel („Beugungsverluste“) und natürlich auch dadurch, dass einer der beiden Spiegel teilweise durchlässig ausgeführt ist, um einen Teil der Strahlung für eine Nutzanwendung entnehmen zu können. Der Laser erreicht infolge des Hin- und Herlaufens der Lichtquelle zwischen den beiden Spiegeln eine ständige Steigerung der Intensität und die dadurch bedingte Verstärkung führt schließlich zu einem stabilen „eingeschwungenen“ Zustand, bei dem während eines kompletten Umlaufs zwischen den Spiegeln die Verstärkung gleich groß ist wie die Summe aller Verluste [36].

9.4 Der Nd:YAG Laser

Da der Laser, mit dem die Schweißungen durchgeführt werden sollen, ein Nd:YAG Laser ist, wird dieser hier besonders erwähnt, wenngleich er zu jener Lasern zählt, welchen kein großes Zukunftspotential nachgesagt wird, aufgrund des oben erwähnten sehr geringen Wirkungsgrades. Nd:YAG bedeuted, dass es sich dabei als aktives Medium um einen mit Neodymatomen schwach verunreinigten Yttrium-Aluminium-Granat handelt.
Die lichtemittierenden Atome dieses Lasers sind die seltenen Erden Neodymium (Nd) die zwei Energieniveaus mit dem für eine Inversion nötigen Unterschied der Lebensdauern aufweisen, wobei ihr energetischer Abstand einer Photonenenergie von Licht mit einer Wellenlänge von 1 Mikrometer entspricht. Gepumpt werden diese Neodymium Atome im Prinzip mit sichtbarem Licht, wobei Energieniveaus in einem relativ breiten Band oberhalb des oberen Laserniveaus angeregt werden. Die lichtemittierenden Atome sind in einem für die Wellenlänge des Nd:YAG Lasers durchsichtigen Material, entweder Yttrium-Aluminium-Granat (YAG) oder auch einfach Glas eingebettet. Das Pumpen erfolgt in einer so genannten „Kavität“, einem Hohlraum mit doppelt elliptischem Umfang, der innen verspiegelt ist und in dessen beiden Brennlinien je eine Blitzröhre angeordnet ist. In der gemeinsamen Brennlinie ist dann der Nd:YAG-Stab angeordnet, sodass die gesamte Strahlung der Blitzröhren auf den Stab fokussiert wird und ihn von allen Seiten trifft und damit das Pumpen durchführt. Um die infolge des auch hier nicht sehr hohen Wirkungsgrades entstehende Verlustwärme abzuführen, wird die besagte Kavität vom Wasser durchflossen, das dann anschließend natürlich gekühlt und wieder zurückgeführt wird. Die Laserspiegel sind dann außerhalb dieser Kavität angeordnet. Mit einem derartigen Laser kann man mit einem Stabdurchmesser von einigen Millimetern und einer Länge von etwa 10 cm eine Leistung von einigen Hundert Watt erzielen [36].

Die Nd:YAG Laser können im kontinuierlich strahlenden Betrieb Leistungen bis zu einigen Kilowatt und gepulst bis zu einigen 100 Watt abgeben. Die Strahlung wird grundsätzlich in Form eines höheren Modus abgegeben, welche sich nicht so gut fokussieren lässt, allerdings ist die Wellenlänge zehn Mal kleiner als beim CO_2-Laser, was dazu führt, dass die Fokussierbarkeit wieder verbessert wird, weil der kleinste Fokusdurchmesser der Wellenlänge proportional ist. Die Strahlung des Nd:YAG-Lasers wird leider von Kunststoffen und Glas, etc. nicht wesentlich absorbiert, sodass sich diese Art von Laser vor allem für die Metallbearbeitung eignet, wobei hier die Absorption deutlich besser ist als für den $C0_2$-Laser.
Der größte Vorteil des Nd:YAG Lasers besteht aber darin, dass man die Strahlung, die sich infolge der dem sichtbaren Licht ähnlichen Wellenlänge praktisch wie sichtbares Licht verhält und daher durch Glas ohne große Verluste transmittiert wird, auch bei hohen Leistungen durch flexible Glasfasern über Strecken von einigen 10m

transportieren kann, was die praktische Verwendung dieser Strahlung natürlich sehr erleichtert [36].

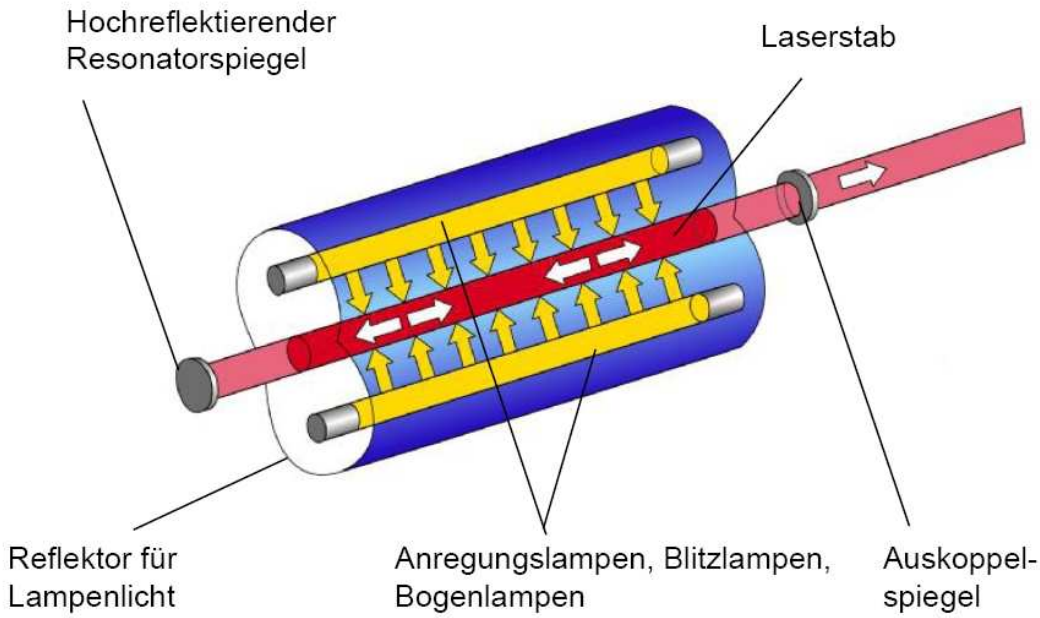


Abb. 9.3: Prinzip der Lichtverstärkung eines ND:YAG Lasers [28]

9.5 Absorption und Reflexion des Laserlichts

Der Laserstrahl dringt nur wenig in Metalloberflächen ein, da er zum überwiegenden Teil reflektiert wird. Dabei zeigt sich, dass gerade im infraroten Bereich eine starke Reflexion vorliegt, die auf den ersten Blick das Schweißen mit CO_2 und Nd:YAG-Lasern als sinnlos erscheinen lässt. Aufgrund der hohen Intensität im Strahlfokus reicht jedoch trotz einer Absorption von nur wenigen Prozent die eingebrachte Energie zu einer lokalen Werkstoffschmelzung. Beim Lasertiefschweißen genügt schon eine geringe Aufschmelzung, da dann durch eine eintretende Mehrfachreflexion die Absorption um ein Vielfaches ansteigt [36].

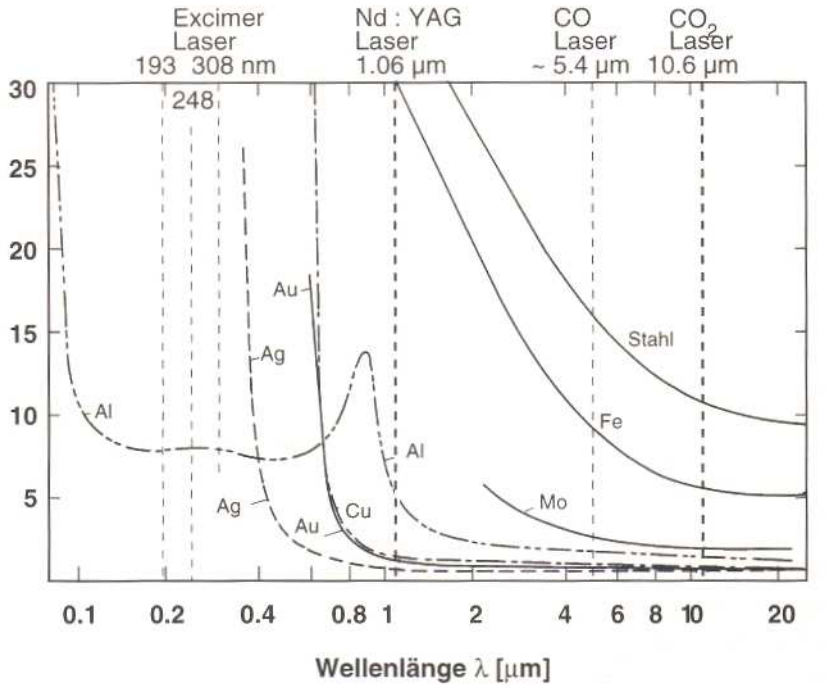


Abb. 9.4: Absorptionsgrade verschiedener Metalle in Abhängigkeit der Wellenlänge [12]

Betrachtet man die Abbildung genauer, so erkennt man, dass die Absorption von Stahl in etwa 4-mal größer ist, als jene von Aluminium. Demzufolge lassen sich die anfänglichen Überlegungen der vorigen Kapitel bezüglich des reinen Wärmeleitungsschweißens über die Stahlprobe auch physikalisch machbar erscheinen. Nebenbei sei aber auch erwähnt, dass aufgrund der hohen Strahlintensität von bis zu 10^6 W/cm^2 und der guten Fokussierbarkeit die eingebrachte Wärmemenge ausreicht, um den Werkstoff zu schmelzen oder in unserem Fall lokal zu erwärmen.

9.6 Einfluss des Schutzgases beim Laserstrahlschweißen

Als Schutzgase zum Schweißen bieten sich zunächst die inerte Gase an, da diese keine unerwünschten Reaktionen mit den zu verschweißenden Metallen eingehen können. Chemisch inaktiv sind wegen der Absättigung ihrer Elektronenschalen alle Edelgase, doch finden in der Schweißtechnik aus Kostengründen nur Argon und Helium Verwendung, in manchen Fällen auch N_2.
Unter aktiven Gasen laufen dagegen chemische Oxidationsreaktionen an der Schweißstelle ab, deren Auswirkungen auf das Schweißergebnis positiv oder negativ sein

können. Als einziges reines Aktivgas wird in der Schweißtechnik Kohlendioxid eingesetzt [13].

Argon fördert aufgrund seiner niedrigen Ionisationsenergie die Plasmabildung, während Helium mit seiner hohen Wärmeleitfähigkeit von 410 mW/mK (bei 1200 K), die 9-fach so hoch ist wie die des Argons, die Plasmabildung eher hemmt. Somit ist Helium in Fällen geforderter hoher Einschweißtiefen, die nur bei langsamer Schweißgeschwindigkeit von weniger als 2 m/min erzielt werden können, vorzuziehen. Beim Schnellschweißen hingegen ist Argon sowohl wegen des niedrigeren Gaspreises als auch wegen seines günstigen Einflusses auf das Aussehen der Nahtoberraupe und auf die Vermeidung von Poren vorzuziehen, soweit es Stähle betrifft. Für das Schweißen von Aluminium erweisen sich Gasgemische aus Argon und Helium als günstig. Je nach Werkstoff können auch mit Stickstoff als Schutzgas gute Ergebnisse erzielt werden. Dies trifft insbesondere für hochlegierte Stähle zu, in denen Kohlenstoff durch Stickstoff substituiert worden ist [32].

Neben der Art des Schutzgases sind auch die Zufuhrparameter von großem Einfluss auf das Schweißergebnis und die erreichbare Schweißgeschwindigkeit. So sind die Gasmenge pro Zeiteinheit, der Zufuhrwinkel sowie die Geometrie der Schutzgasdüse geeignet zu wählen [32].

Das Schutzgas hat beim Laserschweißen prinzipiell drei Aufgaben zu erfüllen: Erstens der Schutz des Schmelzbades wie beim konventionellen Schweißen, wobei die mit der Luft reaktionsfähige Badfläche hier jedoch sehr klein ist, sodass eine vermeintlich geringe Menge an Schutzgas ausreichen müsste. Weiters die Beeinflussung der Plasmabildung und der Schutz der Arbeitsoptik gegen aufsteigenden Schweißrauch, Metalldampf und gegen Schweißspritzer [13].

10 Alternative Schweißverfahren

10.1 Definition des Schweißens

Bevor auf die genaue Definition des Schweißens eingegangen wird, soll kurz darauf verwiesen werden, dass Stahl-Aluminium Verbindungen, welche mittels einer thermischen Wärmequelle hergestellt wurden, unter verschiedensten Namen angeführt sind.

Wird ein Zusatzmaterial, meistens in in Form eines siliziumhaltigen Zusatzdrahtes, der Fügestelle zugeführt, so wird das Verfahren meistens als Laserstrahlfügen angeführt [41]. Durch das hinzuführen eines Zusatzdrahtes, welcher dann quasi als „Lot“ dient, ergibt sich somit eine Kombination aus Schweißen und Löten. Eine Kombination dieser beiden Prozesse wird als Fügen bezeichnet. Handelt es sich jedoch um ein Verfahren, bei dem kein Zusatzmaterial zugeführt wird, so kann man den Prozess als reines Schweißen bezeichnen, wodurch der Name des Laserschweißens [17] bzw. des Laserstrahlschweißens [4] enstanden ist.

Schweißen ist in Anlehnung an DIN 1910 das Vereinigen oder das Beschichten von Werkstoffen unter Anwendung von Wärme oder von Druck oder von beiden ohne oder mit Schweißzusatzwerkstoffen. Die Grundwerkstoffe werden vorzugsweise in plastischem oder flüssigem Zustand der Schweißzone vereinigt. Bei gleichartigen Grundwerkstoffen sind die Eigenschaften der Schweißung denen der Grundwerkstoffe ähnlich. Die Verbindung ist unlösbar. Man unterscheidet zwischen Schmelzschweißverfahren und Pressschweißverfahren, wobei man unter Schmelzschweißen das Schweißen durch örtlich begrenzten Schmelzfluss ohne Anwendung von Druck versteht, während beim Pressschweißen auf die Fügestelle Druck ausgeübt wird [32].

Dies ist nur eine der möglichen Definitionen, jedoch wird in sehr vielen Büchern auf diese verwiesen. Andere Definitionen decken sich nicht zu 100%, führen aber zu ziemlich ähnlichen Unterscheidungen, mit ein paar kleinen Ausnahmen. Wie man sieht, kann man grob gesagt mittels 2 verschiedenen Arten eine Schweißnaht erstellen. In Anbetracht der Erkenntnisse der Literaturrecherche sollte es insbesondere bei jenen Verfahren, wo es zu einer Schmelze aus Stahl und Aluminium kommt, sprich bei den Schmelzschweißverfahren, zu weitaus größeren Komplikationen kommen, aufgrund der Bildung von intermetallischen Phasen.

10.2 Schmelzschweißverfahren

Raphael Bointner [4] hat in seiner Arbeit den Großteil der heute gängigen Schweißverfahren in Bezug auf Schweißbarkeit von Aluminium und Stahl untersucht. Dabei wurde nicht nur überprüft, ob in der Vergangenheit schon Berichte vorliegen, sondern auch, bei welchen Verfahren seiner Meinung nach die größten Entwicklungspotentiale liegen, siehe Tabelle 10.1.

Schweißverfahren	**Stahl**	**Aluminium**	**Aluminium mit Stahl**
Gasschmelzschweißen	+	-	-
Gaspressschweißen	+	o	+
Metall-Lichtbogenschweißen	++	-	-
Unterpulverschweißen	+	-	-
WIG-Schweißen	++	++	+
Wp-Schweißen	++	+	o
WHG-Schweißen	o	o	o
MIG/MAG-Schweißen	++	++	++
Lichtbogenpressschweißen	+	o	o
Widerstandspressschweißen	+	+	+
Reibschweißen	+	+	++
Kaltpressschweißen	-	-	o
Ultraschallschweißen	-	-	++
Diffusionsschweißen	-	-	+
Sprengschweißen	-	-	o
Elektronenstrahlschweißen	o	o	+
Lichtstrahlschweißen	-	-	-
Laserstrahlschweißen	++	o	+

Tabelle 10.1: Gegenüberstellung der Verfahren hinsichtlich ihrer Schweißeignung von Aluminium-Stahl-Verbindungen [4]

Von zahlreichen Schmelzverfahren konnten keine erfolgreichen Ergebnisse berichtet werden, unter anderem aus den in den vorigen Kapiteln beschriebenen Gründen. Dazu zählen das Gasschweißen, das Metall-Lichtbogenschweißen und wahrscheinlich auch das Unterpulverschweißen. Beim letzteren gibt es zu wenige Erkenntnisse, um eine gezielte Aussage treffen zu können. Positive Erkenntnisse konnten überraschenderweise mit verschiedenen Schutzgasschweißverfahren erzielt werden. Sowohl das Wolfram-Schutzgasschweißen, als auch das Metall-Schutzgasschweißen ist für das Verbinden von Stahl und Aluminium möglich, da die kritische Dicke der intermetallischen Phasen mithilfe bestimmter Techniken unter den kritischen Werten gehalten werden kann.

Leider müssen speziell bei einigen Wolfram-Schutzgasschweißverfahren, dem Wolfram-Ineratgasschweißen und Wolfram-Plasmaschweißen, spezielle Zwischenschichten, meistens Zink, aufgetragen werden, um die intermetallische Phasendicke auf eine Mindestmaß zu reduzieren. Leider treten in Folge der Verdampfung dieser Schichten während des Schweißens Poren auf, welche die Festigkeit deutlich reduzieren. Weiters ist das Auftragen von besonderen Zwischenschichten aufgrund des zusätzlichen Aufwandes industriell derzeit nicht durchführbar [4].

Aus diesen Gründen hat es insbesonders bei den Metall-Schutzgasschweißverfahren eine erhöhte Entwicklungsarbeit gegeben, sodass es derzeit ein industriell ausgereiftes und angewandtes Verfahren gibt, welches sich aus dem Metallschutzgasschweißen entwickelt hat, nämlich das CMT Verfahren.

10.2.1 Metallschutzgasschweißen

Bevor auf das modifizierte MSG Verfahren eingegangen wird, soll an dieser Stelle kurz das klassische MSG Verfahren erläutert werden. Beim Metallschutzgasschweißen handelt es sich um ein Lichtbogenschweißverfahren. Der Schweißlichtbogen stellt physikalisch betrachtet eine Bogenentladung dar, die sich zwischen dem Werkstück und einer abschmelzenden Elektrode ausbildet [50].

Bei diesem Verfahren brennt der Lichtbogen zwischen einer abschmelzenden Drahtelektrode, die als Schweißzusatz dient, und dem Werkstück unter einem Schutzgas. Die Drahtelektrode wird von Spulen mittels eines Fördergetriebes der Schweißstelle maschinell zugeführt. Das Metallschutzgasschweißen wird noch nach der Art des verwendeten Schutzgases weiters unterteilt in Metall-Inert-Gas Schweißen (MIG) und Metall-Aktiv-Gas Schweißen (MAG). Im Verfahrensprinzip besteht zwischen diesen beiden kein wesentlicher Unterschied.

10.2.2 Der CMT Prozess

Der Firma Fronius ist es gelungen ein Lichtbogenverfahren zu entwickeln, mit dem es möglich ist, verzinkte Stahlbleche mit Aluminiumblechen in einem Dickenbereich von 0,8 - 4,0 mm mit zufrieden stellenden Festigkeitseigenschaften zu verbinden. Der CMT-Prozess ist ein Kurzlichtbogenprozess mit stromlos gesteuertem Werkstoffübergang, bei dem der Aluminiumgrundwerkstoff zusammen mit dem Zusatzwerkstoff aufgeschmolzen wird und die Schmelze den verzinkten Stahlwerkstoff benetzt. Eigentlich müssten sich demzufolge sofort zahlreiche, enorm breite intermetallische Phasen bilden. Dies wird insofern unterdrückt, als dass der Schweißvorgang an sich das für die Bildung entsprechender Phasen kritische Temperaturniveau nicht überschreitet,

sodass das Phasenwachstum unterbunden werden kann. Aufgrund dieser Tatsache ist auch der Name entstanden. CMT ist die Abkürzung für „Cold Metal Transfer“, da die Schweißung, im Vergleich zu anderen Schweißverfahren, bei äußerst niedrigen Temperaturen durchgeführt werden kann [7].

Technische Umsetzung

Das CMT-Schweißen erfolgt ausschließlich mit volldigitalen Inverter-Stromquellen. Grundsätzlich entspricht das Schweißsystem der Hardware für ein MIG-/MAG-System auf neuestem technischen Stand, jedoch mit Berücksichtigung spezifischer Erfordernisse. Insbesondere erwähnenswert ist dabei der hochdynamische Drahtantrieb direkt am Schweißbrenner. Sobald die Stromquelle einen Kurzschluss erkennt, startet eine Rückwärtsbewegung des Schweißdrahts, bei gleichzeitig abgesenktem Schweißstrom. Es löst sich exakt ein Tropfen ohne die geringste Spritzerbildung. Anschließend läuft der Schweißdraht wieder vorwärts, und der Zyklus beginnt von neuem. Hohe Frequenz und äußerste Präzision sind Grundvoraussetzung für einen absolut kontrollierten Werkstoffübergang. Die Nachförderung des Drahtes erfolgt durch einen stärkeren, jedoch Prinzip bedingt auch trägeren Haupt-Drahtvorschub. Als Ausgleich der überlagerten, hochfrequenten Drahtbewegung zur linearen Drahtförderung dient ein Drahtpuffer am Drahtförderschlauch [1].

Der CMT-Prozess ist wie gesagt ein Kurzlichtbogenprozess. Abbildung 10.1 zeigt unterschiedliche Lichtbogenprozesse im U-I-Diagramm, wobei der CMT-Lichtbogen eigentlich unter die Leistungsgrenze des Kurzlichtbogens reicht. Die obere Grenze des reinen CMT-Prozesses wird durch den Beginn des Übergangslichtbogens, die untere durch die erforderliche Nahtausbildung bestimmt [1].

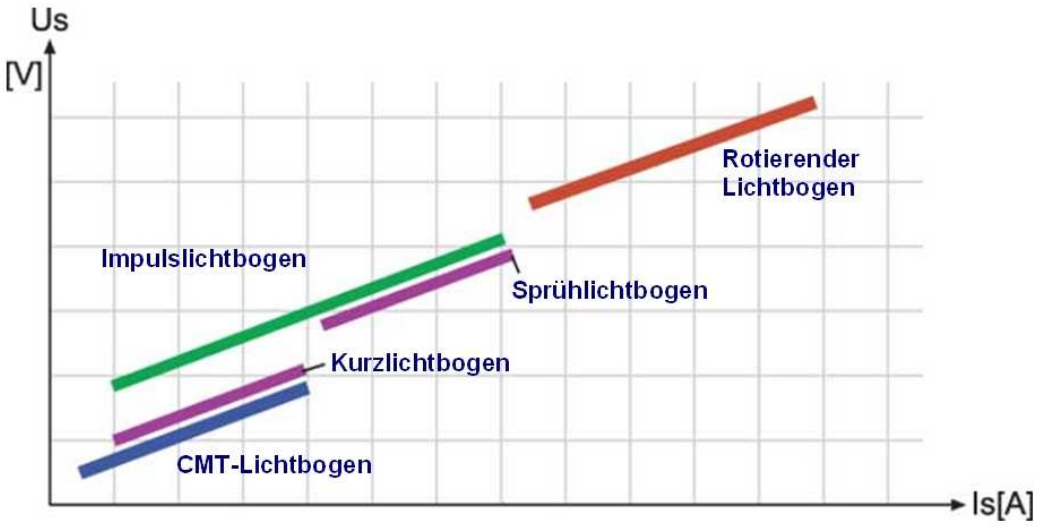


Abb. 10.1: Ansiedelung des CMT-Lichtbogens im Vergleich zu anderen Lichtbögen [1]

Das wirklich Besondere an dem CMT Prozess ist die neue Methode zur Tropfenablöse. Erstmals wird im Prozessablauf neben bisher bekannten Parametern, wie Strom und Spannung, die Drahtbewegung direkt in die Prozessregelung mit eingebunden. Ein in die Antriebseinheit integrierter hochdynamischer AC-Servomotor ermöglicht eine reversierende Drahtbewegung mit bis zu 70 Hz und Beschleunigungen von bis zu 330 m/s^2, wodurch die Tropfenablöse unterstützt wird. Dieser getriebelose Antrieb verfügt durch seine verschleißfreien Komponenten über eine besonders hohe Lebensdauer [1].

Analyse des CMT-Prozesses

Beim CMT-Prozess werden Strom, Spannung und Drahtvorschub in die Prozessregelung mit eingebunden. Der Drahtvorschub verläuft demzufolge diskontinuierlich, siehe Abbildung 10.2 [1].

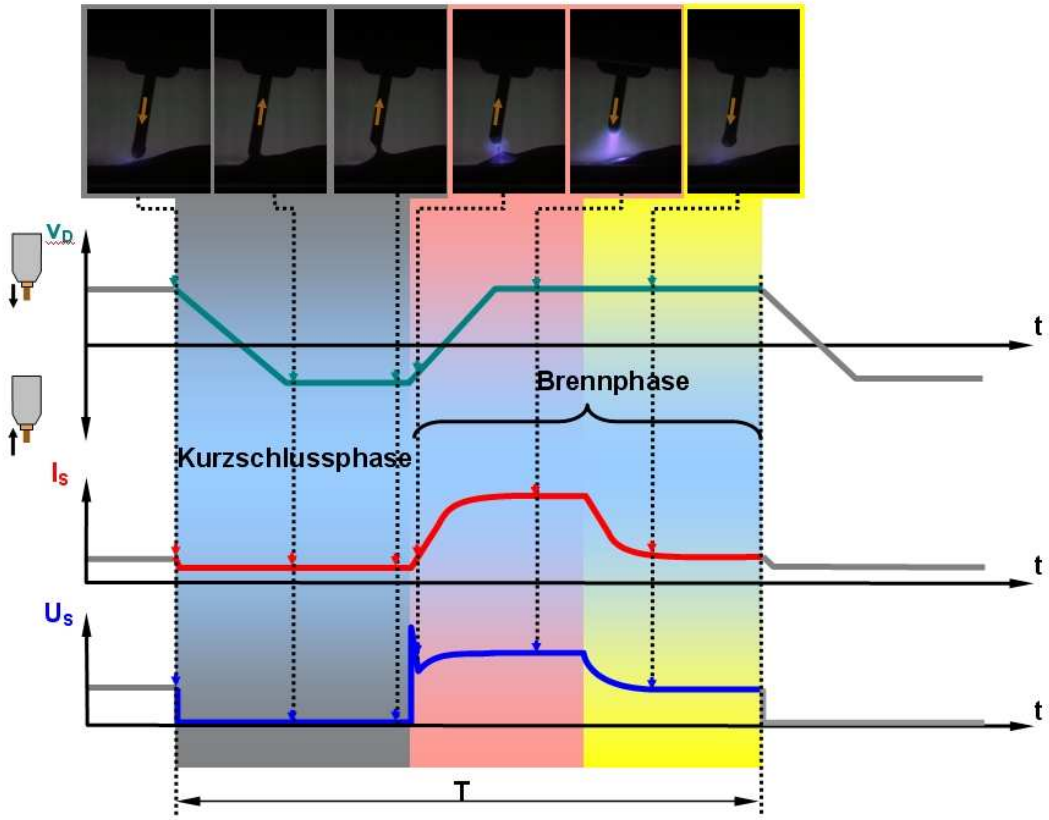


Abb. 10.2: Der CMT-Prozess [1]

Der Schweißstrom in der Lichtbogenbrennphase ist gegenüber dem Standard-Kurzlichtbogen wesentlich reduziert. Diese Phase dient jetzt hauptsächlich der stabilen Aufrechterhaltung des Lichtbogens, da der Tropfen bereits in der vorhergehenden

Boostphase gebildet wird. Daher kann der Brennstrom bis zum darauf folgenden Kurzschluss auf geringe Werte reduziert werden und es kommt zu keinen unkontrollierten Tropfenübergängen, wodurch Spritzer vermieden werden. Beim Standard-Kurzlichtbogen wird der Tropfen während der gesamten Brennphase gebildet. Im mittleren Leistungsbereich (Übergang von Kurz- zu Langlichtbogen) können sich infolge des hohen Brennstromes unkontrolliert Tropfen ablösen. Dies führt wiederum zu unerwünschter grober Spritzerbildung. Beim CMT-Prozess ist diese unvorhergesehene Ablöse aufgrund des geringen Stromes in der Brennphase praktisch nicht mehr möglich [1].

Der Werkstoffübergang

Am Ende der Brennphase tritt der Kurzschluss ein. Die Drahtvorschubrichtung wird umgekehrt und der Draht zurückgezogen. Gleichzeitig wird der Strom abgesenkt und bis zum Kurzschlussaufbruch entsprechend niedrig gehalten, um im Gegensatz zum Standard-Kurzlichtbogen eine spritzerfreie Lichtbogenwiederzündung zu gewährleisten. Während in der Vergangenheit dieser Kurzschlussaufbruch nur mit einem hohem Strom möglich war, wird dieser beim CMT-Verfahren durch ein Zurückziehen des Drahtes erzwungen. Mit dem Wiederzünden des Lichtbogens erfolgt der Übergang in die Boostphase. Dabei wird der Draht wieder in Richtung Schmelzbad bewegt. Gleichzeitig wird ein Tropfen für den nächsten Werkstoffübergang unter Einwirkung des Booststromes erzeugt [1].

Die Lichtbogenlängenregelung

In der Vergangenheit erfolgte die Erfassung der Lichtbogenlänge über die Spannung. Hierbei ändert der Prozessregler die Lichtbogenlänge proportional zur Spannung. Äußere Faktoren wie zum Beispiel die Werkstückoberfläche können die Lichtbogenspannung wesentlich beeinflussen, wodurch der Prozessregler die Lichtbogenlänge unerwünscht verändert. Beim CMT-Prozess erfolgt die Erfassung und Einstellung der Lichtbogenlänge mechanisch, d.h. unabhängig von der Spannung und damit äußeren Einflüssen. Hervorragende Vorteile bietet dies beispielsweise beim Fügen von Aluminium. Bei einer Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit hätte dies bei der herkömmlichen Erfassungsmethode über die Spannung eine Verringerung der Lichtbogenspannung zur Folge, da mehr Oxide je Zeiteinheit verbrannt werden. Der Prozessregler würde die Lichtbogenlänge dementsprechend verringern, wodurch sich das Einbrandverhalten ändern kann [1].

Die Spaltüberbrückbarkeit

Die Abbildung 10.3 stellt eine CMT-Lötung an einem Überlappstoß mit einem Spalt von 2 mm (!) dar. Ein wesentlicher Vorteil, beispielsweise gegenüber dem Wärmeleitungsschweißen, wo quasi ein bedingungsloser Kontakt zwischen den Fügepartnern erfordert wird.

Abbildungen 10.4 und 10.5 zeigen eine Gegenüberstellung des Schweißergebnisses eines reinen CMT-Prozesses mit dem konventionellen Kurzlichtbogen beim Schweißen einer Blindraupe auf einem Aluminiumblech. Für diesen Vergleich wird die Menge des eingebrachten Drahtwerkstoffes konstant gehalten. Deutlich zu erkennen ist die für den Drahtvorschubwert beim CMT deutlich reduzierte eingebrachte Leistung von 1134 W im Gegensatz zu 1632 W. Dies ermöglicht die bei CMT vorhandenen schmalen und hohen Nahtquerschnitte mit besonders geringer Wärmeeinbringung. Hieraus resultieren die Hauptanwendungen des CMT-Prozesses vor allem bei Dünnblechanwendungen von Aluminium, Stahl und CrNi-Stählen, wobei alle bereits vom MSG-Schweißen bekannten Materialien und Zusatzwerkstoffe verwendet werden können. Nicht zuletzt ermöglicht dieses Verfahren hierdurch das Fügen von Stahl mit Aluminium sowie Magnesiumverbindungen [1].

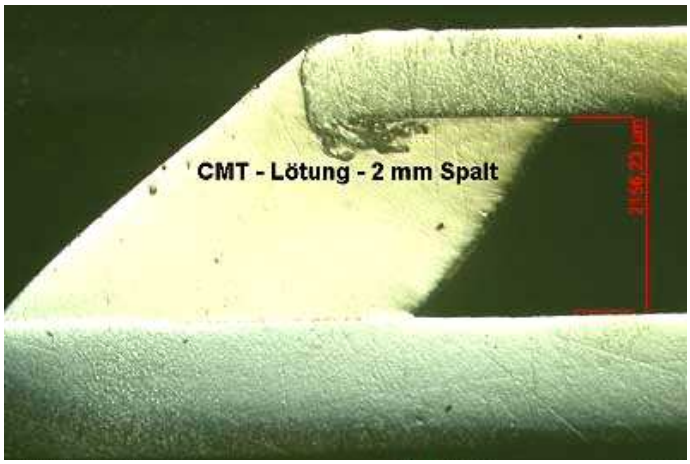


Abb. 10.3: Spaltüberbrückbarkeit einer CuSi3-Lötung [1]

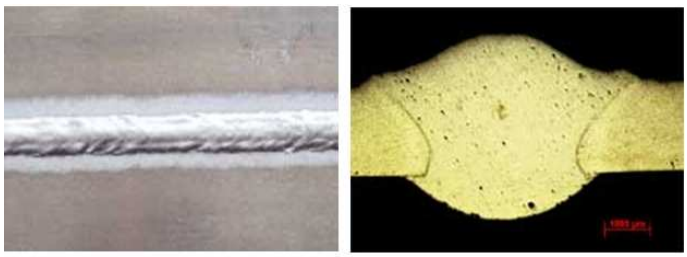


Abb. 10.4: Kurzlichtbogen-Schweißnaht: Schweißstrom 96A, Schweißspannung 17V [1]

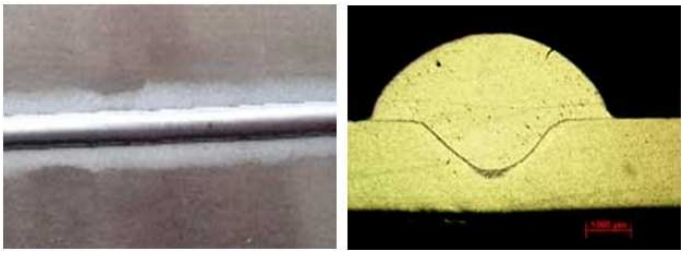


Abb. 10.5: CMT-Schweißnaht: Schweißstrom 84A, Schweißspannung 13,5V [1]

Weiterhin existieren Anwendungen, die eine steuerbare Wärmeeinbringung verlangen, wodurch die Nahtgeometrie, wie zum Beispiel der Einbrand beeinflusst werden kann. Vorteile ergeben sich hierbei, wenn gleichzeitig die Anforderungen an die Nahtqualität bzgl. Spritzerbildung bestehen bleiben. Dies ist Fronius mit der Entwicklung des CMT-Puls-Prozesses gelungen. Es handelt sich hierbei um einen zyklischen Wechsel zwischen dem CMT-Prozess und dem Puls-Prozess. Hierdurch hat der Anwender die Möglichkeit den Wärmeeintrag präzise einzustellen. Dies bedeutet, dass er die Anzahl der nacheinander folgenden Zyklen zwischen CMT (kalt) und Puls (warm) selbst bestimmt. Der genaue prozesstechnische Verlauf von Strom, Spannung und Drahtvorschub wird in der Abbildung 10.6 erläutert. Hierbei werden ein CMT-Zyklus und drei darauf folgende Pulszyklen betrachtet [1].

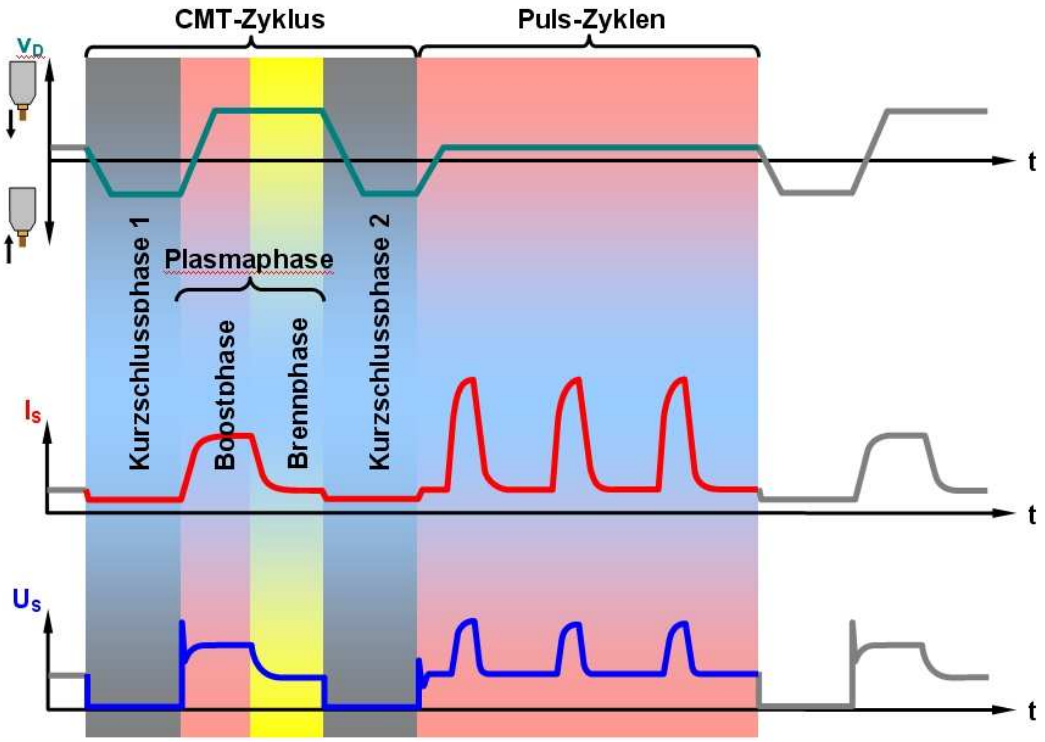


Abb. 10.6: CMT-Puls-Prozess [1]

Vorteile/ Nachteile des CMT - Prozesses

Der CMT Prozess eignet sich durch seine Charakteristik und den damit verbundenen Vorteilen im Dünnblechbereich von 0,3 - 3 mm für das Schweißen von Aluminium, Edelstahl und Stahl sowie beim Schweißen von Zusatzwerkstoffen wie Magnesium. Besonders für unsere Untersuchungen interessant ist natürlich die problemlose Durchführbarkeit von Stahl-Aluminium Verbindungen. Aufgrund der geringen Wärmeeinbringung ist es möglich, auf einfachste Art und Weise diese beiden Materialien unter der Voraussetzung von verzinkten Stahloberflächen zu verbinden. Weltweit sind laut Informationen von Fronius zahlreiche Anwender aus diesen Gründen mit dem CMT Schweißsystem mehr als zufrieden. Opel berichtet berichtet beispielsweise auf seiner Homepage vom erfolgreichen Einsatz zahlreicher CMT Anlagen [52].

Der Prozess ermöglicht nebenbei äußerst dünne Aluminiumdünnbleche (0,3 mm) in Stumpfnahtgeometrie ohne Badstütze automatisiert mit Schweißgeschwindigkeiten bis zu 6 m/min zu verschweißen. Voraussetzung dafür ist natürlich eine dementsprechend exakte Einspannung der Bleche. Aber auch spritzarme bzw. spritzerfreie und damit praktisch nacharbeitsfreie „MIG-Lötungen“ an verzinkten Blechen, wie sie häufig in der Automobilindustrie zur Anwendung kommen, sind mit Lötgeschwindigkeiten bis zu 3 m/min möglich [1].

Interessant ist der Prozess auch im Bereich von mechanisierten oder automatisierten Edelstahlverbindungen bei Blechdicken bis zu 1,5 mm, wo einerseits aufgrund der geringen Wärmeeinbringung geringerer Verzug vorliegt. Ein weiterer Vorteil ist auch noch die Möglichkeit der sehr guten Spaltüberbrückbarkeit. Mit ein- und demselben Parameter können z. B. beim Löten einer Überlappnaht Spalten von 0 - 2 mm zu überbrückt werden. Ebenfalls erwähnenswert ist, dass keine besonderen Drähte für diesen Prozess benötigt werden. Herkömmliche ZnAl Drähte, wie sie bei einem herkömmlichen MIG - Prozess verwendet werden, können mit dem CMT Prozess verarbeitet werden. Als letzter Vorteil sei noch die enorme Lichtbogenstabilität erwähnt, die laut Fronius selbst bei schnellen Umorientierungen des Schweißroboters nicht zu stören ist [1].

10.3 Pressschweißverfahren

Unter Pressschweißen versteht man das Schweißen unter Anwendung von Kraft ohne oder mit Schweißzusatz, ein örtlich begrenztes Erwärmen erleichtert bei einigen Verfahren dabei das Schweißen, ist aber öfters nicht notwendig. Hauptcharakteristikum des Pressschweißen ist aber, dass die Schweißung hauptsächlich durch Druck entsteht und dabei keine Schmelze entsteht. Demzufolge ist es keine Überraschung, dass fast bei allen Pressschweißverfahren Verbindungen von Stahl und Aluminium möglich sind. Es entsteht wie gesagt keine Schmelze, sodass die Bildung von intermetallischen Phasen im Vergleich zu den Schmelzschweißverfahren weitaus geringer ist, beziehungsweise sich bei zahlreichen Verfahren auf wenige μm begrenzt oder gänzlich vermieden werden kann. Positive Ergebnisse gibt es in der Literatur bezüglich des Widerstandsschweißens, Reibschweißens, Ultraschallschweißens, Diffusionsschweißens, des Sprengschweißens und auch von einigen anderen Pressschweißverfahren zu berichten. Selbst in Büchern zu den Grundlagen des Schweißens, wie dem Handbuch der Schweißtechnik von J. Ruge, wird explizit vom Schweißen von Stahl und Aluminium mittels des Sprengschweißens berichtet [32].

Hauptproblem der meisten Pressschweißverfahren ist jedoch die begrenzte industrielle Einsatzmöglichkeit. Beispielsweise sind mittels Diffusionsschweißens außerordentlich gute Schweißungen von Aluminium und Stahl durchführbar, sodass am Querschliff oft keinerlei (!) Naht zu erkennen ist. Ist die Schweißung qualitativ ausreichend, reißt die Werkstoffkombination bei Zugversuchen im Bereich des unbeeinflussten Aluminiumgrundwerkstoffs und nicht in der Schweißzone! Leider sind die Schweißzeiten von 10 Minuten bis zu mehreren Stunden (!) für den industriellen Einsatz schlicht und einfach zu lange. Bei etwaigen Sonderfertigungen ist dieses Verfahren natürlich einsetzbar, jedoch in der Automobilindustrie, wo es um Taktzeitenoptimierungen im Sekundenbereich geht, besteht für dieses Verfahren derzeit keine Einsatzmöglichkeit. Auch mit dem Ultraschallschweißverfahren sind besonders gute Schweißungen von Stahl und Aluminium möglich. Aber auch hier gibt es besondere Anforderungen, insbesonders an die Werkstückgeometrie [4].

Sehr positive Ergebnisse bezüglich des Schweißens von Stahl und Aluminium gibt es auch vom dem Reibschweißen zu berichten. An der TU Graz wurden unter anderem erfolgreiche Verbindungen von Stahl und Aluminium mittels dieses Verfahrens hergestellt. Das Verfahren ist derzeit industriell ausgereift und wird bei Mazda für das Modell MX5 2006 eingesetzt [42].

10.3.1 Das Widerstandsschweißen

Dieses Verfahren wird unterteilt in das Punktschweißen, das Buckelschweißen, das Rollennahtschweißen, das Pressstumpfschweißen sowie das Abbrennstumpfschweißen. Kennzeichnend für alle genannten Verfahren ist, dass die zum Schweißen erforderliche Wärme durch eine Widerstandserwärmung erzeugt wird und so erwärmte Teile unter Druck verschweißt werden. Die einzelnen Verfahren unterscheiden sich durch die Elektrodenform, die Werkstückgestaltung und die Steuerung des Schweißablaufes [32].

Beim den Widerstandspunktschweißen wird die Wärmeentwicklung, die infolge Joulescher Widerstandserwärmung in einem stromdurchflossenen Leiter entsteht, zusammen mit der Druckeinwirkung auf die Fügeteile zum Schweißen ausgenutzt. Dabei pressen zwei stiftförmige Elektroden, meist wassergekühlte Elektroden aus legiertem Kupfer, beidseitig die zu verbindenden Werkstücke aufeinander. Ein Stromstoß erwärmt die Verbindungsstelle auf Schweißtemperatur, wodurch unter dem mechanischen Druck eine Schweißverbindung, der Schweißpunkt, erzeugt wird. Die Elektroden werden im Allgemeinen pneumatisch oder hydraulisch auf die Schweißstelle gepresst, um eine gute Anlage der Bleche an der Berührungsstelle zu erzielen und die Stromübergangsstelle durch lokale Verringerung des Obergangswiderstandes der beiden Blechoberflächen festzulegen [17], [13].

10.3.2 DeltaSpot

Tatsächlich realisiert wurde eine Widerstandspunktschweißanlage für Stahl- Aluminiumverbindungen ebenfalls von der Firma Fronius, unter dem Namen DeltaSpot. Als kostengünstige Methode für das Fügen von Stahlblechen hat sich das Widerstandspunktschweißen auf einer breiten industriellen Basis bereits etabliert. Jedoch sind vor allem im modernen Fahrzeugbau Verbindungen teils hochfester Stahlbleche unterschiedlicher Stärke und Qualität gefragt, die das konventionelle Widerstandspunktschweißen überfordern.
Kennzeichnend für DeltaSpot ist eine Roboter-Schweißzange mit einem umlaufenden Prozessband, das zwischen den Elektroden und den zu fügenden Blechen läuft. Die fortlaufende Weiterbewegung des Prozessbandes führt zu einem kontinuierlichen Prozess in konstanter Qualität, während mehrerer Schichten. Dieses Prozessband überträgt einerseits den Schweißstrom, andererseits schützt es die Kontaktflächen der Elektroden vor Verunreinigungen durch Zink, Aluminium oder organischen Rückständen. Mit dem Schutz einher geht eine bedeutend höhere Lebensdauer der Elektroden. Tests mit Aluminium-Blechen (AlMg3-Legierungen) zeigten eine sehr hohe Lebensdauer von ca. 30.000 Schweißpunkten. Mit seiner indirekten Blechkontak-

tierung sorgt das Prozessband für ein weitgehend spritzerfreies Schweißergebnis. Es erübrigt sich die sonst unvermeidliche Nacharbeit, wodurch neue Qualitätsstandards zu erreichen sind. Besonders bei Aluminiumblechen erweist sich die Beschichtung des Prozessbandes als vorteilhaft [51].

Der dadurch optimierte Kontakt zum Aluminiumwerkstoff vermeidet eine Spritzerbildung mit einhergehender Beschädigung der Bauteile. Das Prozessband ist äußerst selten und gleichzeitig ohne großen Aufwand zu erneuern. Bei einfacher Anwendung des Prozessbandes ergeben sich etwa 7.000 Schweißpunkte. Wird jeder Abschnitt des Schweißbandes doppelt oder dreifach verwendet, multipliziert sich die genannte Lebensdauer um diesen Faktor. Zusätzliche Nutzenpotentiale ergeben eine sinnvolle Ergänzung zu den genannten physikalischen Eigenschaften. Dazu zählt der servomotorische Zangenantrieb, der aufwändige Druckluftversorgungen einspart, genauso wie die integrierte Software für ein zentrales Parametrieren der einzelnen Schweißzangen. Integraler Bestandteil ist auch die umfangreiche Überwachung und Diagnose der gesamten Anlage. Ist der Schweißvorgang abgeschlossen, gibt die benutzte Band-Kontaktfläche Aufschluss über den Arbeitsprozess. Bilderfassungs-Systeme detektieren diesen einzigartigen „Fingerprint“ des Schweißpunktes. Geeignete Analysesysteme werten diesen dann aus [51].

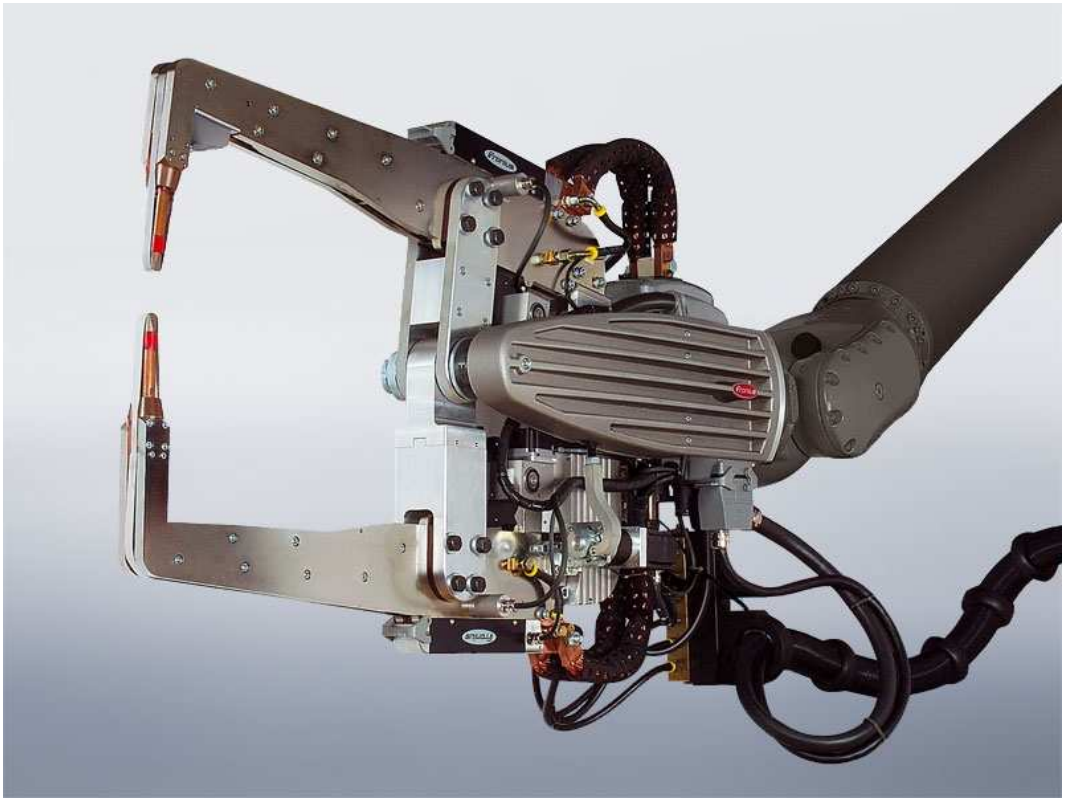


Abb. 10.7: Schweißzange des Deltaspots [51]

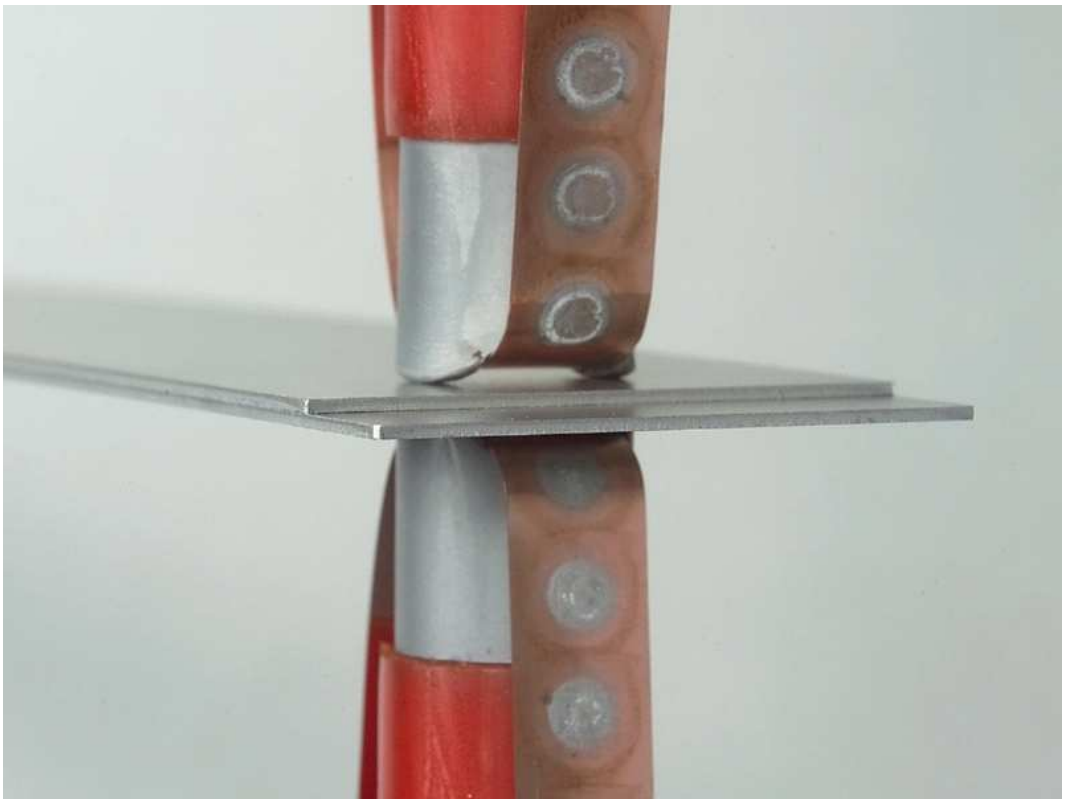


Abb. 10.8: Detailansicht der Elektroden mit unterstützendem Prozessband [51]

Geeignet ist DeltaSpot vor allem für Stahl- und Aluminiumbleche, auch in Verbindung mit den heute üblichen Korrosionsschutz-Beschichtungen, sowie für Schwarz-Weiß-Verbindungen. Letztere sind Verbindungen unlegierter oder niedrig legierter Stähle mit nicht rostenden, hochlegierten Stählen. Auch andere Mischverbindungen als Stahl - Aluminium und unterschiedliche Dicken sind darstellbar. Beispiele dafür sind Tiefziehstähle in Verbindung mit Chrom-Nickel-Stählen oder Usibor, sowie Materialzusammenstellungen aus beschichteten Stahlblechen und Aluminium.
Entwicklungsschwerpunkt war die Anwendbarkeit für hochlegierte Stahlverbindungen und auch Magnesiumverbindungen, die im modernen Leichtbau zu den Werkstoffen mit dem größten Potential zählen. Zweiblech- oder Mehrblechverbindungen praktisch aller genannten Materialzusammenstellungen sind ebenfalls realisierbar. Ein einfacher Austausch des Prozessbandes genügt, um mit derselben Schweißzange eine andere Blechdicken- und Materialzusammenstellung zu schweißen [51].

Der wünschenswert hohe Wirkungsgrad ist ein Resultat zusätzlicher Prozesswärme, die aus dem inneren Widerstand und den Kontaktwiderständen des Prozessbandes entsteht. Beim klassischen Widerstands-Punktschweißen von 2 x 1,0 mm $AlMg_3$-Blechen ist mit einem Strombedarf von 35.000 A bis 40.000 A zu rechnen. Das Prozessband reduziert den Strom auf 16.000 A. Der geringere Schweißstrom und die individuelle Anpassung des Prozessbandes an den Schweißprozess erlauben einen

kontrollierten Wärmeeintrag, sowie die Steuerung von Position und Form des Schweißpunktes. Wegen der geringen Wärmeeinbringung ist auch bei diesem Verfahren die Phasenbreite der intermetallischen Phasen äußerst gering. Betrachtet man Abbildung 10.9, so ist einerseits die geringe Phasenbreite von 2 μm zu erkennen, und anderseits die für diese intermetallische Phasen charakteristischen Zähnchenstruktur.
Abschließend lässt sich für das Punktschweißverfahren mit Prozessband laut Fronius ein breites Anwendungsfeld in der Fügetechnik prognostizieren, unter anderem eben auch Stahl-Aluminium Verbindungen. Nicht zuletzt deshalb verspricht das DeltaSpot Verfahren laut Fronius vor allem im Fahrzeugbau neue Perspektiven für innovatives und effizientes Wirtschaften [51].

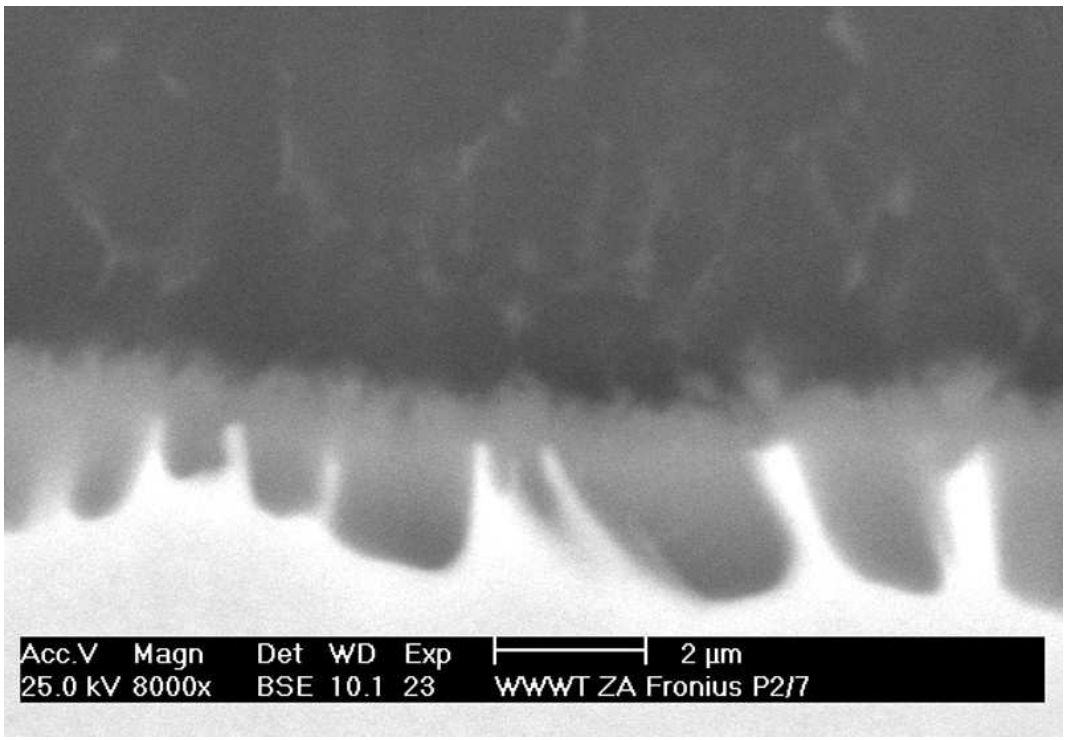


Abb. 10.9: Detailansicht eines Phasenübergangs einer mit Deltaspot hergestellten Stahl-Aluminium Verbindung [51]

11 Praktische Untersuchungen

11.1 Der Versuchsaufbau

Entsprechend den Erkenntnissen der Literaturrecherche ist es nun das Ziel, selbst wirtschaftlich brauchbare und vor allem reproduzierbare Schweißnähte herzustellen. Verschweißt werden sollten zunächst verzinkte Stahlproben vom Typ E555C in den Dimensionen 100x50x1mm und Aluminiumproben $AlMg_3$ mit den Dimensionen 150x50x1,5mm und 150x50x1mm. Bei den Stahlproben handelt es sowohl um feuerverzinkte als auch um elektrolytisch verzinkte. Der Schweißvorgang an sich war aufgrund der im Theorieteil besprochenen Erkenntnisse von Anfang an klar und wurde auch während der gesamten Testreihe nicht verändert: Es handelt sich im Idealfall um ein reines **Wärmeleitungsschweißens**. Der Laserstrahl trifft dabei ausschließlich auf den höher absorbierenden Stahlteil, der sich lokal stark erwärmt und infolge dessen durch Wärmeleitung den Aluminiumbauteil erwärmt. Dieser wird dabei so stark erwärmt, dass er flüssig wird und dadurch den Stahlteil benetzt.

Da Aluminium schon bei etwa 660°C schmilzt, Stahl hingegen erst bei etwa 1200°C, entsteht im Idealfall keine Schmelze aus beiden Stoffen und somit nur geringe intermetallische Phasen. Auch soll das Temperaturniveau von über 600°C nur möglichst kurz überschritten werden, sodass die besonders unerwünschten intermetallischen Phasen des Typs Fe_2Al_5 nicht überdurchschnittlich wachsen können, wie im Kapitel 6.2 beschrieben wurde. Dies ist das Ziel unserer Versuche beziehungsweise der Idealfall.

Um einen möglichst breiten Bereich des Stahls zu erwärmen wird mit entsprechend starker Defokussierung geschweißt, in starker Anlehnung an die in der Literatur [29] erwähnten Schweißversuche. Auf Schweiß-Zusatzstoffen oder etwaigen Flussmitteln, wie sie öfters in der Literatur [29], [45] angeführt wurden, wurde nach einer Diskussison [23] verzichtet, da Flussmittelrückstände zu erhöhter Korrosion führen könnten.



Abb. 11.1: Eingespannte Probenpaarung

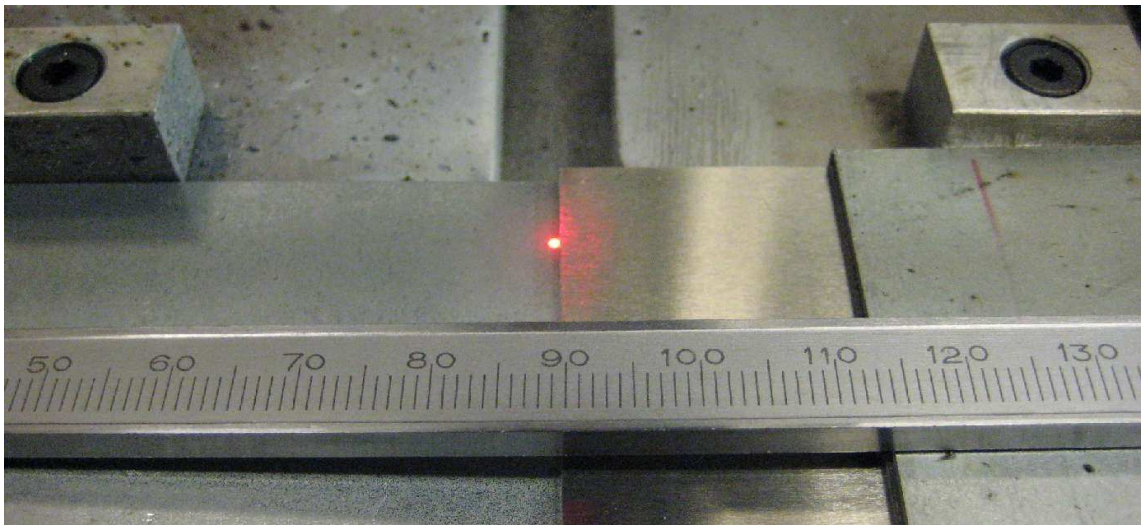


Abb. 11.2: Verwendete Laserstrahlposition, Fokus ca. 0,5 mm von Aluminiumkante entfernt

11.2 Die Laserquelle

Geschweißt wird mit einem Nd:YAG Laser. Die genaue Funktionsweise und die Eigenschaften eines solchen Lasers wurden in Kapitel 9 bereits erklärt. Am Institut für Umformtechnik und Hochleistungslasertechnik steht für die Schweißversuche ein 3kW Nd:YAG Laser der Firma Trumpf mit der Typenbezeichnung HL3006D zur Verfügung. Der Laser emittiert infrarote Strahlung der Wellenlänge 1064 nm und steht im Umformlabor 1. Mittels Lichtleiter wird die Strahlung in das anliegende Laserlabor geleitet, wo die Schweißungen tatsächlich durchgeführt werden. Interessant ist auch die Energieversorgung des Lasers. Der Laser hat 3 kW Ausgangsleistung. Bei einem Wirkungsgrad von leider nur 3%, was einer der Hauptnachteile dieses Lasertyps ist, werden 100 kW Eingangsleistung benötigt. Wie im Theorieteil schon erwähnt, benötigten derartige Laser eine starke Kühlung. 97 kW(!) werden als ungenutzte Energie in Wärme umgewandelt und müssen dementsprechend abgeführt werden.



Abb. 11.3: Nd:YAG Laser HL3006D (Firma Trumpf Laser GmbH)

11.3 Die Verfahranlage

Gesteuert wird der Bearbeitungsprozess durch eine entsprechende Verfahranlage. Dabei bleibt das Werkstück, bzw. beide Proben, unbewegt und der Laser wird mittels Motoren entsprechend der Programmierung bewegt. Die Programmierung erfolgte mittels G-Code.

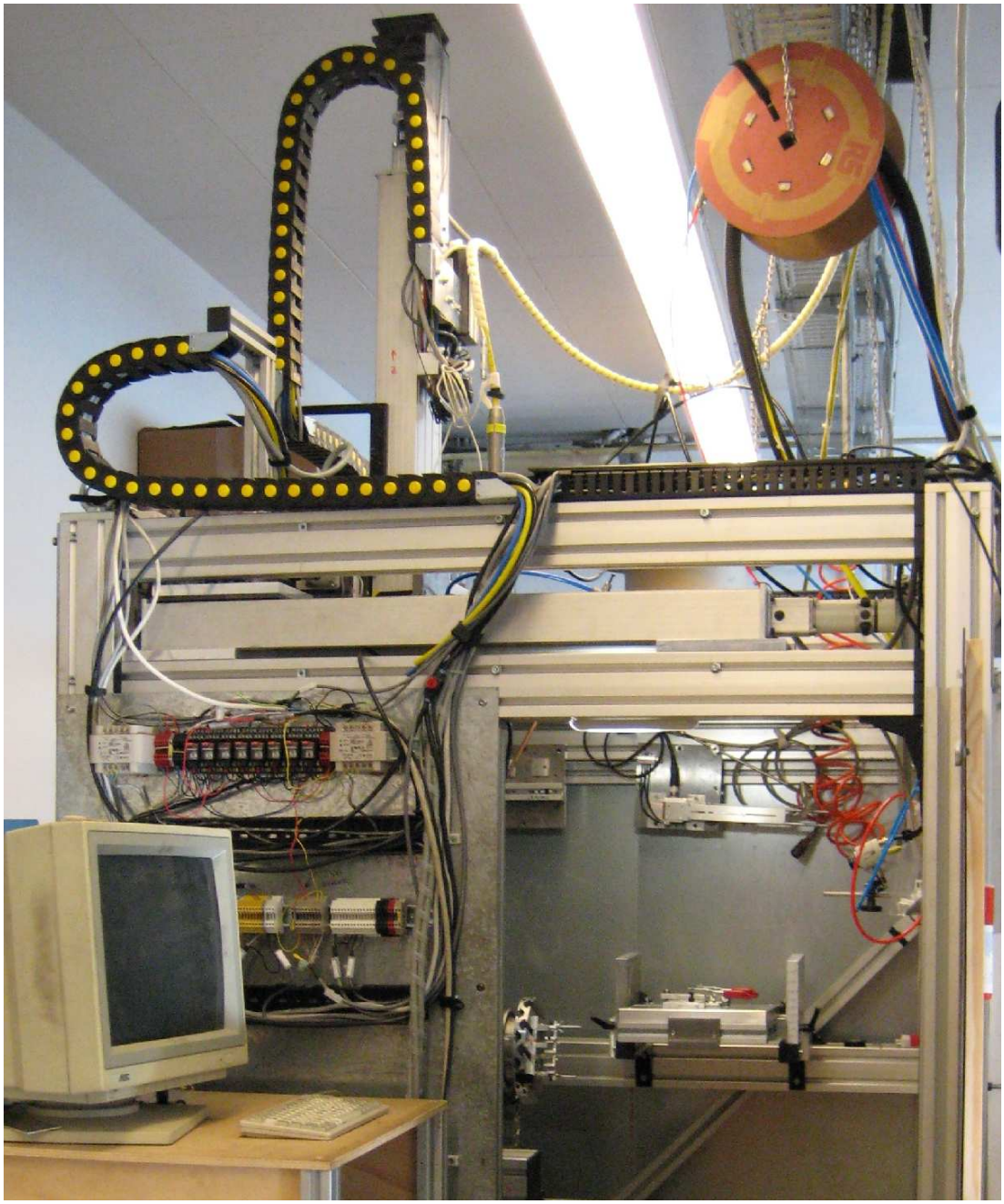


Abb. 11.4: Verfahranlage für den Nd:YAG Laser

11.4 Die Lasersteuerung

Die Laserleistung an sich wird mittels der Software WinLas gesteuert. Mit Hilfe dieser ist es möglich, die Laserleistung entsprechend der gewünschten Bearbeitung genau festzulegen. Dabei ist eine Vielzahl von Möglichkeiten einstellbar: Konstante Leistung, ansteigende Leistung, abfallende Leistung bis hin zur gepulsten Laserleistung. Die Programmierung ist sehr einfach ausgeführt und daher leicht zu beherrschen, was für die gesamten Untersuchungen von starkem Vorteil war. Die Laserprogrammierung ist über eine SPS Steuerung mit der Verfahranlage verbunden. Gestartet wird der Laser von der Verfahranlage, wenn entsprechend programmierte Punkte erreicht sind.

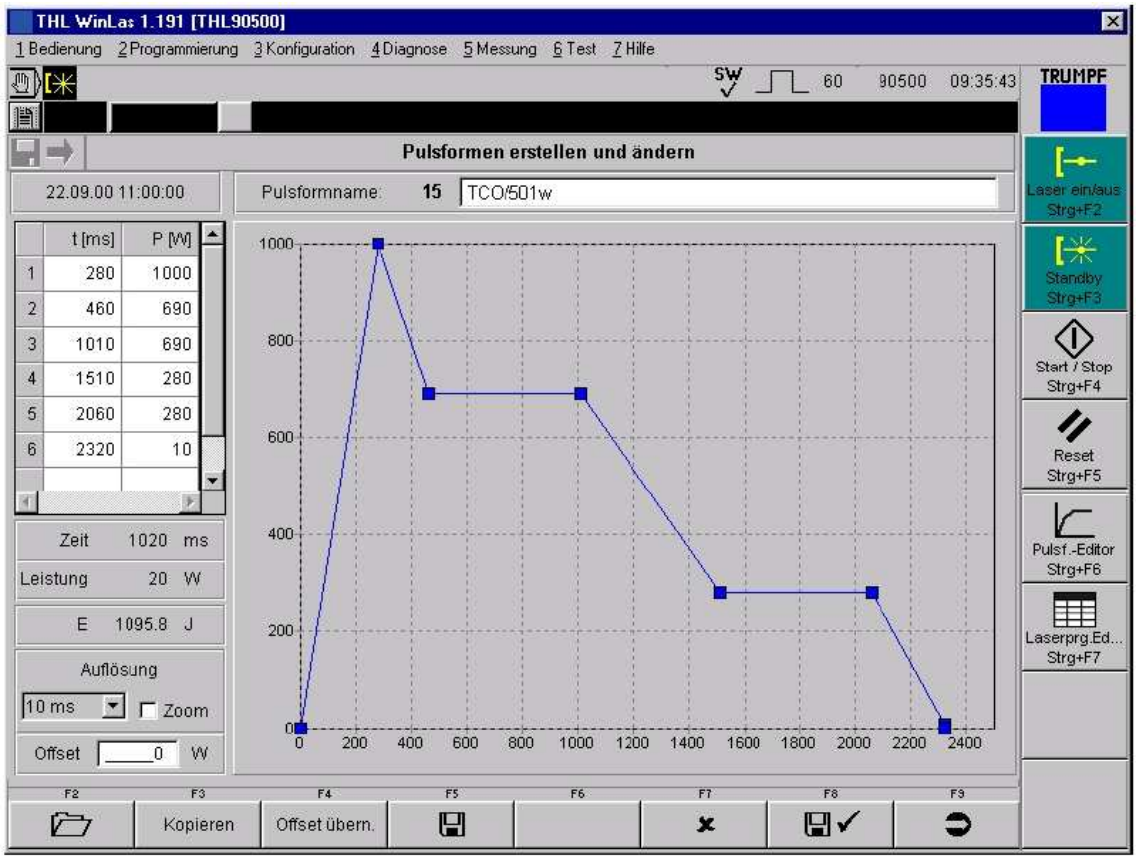


Abb. 11.5: Menüfenster der Lasersteuerungssysoftware „WinLas“

11.5 Die Testvorrichtung

Um vorab Zugversuche durchführen zu können, musste zuerst eine vorhandene Maschine umgebaut werden, mit welcher Beuelversuche durchgeführt wurden. Mit dem vorhandenen Ø 200 mm Zylinder konnte mit einer minimalen Kraft von 1800 N gezogen werden. Diese hohe Mindestkraft entstand dadurch, als dass mit mindestens einem Bar Druckluft gezogen werden musste, um die inneren Reibungskrafte zu überwinden. Die Kontrollzugversuche bei 0,1 - 0,5 bar wurden mittels einer Federwaage überprüft, jedoch zeigte sich, dass der Kraftanstieg stark nichtlinear anfiel und überhaupt nicht mit den rechnerischen Kräften übereinstimmte.

Deswegen wurde ein kleinerer Zylinder mit Ø 50 mm verwendet und anhand dessen einen neue Zugeinrichtung konstruiert. Da nach einiger Zeit zahlreiche Proben nicht gerissen werden konnten, wurde nochmals ein etwas stärkerer Zylinder Ø 62 mm verwendet. Bei beiden kleinen Zylindern waren im Gegensatz zum großen Zylinder die Testzugversuche mittels der Federwaage positiv und stimmten mit den rechnerischen Werten überein. Für erweiterte Untersuchungen wurden die Proben an das Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik zur TU Graz geschickt.

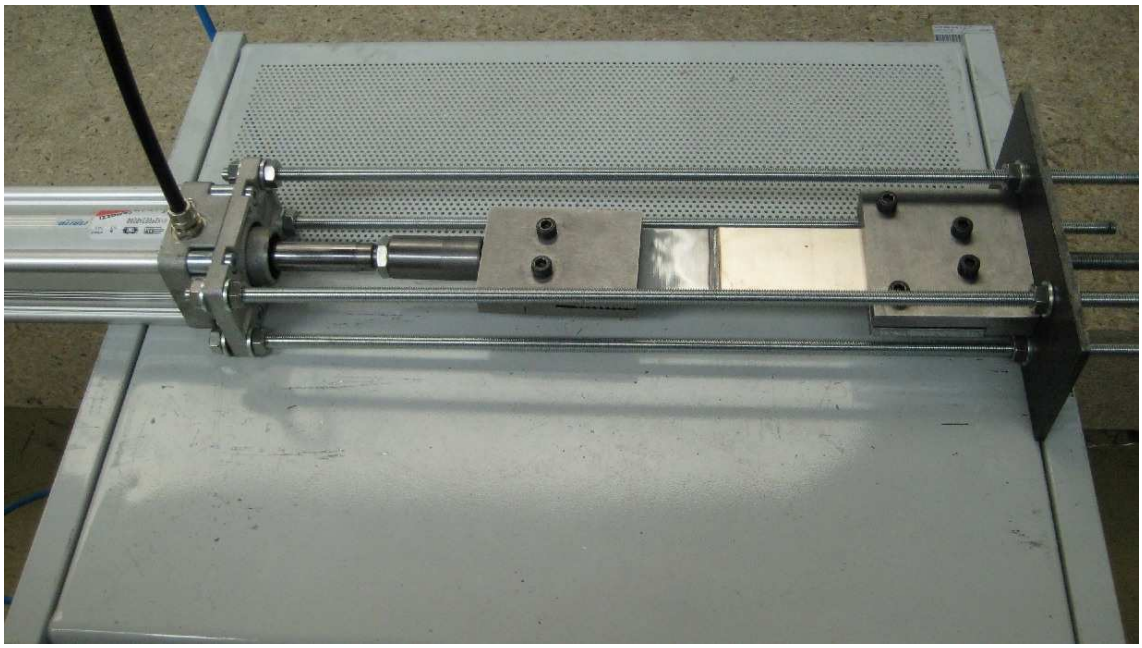


Abb. 11.6: Selbstkonstruierte Testvorrichtung, maximale Zugkraft bei 6 bar:1800N

11.6 Die statistische Versuchsplanung

Um die Anzahl der Versuche in einem bestimmten Rahmen zu halten und schon anhand weniger Versuche dezidierte Aussagen über entsprechende Parameteränderungen treffen zu können, war es anfangs das Ziel, die so geannte statistische Versuchsplanung von Eberhard Scheffler zu verwenden.

Die statistische Versuchsplanung gestattet alle Variablen innerhalb des Versuchsplanes gleichzeitig zu verändern. Mit wenigen Versuchen gelingt es dadurch, wesentliche Variablen von unwesentlichen zu unterscheiden und die Richtung zu erkennen, in der das Optimum zu erwarten ist. Bei einer zweiten Versuchsreihe liegen die Versuchspunkte bereits im oder nahe am Optimalbereich, der dann in dem für die Fixierung der zweckmäßigsten Verfahrensbedingungen erforderlichen Umfang untersucht wird. Es sind absolut weniger Versuche erforderlich, und es liegen mehr Aussagen über den Optimalbereich vor. Von großem Vorteil ist, dass viele Variablen gleichzeitig untersucht werden können. Dadurch erhält man neben der Verringerung der Versuchsanzahl auch einen Einblick in ihr Zusammenwirken [33].

Aber wie sieht eine solche Versuchsplanung nun in der Praxis aus? Bevor eine genaue Analyse durchgeführt wird, muss zuerst geklärt werden, was genau zu untersuchen ist. Dabei sind erstens die Anzahl der Variablen (k) gemeint und zweitens die Anzahl der Stufen jeder Variable. Unter Stufen sind die Anzahl der Möglichkeiten einer Variablen zu verstehen, die natürlich selbst wählbar sind. Möchte man die Reaktionen einer chemischen Reaktion analysieren und eine der Variablen ist die Temperatur, so wären die Stufen die verschieden Temperaturen, unter denen die Reaktion ablaufen könnte. Bei 2 Temperaturmöglichkeiten spricht man von einem 2^k Faktorplan, bei 3 Temperaturen von einem 3^k Faktorplan, usw. Um das ganze statistische Werkzeug nochmals zu vereinfachen, beschränken wir uns auf immer 2 Möglichkeiten, die eine Variable annehmen kann, das heißt wir behandeln vorerst nur 2^k Faktorpläne. Unter der Voraussetzung, dass wir beispielsweise die Auswirkungen von 3 Variablen messen wollen, betrachten wir also stets einen Faktorplan mit $2^3 = 8$ Versuchen je Versuchsreihe.

Da wir jetzt wissen, wieviele Variablen wir jeweils testen wollen und in welchen Stufen, in unserem Fall wie gesagt immer nur 2 Stufen, können wir nun einen fertigen Faktorplan genauer analysieren.

Planmatrix				**Matrix der unabhängigen Variablen**								**Antwortmatrix**
Versuch	1	2	3	0	1	2	12	3	13	23	123	Zugfestigkeit
1	-	-	-	+	-	-	+	-	+	+	-	26,9
2	+	-	-	+	+	-	-	-	-	+	+	28,4
3	-	+	-	+	-	+	-	-	+	-	+	11,0
4	+	+	-	+	+	+	+	-	-	-	-	12,5
5	-	-	+	+	-	-	+	+	-	-	+	23,6
6	+	-	+	+	+	-	-	+	+	-	-	12,1
7	-	+	+	+	-	+	-	+	-	+	-	0,5
8	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	0,5
Effektmatrix				28,9	-2,14	-16,6	2,9	-10,5	-3,61	-0,7	2,87	

Tabelle 11.1: Gesamtmatrix eines 2^k-Faktorplanes

Der gesamte Faktorplan, auch die Gesamtmatrix genannt, besteht eigentlich aus 4 Teilmatrizen: Der Planmatrix, der Matrix unabhängigen Variablen, der Antwortmatrix und der Effektmatrix.

Die Planmatrix besteht einmal aus einer Spalte mit den entsprechenden Versuchsnummern, und daneben entsprechenden Spalten mit den Variablen, wobei aufgrund der 2 Stufen immer nur ein hoher Wert (+) und ein niedriger Wert (-) der Variable getestet werden kann.
Gleich anschließend folgt die Matrix der unabhängigen Variablen. Anhand dieser kann dann zusätzlich ausgewertet werden, inwiefern ein Effekt einer Variablen von der Stufe einer anderen abhängt. Ganz rechts ist die Antwortmatrix oder in diesem Fall die Antwortspalte angehängt. Dort werden die entsprechenden Systemantworten eingetragen, was in unserem Fall mesitens die Zugfestigkeiten sind.
Am unteren Ende der Gesamtmatrix ist die aus den verschiedenen Teilmatrizen sich ergebende Effektmatrix. Man kann diese auch so formulieren, als dass hier die Effekte aufgrund der geplanten Änderungen gelistet werden, wobei ebenfalls Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Variablen abgelesen werden können.

Somit erhält man auf einen extrem stark komprimierten Platz eine Vielzahl von Informationen, auf der einen Seite den Effekt einer Variablenänderung, sowie die Wechselwirkungen zwischen den Variablen untereinander. Die statistische Versuchsplanung ist somit ein sehr einfach anzuwendendes Werkzeug, wodurch man mit wenig Aufwand eine Vielzahl von Informationen erhält.

Es hat aber auch dieses System seine Schwächen, die aber hauptsächlich beim Anwender liegen. Die Große Frage ist natürlich, welche Variablen untersucht werden sollen, insbesonders bei einem Scheitern einer kompletten Versuchsreihe. Unseren Untersuchungen liegen eine Vielzahl von Parametern zugrunde, welche alle unmöglich im

Rahmen dieser Arbeit untersucht werden können. Aufgrund der Literaturrecherche und dem eigenen Ermessen ergeben sich folgende Möglichkeiten der Variablen des gesamten Schweißprozesses, wobei diese Liste sicherlich kein Recht auf Vollständigkeit besitzt:

- Leistung des Lasers
- Vorschubgeschwindigkeit
- Schutzgasmenge
- Art des Schutzgases
- Zufuhrrichtung des Schutzgases
- Abschirmung der Umgebungsluft um Oxidation zu vermeiden
- Position des Laserstrahls auf der Werkstückoberfläche
- Fokussierung bzw. Defokussierung des Laserstrahls
- Auswertung der Schweißversuche
- Wellenlänge des Lasers
- Abkühlgeschwindigkeit
- Art der Wärmeabfuhr
- Umgebungstemperatur
- Oberflächenbeschaffenheit der Bleche
- Legierungszusätze
- Schweißzusatzwerkstoffe
- Leistungsschwankungen des Lasers
- Spiel in der Verfahranlage

Ein sehr wichtiger Parameter in der Laserbearbeitung ist die Streckenenergie. Diese ist der Quotient aus Laserleistung und Vorschubenergie, und sagt aus, wie viel Energie pro Zeiteinheit in das Material eingebracht wird. Wird bei gleichbleibender Laserleistung die Vorschubgeschwindigkeit erhöht, wird pro Zeit natürlich weniger Energie in das Werkstück eingebracht, demzufolge sinkt die Streckenenergie.

Zahlreiche Variablen kann man auch aufgrund der gegebenen Umstände nicht verändern. Die Wellenlänge ist beispielsweise vom Lasertyp abhängig. Zwar stehen am Institut zahlreiche Lasertypen zur Verfügung, doch ist es das Ziel, entsprechende Schweißnähte mit einem Nd:YAG Laser zu fertigten. Eine genaue Analyse aller entscheidenen Variablen wird ausführlichst aufgrund der Erkenntnisse in der Abschlussanalyse gemacht.

12 Die durchgeführten Schweißversuche

12.1 Versuchsreihe A

Parameter	**gering(-)**	**hoch(+)**
1: Defokussierung	-40mm	-50mm
2: Leistung	1000W	1500W
3: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	20 mm/s

Tabelle 12.1: Parameter der Versuchsreihe A

Planmatrix				Matrix der unabhängigen Variablen								Antwortmatrix
Versuch	**1**	**2**	**3**	**0**	**1**	**2**	**12**	**3**	**13**	**23**	**123**	**Schweißung**
A1	-	-	-	+	-	-	+	-	+	+	-	Nein
A2	+	-	-	+	+	-	-	-	-	+	+	Nein
A3	-	+	-	+	-	+	-	-	+	-	+	Nein
A4	+	+	-	+	+	+	+	-	-	-	-	Nein
A5	-	-	+	+	-	-	+	+	-	-	+	Nein
A6	+	-	+	+	+	-	-	+	+	-	-	Nein
A7	-	+	+	+	-	+	-	+	-	+	-	Nein
A8	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	Nein

Tabelle 12.2: Gesamtmatrix des 2^k-Faktorplanes der Versuchsreihe A

In Anlehnung auf die vorher durchgeführte Literaturrecherche wurde die erste Serie mit den daraus erhaltenen Daten unternommen. Es lagen Daten sowohl für einen CO_2 Laser, als auch für einen Nd:YAG Laser vor. Entsprechend dem Absorptionsgrad wurden die Daten des CO_2 Lasers auf den Nd:YAG umgelegt, wobei sich die Daten aus den unterschiedlichen Quellen zumindest teilweise deckten.

Wie man sieht, ist bei keinem Versuch auch nur ansatzweise eine Schweißnaht zustande gekommen. Die Streckenenergie war entweder viel zu gering, oder andere Faktoren führten zu diesem Ergebnis. Ein Ansatz wäre, dass es starke Probleme beim Wärmeübergang zwischen den beiden Metallen geben könnte. Demzufolge wurden gleich für die nächsten Versuche die Aufnahmen der Proben leicht verbessert. Fälschlicherweise wurde anfangs angenommen, dass die Schweißnaht gegen Ende immer schwächer werden würde. Dies ist insbesondere für das Laserschweißen sehr unüblich, da die Absorption der Laserstrahlung mit zunehmender Prozessdauer immer stärker wird, und die Schweißnaht bzw. die eingebrachte Streckenenergie demzufolge stärker werden müsste, was aber hier nicht der Fall war.

12.2 Versuchsreihe B

Parameter	**gering(-)**	**hoch(-)**
1: Defokussierung	-30mm	-40mm
2: Leistung	2000W	3000W
3: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	15 mm/s

Tabelle 12.3: Parameter der Versuchsreihe B

Versuch	**1**	**2**	**3**	**Streckenenergie**	**Schweißung**	**Notizen**
B1	-	-	-	200	nein	
B2	+	-	-	200	nein	
B3	-	+	-	300	nein	durchgeschweißt
B4	+	+	-	300	nein	
B5	-	-	+	133	nein	
B6	+	-	+	133	nein	
B7	-	+	+	200	teilweise	geringe Benetzung
B8	+	+	+	200	nein	

Tabelle 12.4: Schweißversuche der Versuchsreihe B

Gemäß der vorigen Serie wurde die Streckenenergie erhöht. Die Probe B3 wurde förmlich durchgeschweißt, d.h. die Streckenenerige war viel zu hoch. Damit es zu keiner Beschädigung der Aufnahme kommen würde, wurde danach die maximale Leistung auf 2800W restriktiert. Am vermeintlichen Ende wurde aufgrund der abfallenden Leistung das Material nicht vollkommen aufgeschmolzen, sondern es konnte erstmals eine Schweißnaht erreicht werden. Auch die Probe B7 wies Tendenzen für eine Schweißnaht auf, jedoch nur am Anfang, was wiederum auf ein unübliches Absinken der eingebrachten Streckenenergie zu führen ist. Eine genauere Analyse lässt nun auf ein sehr grobes Prozessfenster schließen, in dem nun weiter experimentiert wird. Bei der Defokussierung von -40mm erscheint eine Schweißnaht als derzeit nicht möglich, daher wird nun mit einer Defokussierung von -30mm gearbeitet. Die Streckenenergie sollte ungefähr im Bereich von 250 J/mm liegen, obwohl dies stark gegen die Erkenntnisse der Literaturrecherche spricht und vermutlich eine Vielzahl von intermetallischen Phasen zur Folge hat.

Haupterkenntnis der ersten beiden Versuchsreihen ist sicherlich, dass etwaige vorhandene Parameter aus verschiedenen Publikationen wie etwa [29] nicht einfach ohne weiters übernommen werden können. Ziel der nächsten Versuchsreihen ist es daher, selbst genaue Paramter zu definieren, um anhand dieser mit Sicherheit eine Schweißnaht produzieren zu können.

12.3 Versuchsreihe C

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung	-30mm	
2: Leistung	2000W	3000W
3: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	20 mm/s

Tabelle 12.5: Parameter der Versuchsreihe C

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Schweißung**	**Notizen**
C1	3000	20	200	teilweise	Schweißnaht nur gegen Ende
C2	2700	15	180	teilweise	Schweißnaht nur gegen Ende
C3	2700	15	180	teilweise	Schweißnaht nur gegen Ende
C4	3000	10	300	teilweise	teilweise durchgeschweißt
C5	2000 (+30%)	10	200	ja	annähernd konstante Naht
C6	2200 (+30%)	10	220	ja	annähernd konstante Naht
C7	2000 (+40%)	10	200	ja	konstante Naht
C8	2000 (+40%)	10	200	ja	konstante Naht
C8	2000 (+40%)	10	200	ja	konstante Naht

Tabelle 12.6: Schweißversuche der Versuchsreihe C

Gemäß der erworbenen Erkenntnisse und den doch sehr schlechten Ergebnissen wurde die statistische Versuchsplanung ab jetzt beiseite gelassen, da es keinen Sinn macht, eine ganze Reihe durchzutesten, wenn man schon nach 3 Proben erkennt, dass mit den Anfangsparametern eine Schweißnaht nicht zustande kommen kann, auch standen nicht unendlich viele Proben zur Verfügung. Da bis dato auszugehen war, dass die Wärme mit zunehmender Dauer/ Strecke abnimmt, musste dieses Phänomen weiter untersucht werden.

Aus einer Diskussion [23] wurde klar, dass dieses Phänomen nur daran liegen kann, dass mit fortlaufender Schweißnaht sich die Proben zu verbiegen beginnen würden, und dadurch der Kontakt zwischen den Proben auf das Extremste verschlechtert wird. Da der Laserstrahl ausschließlich auf die Stahlprobe fokussiert wurde und es bei der Schweißung, wie im Theorieteil beschrieben, um ein Wärmeleitungsschweißen handelt, ist ein andauernd sichergestellter Kontakt zwischen den beiden Proben eine unabdingbare Notwendigkeit. Demzufolge wurde mittels Hebeltechnik und entsprechender Stützbleche nach zahlreichen Optimierungen eine sehr gute Lösung gefunden, wodurch nun aus derzeitiger Sicht während des gesamten Schweißprozesses ein andauernder Kontakt sichergestellt wurde. Als Zusatzoption wurde eine Schablone konstruiert, die über die gesamte Einspannung gelegt werden könnte, sodass der Kontakt nochmals verbessert werden würde. Diese Schablone sollte aus Titan gefertigt werden,

da dieses Material eine verhältnismäßig schlechte Wärmeleitung im Vergleich zu Aluminium und Stahl hat, und demzufolge das Wärmeleitschweißverfahren nur bedingt behindern würde. Ein gewisser Einfluss wäre natürlich nicht abzuwenden gewesen sein.

Schon während der Versuchsreihe wurde eine sehr genaue Analyse durchgeführt. Dabei konnte die eigentliche Ursache dieses Problems gefunden werden, welche auf einen Fehler meinerseits zurückzuführen ist. Der Laserstrahl wurde nämlich nicht von „oben nach unten“ entlang der Überlappung geführt, sondern von „unten nach oben“.

Demzufolge wurde die Energie gegen Ende immer mehr. Aus der Diskussion [23], [25] der Ergebnisse konnte in Erfahrung gebracht werden, dass es sich dabei um ein typisches Phänomen in der Laserbearbeitung handelt, da mit zunehmender Prozessdauer die Absorption der Laserstrahlung zunimmt, ebenso die Wärmeleitung. Oder anders ausgedrückt: Am Anfang ist die Absorption bzw. Wärmeleitung weitaus geringer als über den zeitlichen Durchschnitt. Diese Erkenntnis korrespondiert auch mit den allerersten Versuchen, welche in die andere Richtung „oben nach unten“ durchgeführt wurden. Auch hier zeigte sich, dass gegen Ende die Absorption stark zugenommen hatte.

Weil diese Vorversuche in der anderen Richtung durchgeführt wurden, kam die falsche Interpretation zustande. Einen positiven Aspekt hatte dies jedoch auch: Aufgrund dieses Umstandes wurde zumindest die Aufnahme stark optimiert, sodass ab jetzt nun bezüglich der Aufnahme eine optimale Lösung für alle weiteren Versuche vorliegt.

Da mittels des Programms WinLAS ganz genau die Leistung je Zeit einstellbar ist, wurde am Anfang während der ersten Sekunde eine Rampe mit erhöhter Leistung programmiert, um die anfänglich schlechte Absorption der Laserstrahlung einigermaßen auszugleichen. Dadurch war es erstmals möglich über die gesamte Strecke eine einigermaßen gleichmäßige, reproduzierbare Schweißnaht zu erzielen. Die Variation der Laserleistung über den zeitlichen Verlauf mittels einer erhöhten Rampe, wurde ab Probe C5 durchgeführt, wobei während der ersten Sekunde mit 30%-40% mehr Leistung geschweißt wurde. Bei der Probe C9 wurde die Laserstrahlposition noch um 0,2 mm verschoben, was nur zu einer minimalen optischen Veränderung führte. Die Probe C8 schaut robust und optisch sehr schön aus, und wird in den nächsten Serien hinsichtlich Reproduzierbarkeit weiter untersucht.

Als Haupterkenntnis dieser Versuchsreihe kann festgehalten werden, dass für konstante Schweissnähte eine kurzfristig erhöhte Laserleistung notwendig ist. Daher wurde ab jetzt bei allen Proben in der ersten Sekunde mit einer erhöhten Laserleistung (etwa 30%) geschweißt, um Schweißnähte über die volle Länge zu produzieren. Das Leistungsprofil über den zeitlichen Verlauf entspricht daher jetzt einer so genannten „abfallenden Rampe“.

12.4 Versuchsreihe D

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung	-30mm	
2: Leistung	2500W	3000W
3: Vorschubgeschwindigkeit	15 mm/s	20 mm/s

Tabelle 12.7: Parameter der Versuchsreihe D

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Schweißung**	**Notizen**
D1	3000	15	200	teilweise	anfangs Schweißnaht, dannach durchgebrannt
D2	2500	15	166	ja	konstante Schweißnaht
D3	2700	20	135	nein	zu wenig Energie
D4	3000	20	150	nein	zu wenig Energie

Tabelle 12.8: Schweißversuche der Versuchsreihe D

Nachdem erfolgreiche Schweißnähte mit einem Vorschub von 10mm/s durchgeführt werden konnten, wurden in dieser Versuchsreihe erhöhte Schweißgeschwindigkeiten untersucht, da insbesonders für die wirtschaftlichen Anwendungen erhöhte Schweißgeschwindigkeiten anzustreben sind.

Bei einem Vorschub von 15mm/s wurde eine ordentliche Schweißnaht erzeugt, bei 20mm/s konnte aufgrund der zu geringen Streckenenergie keine Schweißnaht erzeugt werden. Der verwendete Nd:YAG Laser hat eine Leistungsgrenze von 3000W. Da innerhalb einer Fokussierung die Streckenenergie annähernd gleich bleiben sollte, wurde der Optimalbereich ziemlich schnell gefunden, wobei mit zunehmender Geschwindigkeit die aufzuwendende Streckenenergie leicht zurückgeht. Ein Phänomen, das sich in den zukünftigen Versuchsreihen bestätigen wird. Des Weiteren war ziemlich schnell klar, dass die Leistung für eine Schweißgeschwindigkeit von 20mm/s nicht ausreicht, deswegen wurde die Reihe frühzeitig abgebrochen.

Abschließend kann man festhalten, dass bei einer Defokussierung von -30mm konstante Schweissnähte mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 10mm/s - 15mm/s durchgeführt werden können. Für 20mm/s reicht bei dieser Defokussierung die Laserleistung nicht aus. In den nächsten Versuchsreihen sollen nun verschiedeneste Defokussierungen getestet werden.

12.5 Versuchsreihe E

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung	-20mm	
2: Leistung	1500W	3000W
3: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	20 mm/s

Tabelle 12.9: Parameter der Versuchsreihe E

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Notizen
E1	1500	10	150	ja	konstante Schweißnaht, spröde, intermetallische Phasen
E2	2200	15	150	ja	konstante Schweißnaht spröde, intermetallische Phasen
E3	3000	20	150	ja	konstante Schweißnaht spröde, intermetallische Phasen
E4	1800	10	180	ja	konstante Schweißnaht spröde, intermetallische Phasen

Tabelle 12.10: Schweißversuche der Versuchsreihe E

Bei den vorherigen Versuchsreihen konnten nach einigen Versuchen ordentliche Schweißnähte erzeugt werden, und zwar meistens bei einer durchschnittlichen Streckenenergie von ungefähr 200 J/mm. Die Versuche mit einer Defokussierung von -30mm wurden somit abgeschlossen, und eine neue Versuchsreihe mit einer Defokussierung von -20mm wurde gestartet. In Anlehnung an den Ergebnissen einer linearen Korrelation zwischen aufzubringender Streckenenergie und Defokussierung wurde aufgrund der minimierten Defokussierung auch die Energie äquivalent verändert, und zwar auf einen Wert von etwa 150 J/mm. Demzufolge wurde bei einem Vorschub von 10 mm/s eine Leistung von 1500W eingestellt.

Bei allen Versuchen wurden gleich beim ersten Mal optisch einwandfreie Schweißnähte erzeugt, und zwar bis jetzt die schönsten. Doch diese Schweißnähte hatten etwas Besonders: Sie waren einerseits teilweise komplett mit einem bläulich-weißen Überzug versehen, was auf das in der Aluminiumlegierung beinhaltende Magnesium oder die verbrannte Zinkschicht zurückzuführen ist, anderseits waren sie vollkommen spröde und von einer sehr geringen Festigkeit. Dies waren somit eindeutig die im Theorieteil befürchteten und so stark gefürchteten intermetallischen Phasen.

Ein weiteres Charakteristikum bei diesen Schweißvorgängen war ein lautes „Knacksen“, welches die Schweißnähte deutlich hörbar bei dem Abkühlen begleitete. Nach einer Diskussion [23] konnte geklärt werden, dass es sich dabei tatsächlich um das Phasenwachstum der intermetallischen Phasen handelte. Erklärt werden kann das dadurch, dass beim Abkühlen die thermische Expansionskoeffizenten der Phasen stark

ansteigen und auch die vermeintliche Rissbildung in den Phasen stattfindet, was mitunter nun auch hörbar ist.

Aufgrund richtig getroffener Annahmen konnten sofort bei einer Defokussierung von -20mm entsprechende Schweißnähte realisiert werden. Diese wiesen aber allesamt die negativen intermetallischen Phasen auf, worauf diese Versuchsreihe vorzeitig abgebrochen wurde. Anscheinend werden aufgrund der stärkeren Fokussierung zu hohe Temperaturen in der Fügezone erreicht, was ein Phasenwachstum stark begünstigt. Daher wird die nächsten Versuchsreihe mit einer weitaus höherern Defokussierung gestartet.

12.6 Versuchsreihe F

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung	-40mm	
2: Leistung	2000W	3000W
3: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	20 mm/s

Tabelle 12.11: Parameter der Versuchsreihe F

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Schweißung**	**Notizen**
F1	2800	10	280	nein	bis Hälfte Schweißnaht, dannach durchgeschweißt
F2	2400	10	240	ja	konstante Schweißnaht, optisch perfekt, bläulich
F3	3000	15	200	ja	konstante Schweißnaht, optisch perfekt, bläulich
F4	3000	10	300	nein	konstante Schweißnaht, starke Spritzer
F5	2500	10	250	nein	durchgeschweißt, starke Spritzer
F6	2600	10	260	nein	durchgeschweißt, starke Spritzer
F7	2250	10	225	nein	durchgeschweißt, starke Spritzer, keine Rampe
F8	2350	10	235	nein	durchgeschweißt, starke Spritzer

Tabelle 12.12: Schweißversuche der Versuchsreihe F

Bei dieser Versuchsreihe wurde die Defokussierung von -40mm weiter untersucht. Gemäß der linearen Regression wurde mit einer Streckenenergie von etwa 300 J/mm angefangen, was sich jedoch erstaunlicherweise als zu hoch erwies. Bei einer Streckenenergie von 200 - 240 J/mm konnten Schweißnähte erzielt werden. Interessanterweise konnten diese Ergebnisse nicht reproduziert werden. Das erste Mal wurde nämlich nicht nach einer erfolgreichen Reihe abgebrochen, sondern weiter experimentiert. Da

gerade auf die Reproduzierbarkeit in dieser Arbeit ein Hauptaugenmerk gelegt werden sollte, wurde diesem Phänomen natürlich entschieden nachgegangen. Insbesondere der Vergleich zwischen den Proben F2/F3 mit dem Rest führt zu einer großen Verwunderung, da mit der selben Einstellung vollkommen verschiedene Resultate erzielt wurden.

Anscheinend dürften sich minimale Leistungsschwankungen von wenigen Prozent enorm auf die Schweißnaht auswirken oder andere Einflüsse führten zu derartigen Auswirkungen. Ebenso fiel auch das besonders starke Spritzen des geschmolzenen Materials auf, was bis dato ebenso nicht vorkam. Nach einer genaueren Analyse wurde festgestellt, dass nur das Schutzgas während der Versuche wenig verändert wurde, auf welches bis dato überhaupt nicht eingegangen und auch in den vorhergehenden Arbeiten nicht besonders erwähnt wurde.

Bei einer Defokussierung von -40mm konnten zwar positive Schweißnähte erzielt werden, jedoch konnten diese nicht reproduziert werden. Anscheinend dürfte dem Schutzgas eine zumindest geringe Bedeutung zugemessen werden, welche nun in den folgenden Versuchsreihen genauer untersucht wird.

12.7 Versuchsreihe G

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung	-30mm	
2: Leistung	2000W	
3: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	
4: Schutzgasmenge	20 l/min	45 l/min
5: Schutzgasposition vertikal (z-Achse)	1cm	3cm

Tabelle 12.13: Parameter der Versuchsreihe G

Versuch	Schutzgas-menge [l/min]	Schutzgas-position	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Notizen
G1	45 l/min	3cm oberhalb der Proben	200	teilweise	schlechte Schweißnaht, stark brüchig
G2	45 l/min	3cm oberhalb der Proben	200	teilweise	schlechte Schweißnaht, ab Hälfte durchgeschweißt
G3	45 l/min	1cm oberhalb der Proben	200	ja	konstante Schweißnaht, weißer, bläulicher Überzug
G4	35 l/min	1cm oberhalb der Proben	200	ja	konstante Schweißnaht, kein Überzug
G5	25 l/min	1cm oberhalb der Proben	200	ja	konstante Schweißnaht, kein Überzug
G6	20 l/min	3cm oberhalb der Proben	200	ja	konstante Schweißnaht, weißer, bläulicher Überzug

Tabelle 12.14: Schweißversuche der Versuchsreihe G

Gemäß der Erkenntnisse der Versuchsreihe F wurde nun eine Versuchsreihe hinsichtlich der Reproduzierbarkeit gestartet. Insbesondere die ersten Versuche führten doch zu einem desaströsen Ergebnis, wodurch eigentlich die gesamte Versuchsreihe C in Frage gestellt werden musste, da mit genau denselben Werten gearbeitet wurde. Nach einigem Überlegen, was sich denn geändert haben könnte, wurde der Beschluss gefasst, dass sich die Probleme entweder auf die Programmierung/ Steuerung der Anlage oder nur auf Schutzgasänderungen zurückführen lassen müssen. Nach einem intensiven Systemcheck wurden dann definierte Veränderungen an der Schutzgaszuführung durchgeführt, wobei zuerst einmal nur nur die Schutzgasmenge verändert wurde.

In einer Diskussion [25] konnte geklärt werden, dass ein Schutzgasstrahl immer mit einer Wärmeabfuhr auf der Probe verbunden ist, da ein Teil der Wärme mitsamt dem Gas quasi „weggeblasen“ wird. Demzufolge müsste mit erhöhtem Schutzgas auch die eingebrachte Wärme reduziert werden, was zu „schwächeren“ Schweißnähte bzw. zu schwächeren Benetzungen bei gleich bleibenden Laserstrahlenergien führen sollte. Vergleicht man die Proben G1 mit G6, wo außer der Schutzgasmenge nichts geändert wurde, so lässt sich dieser Verdacht erhärten. Des Weiteren kam es aufgrund der verschiedenen Defokussierungen immer wieder zu verschiedenen Positionen der Schutzgaszuführung mittels eines Kupferrohres, da dieses mit dem Laserkopf fest verbunden ist.

Nachdem die Schutzgaszuführung nicht mehr von weit oben, d.h. in etwa 3cm Höhe über die Probe montiert wurde, sondern in einem Mindestabstand von nur mehr 1cm, konnten optisch schönere, saubere Schweißnähte erzielt werden. Dies lässt sich meiner Meinung nach darauf zurückzuführen, dass durch den gekürzten Schutzgasabstand die Schweißnaht besser von der Atmosphäre geschützt werden konnte, wobei dies auch bei weitaus geringeren Schutzgasmengen (siehe G4, G5) möglich gemacht werden konnte.

Als Haupterkenntnis dieser Versuchsreihe wurde für die Zukunft ein vertikaler Abstand für die Schutzgaszuführung von 1cm gewählt, da dies zu den besten Ergebnissen führte und dies ebenfalls eine leicht reproduzierbare Einstellung ist. Das beim Wachstum der intermetallischen Phasen bekannte begleitende „Knacksen“ war bei dieser Versuchsreihe nicht laut hörbar, aber dennoch wahrnehmbar. Da die Probe G5 zum gegenwärtigen Zeitpunkt reproduzierbar erscheint, wurde sie zur genaueren metallurgischen Untersuchung an das Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz geschickt. Es zeigte sich eine schöne Benetzung des Aluminiums auf den Stahl, doch war die gesamte Schweißnaht von dicken intermetallischen Phasen und großen starken Rissen geprägt, siehe Abbildungen 13.4ff.

Erkenntnis dieser Versuchsreihe ist der entscheidende Einfluss der Schutzgaszuführung und der Schutzgasmenge auf das Schweißergebnis. Je größer die Schutzgasmenge ist, desto mehr Wärme wird aus der Fügezone “verblasen“. Die nächste Versuchsreihe wird dazu verwendet, die Reproduzierbarkeit verschiedenster Schweißversuche zu überprüfen.

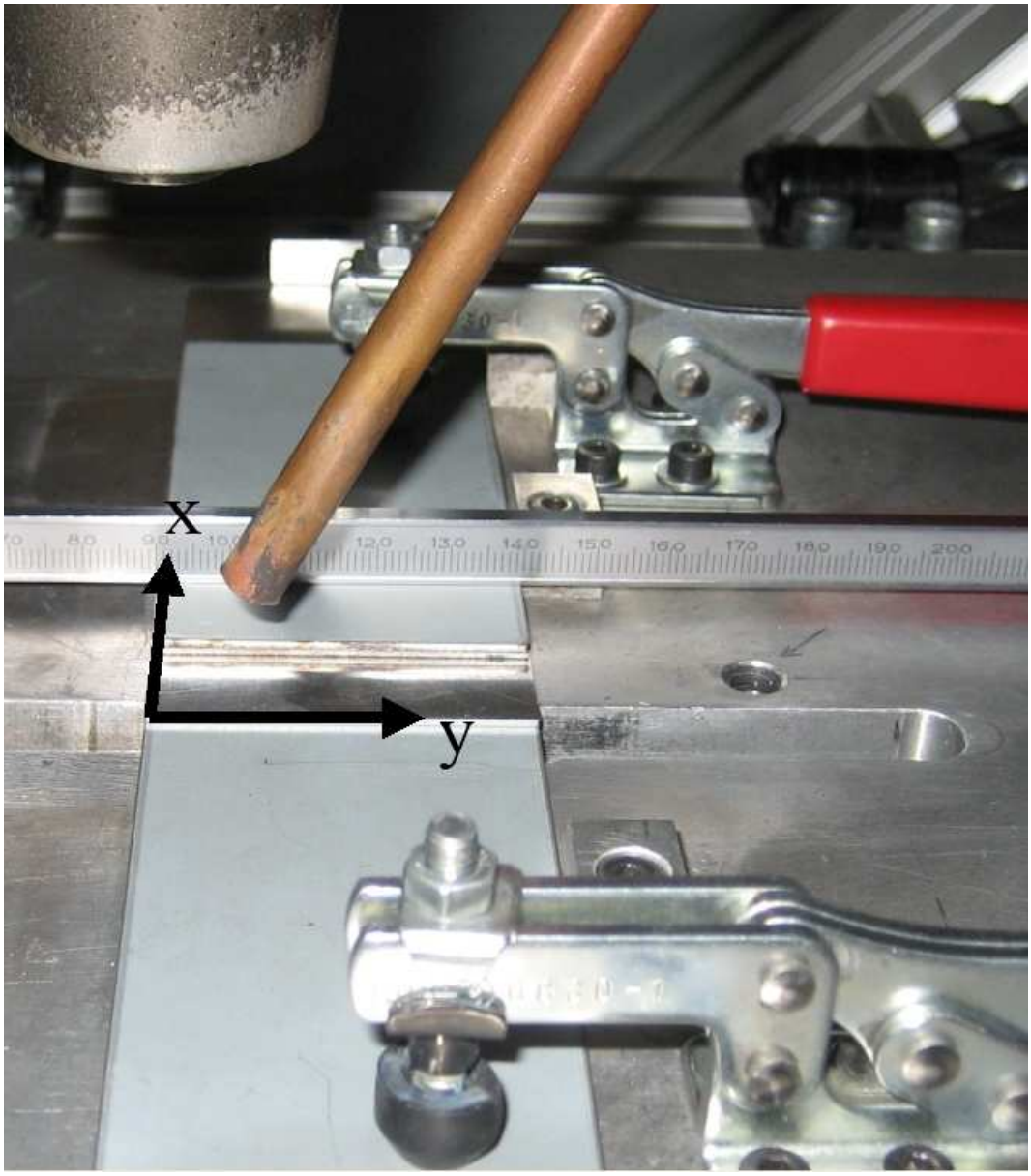


Abb. 12.1: Darstellung der genauen Schutzgaszuführung in der x-y-Ebene

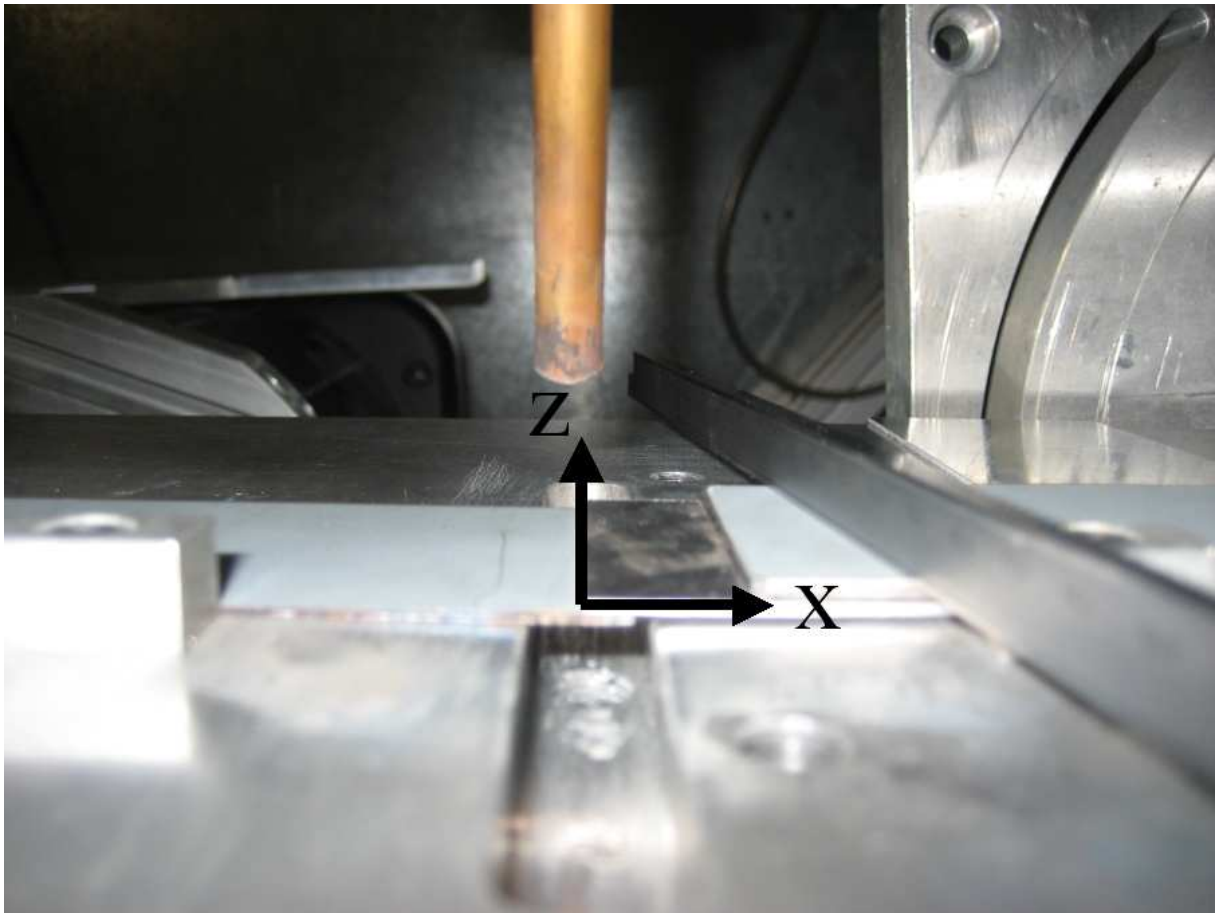


Abb. 12.2: Darstellung der genauen Schutzgaszuführung in der x-z-Ebene

12.8 Versuchsreihe H

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung	-30mm	
2: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	
3: Leistung	2000W	2400W
4: Schutzgasmenge	20 l/min	45 l/min
5: Schutzgasposition vertikal (z-Achse)	1cm	3cm

Tabelle 12.15: Parameter der Versuchsreihe H

Versuch	Schutzgas-menge [l/min]	Schutzgas-position vert.	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Notizen
H1	25	1cm oberhalb der Proben	200	nein	zu wenig Streckenenergie, Proben nicht verschweißt
H2	25	3cm oberhalb der Proben	240	nein	zu viel Streckenenergie, Probe durchgeschweißt
H3	25	1cm oberhalb der Proben	240	nein	zu wenig Streckenenergie
H4	25	1cm oberhalb der Proben	240	ja	konstante Schweißnaht
H5	25	1cm oberhalb der Proben	240	ja	konstante Schweißnaht
H6	-	-	240	nein	Probe durchgeschweißt, starke Spritzer
H7	45	1cm oberhalb der Proben	240	nein	zu wenig Streckenenergie
H8	20 l/min	1cm oberhalb der Proben	240	ja	konstante Schweißnaht, weißer, bläulicher Überzug

Tabelle 12.16: Schweißversuche der Versuchsreihe H

Aufgrund der bisherigen Erkenntnisse wurde diese Versuchsreihe wieder dazu verwendet, bisherige Ergebnisse zu reproduzieren. Leider funktionierte dies gleich bei der ersten Probe nicht, was wahrscheinlich auf den vorher beschriebenen Einfluss des Schutzgasstrahles zurückzuführen ist. Um den Prozess zu standardisieren wurde nun versucht eine definierte, reproduzierbare Position der Schutzgaszuführung zu bestimmen und entsprechend dieser die Parameter zu bestimmen.

Es wurde, wie in der Versuchsreihe vorher erwähnt, die tiefer liegende Position der Schutzgaszuführung gewählt und gleich vorab getestet. Leider konnte aufgrund zu geringer Streckenenergie keine Schweißnaht erzielt werden, was auf die neue Position und den damit verbundenen erhöhten Wärmeabtransport rückzuführen sein wird. Demzufolge musste die Streckenenergie erhöht werden, und nach einigen Versuchen konnten dann ordentliche Schweißnähte erzielt werden. Erwähnenswert ist ebenfalls, dass bei diesen neuen Parametern die erhöhte Anfangstemperatur sich weitaus mehr bemerkbar macht als bei den vorherigen Versuchsreihen und somit zu einer unabdingbaren Notwendigkeit zu zählen ist. Somit musste der bisherige Standardwert einer

reproduzierbaren Verbindung korrigiert werden, konnte aber hinsichtlich Reproduktion am Schluss der Versuchsreihe nur teilweise bestätigt werden. Des Weiteren wurde noch eine weitere Vermutung in dieser Versuchsreihe unabsichtlich überprüft, nämlich das Ergebnis ohne Schutzgas, was naturgemäß zu einem schlechten geführt hat. Die Erklärung dafür ist natürlich der fehlende „Schutz“ des Schutzgases, mit dem daraus resultierenden Durchriss der Probe in der Mitte der Naht und der sehr breiten, unsauberen Naht aufgrund der erhöhten Wärmeeinbringung. Der Wärmeabgang durch das Gas fiel bei dieser Probe natürlich aus, wodurch die Energie ausreichte, die Probe komplett durchzuschweißen.

Es konnten mit dieser Versuchsreihe zwar schöne Schweißnähte hergestellt werden, jedoch war es nicht möglich diese zu reproduzieren. Mit ein und denselben Werten wurden hintereinander verschiedene Ergebnisse produziert. Wahrscheinlich dürfte sich neben der vertikalten Schutzgaszuführung auch eine Variation der horizontalen Schutzugaszuführung stark auf das Schweißergebnis auswirken, was nun genauer in der nächsten Versuchsreihe untersucht wird.

12.9 Versuchsreihe I

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung	-30mm	
2: Leistung	2800W	
3: Vorschubgeschwindigkeit	15 mm/s	
4: Schutzgasmenge	25 l/min	
5: Schutzgasposition horizontal (x-Achse)	stahlseitig	aluseitig
6: Schutzgasposition horizontal (y-Achse)	1 cm	
7: Schutzgasposition vertikal (z-Achse)	1 cm	

Tabelle 12.17: Parameter der Versuchsreihe I

Versuch	Schutzgas-position horiz.	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Notizen
H1	Gasstrom mittig zwischen Proben	188	ja	nach 1/3 Schweißnaht, davor zu wenig Energie
H2	Gasstrom mittig zwischen Proben	188	ja	optisch perfekte Schweißnaht kein Überzug
H3	Gasstrom mittig zwischen Proben	188	ja	nach 1/3 Schweißnaht, davor zu wenig Energie
H4	Gasstrom leicht aluminiumseitig	188	ja	nach 1/4 Schweißnaht, davor zu wenig Energie
H5	Gasstrom aluminiumseitig	188	ja	optisch perfekte Schweißnaht, kein Überzug
H6	Gasstrom mittig zwischen Proben	188	nein	keine Benetzung, zu wenig Energie
H7	Gasstrom aluminiumseitig	188	ja	optisch perfekte Schweißnaht, kein Überzug
H8	Gasstrom aluminiumseitig	188	ja	optisch perfekte Schweißnaht, kein Überzug

Tabelle 12.18: Schweißversuche der Versuchsreihe I

Auch diese Versuchsreihe hatte zum Ziel die Reproduktion der bisher erfolgreichen Schweißnähte zu überprüfen. Gemäß den bisherigen Erkenntnissen wurde wieder mit der Standarddefokussierung von -30mm gearbeitet, jedoch größtenteils bei einer erhöhten Vorschubgeschwindigkeit. Die Haupterkenntnis dieser Reihe ist sicherlich der große Einfluss der horizontalen Schutzgasstrahlpositionierung (entlang der x-Achse). Bringt man den Gasstrom eher auf der Aluminiumseite auf, so erscheint es derzeit, dass die Wärme in Richtung Stahlseite abgeführt wird, wo die Wärme ja durch den Laserstrahl eingebracht wird. Wird hingegegen mittig, bzw. auf der Stahlseite der Gasstrom aufgebracht, also in derselben Achse wie der Laserstrahl, so wird dort direkt die eingebrachte Wärme quasi „verblasen“ bzw. abgeführt. Demzufolge wird bei der Variante, wo der Gasstrahl auf der Aluminiumseite aufgebracht wird, weitaus weniger Energie verblasen als wenn man stahlseitig die Gaszufuhr montiert. Dadurch konnten ab Probe I5 konstante Schweißnähte möglich gemacht werden, obwohl an der Laserleistung oder an sonstigen Parametern nichts verändert wurde.

Die Wärmeeinbringung des Strahls reagiert also sehr sensibel auf äußere Einflüsse, wie etwa auf minimale Veränderungen der Schutzgaszuführung. Es ist derzeit leicht möglich, mit minimalen Veränderungen der Geometrie der Schutzgaszuführung das Ergebnis der Schweißnähte extrem zu beeinflussen. Gemäß der Reproduktion wurde der letzte offene Parameter, nämlich jener der horizontalen Schutzgasposition nun ebenfalls genau definiert, nämlich genau auf die Mitte der Überlappung, was ziemlich genau aufgrund der Überschneidungskante reproduzierbar ist. Nun sollte eigentlich jeder Parameter des gesamten Schweißprozesses definiert sein, und es ist von momentanen Zustand davon auszugehen, dass die Schweißnähte, zumindest bei einer Defokussierung von -30mm, reproduzierbar sind.

Bei dem Versuch I2 handelte es sich um einen „Besonderen“. Dieser ist einzigartig durch ein extrem helles, schönes Schweißgesicht gezeichnet, wie in Abbildung 13.7 zu sehen ist. Diese Probe ist zur weiteren Untersuchung an die TU Graz geschickt worden. Des Weiteren wurde die Probe I5 zur Untersuchung geschickt, um einen Vergleich zu erhalten. Beide wurden mit exakt denselben Einstellungen geschweißt, bis auf das, dass die horizontale Position (x-Achse) der Schutzgaszuführung um wenige Millimeter verändert wurde.

Die Probe I2 zeigt auf der einen Seite eine schöne Benetzung, auf der anderen Seite weist sie eine auffallend große Pore und kleinere Risse im Auslauf der Naht auf, siehe Abbildungen 13.9ff. Jedoch erscheint dieser Querschliff als der bisher beste von allen. Die Probe I5 ist leider schon beim Anfertigen des Querschliffes auseinander gebrochen. Doch auch die vorhanden Schweißnahtrückstände weisen eine Vielzahl von Poren, Rissen und sonstigen Schäden auf, wie in den Abbildungen 13.13ff zu erkennen ist.

Als Resultat dieser Versuchsreihe kann eine genaue Positionierung der Schutzgaszuführung für alle Koordiantenachsen festgehalten werden. Schon eine Abweichung von einigen Millimetern wirkt sich dabei entscheidend auf das Schweißergebnis aus. Haltet man sich exakt an die vorgegebenen Parameter, so ist derzeit bei einer Defokussierung von -30mm eine Reproduktion problemlos möglich. Das Ziel der nächsten Versuchsreihe ist es, eine Reproduktion auch bei einer Defokussierung von -40mm zu erreichen.

12.10 Versuchsreihe J

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung	-40mm	
2: Schutzgasposition y-Achse	1 cm	
3: Schutzgasposition z-Achse	1 cm	
4: Leistung	2000W	3000W
5: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	15 mm/s
6: Schutzgasmenge	10 l/min	30 l/min
7: Schutzgasposition x-Achse	stahlseitig	aluseitig

Tabelle 12.19: Parameter der Versuchsreihe J

Versuch	Schutzgas-menge [l/min]	Schutzgas-postion horiz.	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Notizen
J1	25	Gasstrom aluseitig	240	ja	konstante Schweißnaht, weiß-bläulicher Überzug
J2	25	Gasstrom mittig	260	nein	Proben durchgeschweißt
J3	25	Gasstrom mittig	200	ja	konstante Schweißnaht, lautes „knacksen“
J4	25	Gasstrom mittig	186	ja	konstante Schweißnaht, lautes „knacksen“
J5	-	-	200	nein	Schutzgas vergessen, lautes „knacksen“
J6	25	Gasstrom mittig	200	nein	zu wenig Energie lautes „knacksen“
J7	10	Gasstrom mittig	200	nein	gegen Ende Schweißnaht, davor zuwenig Absorp.
J8	10	Gasstrom mittig	260	nein	gegen Ende durchgeschweißt, davor in Ordnung
J9	30	Gasstrom mittig	173	nein	zu wenig Energie davor zuwenig Absorp.
J10	30	Gasstrom mittig	200	nein	zu wenig Energie sehr schlechte Schweißnaht
J11	30	Gasstrom mittig	260	nein	unkonstante Schweißnaht, mit Loch in der Mitte!
J12	15	Gasstrom mittig	200	nein	anfangs keine Schweißnaht, dannach schöne Schweißnaht

Tabelle 12.20: Schweißversuche der Versuchsreihe J

Die ersten Versuche J1-J4 wurden wieder dazu verwendet, die Reproduzierbarkeit vorangegangener Werte zu überprüfen, was auch erfolgreich durchgeführt werden konnte. Ab J5 wurden die eigentlichen Versuchsparameter dieser Reihe eingestellt, d.h. die Defokussierung auf -40mm eingestellt. Obwohl schon einmal eine Serie damit durchgeführt wurde, und zwar mit negativem Ergebnis, wurde mittels der neuen Erkenntnisse eine erneute Versuchsreihe durchgeführt.

Leider mussten die anfänglichen Erkenntnisse bestätigt werden. Das Hauptproblem bei einer entsprechend großen Defokussierung ist die schlechte „Konstantheit“, was

natürlich nicht im Sinn einer ordentlichen Schweißnaht ist. Trotz enormer Streckenenergie und Mithilfe einer erhöhten Energie (Rampe) wurde im ersten Drittel oftmals keine Benetzung realisiert, hingegen ist es gegen Ende dann zu einem Durchschweißen gekommen.

Ein Großteil der Schweißnähte lieferte in Bezug auf Qualität und Konstantheit keine brauchbaren Ergebnisse, wodurch nun endgültig die Defokussierung von -40 mm für weitere Untersuchungen ausgeschlossen werden konnte. Die Defokussierung von -40mm war deswegen von so großer Bedeutung, da in der Literatur [29] damit sehr erfolgreiche Schweißnähte durchgeführt werden konnten. Es war daher von großem Interesse speziell in diesem Bereich weiter zuforschen, da hier die größten und schnellsten Erfolge zu erwarten waren, was sich aber leider nicht bestätigte. Anscheinend ist bei dieser Defokussierung die Strahlaufspreizung für unseren Zweck zu groß, um immer gezielt eine bestimmte Fläche zu erwärmen. Es gab jedoch eine interessante Ausnahme: Interessant ist Versuch J5, welcher unabsichtlich ohne Schutzgas durchgeführt wurde. Bei diesem wurde ein Verbund dahingehend erreicht, indem quasi gleichmäßig von beiden Materialen ein Abtrag erfolgte, begleitet von heftigen Spritzern.

Interessanterweise charakterisierte diese „Schweißung“ erstmals eine weitaus höhere Duktilität, als alle bisherigen Schweißnähte, und wurde auch von mit keinem weißbläulichen Überzug oder etwaigen Knacksen begleitet. Diese Probe überstand als einzige auch stoßartige Belastungstests, wogegen alle anderen Proben aufgrund der extremen Sprödheit schon bei einem unsachgemäßen Berühren auseinanderbrachen. Trotz der Tatsache, dass diese Schweißnaht definitiv nicht für die Automobilbranche geeignet sein würde, aufgrund der starken begleitenden Spritzer, welche bei einem fehlenden Schutzgas unvermeidlich sind, wurden diesem Phänomen noch einige Versuche gewidmet, da eines der Hauptprobleme der bisherigen erfolgreichen reproduzierbaren Schweißnähte die sehr geringe Duktilität darstellt. Leider konnte eine entsprechende Schweißnaht gemäß dem Versuch J5 nicht reproduziert werden. Trotz enormer Anstrengungen war es nicht möglich, auch nur ansatzweise Probe J5 zu reproduzieren. Es handelt sich hierbei anscheinend um ein unglaublich schmales Prozessfenster, welches sich zwischen Abtrag und etwaigem Durchschweißen befindet.

Abschließend kann man festhalten, dass mit einer Defokussierung von -40mm derzeit keine vernünftigen Schweißnähte herzustellen sind. Bei der nächsten Versuchsreihe wird daher versucht, mit einer stark reduzierten Defokussierung Schweißnähte reproduzierbar herzustellen.

12.11 Versuchsreihe K

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung	-15mm	
2: Schutzgasmenge	25 l/min	
3: Schutzgasposition x-Achse	mittig	
4: Schutzgasposition y-Achse	1 cm	
5: Schutzgasposition z-Achse	1 cm	
6: Leistung	2000W	3000W
7: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	15 mm/s

Tabelle 12.21: Parameter der Versuchsreihe K

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Zugkraft [N]	Notizen
K1	1500	10	150	ja	1600	konstante Schweißnaht
K2	2200	15	146	ja	96	konstante Schweißnaht
K3	2200	15	146	ja	780	konstante Schweißnaht
K4	1500	10	150	ja	1080	konstante Schweißnaht
K5	2250	15	150	ja	540	konstante Schweißnaht
K6	3000	20	150	ja	900	konstante Schweißnaht

Tabelle 12.22: Schweißversuche der Versuchsreihe K

Entgegen der vorherigen Versuchsreihe konnten bei dieser Reihe sofort positive Ergebnisse erzielt werden. Gemäß der Vorhersagen einer linearen Regression wurden mit den entsprechenden Streckenenergien erfolgreiche Schweißnähte durchgeführt. Negativ war jedoch die weitaus geringere Benetzung aufgrund der stärkeren Fokussierung. Im Vergleich zu Versuchen bei einer größeren Defokussierung ist der tragende Querschnitt, auf den es während der Zugversuche ankommt, ziemlich verkleinert worden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der Laserstrahl stark fokussiert einen im Vergleich zu den anderen Proben, kleineren Bereich erhitzt, wodurch nur eine geringere Menge des Aluminiums aufgeschmolzen wird. Zum gegenwärtigen Standpunkt sind Schweißnähte mit dieser sehr geringen Defokussierung zwar durchaus leicht machbar und reproduzierbar, jedoch hinsichtlich der Qualität und Brauchbarkeit streng zu hinterfragen, da der tragendende Querschnitt der Schweißnaht extrem klein ist.

Da alle Versuche einer Reihe positiv waren, wurden erstmals Zugversuche auf der Testvorrichtung durchgeführt. Wie jedoch in der Literatur berichtet [4] erzielten auch diese Werte Schwankungen jenseits von akzeptablen Toleranzen. Vergleicht man Probe K1 mit K4, so ergeben sich bei ein und denselben Parametern Abweichungen der maximalen Zugkräfte von bis zu 40% (!).

Als Haupterkenntnis dieser Versuchsreihe kann man festhalten, dass eine Defokussierung von -15mm ebenfalls nicht geeignet ist. Der tragende Querschnitt der sich dabei ergebenden Schweißnähte ist zu gering, um diese als brauchbar zu bezeichenen. Man

kann auch die Schlußfolgerung ziehen, dass mit zunehmender Fokussierung der tragende Querschnitt immer kleiner wird, da einfach ein geringerer Teil des Aluminiums aufgeschmolzen wird.

Aufgrund der Erkenntnisse der letzten Versuchsreihen wird ab jetzt immer mit einer Defokussierung von -30mm geschweißt. Nun ist es in der nächsten Versuchsreihe das Ziel, neben der in Reihe I erzielten Reproduktion der Schweißnähte auch eine entsprechende Konstanz hinsichtlich der Festigkeiten zu erzielen. Dies wird nun durch eine Variation der Laserstrahlpostion versucht.

12.12 Versuchsreihe L

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung	-30mm	
2: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	
2: Schutzgasmenge	25 l/min	
3: Schutzgasposition x-Achse	mittig	
4: Schutzgasposition y-Achse	1 cm	
5: Schutzgasposition z-Achse	1 cm	
6: Leistung	2200W	2400W
7: Laserstrahlposition	0,2 mm stahlseitig	0,2 mm aluseitig

Tabelle 12.23: Parameter der Versuchsreihe L

Versuch	**Leistung [W]**	**Laserstrahlposition**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Schweißung**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
L1	2400	Standard Position	240	ja	1620	
L2	2400	0,2 mm in Richtung Aluminium	240	ja	1560	
L3	2200	0,2 mm in Richtung Aluminium	220	ja	Untersuchung TU Graz	
L4	2200	Standard Einstellung	220	ja	Untersuchung TU Graz	
L5	2200	0,2 mm in Richtung Stahlblech	220	nein	-	keine Schweißnaht
L6	2000	Standard Einstellung	200	nein	-	keine Schweißnaht
L7	2200	0,2 mm in Richtung Aluminium	220	ja	1020	
L8	2200	Standard Position	220	nein	-	keine Schweißnaht, obwohl ident mit L4
L9	2300	0,2 mm in Richtung Aluminium	220	nein	-	keine Schweißnaht, obwohl ident mit L3
L10	2300	0,2 mm in Richtung Aluminium	230	ja	1620	lautes „knacksen“
L11	2300	0,2 mm in Richtung Aluminium	230	ja	1680	lautes „knacksen“
L12	2400	0,2 mm in Richtung Aluminium	220	nein	1620	lautes „knacksen“

Tabelle 12.24: Schweißversuche der Versuchsreihe L

Bei dieser Versuchsreihe wurde wie vorhin erwähnt die übliche Defokussierung von -30mm gewählt, jedoch wurde diesmal die Laserstrahlposition leicht variiert. Sehr interessant ist, dass trotz der großen Divergenz des Lasers die Laserstrahlposition unglaublich sensibel auf das Ergebnis reagiert.

Es gibt ein sehr kleines Prozessfenster bezüglich der Laserstrahlposition, wobei man dabei ebenfalls eine Streuung der Proben berücksichtigen muss. Es handelt sich dabei um einen Bereich von Zehntel Millimeter, obwohl der Strahl beim Auftreffen auf die Oberfläche einige Millimeter breit ist. Das heißt, wenn man sich genau auf der Grenze der Schweißbarkeit befindet, kann eine leicht ungenau gefertigte Probe, handelt es sich auch nur um ein Zehntel, zu einem negativen Resultat folgen. So erscheint es zumindest derzeit. Zur weiteren Untersuchung wurden 2 Proben, welche sich nur durch die Strahlposition unterschieden, an die TU Graz geschickt. Beide Proben erwiesen sich als vollkommen unbrauchbar. Sie sind schon während der Präparierung gebrochen, die Untersuchungen gaben enorm breite Phasenräume, welche allesamt durch Risse und Brüche gekennzeichnet waren, wie man in den Abbildungen 13.19ff leicht erkennen kann. Interessant ist dabei auch der direkte Vergleich zur Probe G5, welche mit ähnlichen Parametern gefertigt wurde und ebenfalls von miserabler Qualität war.

Gegen Ende der Versuchsreihe konnte eine erhöhte Prozessstabilität erreicht werden, indem der Laserstrahl etwas mehr in Richtung Aluminiumseite ausgerichtet wurde. Auch eventuelle Probenschwankungen von ein bis zwei Zehntel wurden durch diese Position ausgeglichen. Interessant sind auch die Ergebnisse der Zugkräfte, da diese immer relativ hohe Werte erreichten und sich bei den letzten 3 Proben sogar in einem engen Toleranzbereich befanden. Bei Probe L12 wurde unabsichtlich eine erhöhte Schutzgaszuführung eingestellt und es wurde überraschenderweise eine Probe ähnlich zu J5 hergestellt. Zur Erinnerung war dies jene Probe, welche erstmals eine erhöhte Duktilität im Vergleich zu den anderen Proben aufwies.

Erkenntnis dieser Versuchsreihe ist die große Bedeutung der Laserstrahlpostion. Ein Phänomen, welches auch in der Literatur öfters erwähnt wurde [4], [45]. Im gegenwertigen Fall wirkt sich eine Verschiebung der Laserstrahlpostion in Richtung der Stahlprobe desaströs auf das Schweißergebnis aus. Ein Grund dafür ist sicherlich, dass dadurch die Wärmequelle aus dem Fügebereich verschoben wird, wodurch kein Aufschmelzen des Aluminiums möglich wird. Wohingegen ein Verschieben der Laserstrahlpostion in Richtung zur Aluminiumprobe weitaus günstiger ist. Die Laserstrahlposition wurde daher für die Zukunft genau fixiert, eine Variation führte nur zu einem schlechteren Ergebnis. In der nächsten Versuchsreihe wird versucht, die Probe L12 zu reproduzieren und dann entsprechend genauer analysieren zu lassen.

12.13 Versuchsreihe M

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung	-30mm	
2: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	
2: Schutzgasmenge	35 l/min	
3: Schutzgasposition x-Achse	mittig	
4: Schutzgasposition y-Achse	1 cm	
5: Schutzgasposition z-Achse	3 cm	
5: Leistung	1800W	2100W

Tabelle 12.25: Parameter der Versuchsreihe M

Versuch	**Leistung [W]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Schweißung**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
M1	2100	210	nein	-	starke Spritzer
M2	1950	195	nein	-	starke Spritzer
M3	1900	190	ja	1440	starke Spritzer
M4	1900	190	ja	1620	starke Spritzer
M5	1900	190	nein	-	starke Spritzer
M6	1800	180	nein	-	starke Spritzer
M7	1800	180	ja	1380	starke Spritzer
M8	1800	180	ja	1740	starke Spritzer
M9	1800	180	ja	1260	starke Spritzer
M10	1800	180	ja	TU Graz	starke Spritzer

Tabelle 12.26: Schweißversuche der Versuchsreihe M

Diese Versuchsreihe wurde dazu verwendet, eine entsprechende Probe wie J5 oder L12 reproduzieren zu können, was am Schluss auch erreicht wurde. Was dabei jedoch stark auffiel war die Tatsache, dass die Schweißung an sich mit zahlreichen starken Spritzern begleitet wurde. Anfänglich gab es Probleme mit der Prozessstabilisierung, teilweise traten ohne erkennbare Veränderungen Löcher in der Schweißnaht auf, was aber mit einer Verminderung der Leistung einigermaßen beseitigt werden konnte. Sehr beeindruckend ist jedoch das Faktum, dass diese Proben wie gesagt eine außerordentlich hohe Duktilität im Vergleich zu den anderen Proben erreicht haben.

Es war erstmals möglich, einige Proben einem stoßartigen Belastungstest zu unterziehen, welchen auch alle überstanden. Dies war bis jetzt bei keiner Probe der vorigen Versuchsreihen der Fall war, unabhängig von Leistung, Vorschub, Defokussierung. Deswegen wurde eine der Proben zur metallografischen Untersuchung an die TU Graz gesendet. Die Analyse fiel jedoch erschreckend negativ auf, wie man in den Abbildungen 13.28ff leicht erkennen kann. Wie alle anderen Proben wies auch diese zahlreiche Risse, Poren und großräumige intermetallische Phasen auf. Besorgniserregend ist vor allem die Tatsache, dass die Schweißnaht auch zahlreiche optisch erkennbare Risse aufwies. Ziel der nächsten Versuchsreihe ist es, die Parameter so entsprechend zu verändern, um die intermetallischen Phasen irgendwie zu minimieren.

12.14 Versuchsreihe N

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1600W	2200W
4: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	
5: Schutzgasmenge	25 l/min	
6: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.27: Parameter der Versuchsreihe N

Versuch	**Leistung [W]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
N1	1600	160	720	dunkle Stellen mit erkennbaren Rissen, gegen Ende bessere Benetzung
N2	1600	160	300	unterschiedliches Schweißgesicht, anfangs dunkel, dannach hell
N3	1600	160	630	unkonstante Schweißnaht
N4	1600	160	1680	konstante Schweißnaht
N5	1600	160	810	unkonstante Schweißnaht
N6	1800	180	1680	konstante Schweißnaht
N7	2000	200	480	zahlreiche kleine Risse
N8	2200	220	1440	zahlreiche kleine Risse
N9	1600	160	450	konstante Schweißnaht
N10	1400	140	330	nicht vollständige benetzung

Tabelle 12.28: Schweißversuche der Versuchsreihe N

Aufgrund der Tatsache, dass alle bis jetzt untersuchten Proben zahlreiche intermetallische Phasen mit den daraus resultierenden Folgen wie Rissen und Poren aufwiesen, musste die Strategie geändert werden. Obwohl am unteren Energieniveau geschweißt wurde, musste trotzdem irgendwie die Temperatur gesenkt werden. Bewerkstelligt wurde dies mit einem Vorwärmvorgang, indem zuerst in einem Vorgang stark defokussiert vorgewärmt wurde und erst danach der eigentliche Schweißvorgang startete. Leider waren die Ergebnisse nur tendenziell besser als die bisherigen. Ebenfalls interessant ist das zweideutige Schweißgesicht, bestehend aus sehr hellen und sehr dunklen Phasen.

Bei den dunklen Phasen sind schon mit bloßem Auge kleine Risse erkennbar, während die helleren Schweißnähte in sich etwas homogener wirken. Ein weitaus größeres Problem ergibt sich derzeit in der nicht vorhandenen Reproduzierbarkeit bezüglich der Zugfestigkeit. Speziell die Proben N1-N4 wurden mit den identen Parametern produziert, jedoch wiesen diese unproportional verschiedene Zugfestigkeit auf. Positiv ist jedoch, dass die für die Schweißung an sich notwendige Streckenenergie um etwa 30% (!) auf 160 J/mm gesenkt werden konnte, wobei der Schweißvorgang an sich erstmals mit konstanter Leistung durchgeführt wurde. Ein rampenförmiger Abfall der Laserleistung ist somit nicht mehr notwendig. Dies ist so zu erklären, dass wie in Reihe C

beschrieben die Absorption mit zunehmender Zeitdauer ansteigt und das Maximum am Ende der Schweißnaht erreicht, da dort das Material aufhört und Luft an sich ein guter Isolator ist. An diesem Maximum startet dann in umgekehrter Richtung der eigentliche Schweißvorgang, sodass beim Vorwärmvorgang der kritische Anfangbereich der Schweißnaht am stärksten vorgewärmt wurde.

Gemäß den Erkenntnissen der vorigen Versuchsreihen musste die Strategie geändert werden. Es wurde bis jetzt immer zuviel Energie den Proben zugeführt, sodass die IMP ungehindert wachsen konnten. Daher wurde die Energie des Schweißvorganges reduziert, indem diesem ein Vorwärmvorgang vorgeschaltet wurde. Dadurch konnte die notwendige Streckenenergie um etwa 30% (!) auf 160 J/mm gesenkt werden. Bei der nächsten Versuchsreihe wird dieser Vorwärmvorgang bei einer erhöhten Schweißgeschwindigkeit getestet.

12.15 Versuchsreihe O

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1800W	2400W
4: Vorschubgeschwindigkeit	15 mm/s	
5: Schutzgasmenge	25 l/min	
6: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.29: Parameter der Versuchsreihe O

Versuch	**Leistung [W]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
O1	2400	160	-	zu viel Energie
O2	2000	133	1800	konstante Schweißnaht
O3	2200	146	1500	konstante Schweißnaht
O4	2300	153	1770(!)	Loch in Schweißnaht
O5	2250	150	1800	konstante Schweißnaht
O6	2000	133	1380	konstante Schweißnaht
O7	1800	120	1680	sehr schlechte Benetzung
O8	1900	126	-	sehr schlechte Benetzung

Tabelle 12.30: Schweißversuche der Versuchsreihe O

Wie leicht zu erkennen ist, führt eine erhöhte Schweißgeschwindigkeit zu tendenziell höheren Zugfestigkeiten. im Vergleich zur vorigen Versuchsreihe. Insbesonders interessant ist, dass es zwischen den Proben O1-O6 keinen Ausreißer hinsichtlich der Zugfestigkeit gibt. Auch optisch schauten die Proben vielversprechend aus, da diese hauptsächlich durch ein weißliches, helles Schweißgesicht gekennzeichnet waren und fast keine dunklen Stellen besaßen, welche zuvor schon optisch erkennbare Risse hatten. Erfreulicherweise konnte die Streckenenergie ebenfalls um 5% gesenkt werden, entsprechend aus den Erkenntnissen der vorangegangenen Reihen, wo ebenfalls mit zunehmender Geschwindigkeit die aufzubringende Streckenenergie sank.

Abschließend kann man sagen, dass eine erhöhte Schweißgeschwindigkeit, in Kombination mit einem Vorwärmvorgang, zu den bisher besten Ergebnissen geführt hat. Aufgrund dieser positiven Erkenntnisse werden die nächsten Versuchsreihen dazu benutzt, die Reproduktion hinsichtlich der Zugfestigkeiten zu untersuchen.

12.16 Versuchsreihe P

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	2000W	2800W
4: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	15 mm/s
5: Schutzgasmenge	25 l/min	
6: Schutzgaszuführung	standard	
7: Überlappungslänge	1mm	3mm

Tabelle 12.31: Parameter der Versuchsreihe P

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Zugkraft [N]	Notizen
P1a	2200 (+30%)	10	220	1320	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P1b	2200 (+30%)	10	220	360	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P1c	2200 (+30%)	10	220	1800	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P1d	2200 (+30%)	10	220	1800	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P2a	2800 (+30%)	15	186	1440	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P2b	2800 (+30%)	15	186	1260	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P2c	2800 (+30%)	15	186	1800	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P2d	2800 (+30%)	15	186	1800	ohne Vorwärmen, lautes Knacksen
P3a	2200 (+30%)	10	220	1800	ohne Vorwärmen, Überlappungslänge 1mm
P3b	2200 (+30%)	10	220	bei einlegen zerbrochen	ohne Vorwärmen,Knacksen, Überlappungslänge 1mm
P4a	2800 (+30%)	15	186	1800	ohne Vorwärmen, Knacksen, Überlappungslänge 1mm
P4b	2800 (+30%)	15	186	bei einlegen zerbrochen	ohne Vorwärmen, Knacksen, Überlappungslänge 1mm
P5	2000	15	133	1380	mit Vorwärmen, Knacksen
P6	2200	15	146	1380	mit Vorwärmen, Knacksen
P7	2100	15	140	1800	mit Vorwärmen, Knacksen
P8	2300	15	153	1740	mit Vorwärmen, Knacksen
P9	2000	15	133	1320	mit Vorwärmen, Knacksen Überlappungslänge 1mm
P10	2000	15	133	bei einlegen zerbrochen	mit Vorwärmen, Knacksen Überlappungslänge 1mm
P11	2000	15	133	1800	mit Vorwärmen, Knacksen Überlappungslänge 1mm
P12	2200	15	146	bei einlegen zerbrochen	mit Vorwärmen, Knacksen Überlappungslänge 1mm
P13	2000	15	133	1500	mit Vorwärmen, Knacksen Überlappungslänge 1mm
P14	2000	15	133	1800	mit Vorwärmen, Knacksen

Tabelle 12.32: Schweißversuche der Versuchsreihe P

Ziel dieser Testreihe war es, die guten Ergebnisse der Reihe O zu bestätigen. Ebenso wurden testweise Proben ohne Vorwärmen, d.h. die Werte der Versuchsreihe L, auf Reproduzierbarkeit untersucht. Hinsichtlich der Machbarkeit einer Schweißnaht war die Reproduktion von beiden Reihen erfolgreich. Leider hat sich gleich wieder am Anfang das Problem der konstanten Zugfestigkeiten gezeigt, wie man bei P1 und P2 sieht. Zwei ident gefertigte Schweißnähte brachen bei vollkommen verschiedenen Belastungen. Zahlreiche Proben enthielten dabei schon optisch stark erkennbare Risse.

Jene Proben, welche keine optisch erkennbaren Risse enthielten, erreichten auch bei den eigenen Zugversuchen die besten Ergebnisse und wurden zur TU Graz zwecks einer weiteren Untersuchung geschickt. Das Ergebnis war, dass sowohl die Zugfestigkeitswerte, als auch die metallurgischen Untersuchungen die bisher besten Ergebnisse lieferten. Das Besondere an den Ergebnissen der Metallografie war, dass der Querschliff der Probe P1d als erster keine (!) Risse enthielt, siehe Abbildungen 13.31ff. Auch bei der Probe P2d waren großräumige Phasenbereiche ohne Brüche vorhanden. Es muss jedoch explizit darauf hingewiesen werden, dass die von der TU Graz untersuchten Proben speziell ausgesuchte waren. Die Proben P1b, P2b wurden mit identen Parametern gefertigt, konnten aber auf der Testvorrichtung des Institutes mit weitaus geringerer Kraft gebrochen werden. Auch enthielten diese Proben, wie oben erwähnt, schon zahlreiche optisch erkennbare Risse. Ein Phänomen, das durch Vorwärmen der darauffolgenden Proben zumindest etwas reduziert werden konnte.

Erfreulicherweise wiesen jene Proben, die vorher vorgewärmt wurden, nur mehr geringe Schwankungen auf, sowohl optisch, als auch anhand der Zugfestigkeiten, solange sie nicht schon beim Einspannen in die Zugprüfanlage zerbrachen. Leider waren alle Schweißungen von einem lauten Knacksen begleitet, was auf ein intensives Wachstum der intermetallischen Phasen rückschließen lässt. Ebenfalls sollten aufgrund der niedrigeren Streckenenergie bestimmte Proben weitaus höhere Zugfestigkeiten haben als jene, welche bei deutlich höheren Streckenenergien geschweißt wurden, gemäß den Erkenntnissen aus der Literaturrecherche. Auch dieser Verdacht ließ sich leider aufgrund der Zugversuche nicht bestätigen.

Es lässt sich derzeit kein Muster erkennen, inwiefern sich eine kleine Leistungszugabe/Abnahme auf die Zugfestigkeit auswirkt. Aus der Literatur [29] war zu entnehmen, dass mit verringerter Energie auch die Dicke der Phasen sinken sollte. Anscheinend befinden wir uns in einem Bereich, indem schon so viele Phasen wachsen, dass ein abnehmendes Wachstum sich nicht merkbar spürbar macht. Weiters wurde eine neue Überlappungslänge getestet, und zwar jene, welche in der Literatur [29] besonders erwähnt wurde. Leider konnte sich dies ebenfalls nicht bestätigen, zahlreiche Proben mit der neuen Überlappung zerbrachen schon beim Einspannen in die Testvorrichtung. Eine Reproduktion der guten Ergbnissen der vorigen Versuchsreihe konnte nicht erreicht werden, und wird daher in der nächsten Versuchsreihe weiter untersucht.

12.17 Versuchsreihe Q

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	2000W	2900W
4: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	15 mm/s
3: Schutzgasmenge	25 l/min	
4: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.33: Parameter der Versuchsreihe Q

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Zugkraft [N]	Notizen
Q1	2000	15	133	360	-
Q2	2100	15	140	360	-
Q3	2200	15	146	0	-
Q4	2000	15	133	600	-
Q5	2100	15	140	300	-
Q6	2500	20	125	600	-
Q7	2600	20	130	300	-
Q8	2700	20	135	300	-
Q9	2800	20	140	300	-
Q10	2900	20	145	1500	-
Q11	2700	20	135	900	-
Q12	2800	20	140	1800	-

Tabelle 12.34: Schweißversuche der Versuchsreihe Q

Ziel dieser Versuchsreihe war es, Proben mit bekannten Parametern zu reproduzieren und etwas Stabilität in die Zugfestigkeitswerte zu bekommen. Einerseits wurde die Überlappungslänge wieder auf einige Millimeter erhöht, anderseits wurde mit erhöhter Schweißgeschwindigkeit mit der daraus einhergehender niedrigeren Streckenenergie geschweißt. Erneut zeigte sich leider wieder das Problem mit schwankenden Zugfestigkeitswerten. Was aber insofern nicht überraschend war, da alle Abkühlvorgänge der Schweißung mit sehr lautem Knacksen verbunden waren.

Ebenfalls auffallend war, dass zahlreiche Proben wieder große Risse aufwiesen, welche mit bloßem Auge erkennbar waren. Entweder ist dies auf Wärmespannungen zurückzuführen oder eben auf eine andere Ursache. Da diese Versuchsreihe außerordentlich schlechte Ergebnisse lieferte, wurde der ganze Vorgang des Testens noch einmal gründlich analysiert, um eventuelle Ursachen finden zu können. Beim Transport zur Prüfanlage konnten die Proben leicht beschädigt worden sein, da sie diesmal nicht in einem gepolsterten Karton gelagert wurden. Des weiteren haben sich aufgrund der zahlreichen Versuche und des öfteren Durchschlagens des Kolbens die Gewindestangen der Zuganlage leicht verformt, wodurch es neben einer Zugbelastung vielleicht auch zu einer leichten Abscherung kam. Um dies in Zukunft vermeiden zu können,

wurde die Prüfanlage mit neuen, stärkeren Stangen versehen, welche ein erneutes Verziehen unmöglich machen sollten. Eine weitere Ursache könnten die benutzten Stahlbleche sein, welche auf der anderen Seite schon einmal angeschweißt wurden und demzufolge nicht hundertprozentig „plan“ in die Aufnahme der Zugprüfanlage eingelegt werden konnten. Auch dies würde zu einer leichten Abscherung führen.

Abschließend kann man festhalten, dass die guten Ergebnisse der Versuchsreihe O abermals nicht erreicht werden konnten, was vielleicht auf ein Problem der Testvorrichtung rückzuführen war. Diese wurde verbessert, und es wird in der nächsten Versuchsreihe ein letztes Mal versucht, eine Konstantheit hinsichtlich der Zugfestigkeiten zu erreichen, wobei metallografische Untersuchungen helfen sollen, dass Problem genauer zu analysieren.

12.18 Versuchsreihe R

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1900W	2900W
4: Vorschubgeschwindigkeit	10 mm/s	20 mm/s
5: Schutzgasmenge	25 l/min	
6: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.35: Parameter der Versuchsreihe R

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
R1	2900	20	145	1140	-
R2	2800	20	140	1380	-
R3	2900	20	145	1800	-
R4	3000	20	150	1680	-
R5a	2600	20	130	900	-
R5b	2600	20	130	300	-
R6a	2100	15	140	1440	-
R6b	2100	15	140	840	-
R7	2400	15	140	1800	-
R8	1900	10	190	1200	-
R1a	2900	20	145	1800	TU Graz
R1b	2900	20	145	1200	TU Graz
R1c	2900	20	145	1800	-
R1d	2900	20	145	1800	-
R1e	2900	20	145	1600	-
R1f	2900	20	145	840	-
R7a	2400	15	160	1200	TU Graz
R7b	2400	15	160	1800	TU Graz
R7c	2400	15	160	1800	TU Graz
R7d	2400	15	160	1800	TU Graz
R8a	1900	10	190	1740	-
R8b	1900	10	190	1200	-
R8c	1900	10	190	900	-
R8d	1900	10	190	1800	-

Tabelle 12.36: Schweißversuche der Versuchsreihe R

Die generellen Vermutungen konnten einigermaßen bestätigt werden. Gute Ergebnisse konnte man mit den Proben R1+R7 erzielen, welche auf durchschnittliche Zugfestigkeiten von etwa 1500N erzielten. Diesmal sogar ohne Ausreißer, sieht man von der Probe R1f ab, bei welcher wieder einmal eine genaue Justierung des Kupferrohres vergessen wurde. Weitaus problematischer ist das schon öfters angesprochene Schwankungspotential bei leichter Veränderung der Laserleistung. Schwierig ist daher eine genaue Analyse und Interpretation mittels der statistischen Versuchsplanung, da sicher ist, dass bei nochmaliger Durchführung der Schweißungen sicherlich andere Werte entstehen würden.

Es ist leicht zu erkennen, dass bei gering verminderter Leistung um 3%(!) einmal eine Zunahme der Zugfestigkeit erfolgt (R1-R2), ein anderes Mal eine Abnahme (R4-R5a). Diese und ähnliche Tatsachen lassen keine vernünftigen definitiven Aussagen zu, was darauf schließen lässt, dass noch eine sehr hohe Prozessinstabilität besteht.

Für die weitere Vorgehensweise ist diese Versuchsreihe leider sehr problematisch. Generell resultieren die schlechteren Zugergebnisse natürlich aufgrund des Einflusses der intermetallischen Phasen. Nun ist es so, dass diese Phasen bei höheren Temperaturen weitaus stärker wachsen als bei niedrigen Temperaturen. Ebenfalls von großer Bedeutung ist natürlich die Menge der eingebrachten Energie, die so genannte Streckenenergie. Mit sinkender Streckenenergie sollte der Anteil der Phasen geringer werden. Ein Phänomen, welches sich derzeit überhaupt nicht beobachten lässt.

Ein sinken der Streckenenergie lässt sich derzeit nur mit einer erhöhten Vorschubgeschwindigkeit erreichen, wodurch erhöhte Laserleistungen notwendig sind. Anscheined haben die daraus resultierenden hohen Temperaturen weitaus größeren Einfluss auf das Phasenwachstum, als etwa die Verringerung absolut der eingebrachten Energie.

Trotzdem wurden jene Proben, welche die Zugversuche am IFLT bestanden haben, zur weiteren Untersuchung nach Graz geschickt. Die Ergebnisse der Metallografie sind in Kapitel 13.6 ausgeführt. Überraschenderweise enthielt die Probe R1a überhaupt keine Risse. Es waren natürlich breite intermetallische Phasen vorhanden, doch waren im Schliffbild keine Risse vorhanden. Die professioniellen Zugversuche von identen Proben waren jedoch nicht so erfolgreich, wie in Abbildung 12.12 und Abbildung 12.13 zu erkennen ist. Es konnten dabei nur Zugkräfte von etwa 500N erreicht werden. Umgekehrt erreichten jene Proben, die sehr viele Risse in der Metallografie aufwiesen, höhere Zugfestigkeiten. Ein Phänomen, dass sich derzeit schwer erklären lässt.

Als Haupterkenntnis lässt sich festhalten, dass zwar einerseits ein gewisses Mindestniveau an Zugfestigkeit erreicht werden konnte, dieses aber insgesamt sehr gering ist. Weiters treten hin und wieder immer noch Ausreißer nach unten auf. Auch die metallografischen Untersuchungsergbnisse führten nicht zu einem eindeutigen Ergebnis, was aufgrund der Erkenntnisse der letzten Versuchsreihen zu erwarten war. Das weitere Ziel der nächsten Versuchsreihen ist es daher wieder, die benötigte Energie zu verringern, um die IMP zu reduzieren.

12.19 Versuchsreihe S

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1650W	1800W
4: Vorschubgeschwindigkeit	15 mm/s	
5: Schutzgasmenge	25 l/min	
6: Schutzgaszuführungswinkel	60°	
7: Schutzgasposition x-Achse	mittig über Nut	
8: Schutzgasposition y-Achse	10mm	14mm
9: Schutzgasposition z-Achse	2mm	

Tabelle 12.37: Parameter der Versuchsreihe S

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
S1	1800	15	120	420	ab jetzt: Düsengeometrie: 60°, 10 mm starke Funken, geringes Knacksen
S2	1650	15	110	600	leichte Funken, geringes Knacksen
S3	1650	15	110	780	leichte Funken, geringes Knacksen verändertes Schweißgesicht
S4	1550	15	103	-	zu wenig Streckenergie, geringe Benetzung
S5	1650	15	103	540	leichte Funken, geringes Knacksen
S6	1650	15	103	-	keine Reproduktion von S5 möglich
S7	1650	15	103	-	keine Reproduktion von S5 möglich
S8	1650	15	103	300	anfangs Schweißnaht, dannach kaum Benetzung
S9	1650	15	103	1800	konstante Schweißnaht,
S10	1650	15	103	900	anfangs Schweißnaht, dannach kaum Benetzung
S11	1650	15	103	300	konstante Schweißnaht,
S12	1650	15	103	630	anfangs Schweißnaht, dannach kaum Benetzung
S13	1650	15	103	1680	ab jetzt: Düsengeometrie: 60°, 14 mm, konstante Schweißnaht
S14	1650	15	103	1800	anfangs Schweißnaht, gegen Ende kaum Benetzung
S15	1700	15	103	-	starke Funken, geringes Knacksen, optisch erkennbare Risse
S16	1700	15	103	-	starke Funken, geringes Knacksen, optisch erkennbare Risse

Tabelle 12.38: Schweißversuche der Versuchsreihe S

Entsprechend der Erkenntnisse aus den vorigen Versuchsreihen musste die Strategie geändert werden. Aufgrund der Ergebnisse der metallurgischen Untersuchungen, der Zugversuche und des andauernden begleitenden Knacksens während der Abkühlung musste die Temperatur gesenkt werden. Derzeit ist die Streckenenergie schlicht und einfach zu hoch, es wachsen zu viele intermetallische Phasen, als dass sich eine Verringerung der Streckenenergie derzeit überhaupt auswirken würde. Betrachtet man die

Rückseiten der Proben, so erkennt man einerseits ein starkes Aufschmelzen der Zinkschicht, anderseits wurde soviel Energie eingebracht, dass auf der anderen Seite ebenfalls eine Aufschmelzung stattgefunden hat. Demzufolge wurde aufgrund der erhöhten Streckenenergie kein Wärmeleitungsschweißen durchgeführt sondern anscheinend ein Art „Tiefschweißen“. Obwohl stark defokussiert auf einen breiten Bereich gestrahlt wurde, dürfte es ausreichen, um den Stahl teilweise durchzuschweißen.

Für ein Wärmeleitungsschweißen ist ein bedingungsloser Kontakt eine unabdingbare Notwendigkeit. Schon bei einem Zehntel Abstand zwischen den Proben würde die Wärmeleitung extrem gestört werden und ein Vielfaches der Energie würde notwendig sein, was anscheinend bei den derzeitigen Schweißungen der Fall gewesen sein dürfte. Es sollte sich also vor und auch während des Schweißens nicht einmal ein geringster Spalt zwischen den Proben bilden dürfen. In der Literatur [4] ist dies als technischer Nullspalt beschrieben worden.

Erreicht werden sollte dieser Nullspalt durch eine neu konstruierte Aluminiumplatte, welche über beide Proben gelegt wird und somit während des gesamten Schweißvorganges die beiden Proben von oben fest aneinander drücken sollte. Leider waren die Auswirkungen dieser Veränderungen nicht sehr eindrucksvoll. Zwar konnte die Streckenenergie um 30%(!) gesenkt werden, was auf den sehr schlechten Kontakt der vorigen Schweißversuche rückschließen lässt, jedoch waren auch diese Schweißversuche alle von einem Knacksen während des Abkühlens begleitet, was weiterhin auf ein zahlreiches Wachstum der intermetallischen Phasen schließen lässt. Ein Verdacht, der sich durch die schlechten Zugversuchergebnisse erhärten ließ. Überraschend ist jedoch die Tatsache, dass die durchschnittlichen Zugversuchsergebnisse deutlich unter jenen lagen, welche bei den vorangegangenen, mit weitaus höheren Streckenergien geschweißten Versuchsreihen erreicht wurden.

Des weiteren wurde festgestellt, dass das Beschichten des Stahls mit einer Zinkschicht nicht nur positive Aspekte hat, was eigentlich aus den experimentellen Untersuchungen der Literaturrecherche [26] hervorging. Betrachtet man alle Bilder der metallurgischen Untersuchungen, so ist jede Schweißnaht von einer großen Pore gekennzeichnet, welche laut der metallografischen Abteilung der TU Graz [40] auf ein Verdampfen der Zinkschicht zurückzuführen ist. Auch ist diese Pore ebenfalls bei fast allen Querschliffen der Schweißversuche, welche knapp vor einem Jahr mit einem CO_2 am Institut durchgeführt wurden [4], wobei die gleichen Stahlproben verwendet wurden. Neben den positiven Eigenschaften dieser Schicht gibt es bei den derzeit durchgeführten Schweißungen anscheinend das Problem, dass im Bereich der Schweißnaht das verdampfte Zink nicht vollständig entweichen kann. Ein Phänomen, was ebenfalls kurz in einem Bericht des DVS [26] erwähnt wurde. Um dem entgegenzutreten werden bei allen folgenden Schweißungen die Zinkschichten der Stahlbleche abgeschliffen.

Abschließend kann festgehalten werden, dass der Versuch die Energie weiter zu senken mittels einer Spannplatte positiv umgesetzt werden konnte. Die Reduktion der Streckenenergie (30%!) wiederspiegelte sich aber keinesfalls in den Ergebnissen der maximal erreichbaren Zugkräfte. Das Ziel der nächsten Versuchsreihe ist es daher, die Auswirkungen dieser Spannplatte genauer zu untersuchen.

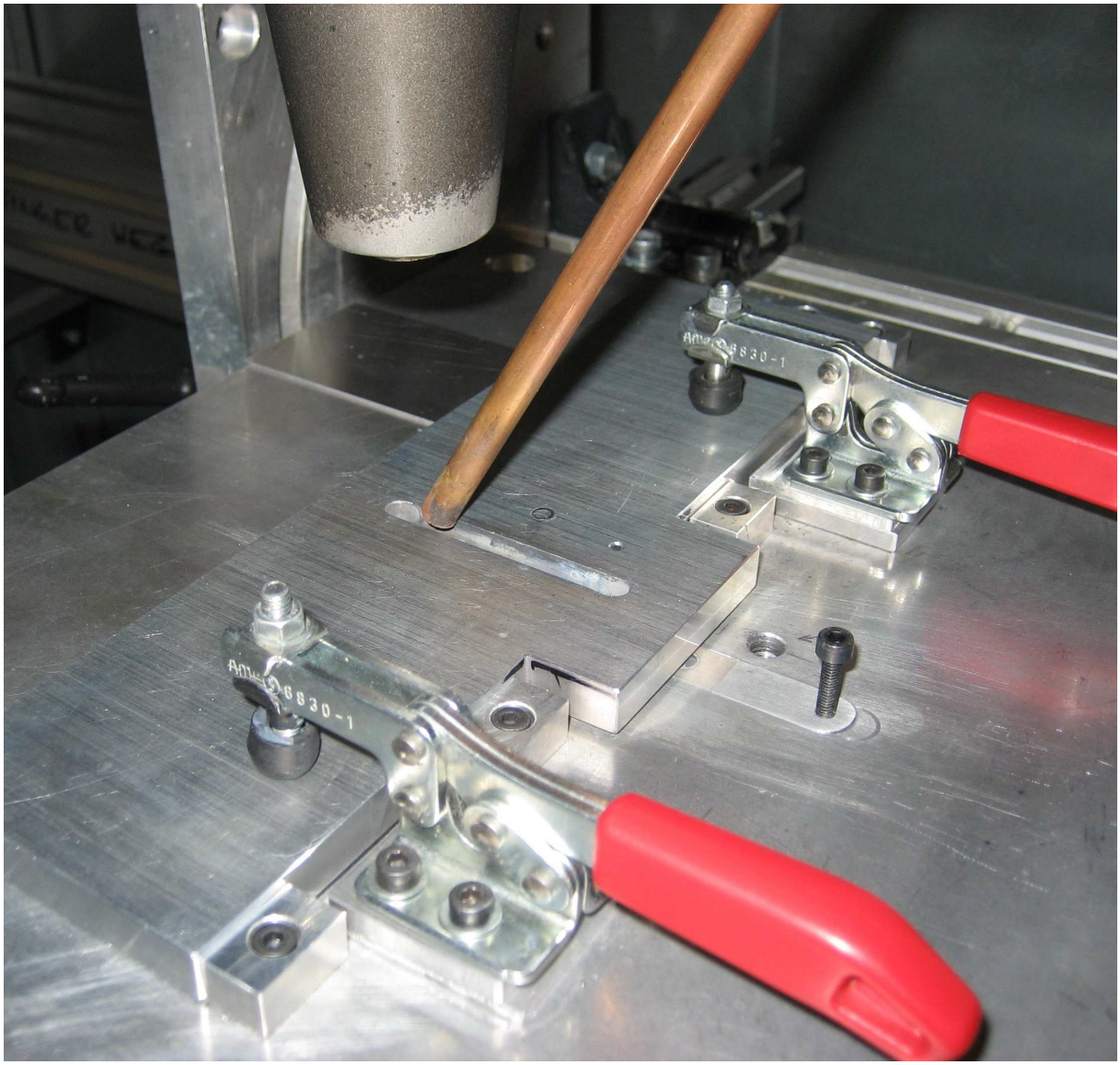


Abb. 12.3: Darstellung der Spannplatte, welche über beide Proben geleget wird und während des gesamten Schweißprozesses die Proben aneinanderdrückt

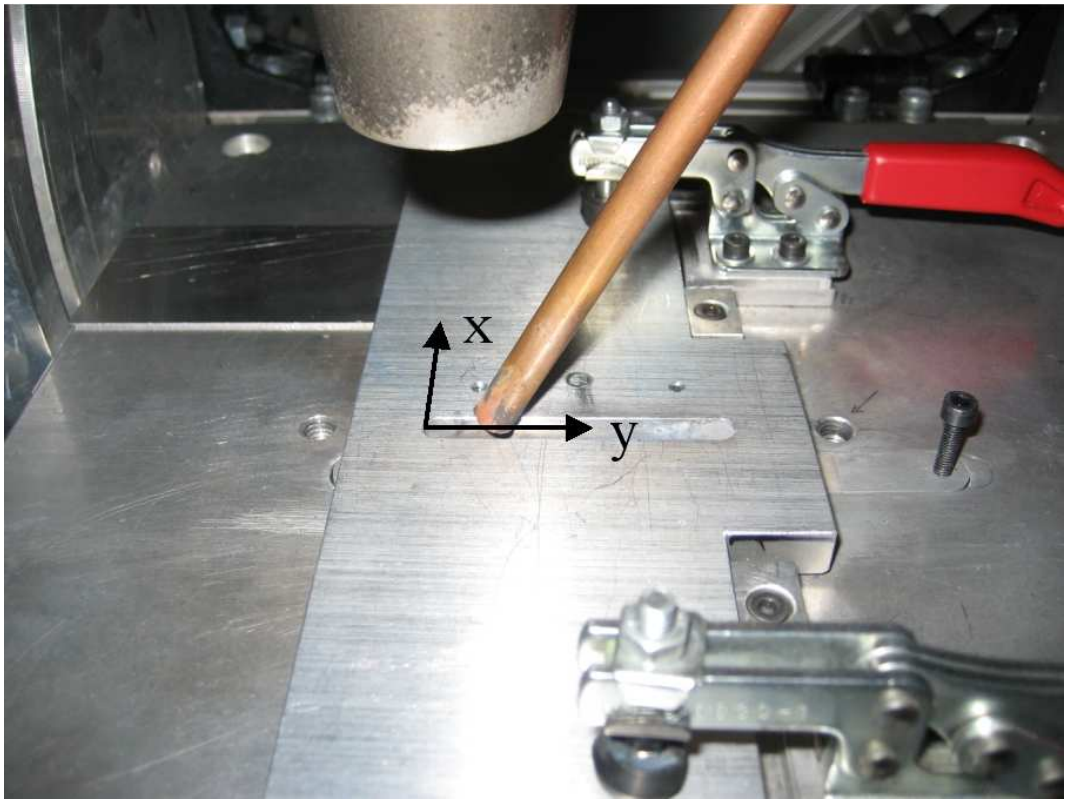


Abb. 12.4: Darstellung der Schutzgaszuführung in der x-y Ebene

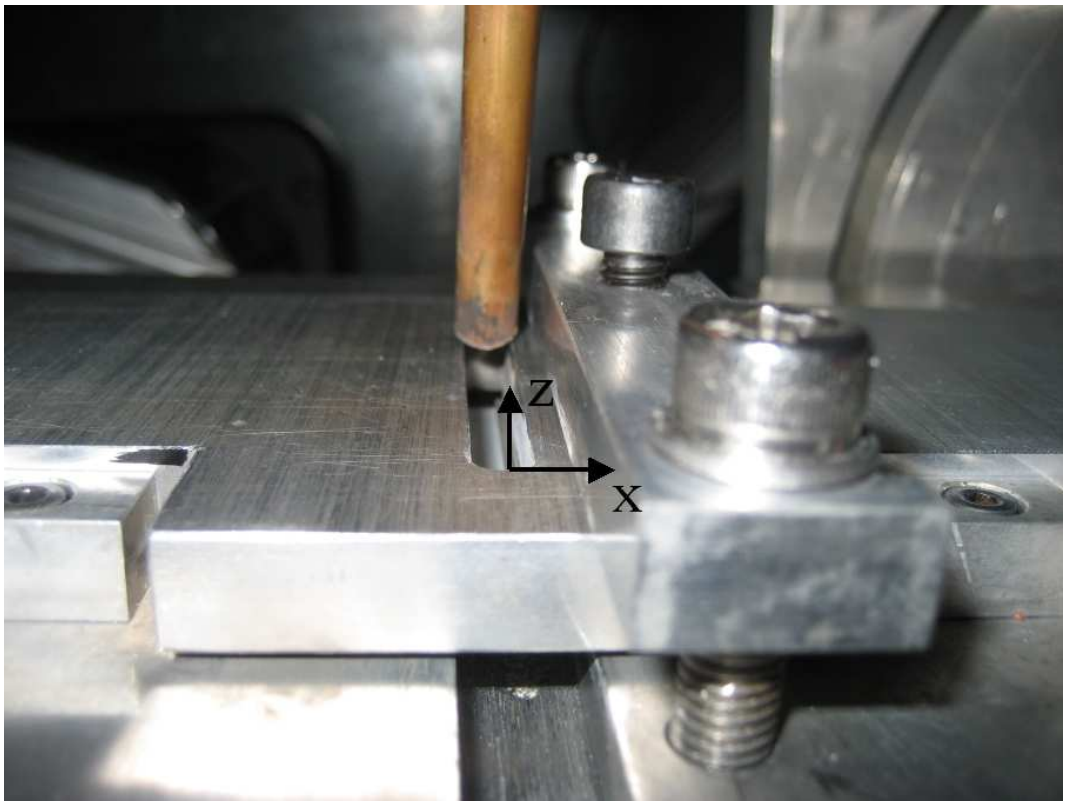


Abb. 12.5: Darstellung der Schutzgaszuführung in der x-z Ebene

12.20 Versuchsreihe T

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1650W	1750W
4: Vorschubgeschwindigkeit	15 mm/s	
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführungswinkel	65°	
7: Schutzgasposition x-Achse	mittig über Nut	
8: Schutzgasposition y-Achse	10mm	14mm
9: Schutzgasposition z-Achse	2mm	
10: Laserstrahlposition	536,4	536,7

Tabelle 12.39: Parameter der Versuchsreihe T

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Zugkraft [N]**	**Notizen**
T1	1650	15	110	-	ab jetzt: Düsengeometrie: 65°, 14mm zu wenig Streckenenergie
T2	1650	15	110	-	zu wenig Streckenenergie
T3	1650	15	110	-	zu wenig Streckenenergie
T4	1650	15	110	1500	ab jetzt: Laserstrahlposition verändert(536,6), im letzten 1/4 keine Benetzung
T5	1650	15	103	1680	im ersten und letztem 1/4 keine Benetzung
T6	1650	15	110	540	ab jetzt: Laserstrahlposition verändert(536,7), nur in Mitte Benetzung
T7	1650	15	110	540	ab jetzt: Laserstrahlposition verändert(536,6), konstante Schweißnaht
T8	1650	15	110	-	zu wenig Streckenenergie
T9	1700	15	113	-	zu wenig Streckenenergie
T10	1700	15	113	840	ab jetzt: Düsengeometrie: 65°, 8mm, im letzten 1/4 keine Benetzung
T11	1750	15	116	900	konstante Schweißnaht, begleitet von Funken und Knacksen
T12	1750	15	116	240	konstante Schweißnaht, begleitet von Funken und Knacksen
T13	1750	15	116	540	ab jetzt: Laserstrahlposition verändert(536,4), Absorption so stark, dass Loch entstand
T14	1700	15	113	600	konstante Schweißnaht,
T15	1650	15	110	-	optisch erkennbare Risse begleitet von Funken und Knacksen
T16	1700	15	110	480	zu geringe Streckenenergie

Tabelle 12.40: Schweißversuche der Versuchsreihe T

Ziel dieser Versuche war es, die Prozessstabilität mit der neuen Platte zu steigern. Aufgrund der neuen Gegebenheiten wurde natürlich die Schutzgaszuführung weitaus mehr eingeschränkt als es bei allen vorigen Schweißversuchen der Fall war. Ebenfalls problematisch war die Abdeckung der Aluminiumprobe. Um einen möglichst starken

Kontakt zwischen den Proben gewährleisten zu können, wurde quasi die gesamte Aluminiumprobe durch die Platte auf den Stahl gedrückt. Demzufolge konnte das Schutzgas nur mehr stahlseitig zugeführt werden, was aufgrund der Erkenntnisse der Versuchsreihe I zu einer schlechteren Absorption der Laserstrahlung führen würde.

Um dem ein wenig entgegenzusetzen, wurde die Schutzgasmenge und die eventuell damit verbundene Wärmeabfuhr auf ein Minimum von 5 l/min (!) reduziert, was aufgrund der Erkenntnisse einer Diskussion [23] ausreichen sollte. Durch die konstruktive Gestaltung der Aluminiumplatte war es dem Schutzgas auch nicht so leicht möglich, aus dem Schweißbereich zu entweichen, wodurch diese geringe Menge tatsächlich ausreichend war. Die Schweißgesichter wiesen keine Spuren von erhöhter Oxidation auf, wie es bei jenen Versuchen der Fall war, wo das Schutzgas weggelassen wurde. Leider musste die Erkenntnis der vorangegangenen Versuchsreihe bestätigt werden. Auch bei dieser Reihe wurden sehr schlechte Ergebnisse hinsichtlich der Zugfestigkeiten erreicht.

Interessant ist jedoch die Auswirkung der nun weggeschliffenen Zinkschicht. Schon der rein optische Vergleich zwischen einem Schweißgesicht, welches aus einer Stahlprobe mit Verzinkung entstanden ist, Abildung 12.6, und einem Schweißgesicht aus einer Probe ohne der besagten Zinkschicht, Abbildung 12.7, zeigt große Unterschiede. Die braunen Brandrückstände bei Abbildung 12.6 lassen auf ein teilweises „Verbrennen“ der Schicht rückschließen. Anscheinend führen wir derzeit zu viel Energie zu, sodass die Zinkschicht förmlich verbrennt anstatt sich „normal“ aufzlösen. Derartige Rückstände sind bei Abbildung 12.7 nicht zu erkennen. Weitaus interssanter ist natürlich, ob sich die schon öfters erwähnte Pore nun verschwunden ist, was die Metallografie der zukünftigen Proben zeigen wird.

Das Ziel, eine dramatische Erhöhung der Zugfestigkeit zu erlangen, konnte mit dieser Versuchsreihe nicht erreicht werden. Erkennbare optische Auswirkungen hatte aber ein Wegschleifen der Zinkschicht. Hinsichtlich der nächsten Versuchsreihen wird man versuchen, mittels erhöhter Schweißgeschwindigkeiten die Streckenenergie weiters drastisch zu senken.



Abb. 12.6: Schweißgesicht der Probe R7d, mit Zinkschicht

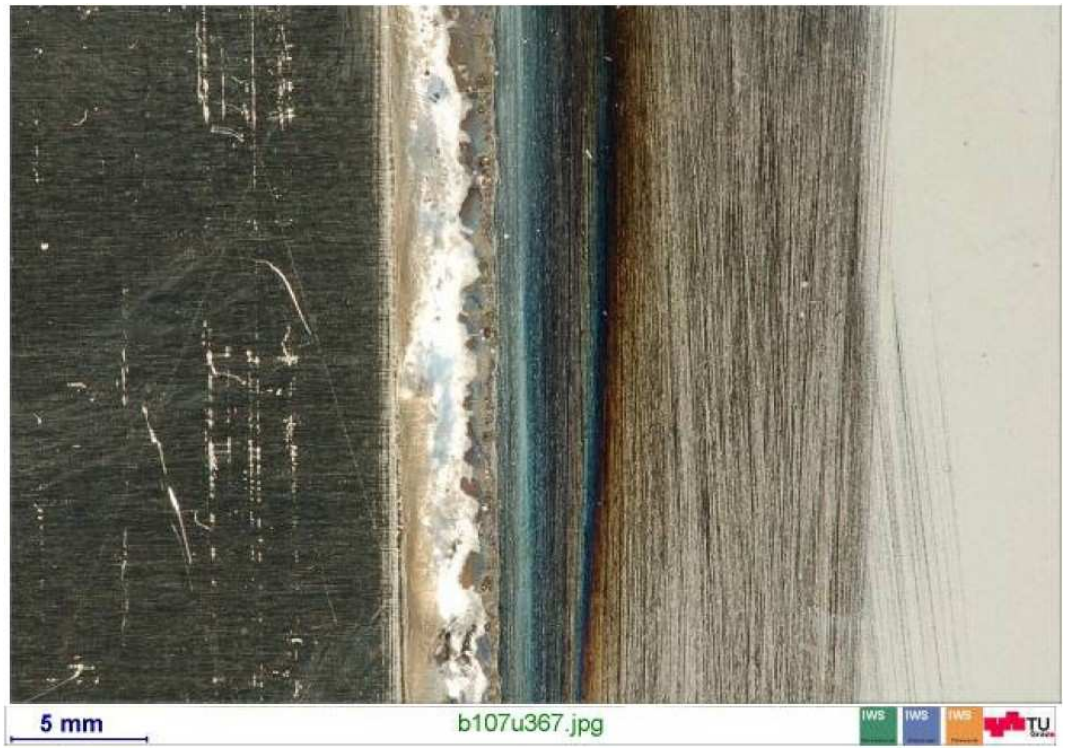


Abb. 12.7: Schweißgesicht der Probe S9, ohne Zinkschicht

12.21 Versuchsreihe U

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1900W	2800W
4: Vorschubgeschwinigkeit	20 mm/s	35 mm/s
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführungswinkel	65°	
7: Schutzgasposition x-Achse	mittig über Nut	
8: Schutzgasposition y-Achse	10mm	
9: Schutzgasposition z-Achse	2mm	

Tabelle 12.41: Parameter der Versuchsreihe U

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Zugkraft [N]	Notizen
U1	2100	20	105	1800	
U2	1900	20	95	0	zu wenig Streckenenergie
U3	2000	20	100	900	
U4	2000	20	100	1200	
U5	2000	20	100	1800	
U6	2350	25	94	1080	
U7	2250	25	90	1800	
U8	2250	25	90	840	
U9	2300	25	92	1500	
U10	2300	25	92	1650	
U11	2600	30	87	1500	
U12	2600	30	87	600	
U13	2550	30	85	1020	
U14	2800	35	80	780	
U15	2800	35	80	1800	
U16	2800	35	80	1200	

Tabelle 12.42: Schweißversuche der Versuchsreihe U

Bis jetzt konnte zwar keine Stabilität bezüglich der Zugfestigkeiten erreicht werden, jedoch konnten zumindest schon ab Reihe K mit 100% Sicherheit Schweißnähte erzeugt werden, variiert man nicht die Standarteinstellung. Mit dieser nun erzielten Prozessstabilität konnten gemäß der Erkenntnisse aus einer linearen Regression mit entsprechend hohen Schweißgeschwindigkeiten die Streckenergie drastisch gesenkt werden. Eine Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit um ungefähr 20%-25% hat eine Verringerung der Streckenenergie von etwa 6%-8% zur Folge. Somit konnte die Streckenenergie auf etwa 80 J/mm(!) gesenkt werden. Vergleicht man dies mit vorigen Streckenenergien von bis zu 240 J/mm ist dies schon eine enorme Steigerung, jedoch mit einer einschränkenden Bedingung: Es handelt sich dabei nicht um jene Energie, mit der eine Schweißung alleine erzielt werden kann. Diese Energie reicht nur dann für eine Schweißung, wenn vorher eine entsprechende Vorwärmung durchgeführt wurde. Das heißt, dass die tatsächlich eingebrachte Streckenenergie natürlich höher ist.

Laut angaben in der Literatur [29] würde eine kritische Dicke der intermetallischen Phasen bei einer Streckenenergie unter 100 J/mm nicht erreicht werden. Da aber ausnahmslos ein zumindest leises Knacksen bei allen Proben zu hören war, die Zugversuche zahlreiche desaströse Ergebnisse lieferten und die erzielten Schweißnähte wie immer hoch spröde und von einer geringen Duktilität waren, muss die absolut eingebrachte Streckenenergie definitiv über der kritischen Grenze gelegen haben. Dies zeigt auch Abbildung 12.12, wo die Zugversuchsergebnisse der TU Graz angeführt sind. Die Proben U5 und S9, welche allesamt mit der neuen Platte angefertigt wurden, lieferten dabei mit Abstand die schlechtesten Ergebnisse. Obwohl im Vergleich zu den Proben der Reihen P und der Reihe R die eingebrachte Streckenenergie um bis zu 100% (!) gesenkt werden konnte, fielen die Ergebnisse weitaus schlechter aus. Die Ergebnisse der Metallografie sind in Kapitel 13.7 angeführt. Die Querschliffe weisen große Bereiche von intermetallischen Phasen auf, welche allesamt zahlreiche Risse enthalten. Die Probe U7 war sogar so schlecht, dass sie bei der Untersuchung zerbrach.

Abschließend muß man festhalten, dass diese Proben sowohl hinsichtlich der Ergebnisse der Metallografie, als auch der Zugfestigkeiten zu den schlechtesten zählen. Als einzig positive Erkenntnis ist festzuhalten, dass die große Pore des verdampften Zinks verschwunden ist, da die Zinkschicht der Proben seit der Versuchsreihe T abgeschliffen wurde. Für die nächsten Versuchsreihen müssen daher wieder Änderungen im Schweißprozess an sich gemacht werden.

12.22 Versuchsreihe V

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	2300W	2750W
4: Vorschubgeschwinigkeit	25 mm/s	35 mm/s
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführungswinkel	65°	
7: Schutzgasposition x-Achse	mittig über Nut	
8: Schutzgasposition y-Achse	10mm	
9: Schutzgasposition z-Achse	2mm	
10: Laserstrahlposition	standart (536,0)	aluseitig (536,3)

Tabelle 12.43: Parameter der Versuchsreihe V

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Laserposition**	**Zugkraft [N]**
V1	2750	35	78,5	standard	1560
V2	2750	35	78,5	aluseitig	480
V3	2750	35	78,5	standard	840
V4	2750	35	78,5	standard	1320
V5	2750	35	78,5	aluseitig	1140
V6	2550	30	85	aluseitig	1500
V7	2550	30	85	aluseitig	480
V8	2550	30	85	standard	600
V9	2550	30	85	standard	540
V10	2550	30	85	standard	1500
V11	2300	25	92	standard	600
V12	2300	25	92	aluseitig	900
V13	2750	35	78,5	aluseitig	560
V14	2550	30	85	standard	900

Tabelle 12.44: Schweißversuche der Versuchsreihe V

Ziel dieser Versuchsreihe war es, den Schweißprozess in Bezug auf die Laserstrahlpostion zu verändern. Einige Autoren [41] berichteten von Schweißversuchen, bei denen ein Teil der Laserstrahlung direkt auf das Aluminium gerichtet ist. Obwohl Aluminium eine weitaus geringe Absorption als Stahl hat, wurde dieses Phänomen ebenfalls untersucht, da auf die konstruktiven Änderungen der nächsten Reihen noch gewartet werden musste.

Mit beiden Laserstrahlpositionen wurden an sich erfolgreiche Schweißnähte produziert, jedoch wiesen auch diese enorme Schwankungen in den Zugfestigkeiten auf. Einzig das Schweißgesicht änderte sich aufgrund der veränderten Laserposition: Jene Schweißnähte, welche mit der Laserstrahlposition 536,0 herrgestellt wurden, wiesen signifikant dunklere Flecken auf, welche jedoch keine optisch erkennbaren Risse enthielten. Dabei wurde keine Strahlung auf die Aluminiumprobe gerichtet, wohingegen

bei der Positon 536,3 etwa 15% der Strahlung direkt auf das Aluminium gerichtet wurde.

Derzeit erscheint die Auswirkung der Laserstrahlposition keine Bedeutung bezüglich der Zugfestigkeiten zu haben, solange sich diese im schweißbaren Prozessfenster befindet. Beide Varianten der Laserstrahlpositionen führten immer zu erfolgreichen Schweißnähten, jedoch wiesen auch die Ergebnisse beider Varianten enorme Schwankungen hinsichtlich der Zugfestigkeiten auf. Entsprechend den Erkenntnissen der Versuchsreihe L dürfte sich ein Verschieben der Laserstrahlposition in Richtung der Stahlseite weitaus größer auswirken als in jene des Aluminiumteils.

12.23 Versuchsreihe W

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-50mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1300W	2650W
4: Vorschubgeschwinigkeit	20 mm/s	30 mm/s
3: Schutzgasmenge	5 l/min	
5: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.45: Parameter der Versuchsreihe W

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Schweißung**	**Bemerkung**
W1	1300	20	65	nein	zu wenig Energie
W2	1600	20	80	nein	zu wenig Energie
W3	1900	20	95	nein	Keramik gebrochen
W4	2000	20	100	ja	ungleichmäige Schweißnaht
W5	2000	20	100	ja	ungleichmäige Schweißnaht
W6	2300	25	92	nein	schlechte Benetzung
W7	2250	25	90	nein	schlechte Benetzung
W8	2550	30	85	nein	schlechte Benetzung
W9	2650	30	88	nein	schlechte Benetzung
W10	1800	20	90	nein	zu wenig Energie
W11	2000	20	100	nein	zu wenig Energie
W12	2100	20	105	nein	zu wenig Energie
W13	2300	20	115	nein	zu wenig Energie
W14	2600	20	130	ja	
W15	2500	20	125	ja	
W16	2300	20	115	ja	
W17	2300	20	115	ja	
W18	2200	20	110	ja	
W19	2300	20	105	nein	zu wenig Energie
W20	2600	25	104	ja	

Tabelle 12.46: Schweißversuche der Versuchsreihe W

Aufgrund der schlechten Ergebnisse der letzten Versuchsreihen musste eine Änderung im Schweißvorgang an sich durchgeführt werden. Sehr interessant dabei war die in Versuchsreihe U erwähnte Tatsache, dass die letzten Zugversuchsergebnisse weitaus schlechter ausfielen als die davor. Dies lässt insofern auf die Annahme schließen, dass anscheinend in den letzten Versuchsreihen die intermetallischen Phasen zumindest genauso oder gar weitaus größer wachsen konnten als in den Reihen davor. Grund dafür könnte die konstruktive Gestaltung der Platte gewesen sein. Die Platte an sich war nach zahlreichen Schweißvorgängen immer sehr warm, sodass diese quasi als Wärmespeicher diente. Demzufolge wurde ein Großteil der eingebrachten Wärme immer direkt in die Aufnahme geleitet.

Um dem entgegenzusetzen, wurden ein Teil der Aufnahme und ein Teil der Druckplatte mit einer Keramikeinlage ausgestattet, sodass die Wärme im Fügebereich „ge-

fangen“ bleiben sollte. Keramik hat eine weitaus geringere Wärmeleitfähigkeit als Aluminium. Leider fiel die praktische Umsetzung sehr schlecht aus. Technische Keramiken weisen an sich eine sehr hohe Festigkeit auf, erfolgt jedoch eine kleine, fast punktförmige Belastung, so kann es dennoch zum Bruch kommen, was leider ab Versuch W3 der Fall war. Während des Schweißprozesses entstand immer eine kleine Materialanhäufung im Grenzbereich zur Keramik, wodurch diese einseitig, immer annähernd punktweise, belastet wurde.

Somit brach ab dem Versuch W3 immer nach jedem Schweißvorgang ein weiteres Stück Keramik heraus. Ein anderer Grund dafür könnte aber auch die erhöhte Biegesteifigkeit der Keramik im Vergleich zum Aluminium gewesen sein, welche ebenfalls eine erhöhte Belastung immer im Fügebereich zur Folge hätte.

Das Ziel, eine isolierende Keramikschicht in die Spannplatte zu intergrieren scheiterte leider. Während der gesamten Versuchsreihe war es nicht möglich schöne gleichmäßige Schweißnähte zu erzielen. Je nachdem, wo ein Stück der Keramik abgebrochen wurde, kam es zu einem Benetzungsfehler. Später wurde dann mit der defekten Keramik und mit dünneren Stahlblechen (ab Versuch W10) die Versuchsreihe zu Ende geführt. In der nächste Versuchsreihe wird daher versucht, anstatt Keramik ein anderes Meterial als „Isolator“ zu verwenden.

12.24 Versuchsreihe X

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung Vorwärmen	-30mm	-60mm
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1700W	2500W
4: Vorschubgeschwinigkeit	15 mm/s	25 mm/s
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.47: Parameter der Versuchsreihe X

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Vorwärmen	Schweißung	Bemerkung
X1	1700	20	85	-40mm	nein	mit Druckvorrichtung, zu wenig Energie
X2	1800	20	90	-40mm	nein	mit Druckvorrichtung, zu wenig Energie
X3	2000	20	100	-40mm	nein	mit Druckvorrichtung, zu wenig Energie
X4	2300	20	115	-60mm	ja	mit Druckvorrichtung
X5	2000	20	100	-50mm	ja	ohne Druckvorrichtung, knacksen wahrnehmbar
X6	2100	20	105	-40mm	nein	mit Druckvorrichtung, zu wenig Energie
X7	2000	20	100	-30mm	nein	mit Druckvorrichtung, zu wenig Energie
X8	2100	20	105	-30mm	ja	mit Druckvorrichtung
X9	2200	20	110	-30mm	ja	mit Druckvorrichtung
X10	1900	15	126	-30mm	ja	mit Druckvorrichtung
X11	2500	25	100	-30mm	ja	mit Druckvorrichtung
X12	2500	25	100	-30mm	ja	mit Druckvorrichtung

Tabelle 12.48: Schweißversuche der Versuchsreihe X

Da die Versuche mit der Keramik gescheitert waren, musste eine andere Abhilfe gefunden werden. Anstatt der Keramik wurde ein Edelstahl in die Spannplatte eingebettet. Edelstahl hat zwar nicht so eine geringe Wärmeleitung wie Keramik, sie beträgt dennoch nur ein Zehntel von jener des Aluminiums [50].

Des weiteren wurde auch an der Druckschiene gearbeitet. In den Versuchen des Bremer Institutes für angewandte Strahltechnik [29], [45] wurde ein entsprechender Apparat konstruiert, welcher mit einer enormen Druckkraft von oben die beiden Proben während des Fügevorganges zusammendrückte. Da eine solche Apparatur in absehbarer Zeit nicht fertigbar war, wurde eine entsprechende Ersatzlösung konzipiert. Eine Druckschiene bestehend aus einer Aluminiumplatte wurde dafür quer über die Spannplatte gelegt und dann mittels zwei M8 Schrauben in die Aufnahme geschraubt. Durch die Schraubverbindung konnte eine enorme Spannkraft erreicht werden.

Da erwartet wurde, dass die Wärme jetzt aufgrund der erhöhten Anpresskraft weitaus weniger die Fügezone verlassen konnte, wurde die Versuchsreihe mit einer sehr geringen Streckenenergie gestartet. Leider musste aber festgestellt werden, dass aufgrund der durchgeführten Änderungen eine Erhöhung der Streckenenergie nötig war. Um einen Fehler der gesamten Laseranlage auszuschließen, wurde eine Vergleichsprobe ohne Druckvorrichtung mit älteren Parametern durchgeführt, welche erfolgreich geschweißt werden konnte.

Was jedoch nach einigen Proben stark auffiel war, dass die Proben nach dem Schweißvorgang an sich nur mehr ein geringe Temperatur aufwiesen, im Gegensatz zu allen vorangegangenen Schweißversuchen. Dies lässt sich dadurch erklären, dass durch die erhöhte Spannkraft die Wärmeleitung und somit auch die Wärmeableitung dermaßen erhöht wurden, dass einerseits mehr Energie notwendig war um zu schweißen, andererseits ein Großteil der Wärme jetzt auch weitaus schneller abgeführt werden konnte. Es bestand somit nicht mehr die Möglichkeit, dass die Wärme längere Zeit in den Proben gespeichert wurde. Ein Phänomen, was an sich sehr positiv sein sollte, da für eine optimale Schweißnaht mit geringen Anteilen von intermetallischen Phasen hohe Aufheiz- und Abkühlzeiten hilfreich sind, um ein entsprechendes Phasenwachstum zu vermeiden.

Aufgrund der erworbenen Erkenntnisse wurde die Defokussierung beim Vorwärmvorgang verringert, da die Zeit zwischen dem Vorwärmen und der Schweißung verringert werden sollte. Somit wurde am Schluss mit derselben Defokussierung vorgewärmt, wie während der Schweißung an sich. Aufgrund der in dieser Versuchsreihe erhaltenen Erkenntnisse wird die nächste dazu verwendet, eine Vielzahl von Proben reproduzierbar herzustellen, welche dann allesamt einer genauen Untersuchen unterzogen werden sollen.

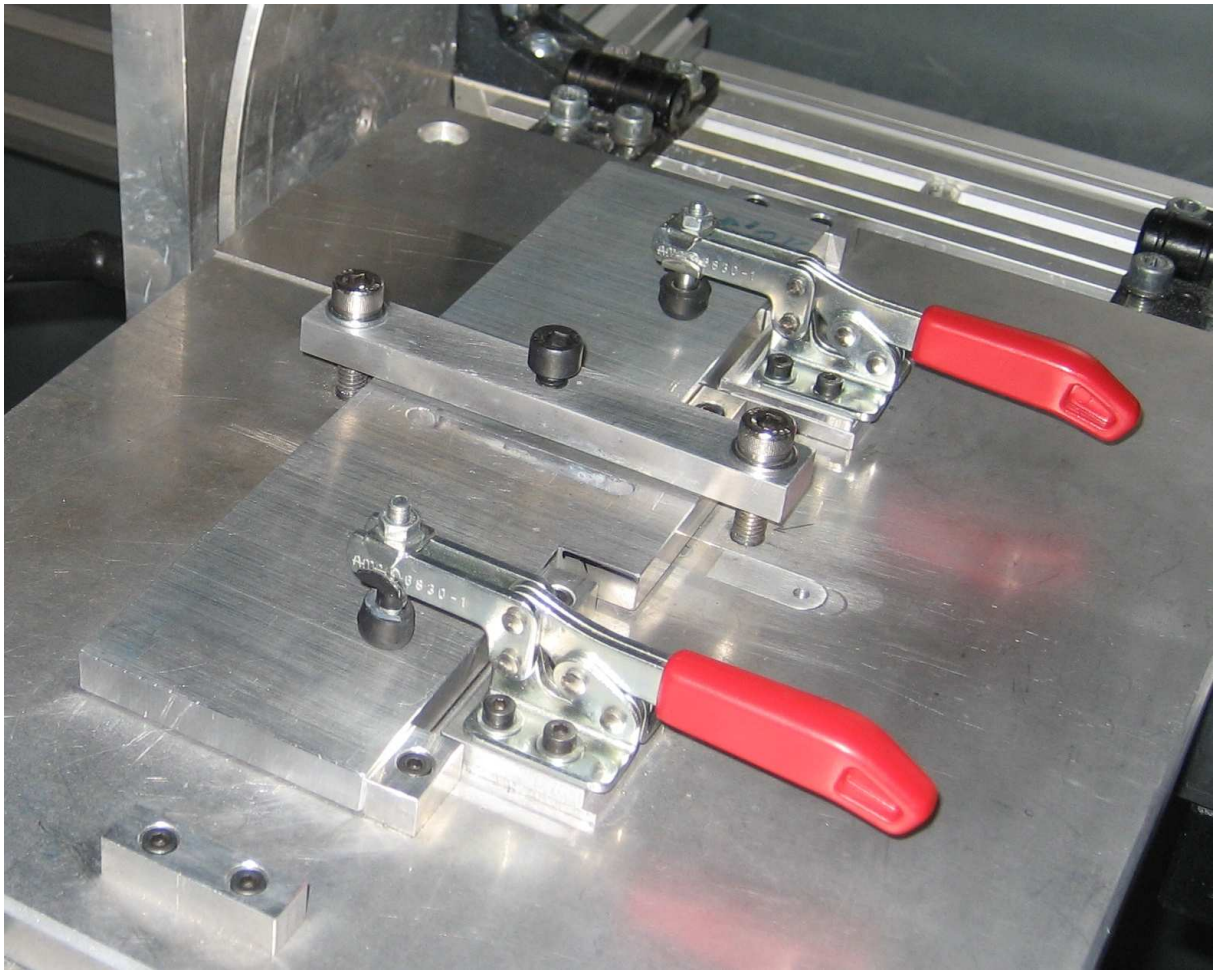


Abb. 12.8: Darstellung der neuen Spannvorrichtung, bestehend aus Spannplatte und Druckschiene

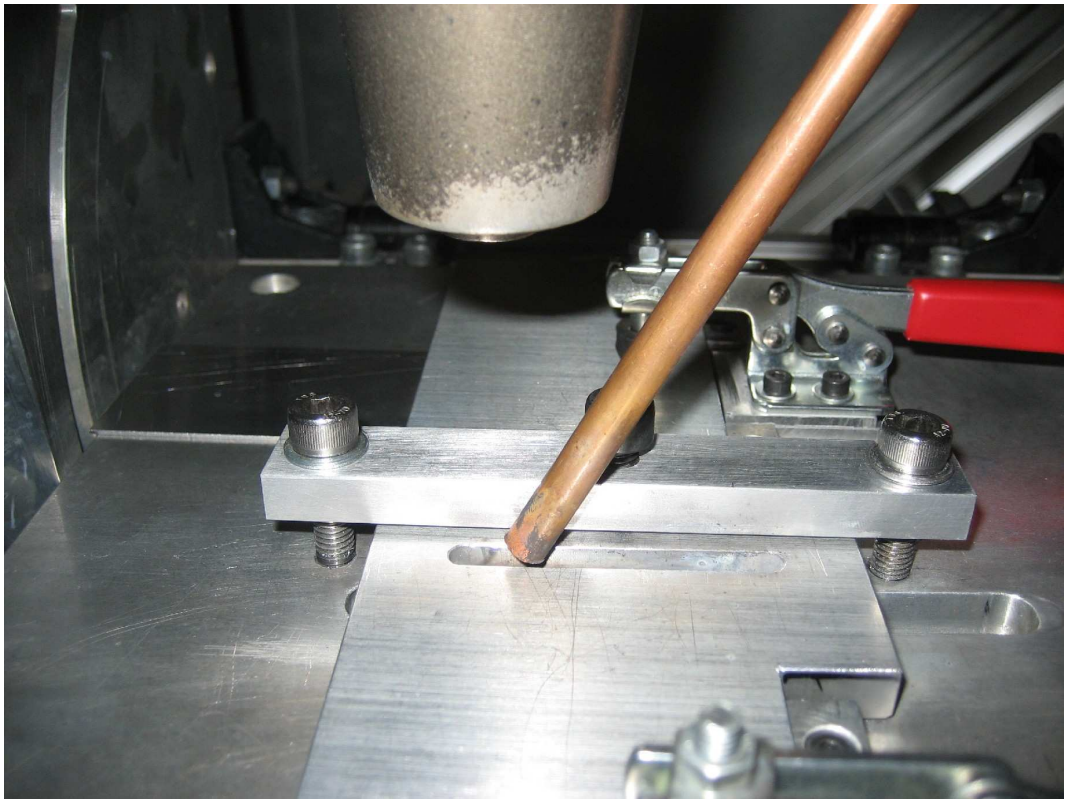


Abb. 12.9: Schutzgaszuführung bei der Spannplatte

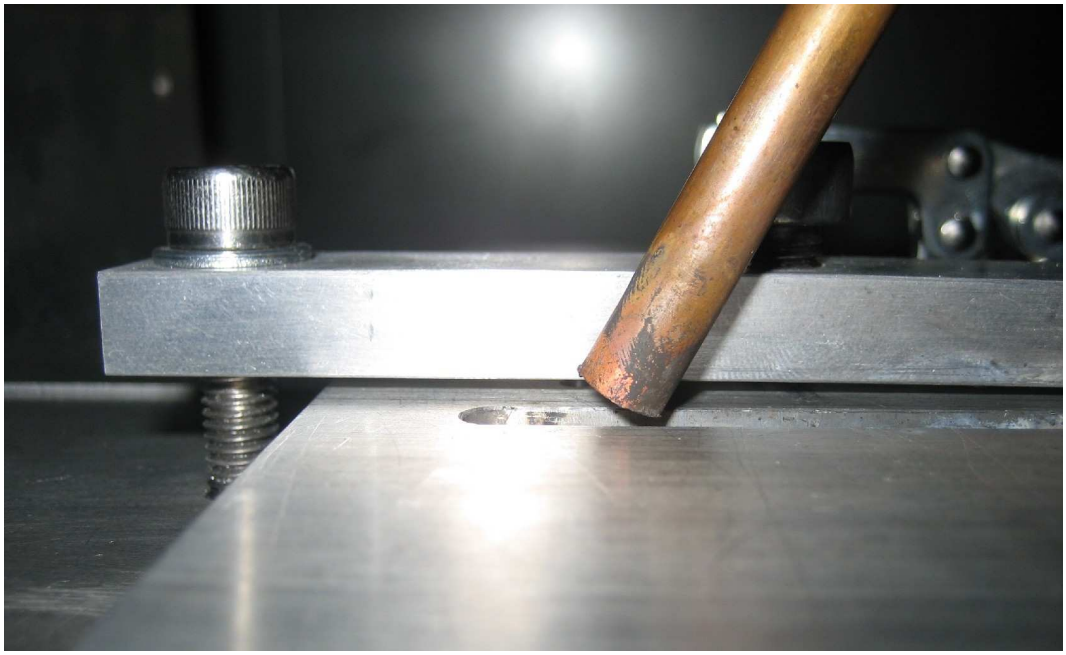


Abb. 12.10: Detaildarstellung der Schutzgaszuführung in der x-z-Ebene

12.25 Versuchsreihe Y

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-30mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1900W	2700W
4: Vorschubgeschwinigkeit	15 mm/s	25 mm/s
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführungswinkel	65°	
7: Schutzgasposition x-Achse	mittig über Nut	
8: Schutzgasposition y-Achse	10mm	
9: Schutzgasposition z-Achse	2mm	

Tabelle 12.49: Parameter der Versuchsreihe Y

Versuch	**Leistung [W]**	**Vorschub [mm/s]**	**Streckenenergie [J/mm]**	**Aludicke [mm]**	**Zugkraft am IFLT [N]**	**Untersuchung an TU Graz**
Y1	1900	15	126	1,5	1800	Zugversuch
Y2	1900	15	126	1,5	1800	Metallografie
Y2a	1800	15	120	1,5	1800(!)	nur geringe Benetzung
Y3b	1900	15	126	1,5	1800	Zugversuch
Y4	1900	15	126	1,5	1800	Metallografie
Y5	1900	15	126	1,5	1800	
Y6	1700	15	113	1	1800	Metallografie
Y7	1600	15	106	1	900	nur geringe Benetzung
Y8	1700	15	113	1	1200	
Y9	2200	20	110	1,5	1800	
Y10	2200	20	110	1,5	1800	
Y11	2300	20	115	1,5	1800	
Y12	2300	20	115	1,5	1800	Metallografie
Y13	2300	20	115	1,5	1800	Zugversuch
Y14	2300	20	115	1,5	1800	
Y15	2100	20	105	1	1800	Zugversuch
Y16	2000	20	100	1	1800	
Y17	2100	20	105	1	1800	Metallografie
Y18	2600	25	104	1,5	1800	Metallografie
Y19	2600	25	104	1,5	1800	Zugversuch
Y20	2700	25	108	1,5	1800	
Y21	2700	25	108	1,5	1800	
Y22	2400	25	96	1	1800	Metallografie
Y23	2400	25	96	1	1800	Zugversuch

Tabelle 12.50: Schweißversuche der Versuchsreihe Y

Diese Versuchsreihe wurde dazu verwendet, die Erkenntnisse der letzten Reihen genauer zu untersuchen. Es wurden gemäß der letzten Erkenntnisse die notwendigen Leistungen/ Streckenenergien angepasst und entsprechend einer linearen Regression auch andere Vorschubgeschwindigkeiten eingestellt. Der Vorwärmvorgang an sich wurde wie vorher beschrieben mit derselben Defokussierung durchgeführt wie der eigentliche Schweißvorgang. Auch wurden erstmals verschiedene Aluminiumstärken

getestet, wobei sich der Dickenunterschied nur sehr gering auswirkte. Im Durchschnitt sind 200W weniger Leistung oder anderes ausgedrückt nur etwa 10% weniger Leistung notwendig, was bei einer Dickenreduktion von 33% nur sehr wenig ist.

Bei dieser Versuchsreihe ist man dem Ziel von konstanten Zugfestigkeitswerten zumindest einen großen Schritt nähergekommen. Es konnten fast alle Proben mit der am Institut vorhandenen Testvorrichtung nicht gerissen werden, sodass diesmal fast alle Proben zur weiteren Untersuchung nach Graz geschickt wurden. Somit konnte eine Mindestzugfestigkeit von etwa 1800N festgehalten werden, sieht man von dem Ausreißer Y8 ab. Jene Proben, welche aufgrund zu geringer Streckenenergie keine konstante Schweißnaht enthielten, überstanden dabei ebenfalls die Zugprüfung von etwa 1800N. Dies lässt einerseits auf das hohe Potential für Verbesserung schließen. Auf der anderen Seite wurden eben diese Proben mit noch weniger Energie als die übrigen geschweißt, sodass diese eventuell geringere intermetallische Phasen aufwiesen.

Die Ergebnisse der metallografischen Analyse sind in Kapitel 13.8 zu sehen. Insgesamt fiel diese nicht so positiv aus wie eigentlich zu erwarten war. Alle Proben wiesen immer an verschiedenen Stellen im Gefüge kleine Risse auf. Auch Poren waren erstaunlicherweise ab und zu vorhanden. Jedoch ist bei einigen Proben im Vergleich zu den vorigen Analysen eine zumindest geringe Verbesserung des Gefüges zu erkennen. Es sind zwar immer wieder Risse vorhanden, doch hat sich die Risshäufigkeit im Vergleich zu den vorigen Untersuchungen definitv verbessert. Weiters existieren erstmals auch Bilder, wo über weite Bereiche kein Riss zu erkennen ist, wie beispielsweise in Abbildung 13.78 und Abbildung 13.86.

Sehr interessant ist auch das Untersuchungsergebnis der Probe Y22, welches ab Abbildung 13.87 zu sehen ist. Die Schweißnaht an sich ist wie immer durch zahlreiche intermetallischen Phasen gekennzeichnet, bei denen Stahl in Aluminium diffundiert ist. Es ist aber erstaunlich, dass über den gesamten Phasenbereich keine (!) Risse vorhanden sind. Jedoch ist der direkte Übergang dieser Phase auf den Stahl verheerend ausgefallen, bzw. fast nicht vorhanden. Interessant wäre hier der Einsatz eines benetzungssteigerenden Flussmittels gewesen. Möglicherweise existiert ein anderer Grund, warum sich der Riss bei dieser Probe nur im Übergang gebildet hat. Am Ende des Risses ist erstmals ein perfekter Übergang und somit auch ein perfektes Bild entstanden, siehe Abbildung 13.91. In diesem Bereich entand eine perfekte Schweißung ohne Risse und mit einer Phasenbreite von nur wenigen μm. Es handelt sich dabei um das beste Bild der gesamten Arbeit.

Es konnte aber über die gesamte Versuchsreihe kein Trend hinsichtlich des Phasenwachstums beziehungsweise der „Risshäufigkeit“ erkannt werden. Zur Erinnerung: Die Streckenenergie sank mit der Nummerierung der Proben von 126 J/mm auf unter 100

k/mm. Höchst interessant ist jedoch die Tatsache, dass die oben beschriebene Probe Y22 als einzige mit einer Streckenenergie unter 100 J/mm geschweißt wurde, was vielleicht die Rissfreiheit im Gefüge erklären könnte. Auch ließ sich hier der Verdacht, dass sich bei erhöhten Leistungen, aufgrund der daraus resultierenden erhöhten Temperaturen, das Phasenwachstum weitaus negativer ausbilden würde, nicht erhärten.

Die Ergebnisse der Zugversuche waren immerhin mit weitem Abstand die Besten aller Reihen, wie man anhand der Abbildung 12.11 erkennen kann. Es konnte erstmals eine maximale Zugkraft von 5000N erreicht werden. Erreicht wurde diese mit Probe Y1. Leider konnte die Probe Y3, welche mit identen Paramtern geschweißt wurde „nur“ 3500N an Zugkraft erreichen. Proben mit identen Paramtern wurden auch metallografisch untersucht. Immerhin lässt sich ein kleiner Trend erkennen, und zwar, dass mit steigenden Leistungen tendenziell niedrigere Zugfestigkeiten erreicht wurden. Diese Aussage hat aber nichts mit der Phasenuntersuchung an sich zu tun, da sich der oben beschriebene schlechte Übergang bei den Zugversuchungen anscheinend weitaus desaströser auswirkt, als zahlreiche kleine Risse im Gefüge, wie bei dem Zugversuch Y23 (ident zu Y22) zu erkennen ist.

Die durchschnittliche Zugfkraft der Proben Y1-Y17 beträgt derzeit 4000N. Eine Mindestzugkraft von 3000N wird dabei von jeder Probe erreicht. Ab Probe Y18 wurde mit einer erhöhten Vorschubgeschwindigkeit mit der daraus resultierenden erhöhten Leistung geschweißt. Anscheinend führt dies, trotz sinkender Streckenenergie zu einer schlechteren Benetzung, sodass nur mehr geringe Zugfestigkeiten zu erreichen sind.

Es muss insgesamt festgehalten werden, dass diese Versuchsreihe zwar das Optimum dieser Arbeit derzeit darstellt, aber bei weitem noch nicht das perfekte Endergbnis ist. Im Vergleich zu jener Arbeit, wo zuvor am Institut Schweißnähte mit einem CO_2 Laser untersucht wurden [4], konnte immerhin die maximal erreichbare Zugkraft um das 5-fache gesteigert werden, wobei diese Werte auch reproduzierbar sind. Gut zu erkennen ist diese Gesamtverbesserung in der Abbildung 12.14.

12.26 Versuchsreihe Z

Parameter	mindestens	maximal
1: Defokussierung Vorwärmen	-30mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1600W	2000W
4: Vorschubgeschwinigkeit	15 mm/s	25 mm/s
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführung	standard	

Tabelle 12.51: Parameter der Versuchsreihe Z

Versuch	Leistung [W]	Vorschub [mm/s]	Streckenenergie [J/mm]	Schweißung	Bemerkung
Z1	1900	15	126	ja	
Z2	1900	15	126	nein	zu wenig Energie
Z3	2000	15	133	ja	
Z4	2000	15	133	ja	
Z5	1900	15	126	ja	Metallografie
Z6	1900	15	126	ja	Zugversuch
Z7	1900	15	126	ja	
Z8	1600	15	106	nein	neue Spannplatte
Z9	1700	15	113	nein	neue Spannplatte
Z10	1900	15	126	nein	neue Spannplatte

Tabelle 12.52: Schweißversuche der Versuchsreihe Z

Da auf die Ergebnisse aus Graz gewartet werden musste, wurde die Reproduzierbarkeit einige Tage später überprüft. Es musste die Streckenenergie um etwa 10% erhöht werden, um wieder konstante Schweißnähte zu erzielen. Dies ist wahrscheinlich auf einen besseren thermischen Kontakt zurückzuführen, da diesmal die Druckschiene leicht verändert wurde .

Des Weiteren wurde ab Versuch Z8 eine neue Spannplatte eingesetzt, welche mit einer um 5 Millimeter breiteren Nut gefertigt wurde, sodass ein größerer Teil des Aluminiums zu sehen war. Gemäß der Erkenntnisse aus Versuchsreihe I konnte dadurch die Gaszuführung weitaus mehr auf den Aluminiumteil gerichtet werden, wodurch ein Sinken der Streckenenergie zu erwarten war. Leider ließ sich der Verdacht nicht erhärten. Grund dafür ist sicherlich, dass aufgrund der nun vergrößerten Nut die Aluminiumprobe weitaus weniger auf den Stahl gedrückt werden konnte. Dadurch war natürlich der thermische Kontakt bei weitem nicht so hervorragend, wie in den Versuchsreihen davor.

Die Untersuchungsergebnisse der Metallografie waren auch diesemal sehr interessant. Wieder wurden bei der Probe Z3 keine großen Bereiche der intermetallischen Phasen festgestellt. Die intermetallische Phase wies eine Breite von nur 5,2μm auf, wie in der Abbildung 13.97 zu sehen ist. Leider war wie auch schon bei der Probe Y22 ein großer

Benetzungsfehler in dieser Probe vorhanden bzw. war der Übergang sehr schlecht ausgeprägt. Auch bei den anderen Proben weißt das Gefüge an sich zwar immer wieder kleine Risse auf, am deutlichsten ist dieser jedoch auch hier im Übergang zu erkennen. Problematisch ist leider abschließend auch hier die Tatsache, dass es keine erkennbaren Unterschiede hinsichtlich der Paramter zwischen den einzelnen analysierten Proben gegeben hat.

12.27 Sonstige professionelle Zugversuche

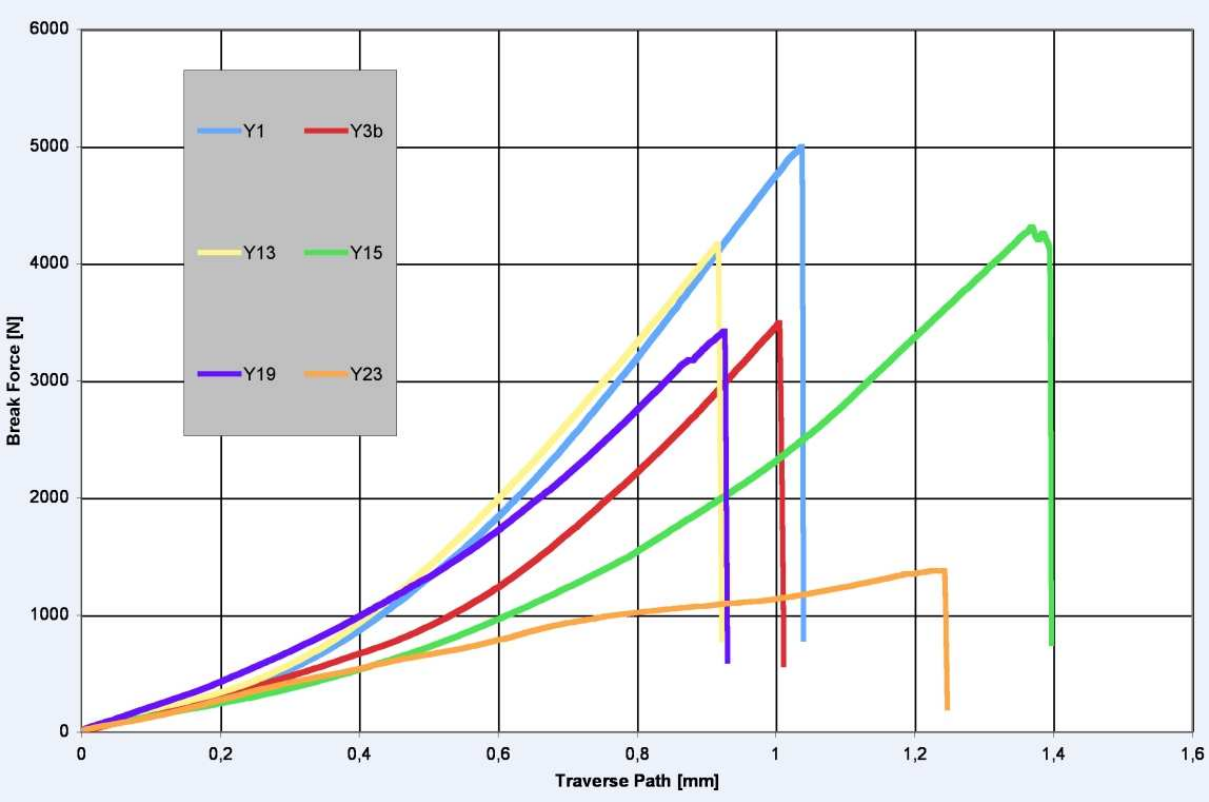


Abb. 12.11: Professionelle Zugversuche ausgewählter Proben der Versuchsreihe Y [40]

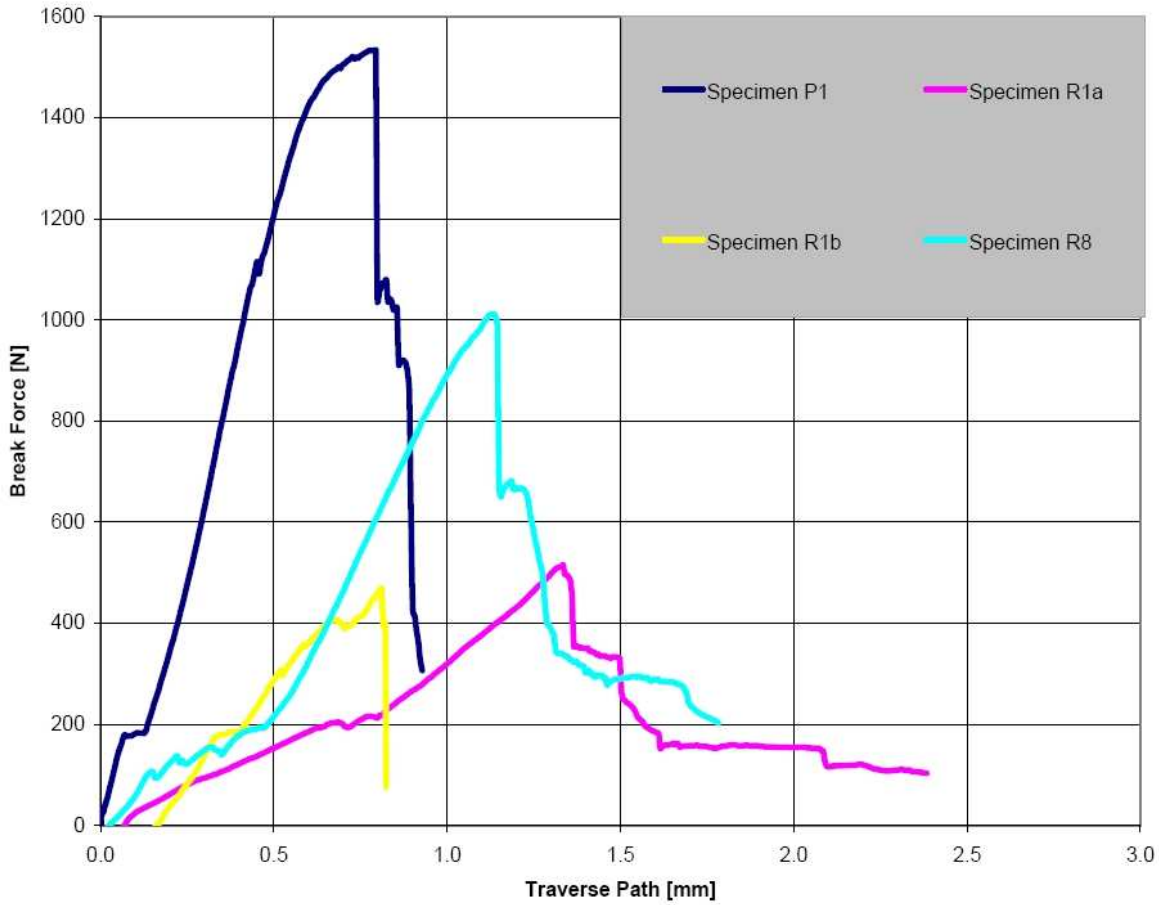


Abb. 12.12: Professionielle Zugversuche ausgewählter Proben der Versuchsreihen P,R [40]

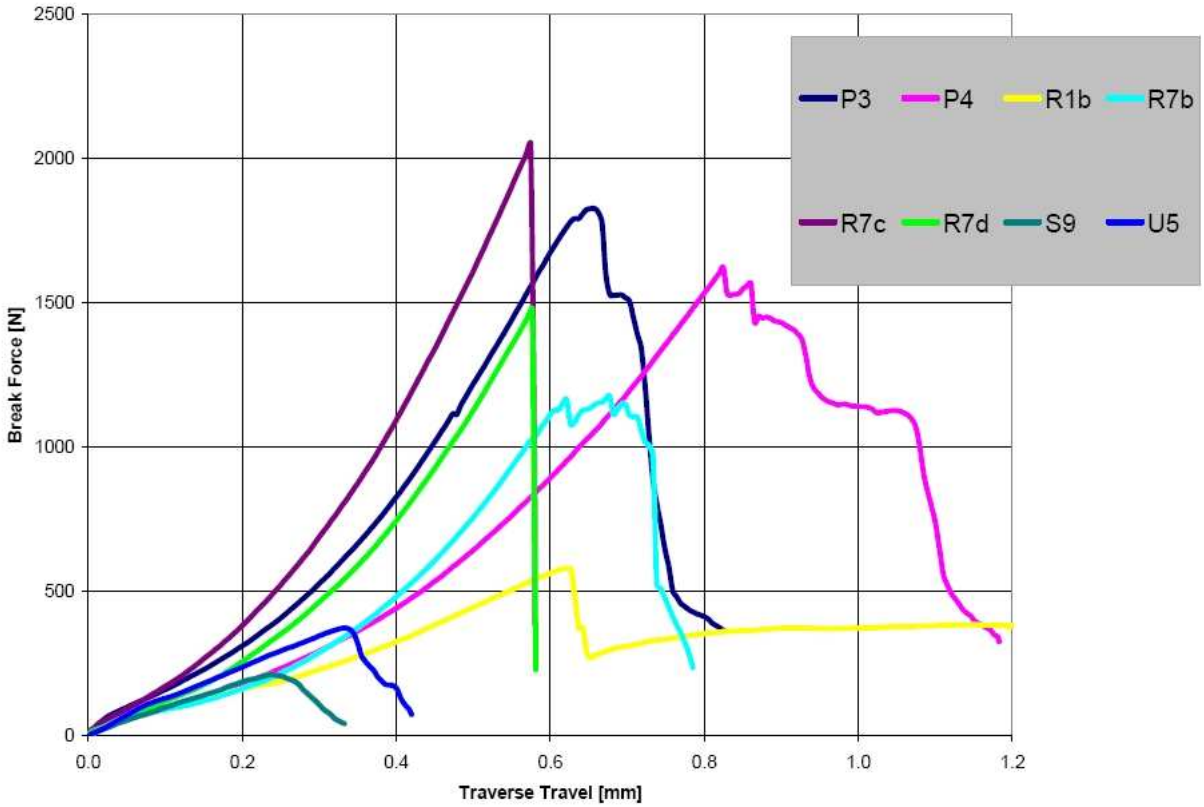


Abb. 12.13: Professionielle Zugversuche ausgewählter Proben der Versuchsreihen P,R,S,U [40]

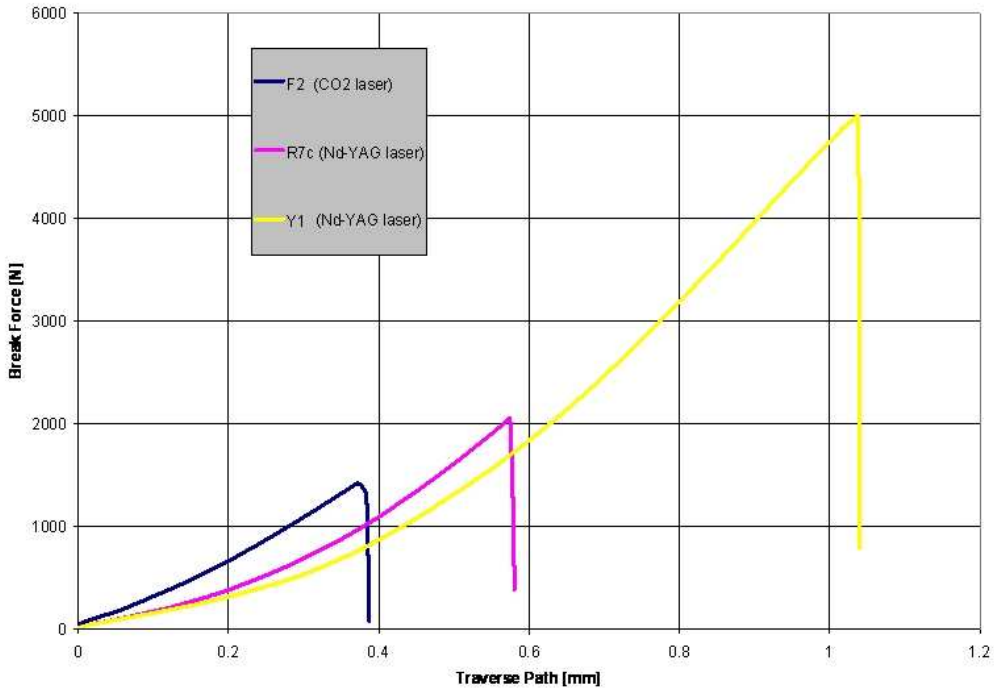


Abb. 12.14: Zeitliche Entwicklung der Zugkräfte [40]

13 Metallografische Untersuchungen

13.1 Untersuchungen der Reihe G



Abb. 13.1: Detailansicht der Vorderseite („Schweißgesicht“) der Probe G5

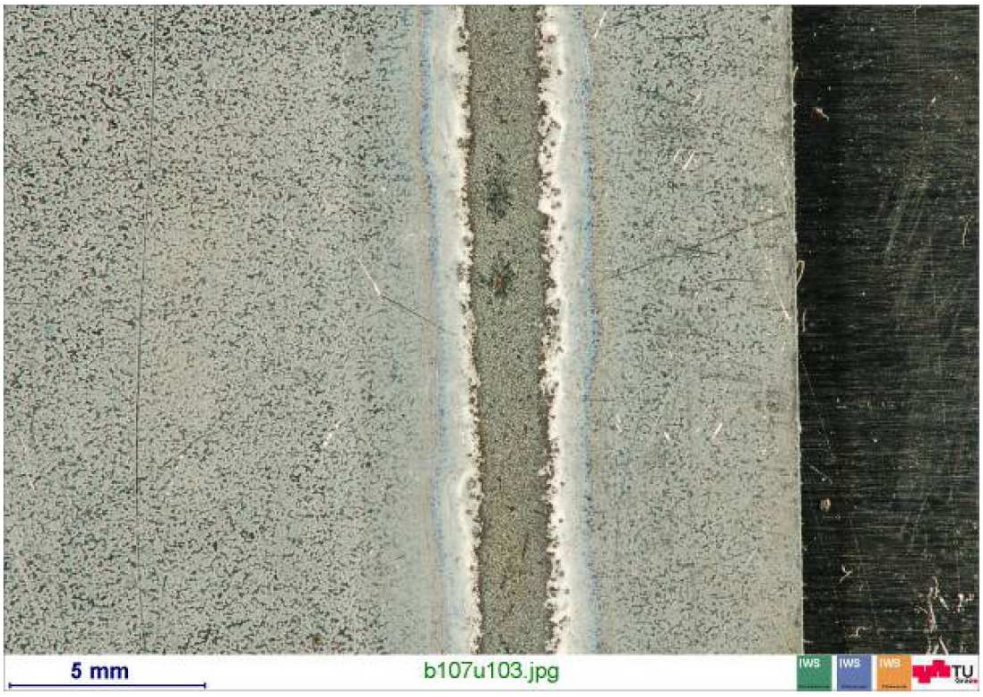


Abb. 13.2: Detailansicht der Rückseite der Probe G5

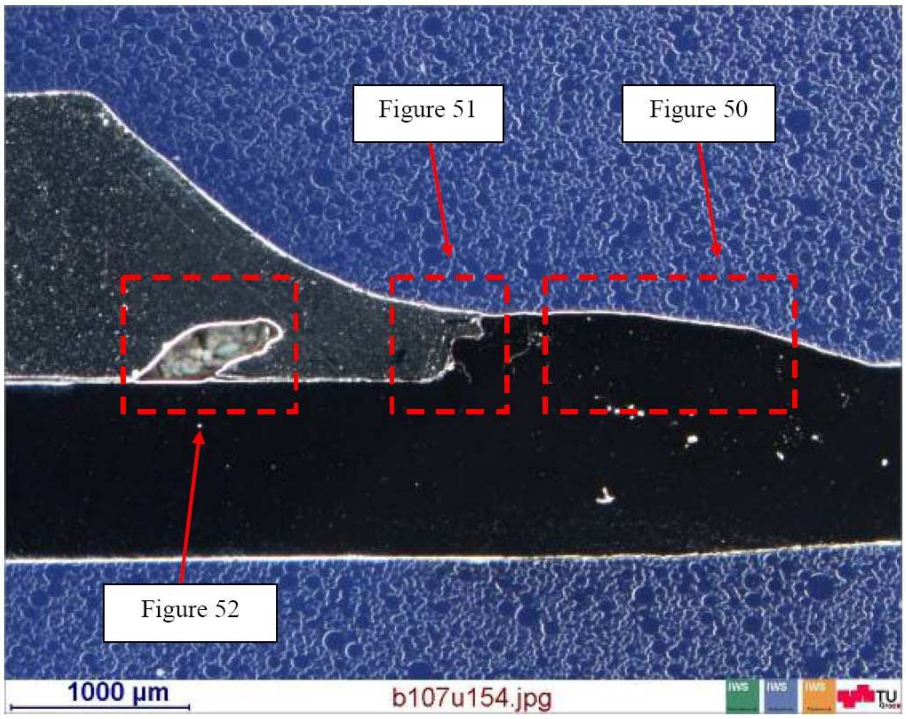


Abb. 13.3: Analyse des Querschliffes der Probe G5

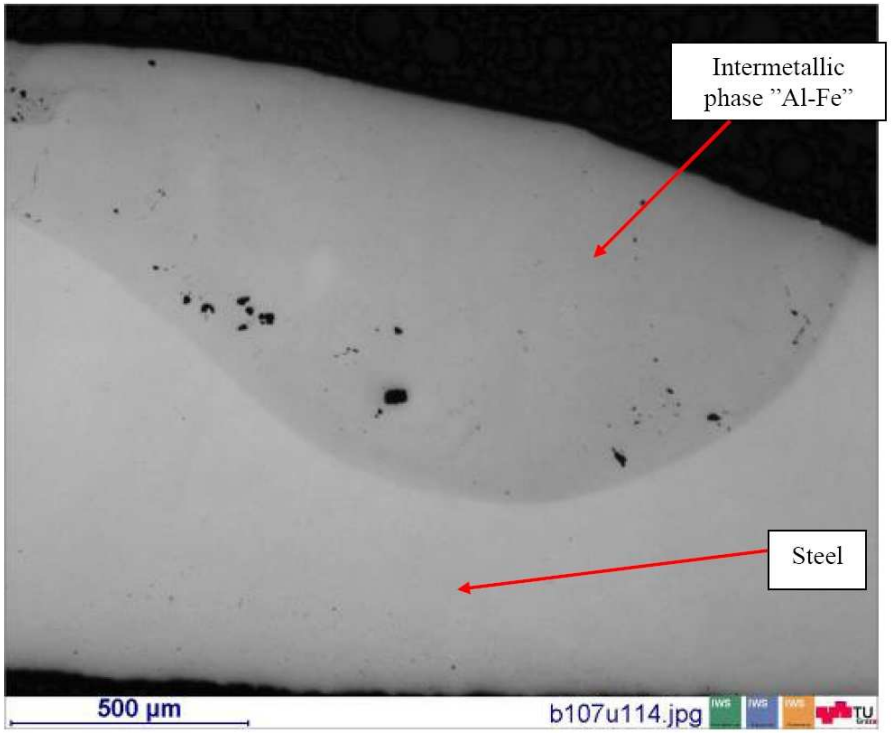


Abb. 13.4: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe G5 („Figure 50“)

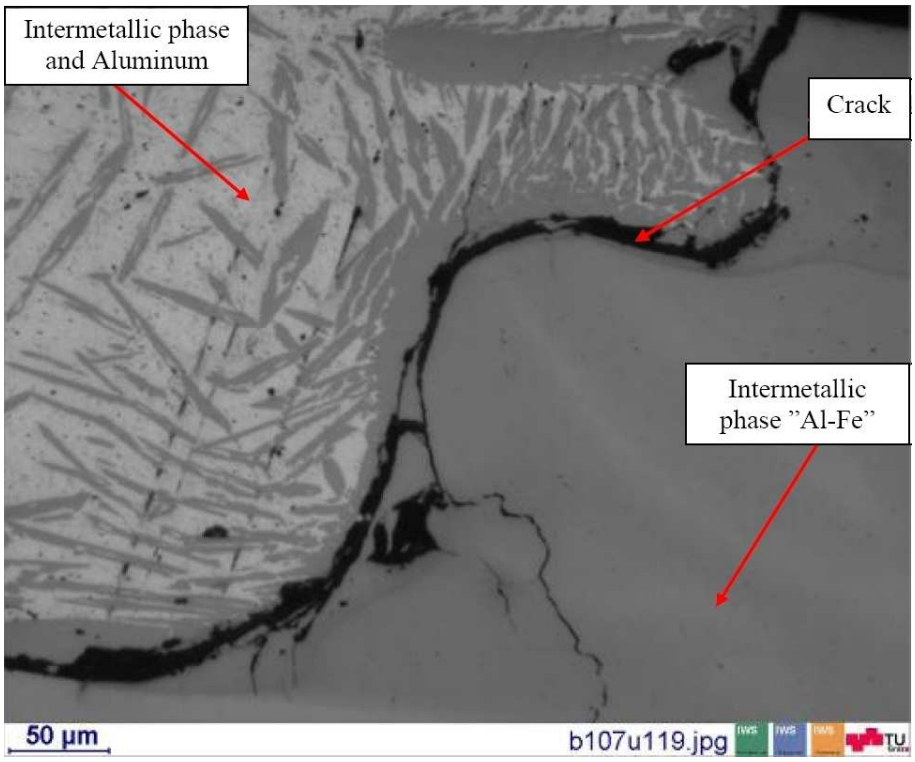


Abb. 13.5: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe G5 („Figure 51“)

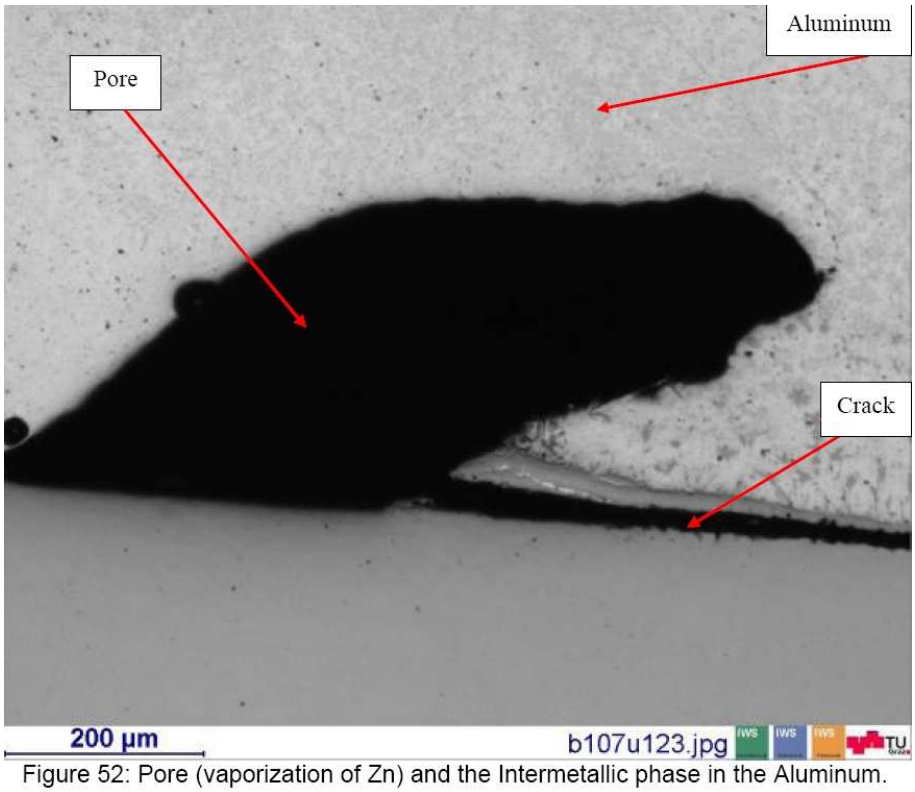


Figure 52: Pore (vaporization of Zn) and the Intermetallic phase in the Aluminum.

Abb. 13.6: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe G5 („Figure 52“)

13.2 Untersuchungen der Reihe I



Abb. 13.7: Schweißgesicht der Probe I2



Abb. 13.8: Detailansicht der Rückseite der Probe I2

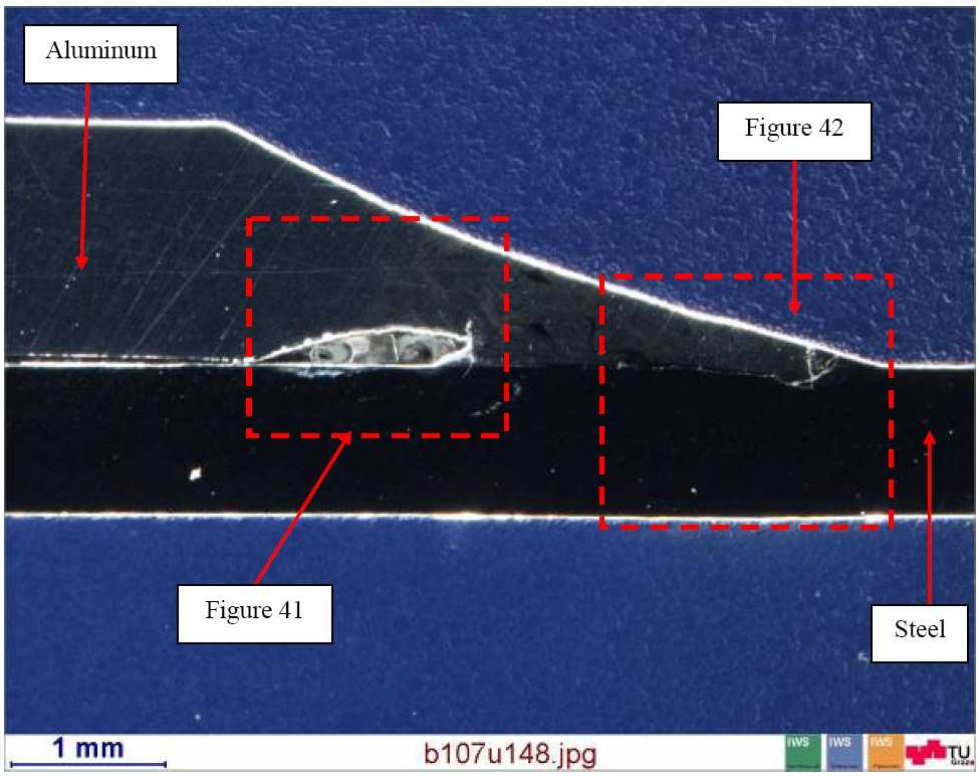


Abb. 13.9: Analyse des Querschliffes der Probe I2

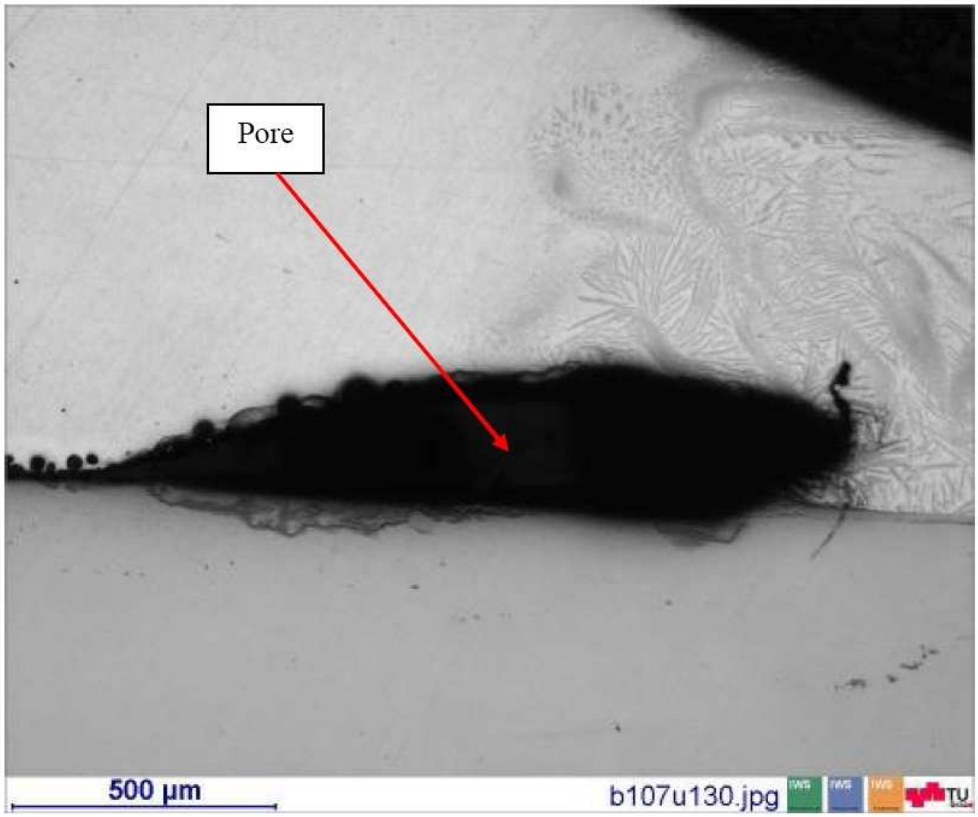


Abb. 13.10: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I2 („Figure 41“)

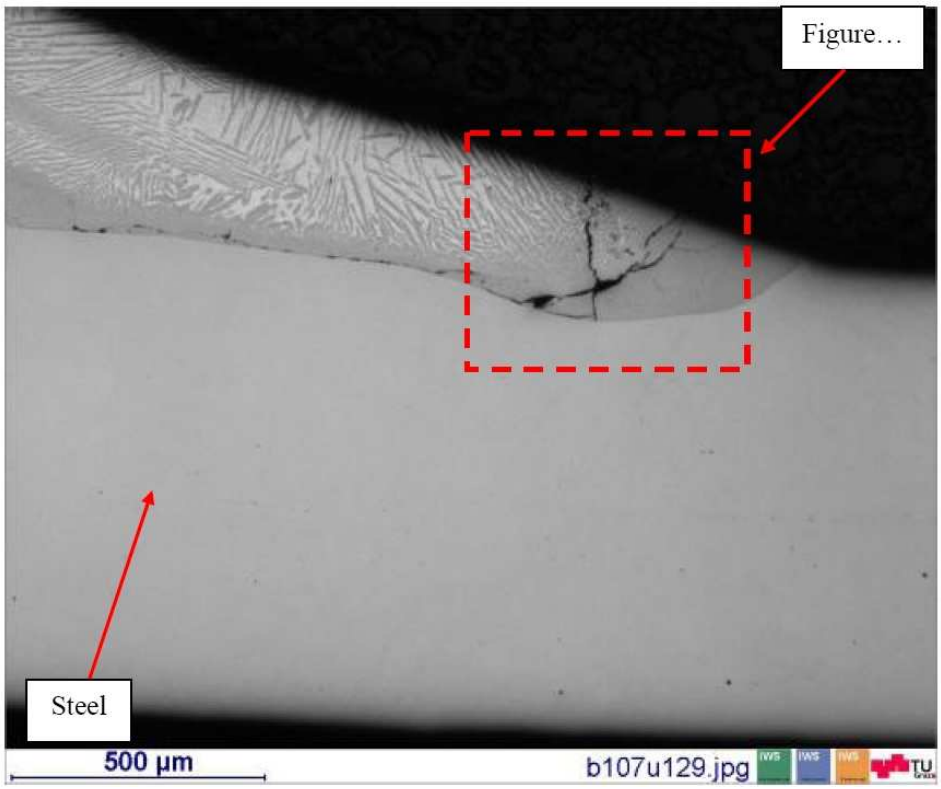


Abb. 13.11: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I2 („Figure 42“)

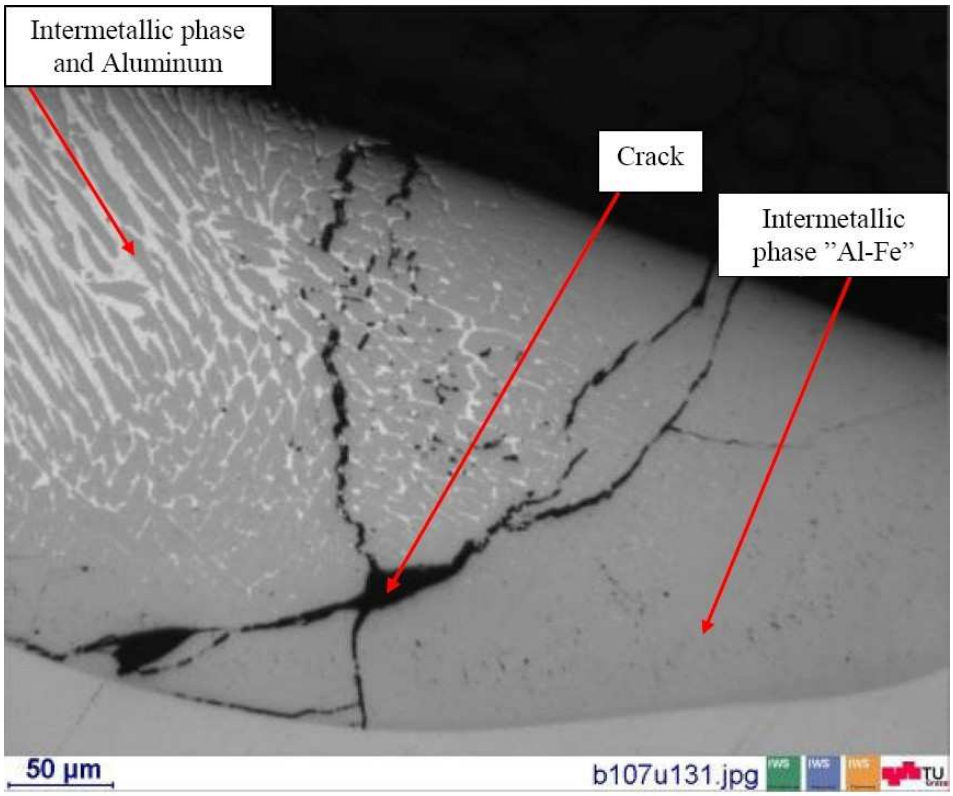


Abb. 13.12: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I2 („Figure 43“)

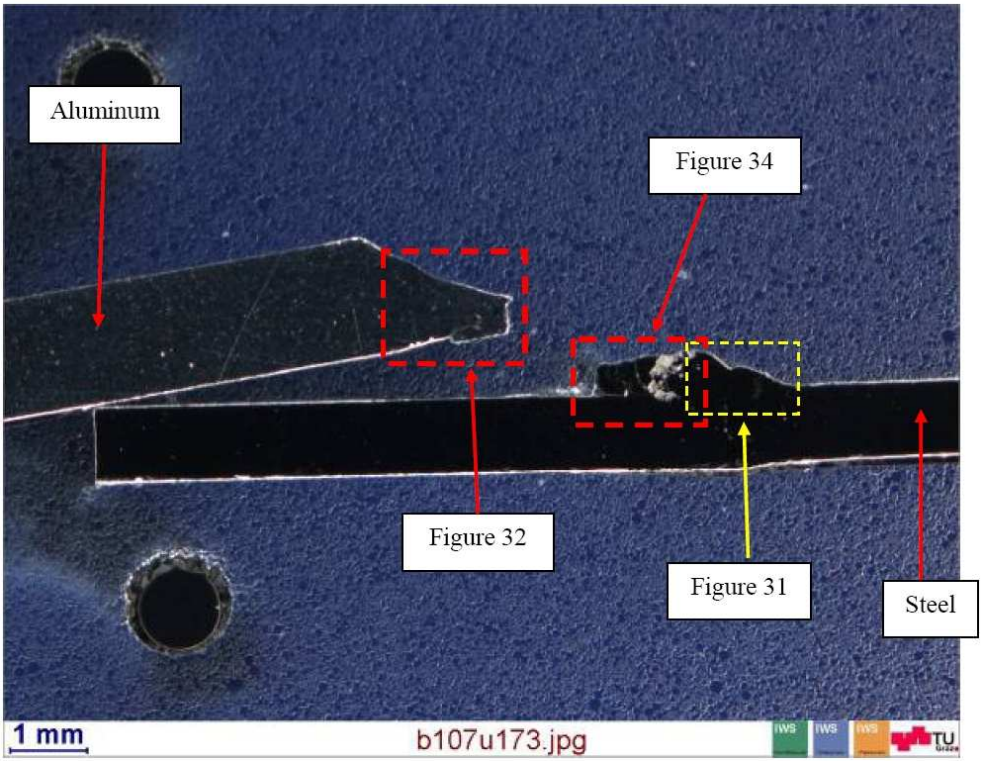


Abb. 13.13: Analyse des Querschliffes der Probe I5

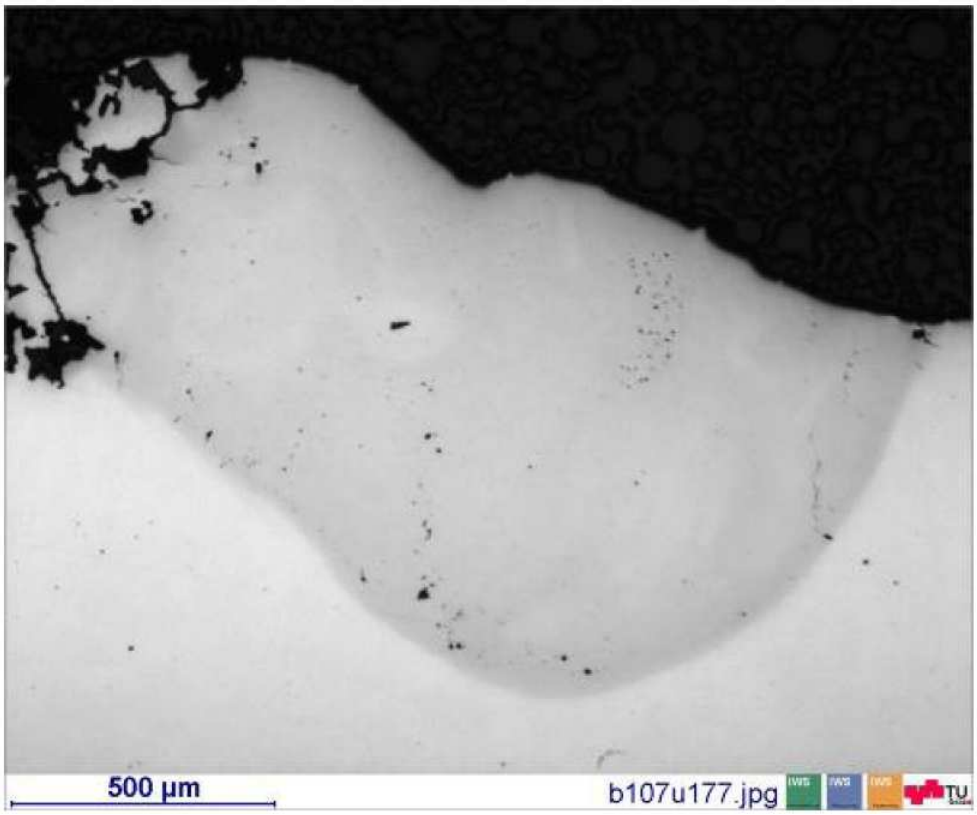


Abb. 13.14: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 31“)

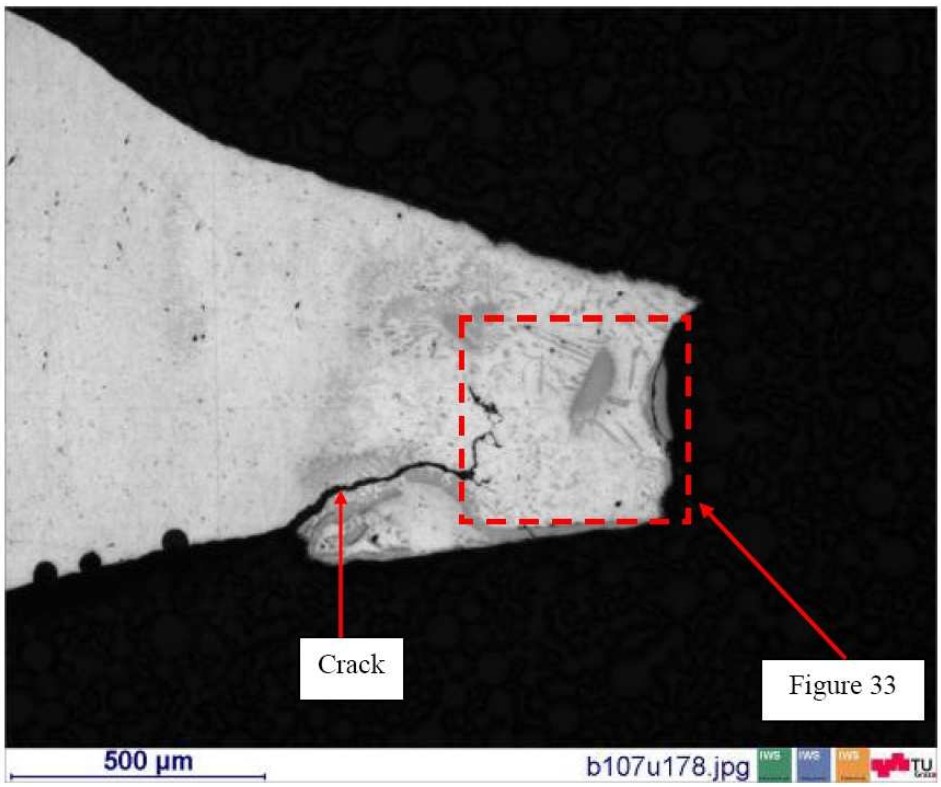


Abb. 13.15: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 32“)

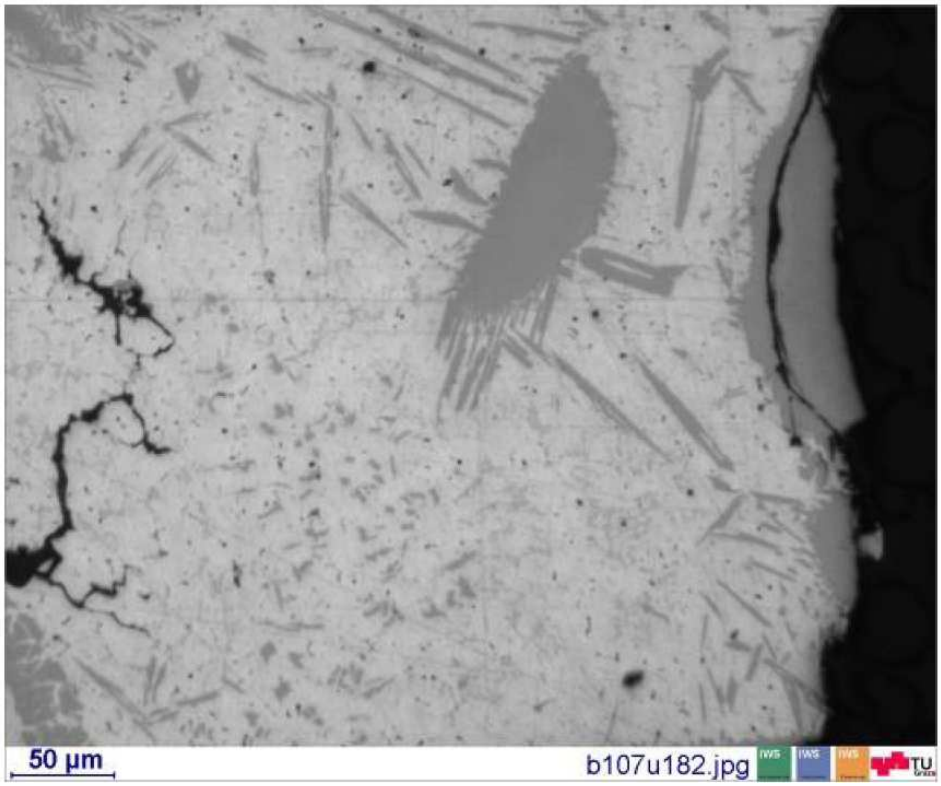


Abb. 13.16: Detailanalyse des Querschliffauschnittes der Probe I5 („Figure 33“)

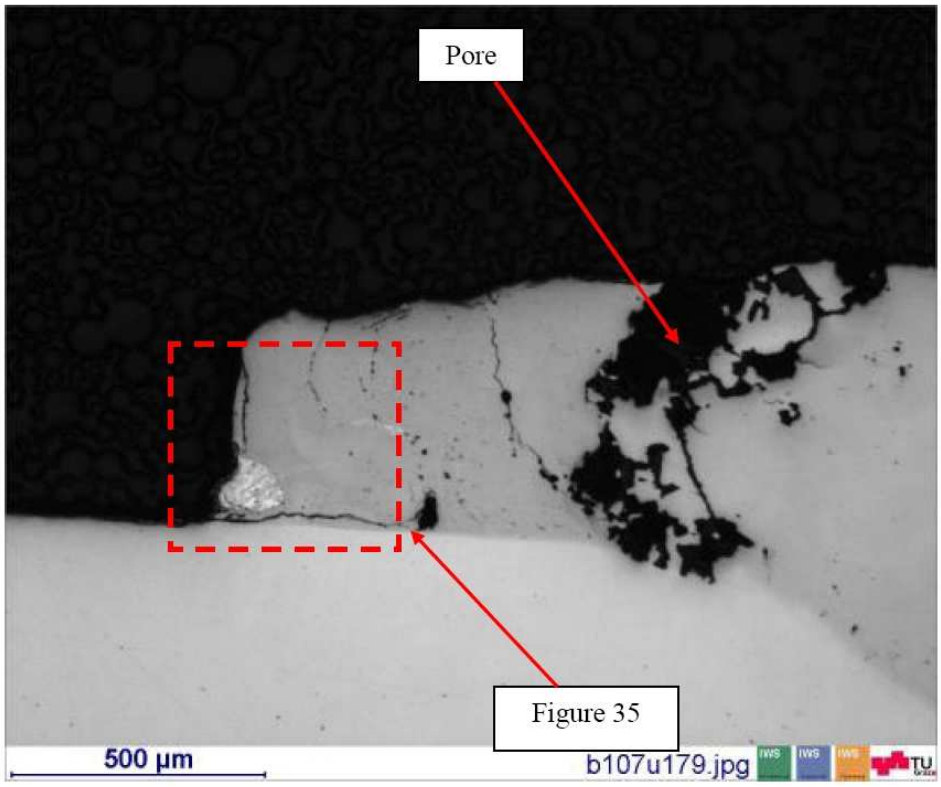


Abb. 13.17: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 34“)

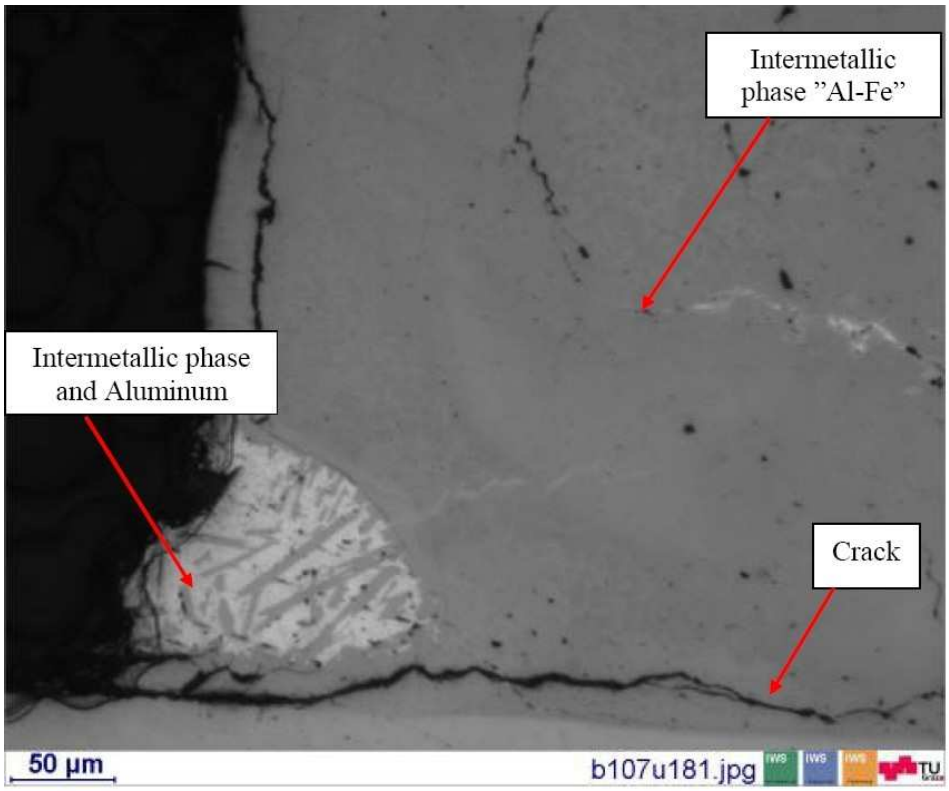


Abb. 13.18: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 35“)

13.3 Untersuchungen der Reihe L

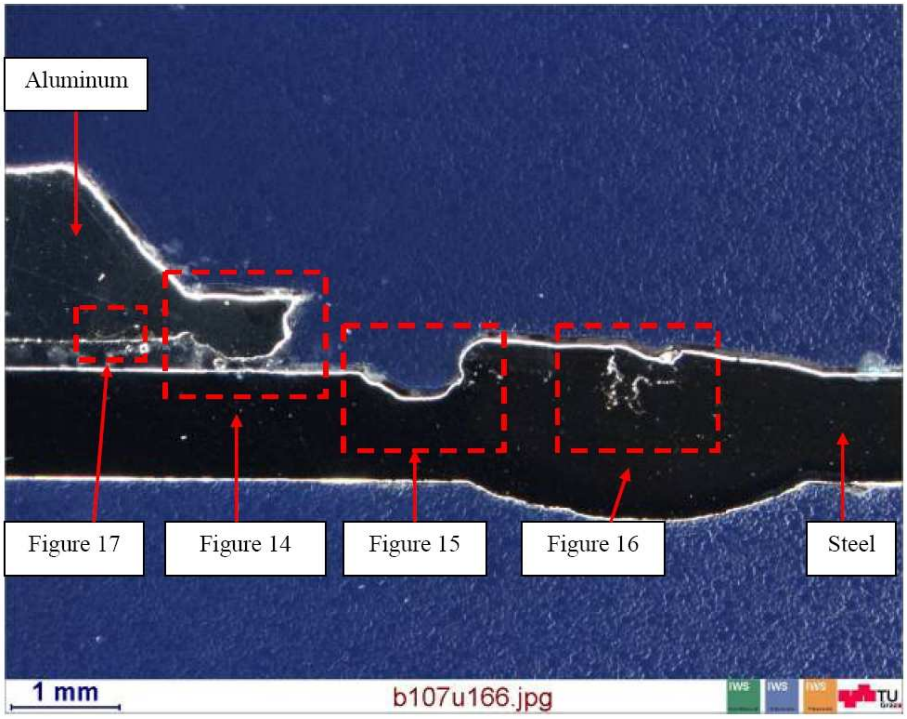


Abb. 13.19: Analyse des Querschliffes der Probe L3

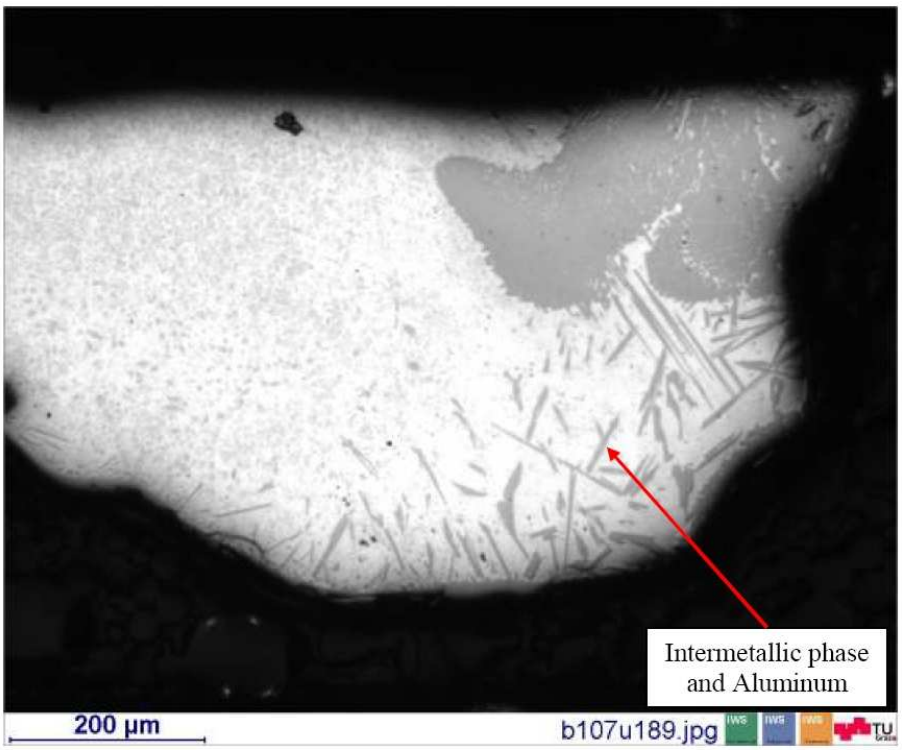


Abb. 13.20: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L3 („Figure 14“)

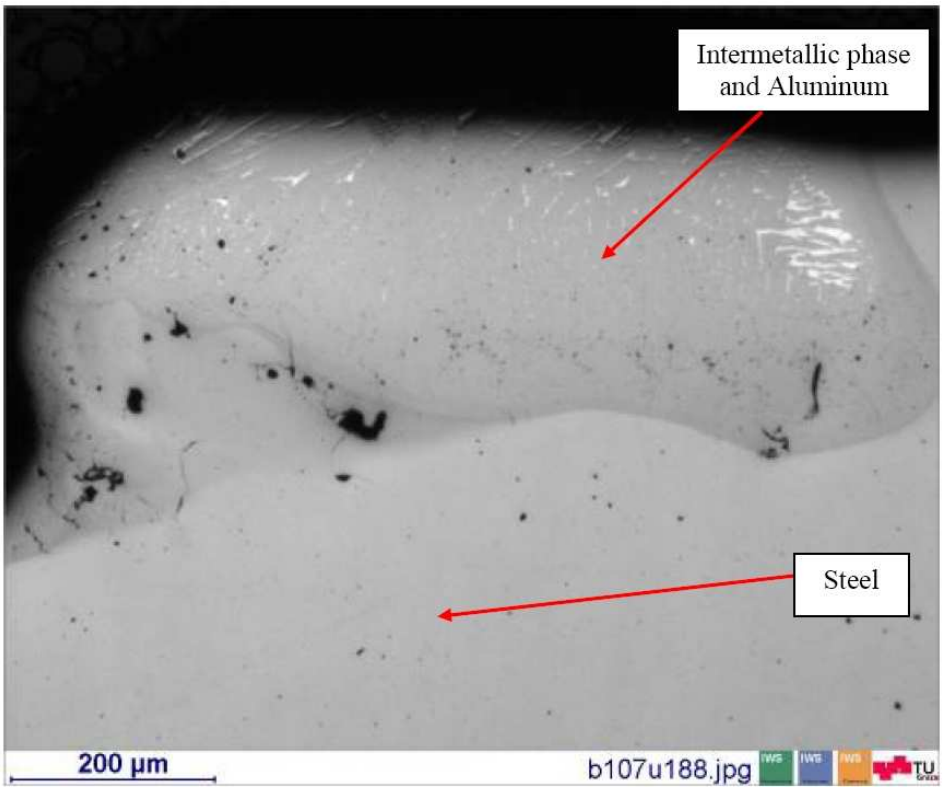


Abb. 13.21: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L3 („Figure 15“)

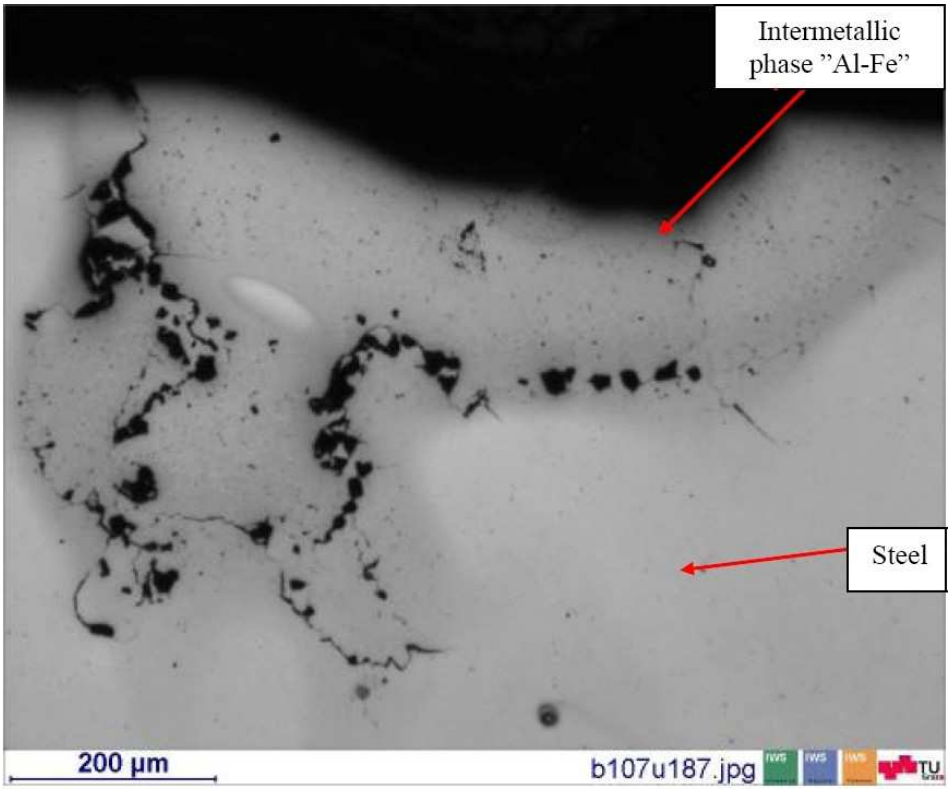


Abb. 13.22: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L3 („Figure 16“)

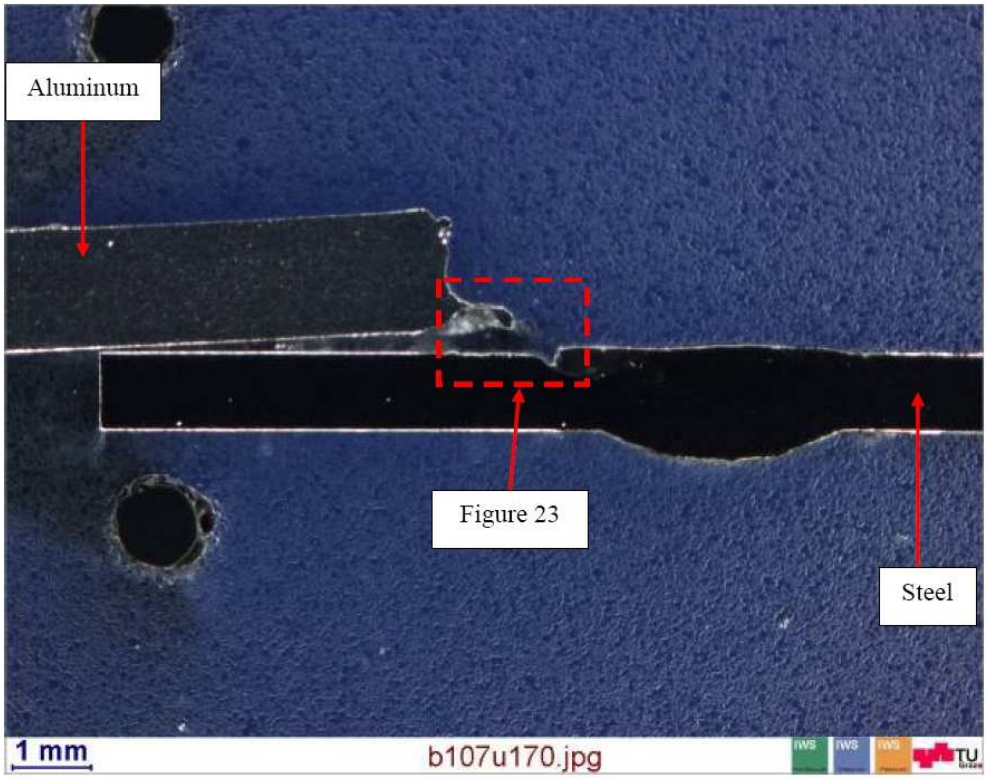


Abb. 13.23: Analyse des Querschliffes der Probe L4

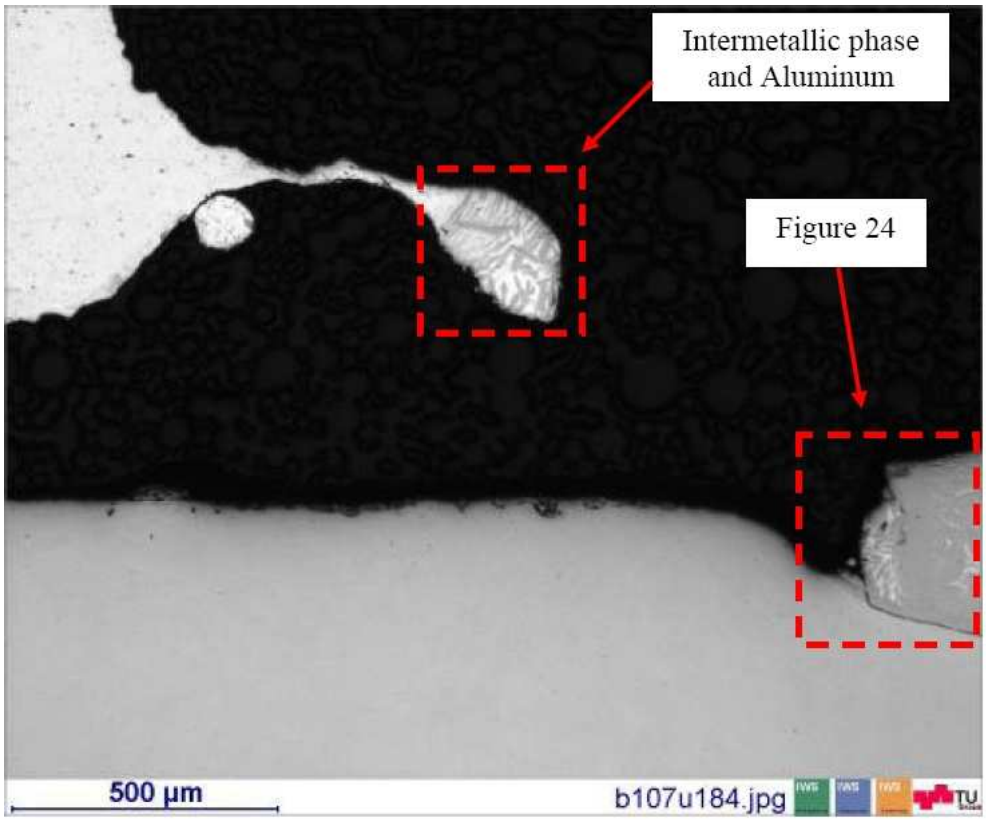


Abb. 13.24: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L4 („Figure 23“)

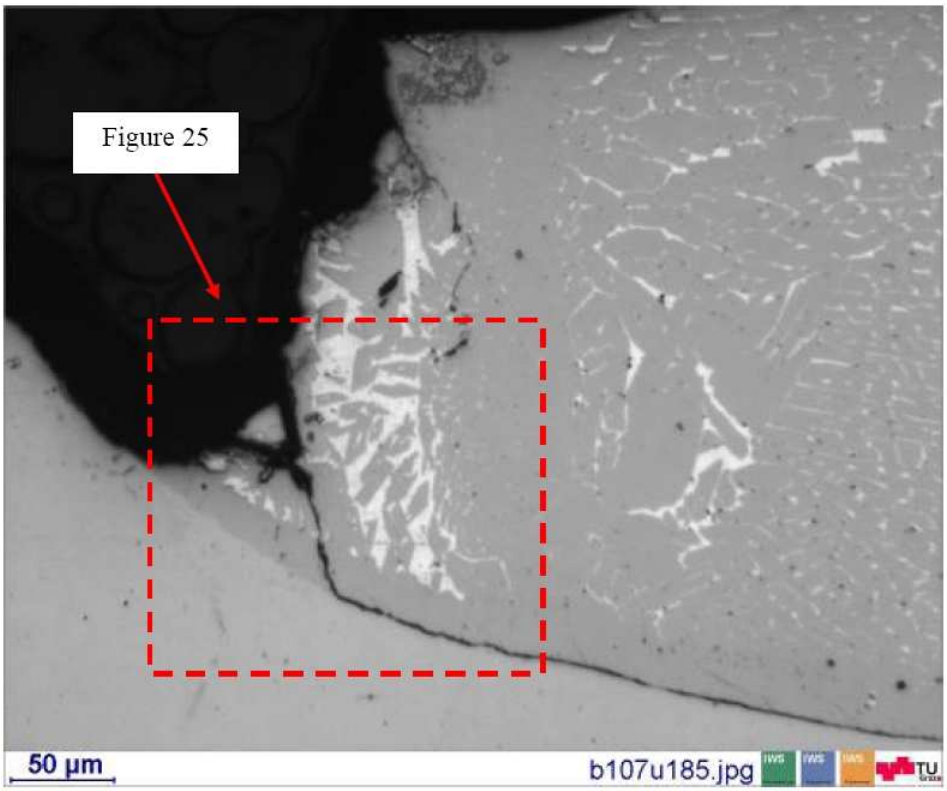


Abb. 13.25: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L4 („Figure 24“)

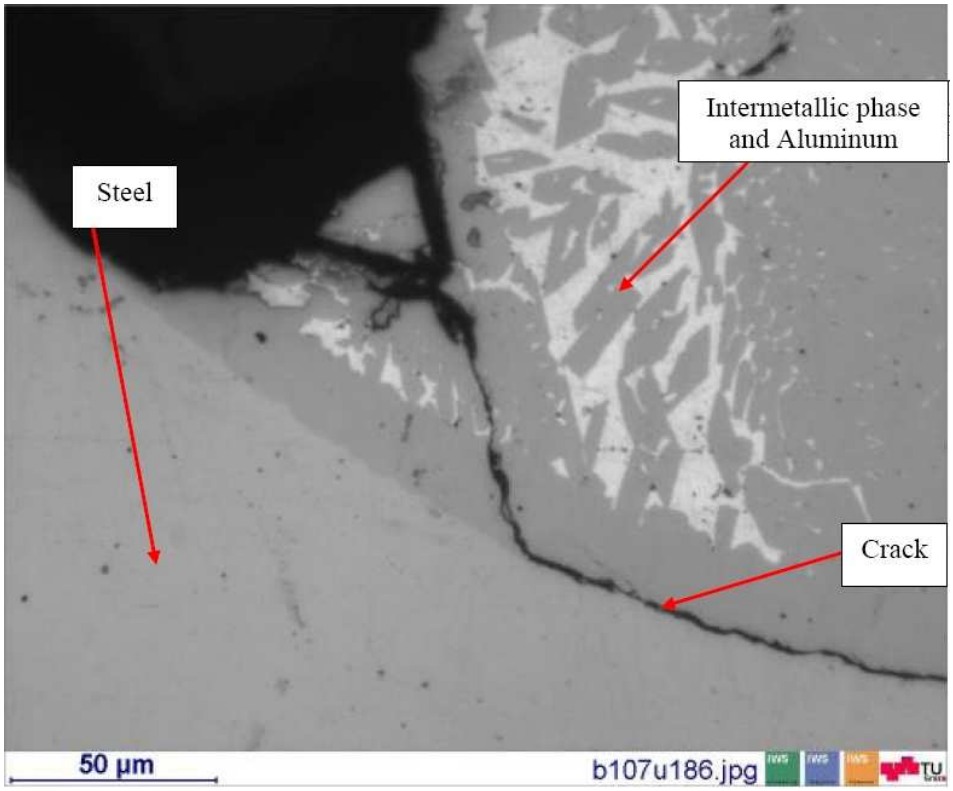


Abb. 13.26: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L4 („Figure 25“)

13.4 Untersuchungen der Reihe M



Abb. 13.27: Schweißgesicht der Probe M10

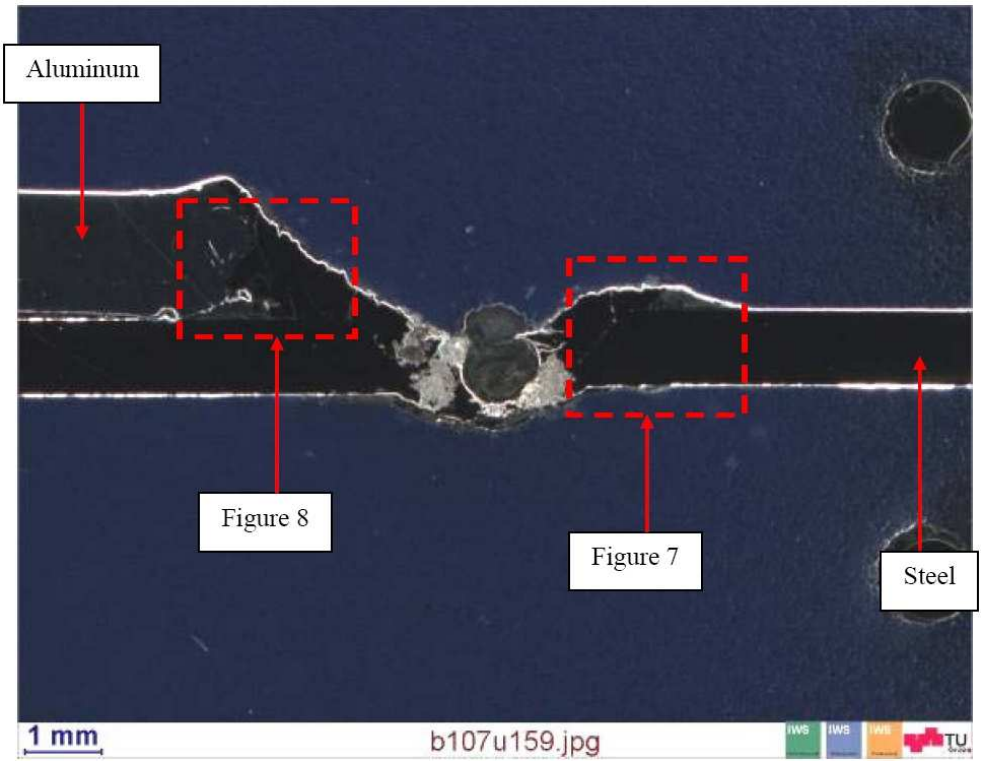


Abb. 13.28: Analyse des Querschliffes der Probe M10

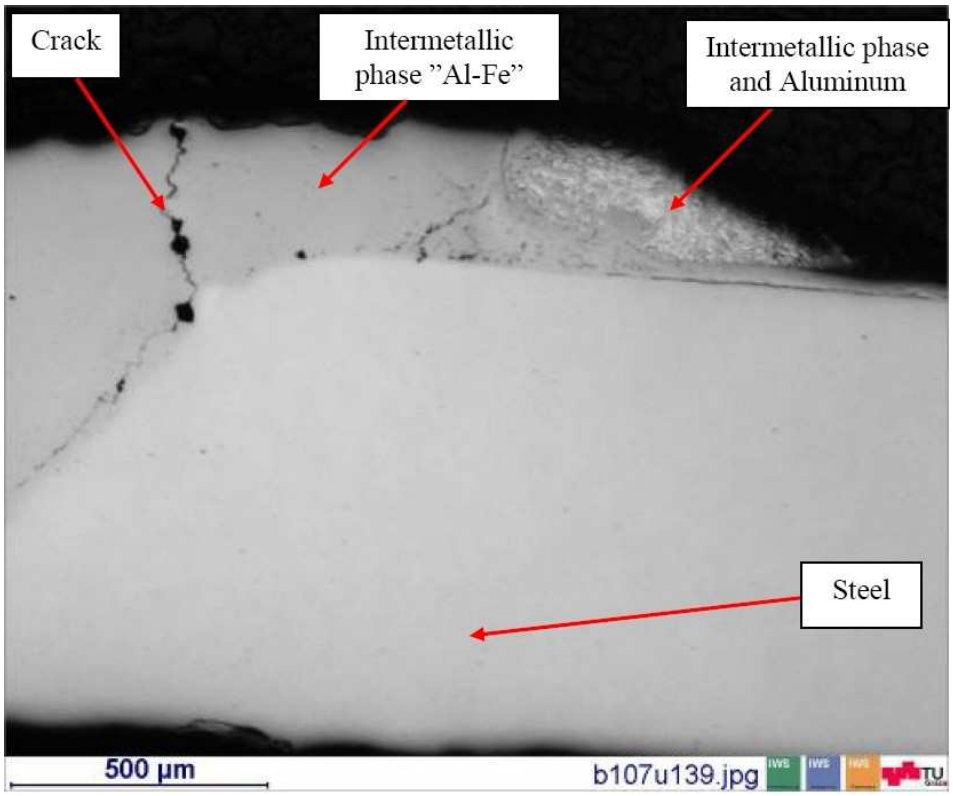


Abb. 13.29: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe M10 („Figure 7“)

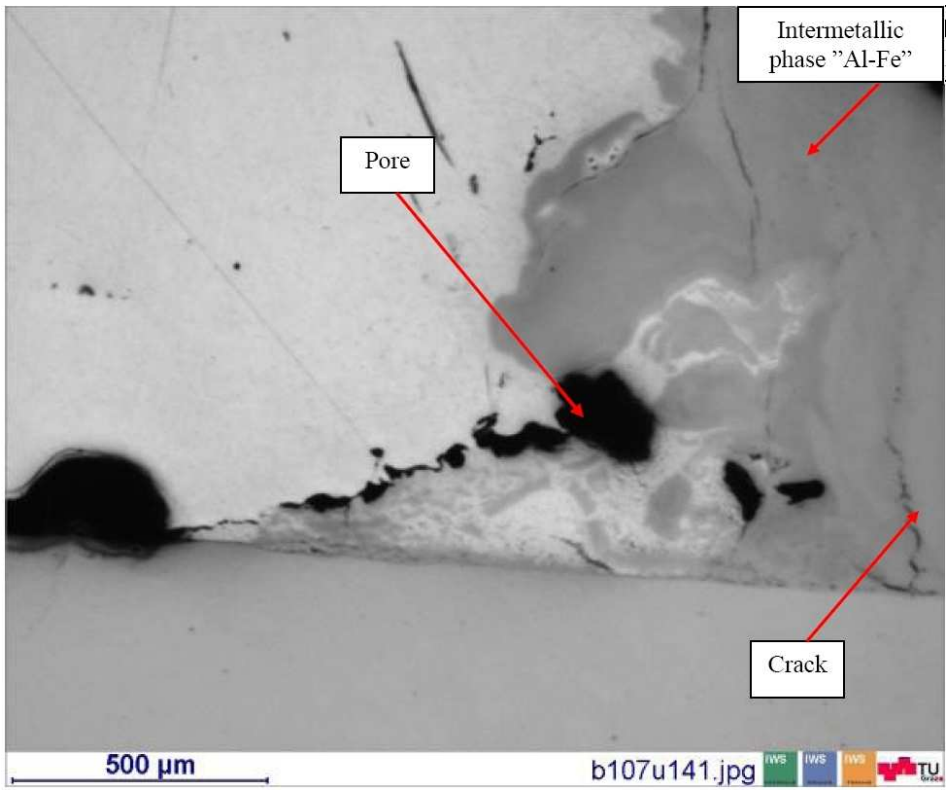


Abb. 13.30: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe M10 („Figure 8“)

13.5 Untersuchungen der Reihe P

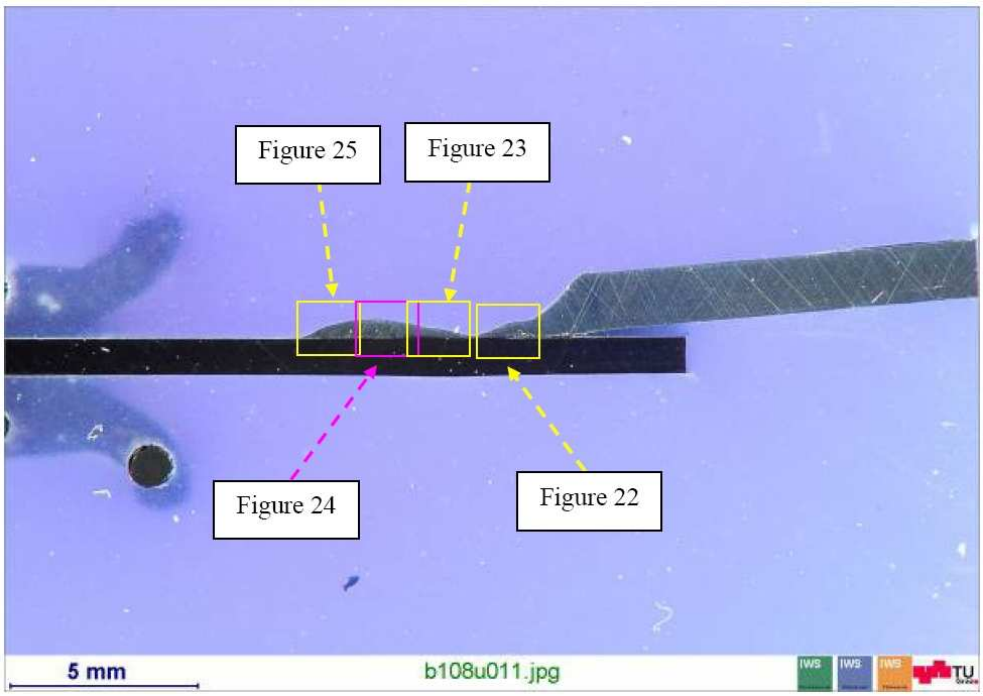


Abb. 13.31: Analyse des Querschliffes der Probe P1

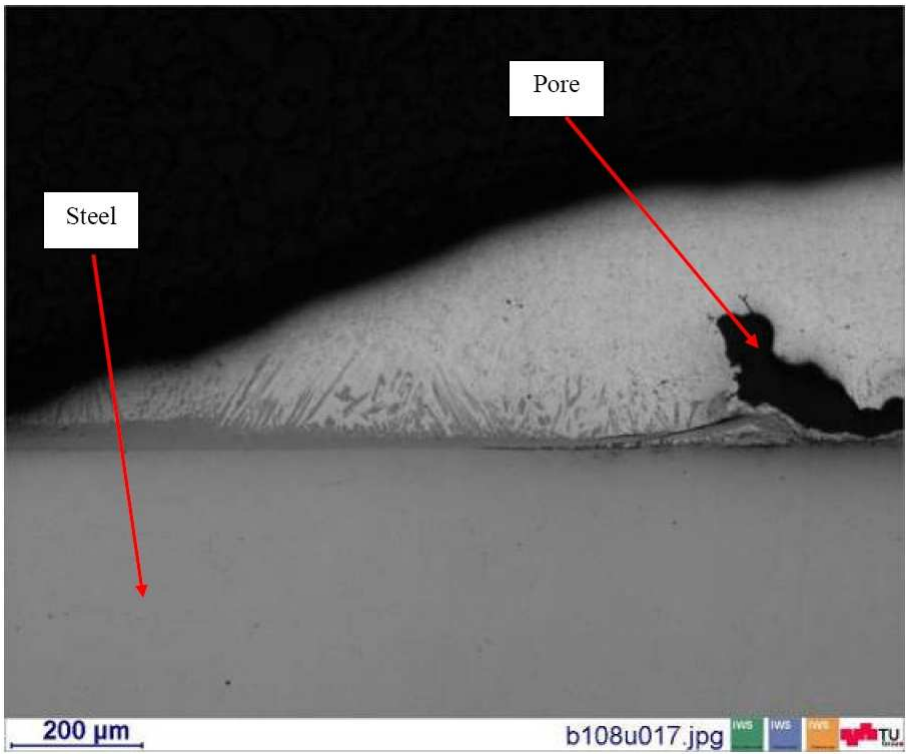


Abb. 13.32: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 22“)

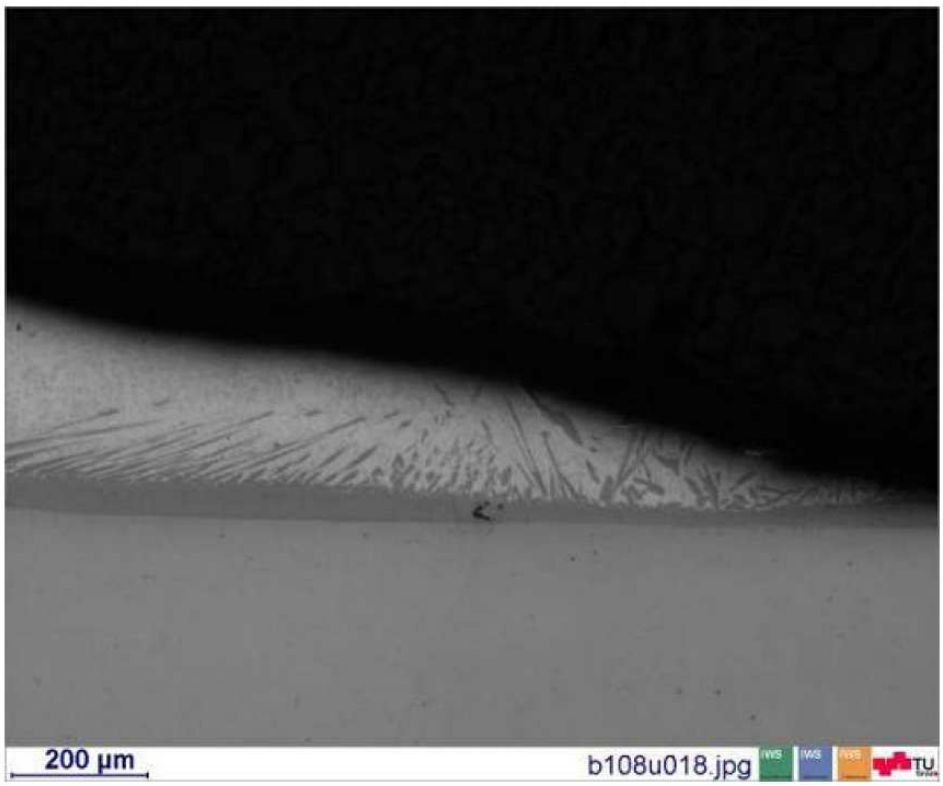


Abb. 13.33: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 23“)



Abb. 13.34: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 24“)

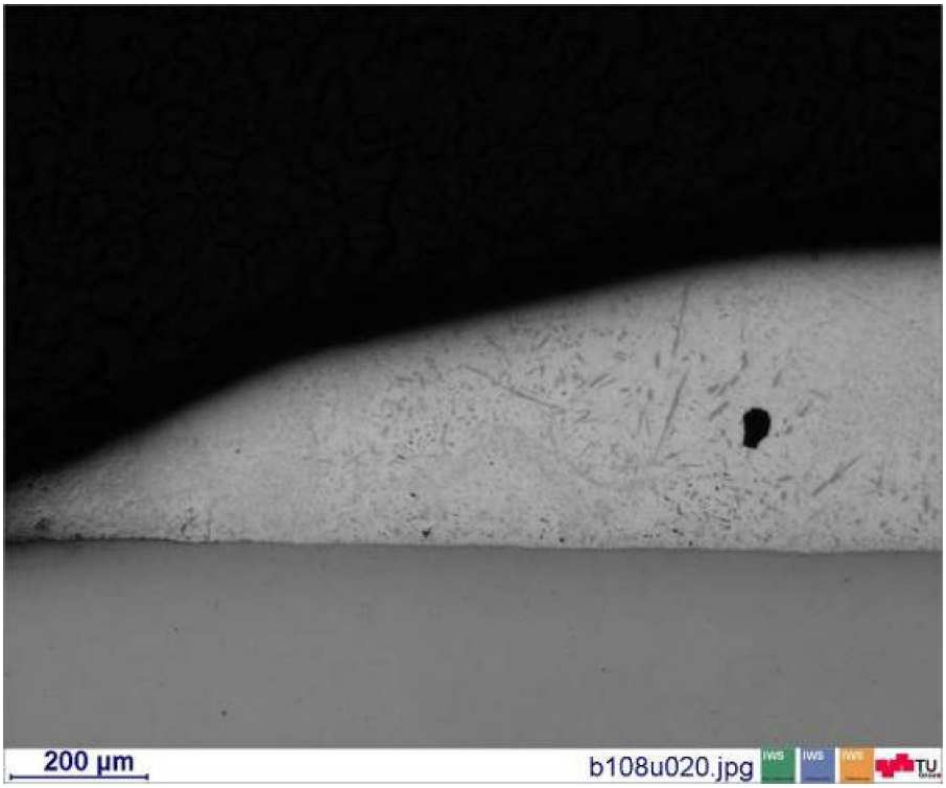


Abb. 13.35: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 24“)

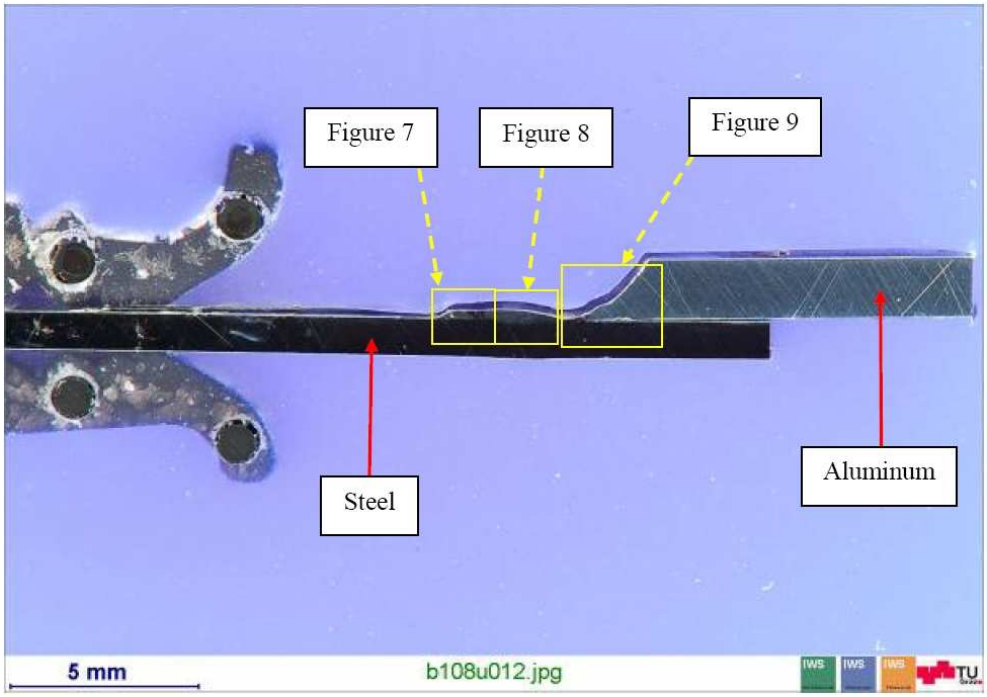


Abb. 13.36: Analyse des Querschliffes der Probe P2

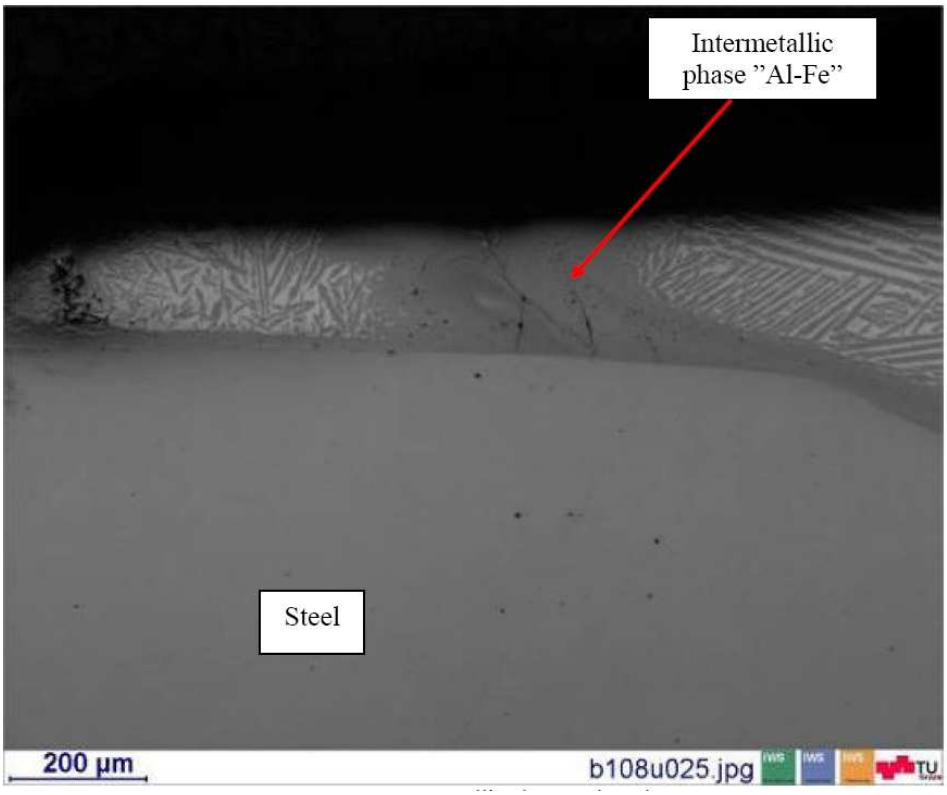


Abb. 13.37: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 7“)

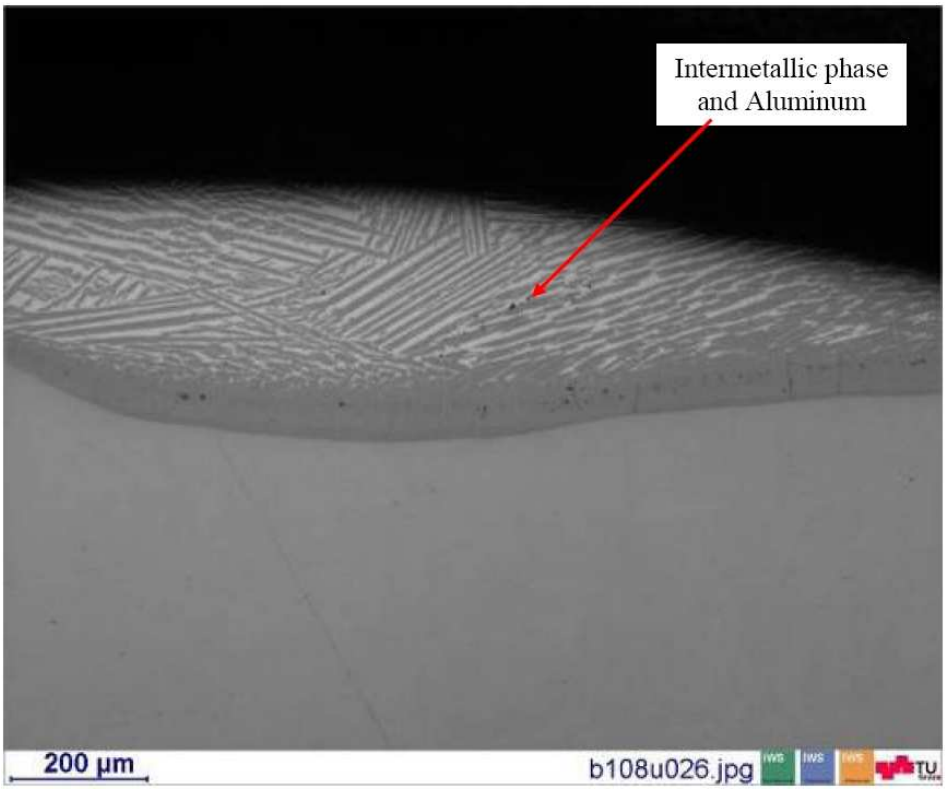


Abb. 13.38: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 8“)

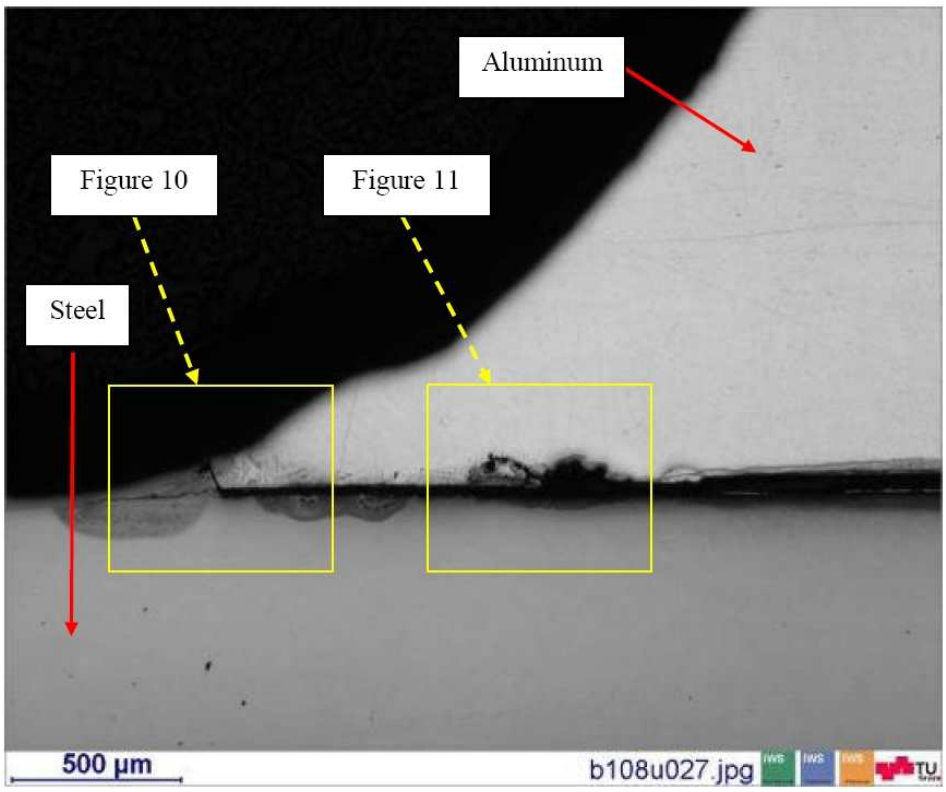


Abb. 13.39: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 9“)

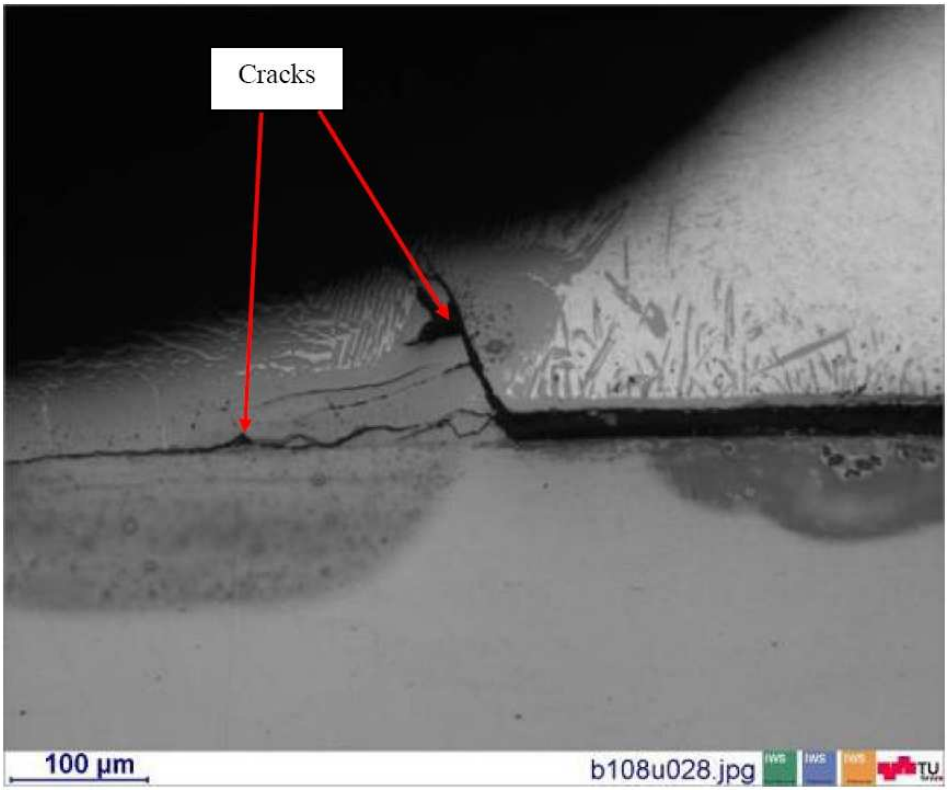


Abb. 13.40: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 10“)

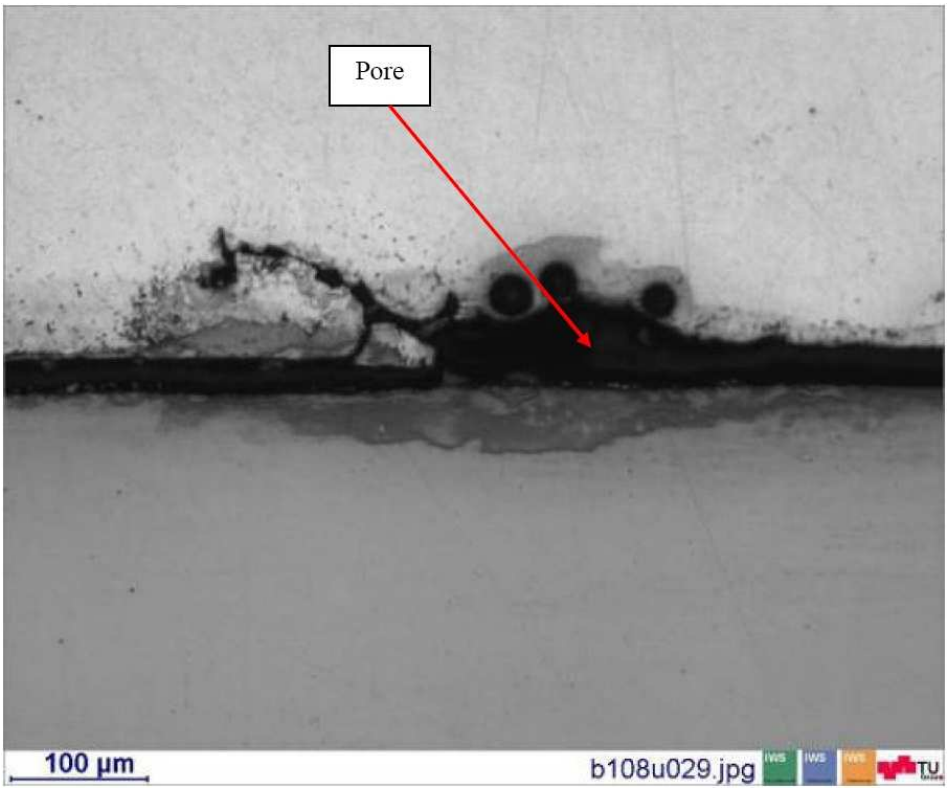


Abb. 13.41: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 11“)

13.6 Untersuchungen der Reihe R



Abb. 13.42: Analyse des Querschliffes der Probe R1a

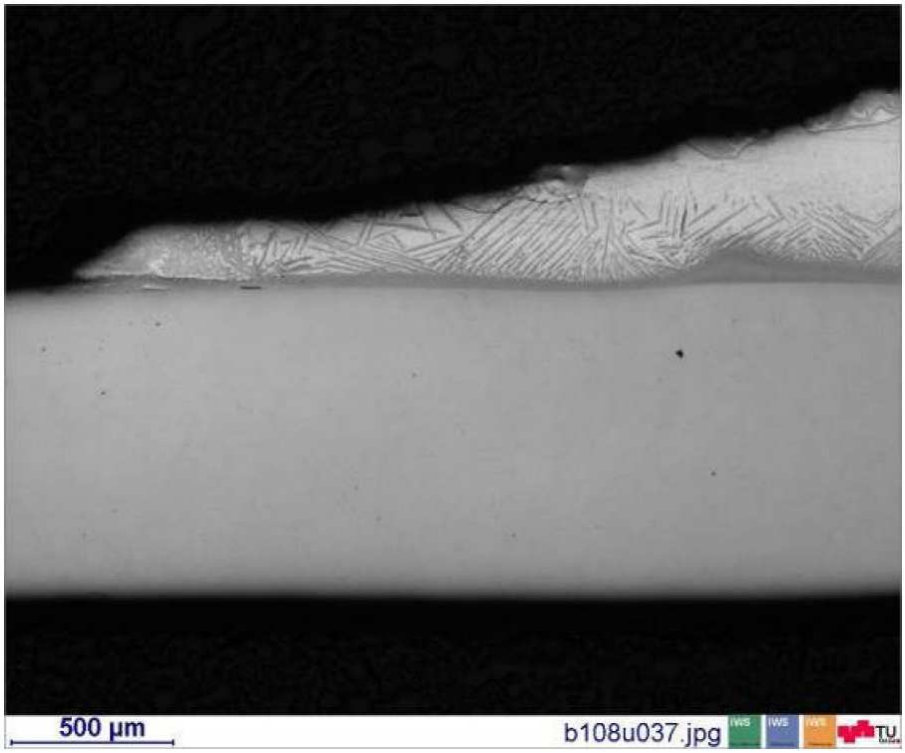


Abb. 13.43: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R1a („Figure 18“)

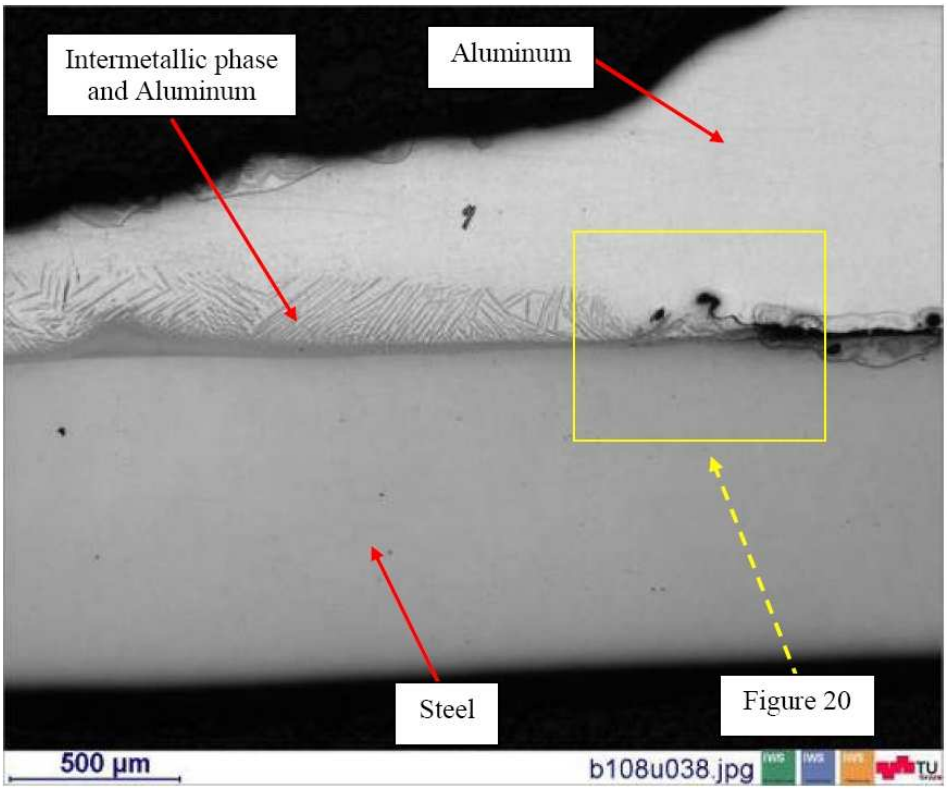


Abb. 13.44: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R1a („Figure 19“)

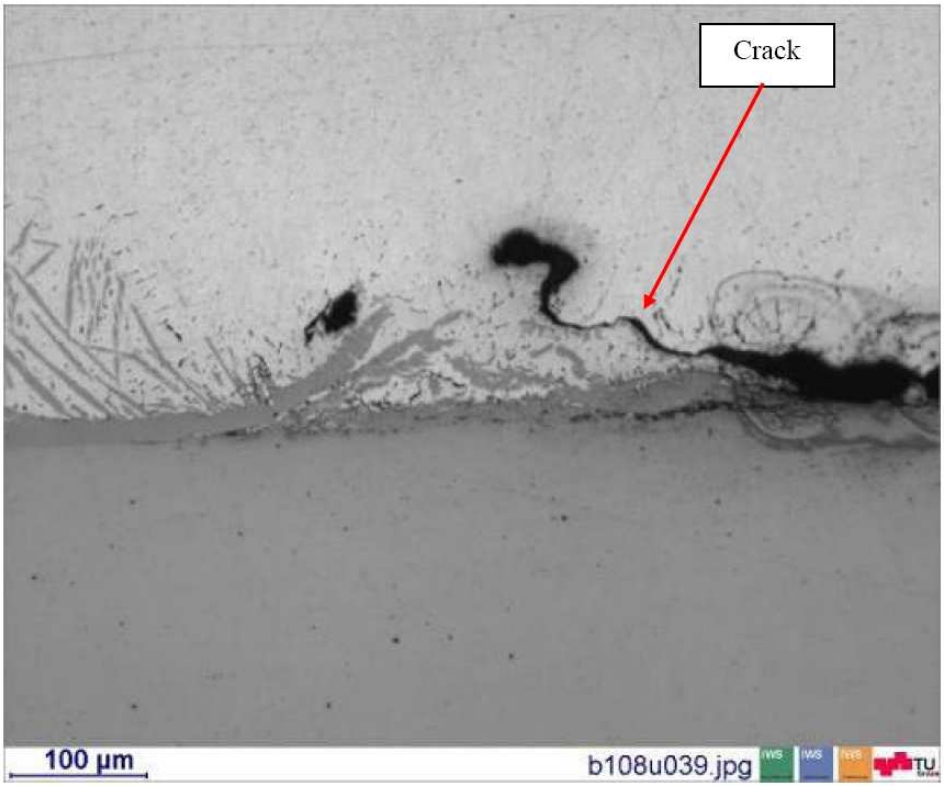


Abb. 13.45: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R1a („Figure 20“)

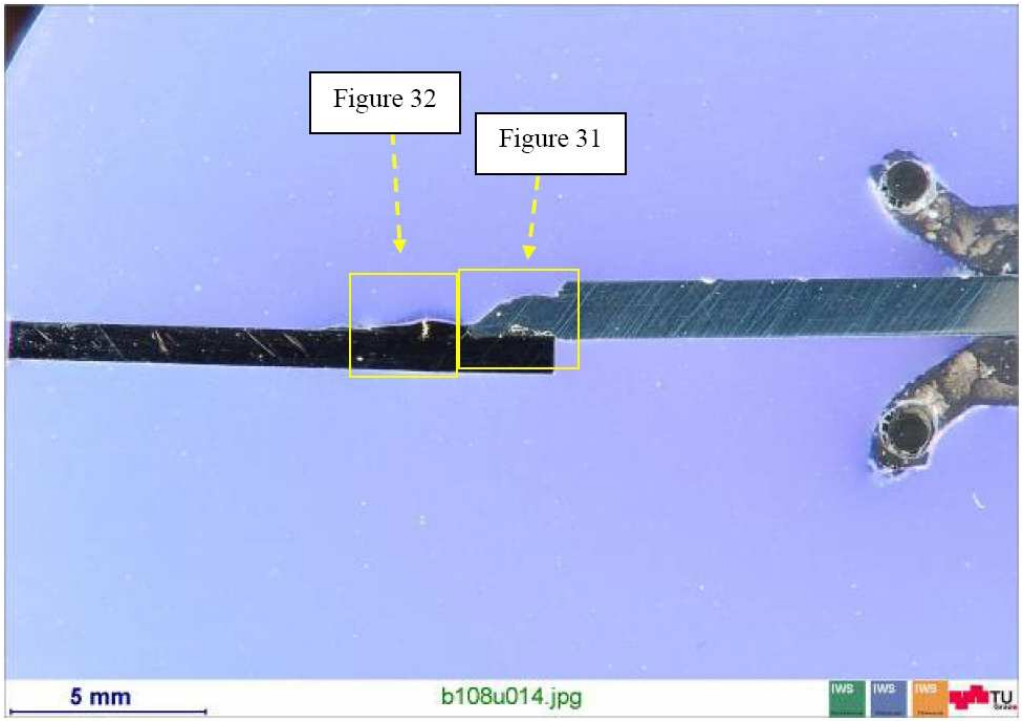


Abb. 13.46: Analyse des Querschliffes der Probe R3

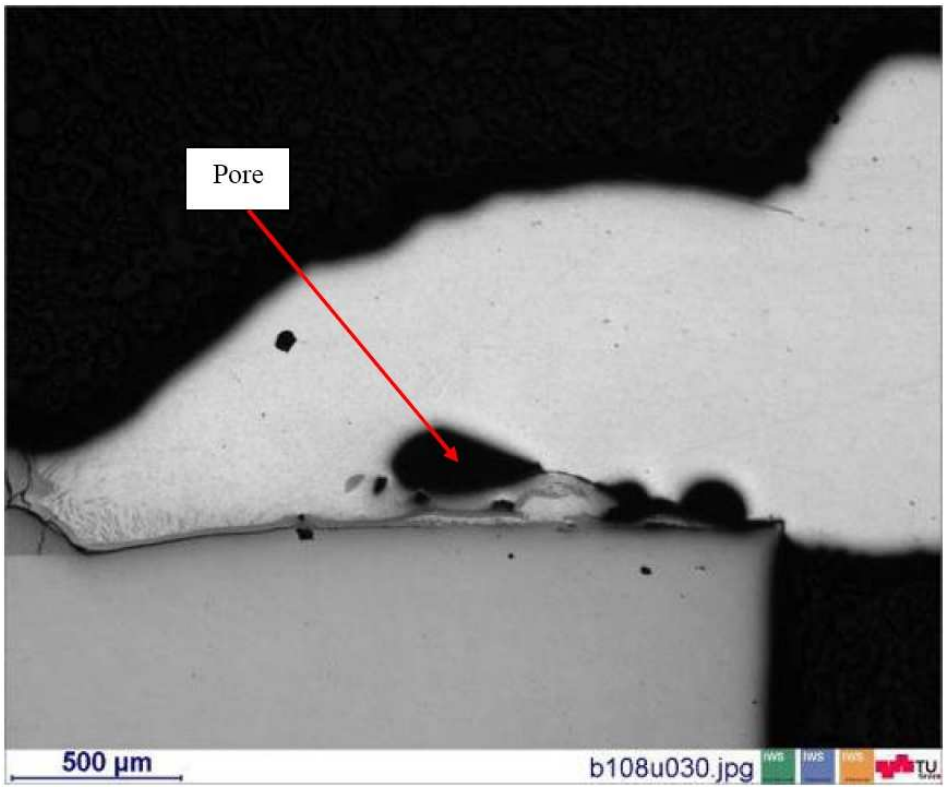


Abb. 13.47: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R3 („Figure 31“)

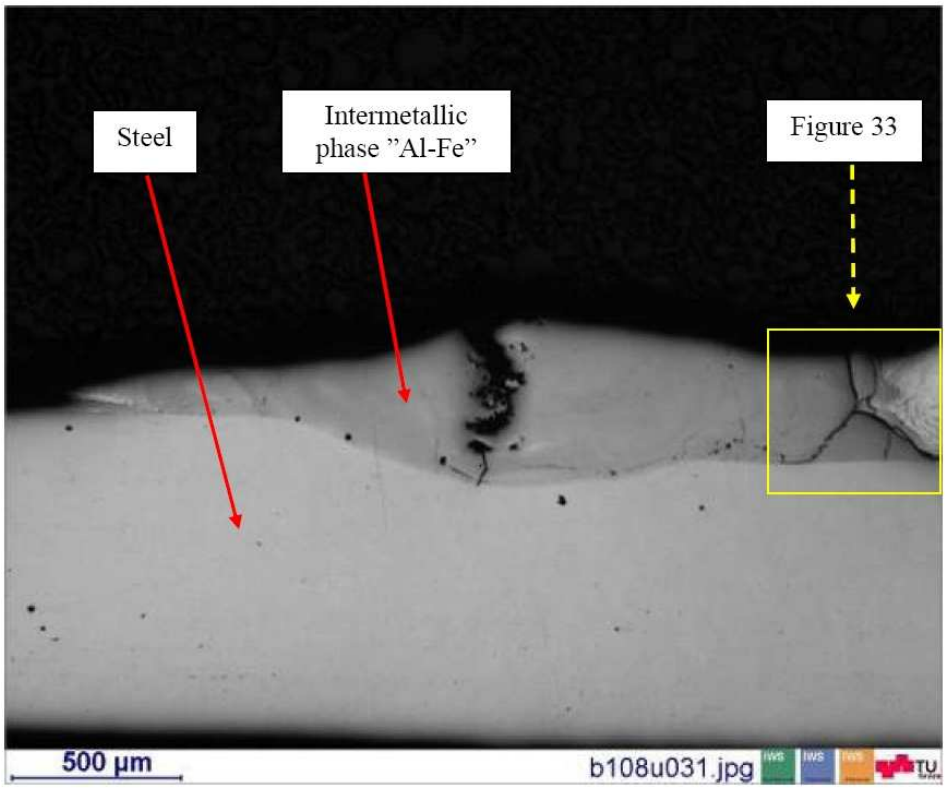


Abb. 13.48: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R3 („Figure 32“)

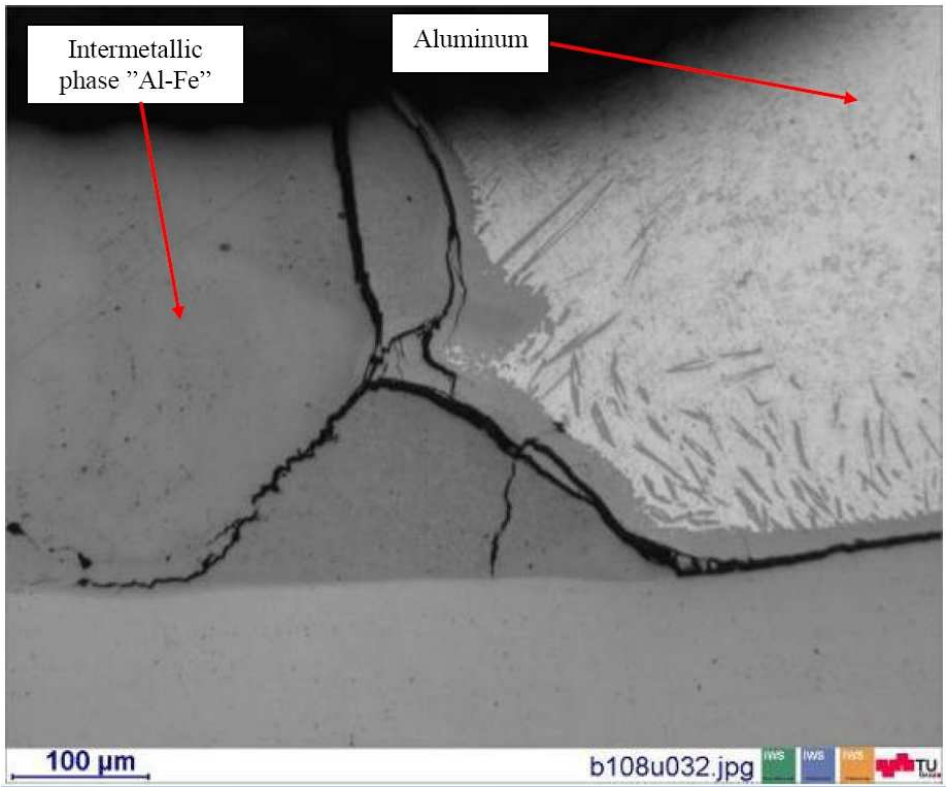


Abb. 13.49: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R3 („Figure 33“)



Abb. 13.50: Analyse des Querschliffes der Probe R7a

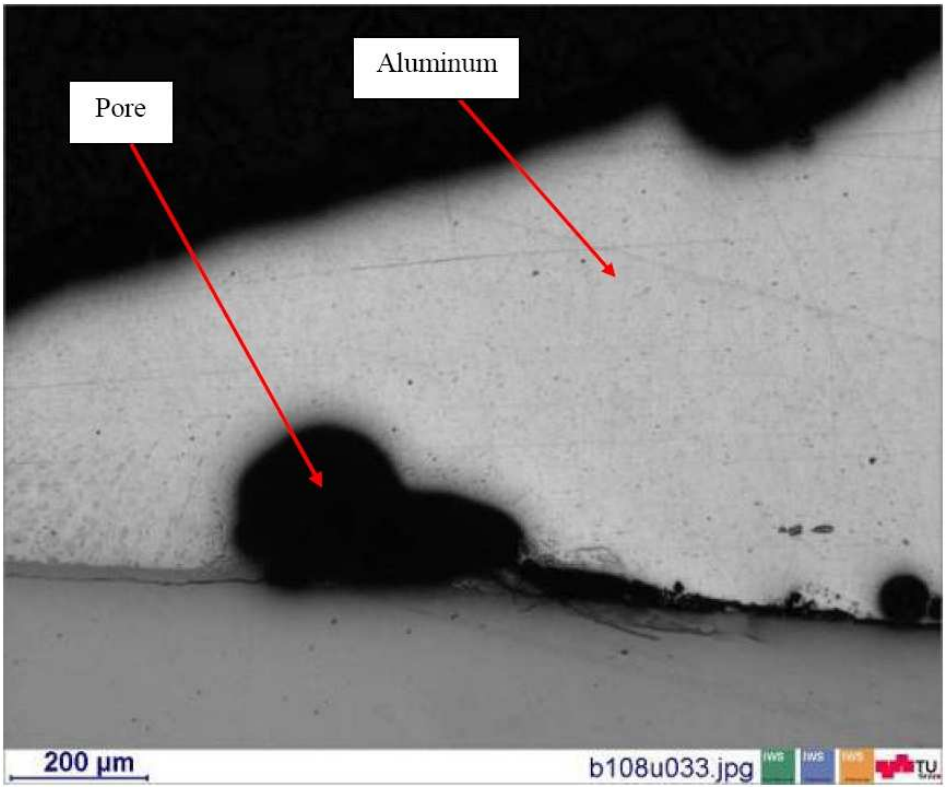


Abb. 13.51: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 13“)

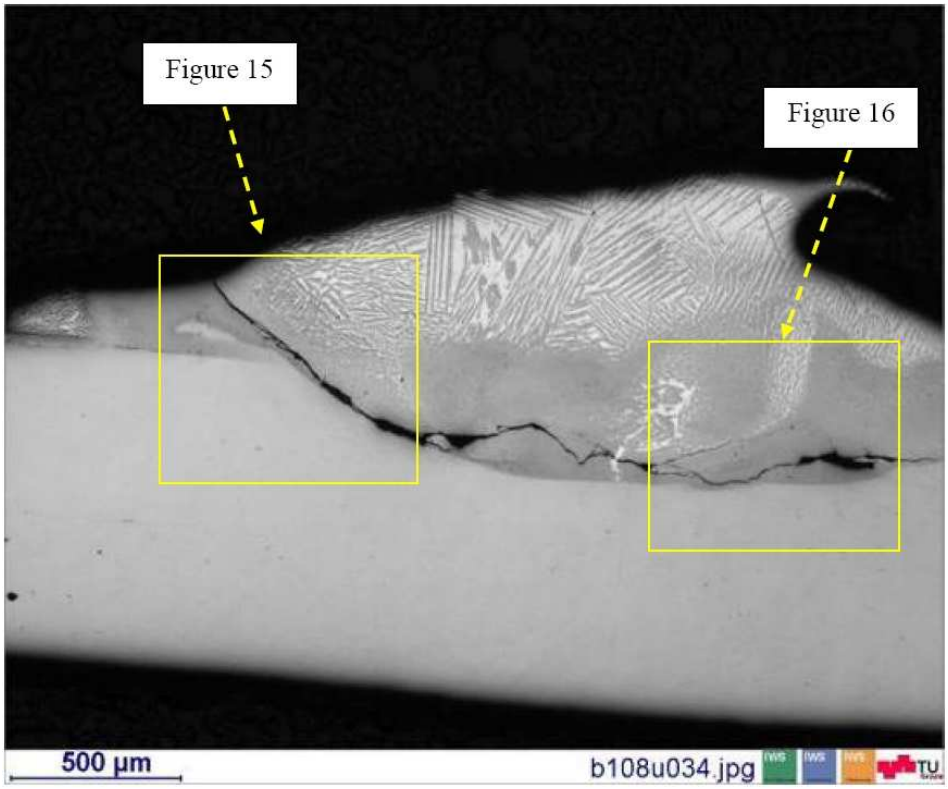


Abb. 13.52: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 14“)

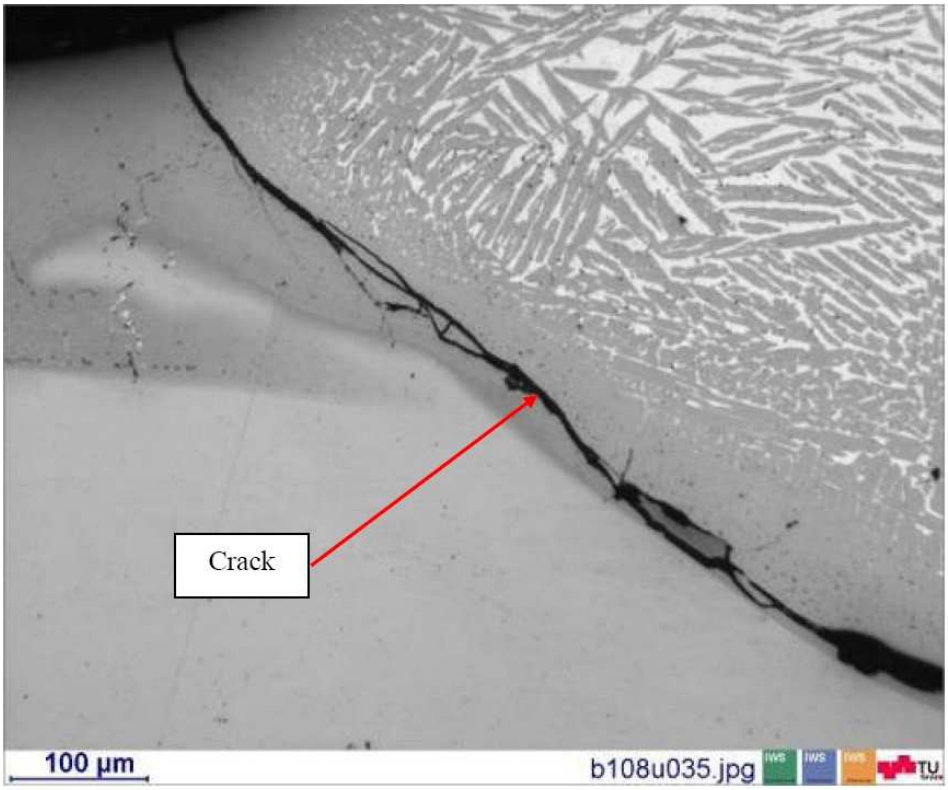


Abb. 13.53: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 15“)

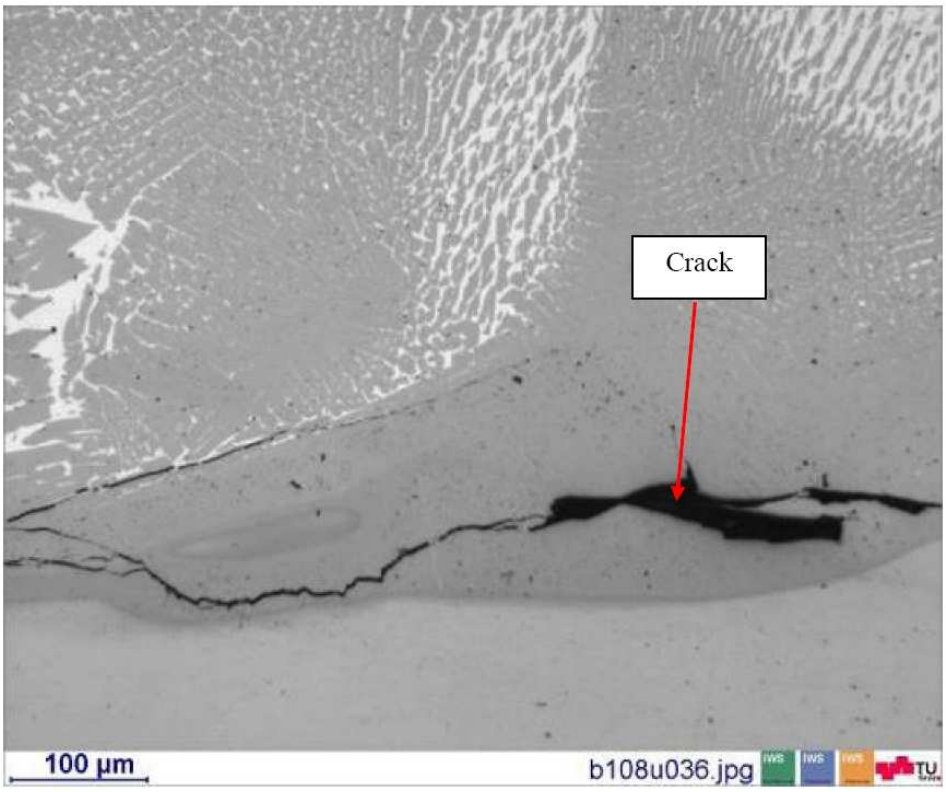


Abb. 13.54: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 16“)

13.7 Untersuchungen der Reihe U



Abb. 13.55: Analyse des Querschliffes der Probe U5

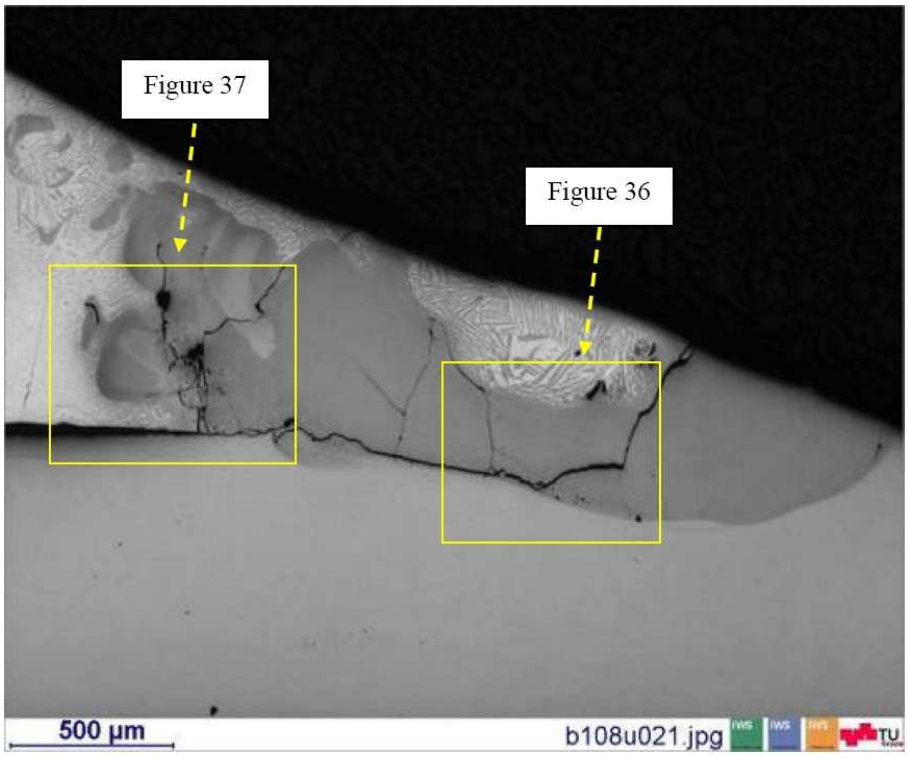


Abb. 13.56: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U5 („Figure 35“)

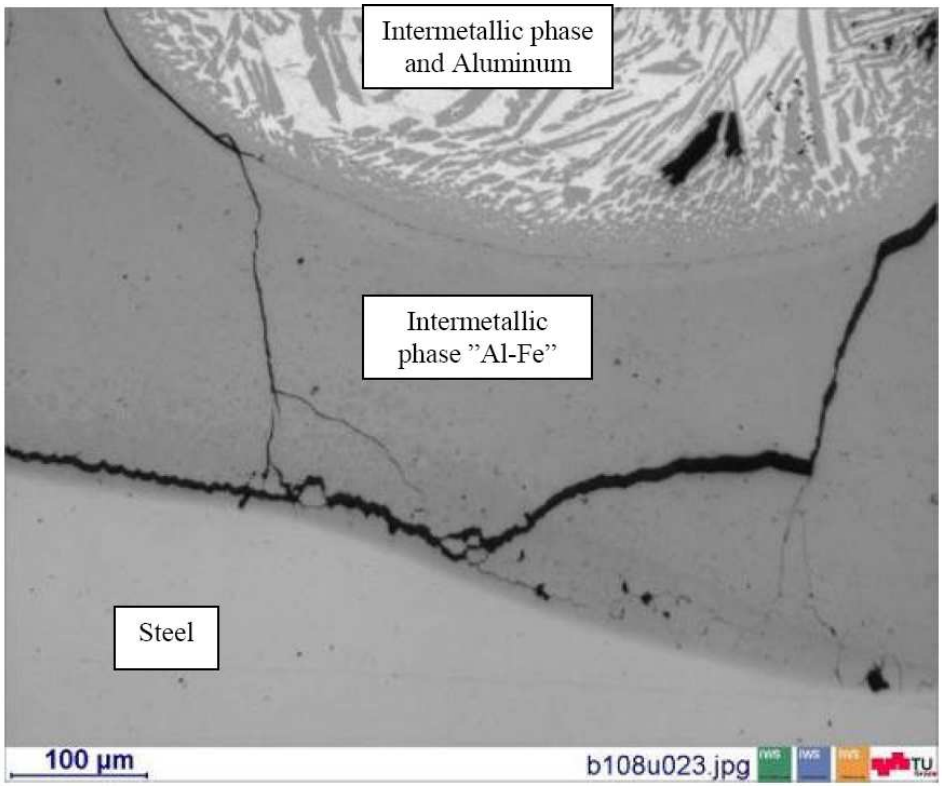


Abb. 13.57: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U5 („Figure 36“)

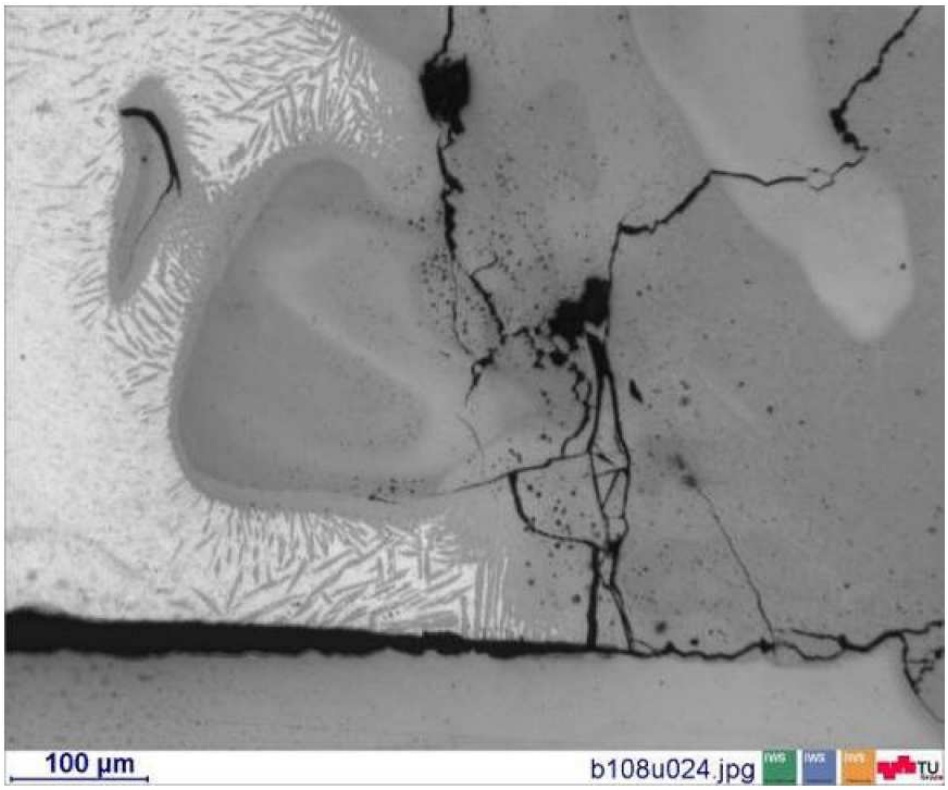


Abb. 13.58: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U5 („Figure 37“)



Abb. 13.59: Analyse des Querschliffes der Probe U7

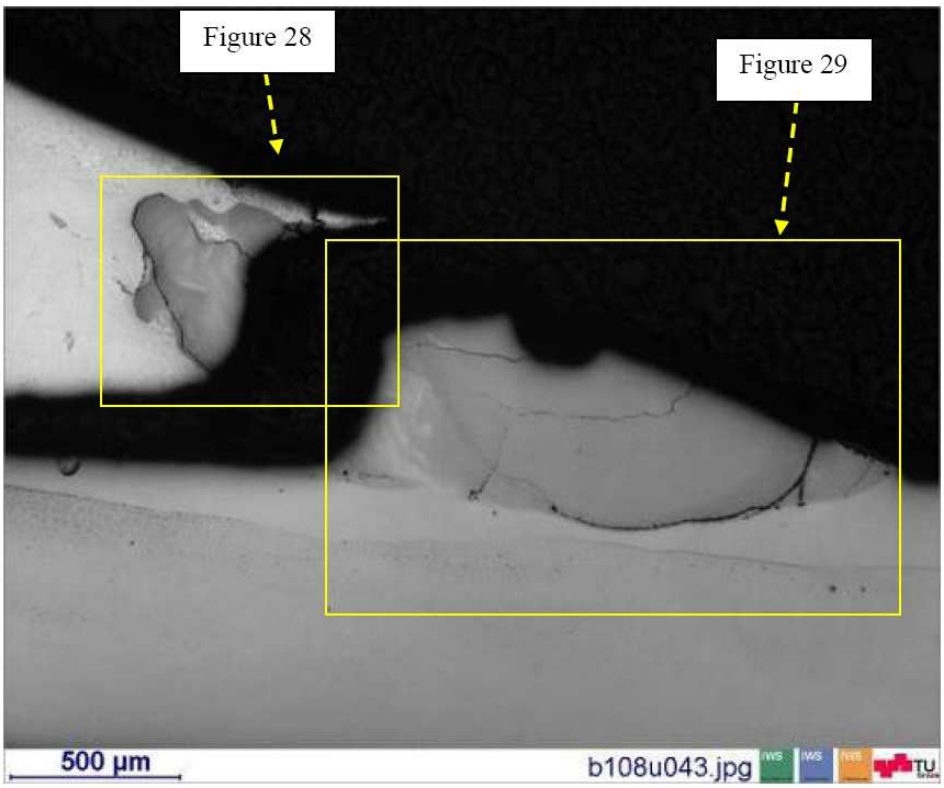


Abb. 13.60: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U7 („Figure 27“)



Abb. 13.61: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U7 („Figure 28“)

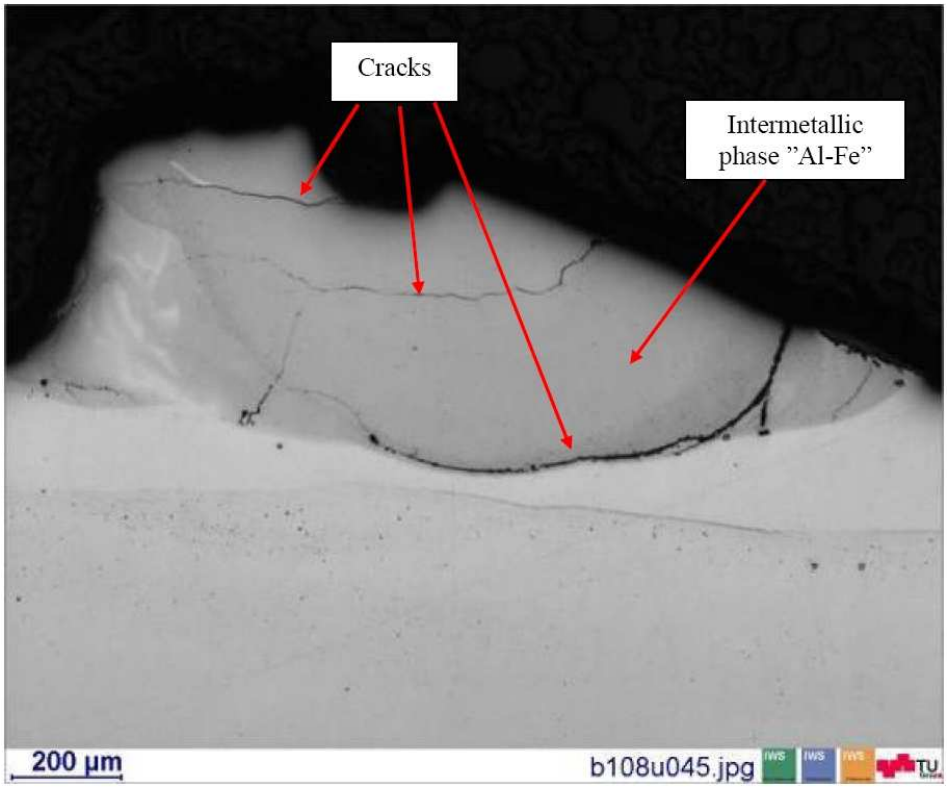


Abb. 13.62: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U7 („Figure 29“)

13.8 Untersuchungen der Reihe Y

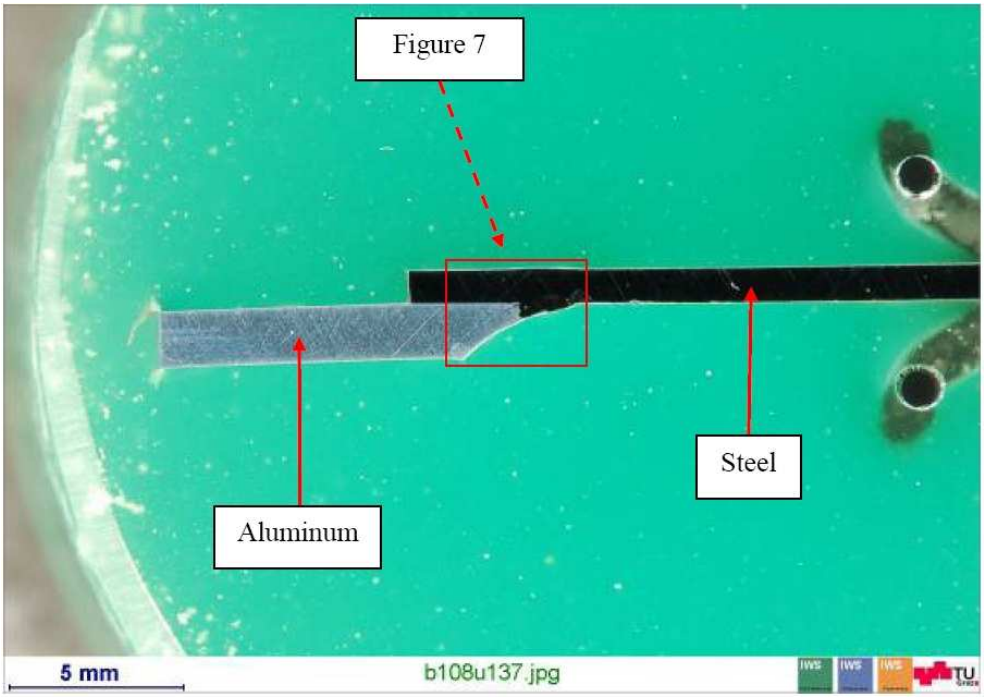


Abb. 13.63: Analyse des Querschliffes der Probe Y2

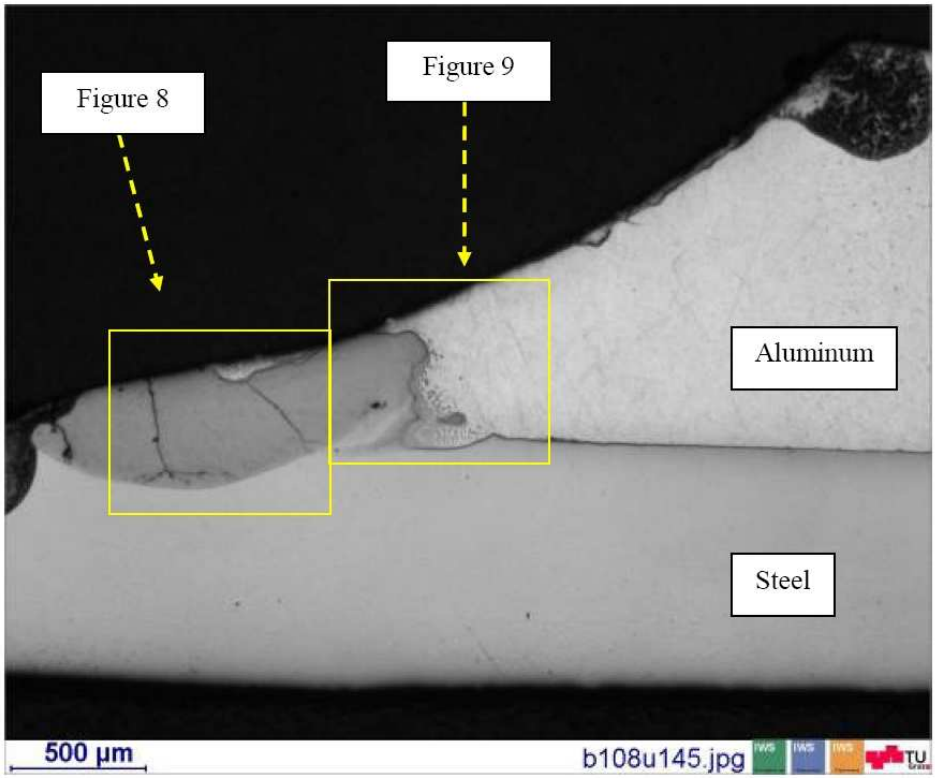


Abb. 13.64: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y2 („Figure 7“)

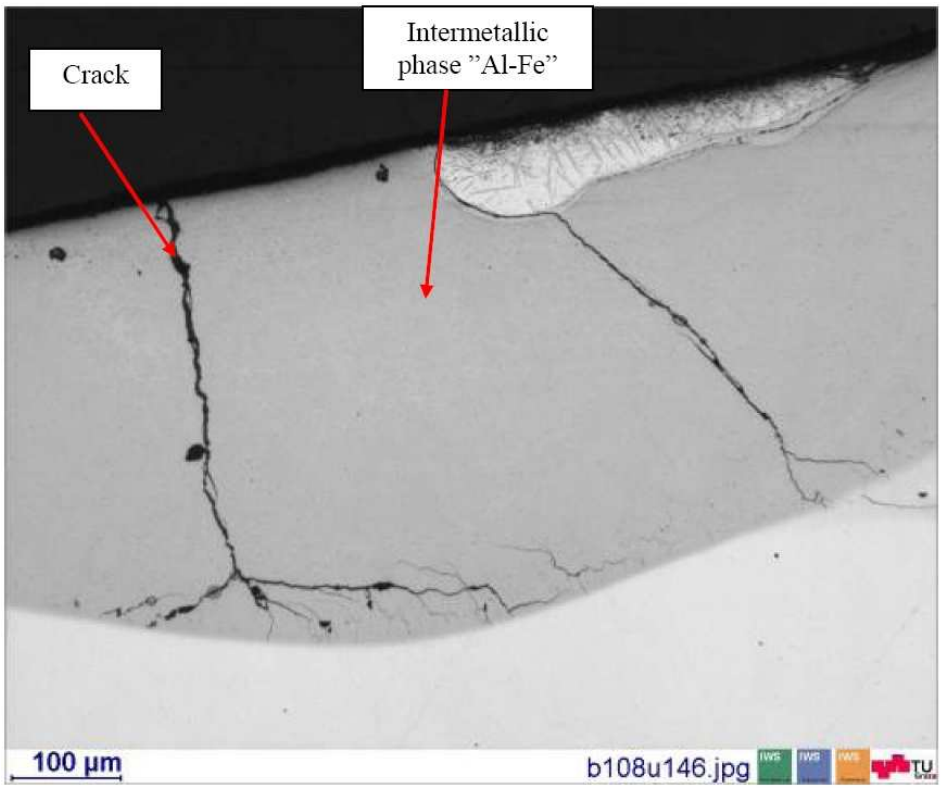


Abb. 13.65: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y2 („Figure 8“)

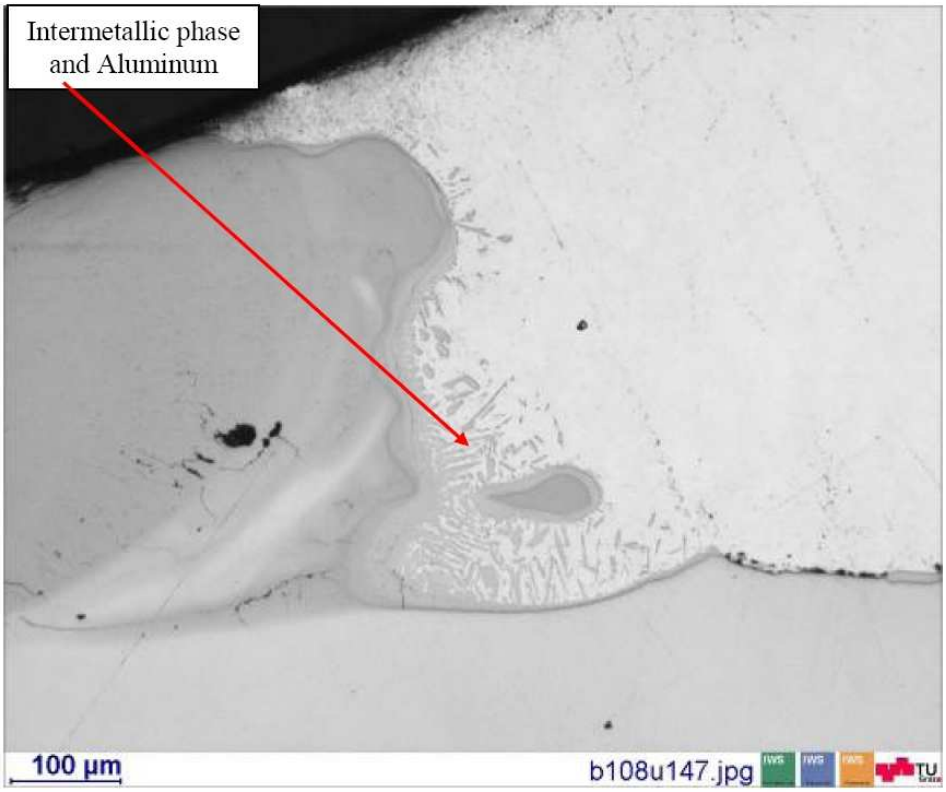


Abb. 13.66: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y2 („Figure 9“)



Abb. 13.67: Analyse des Querschliffes der Probe Y4

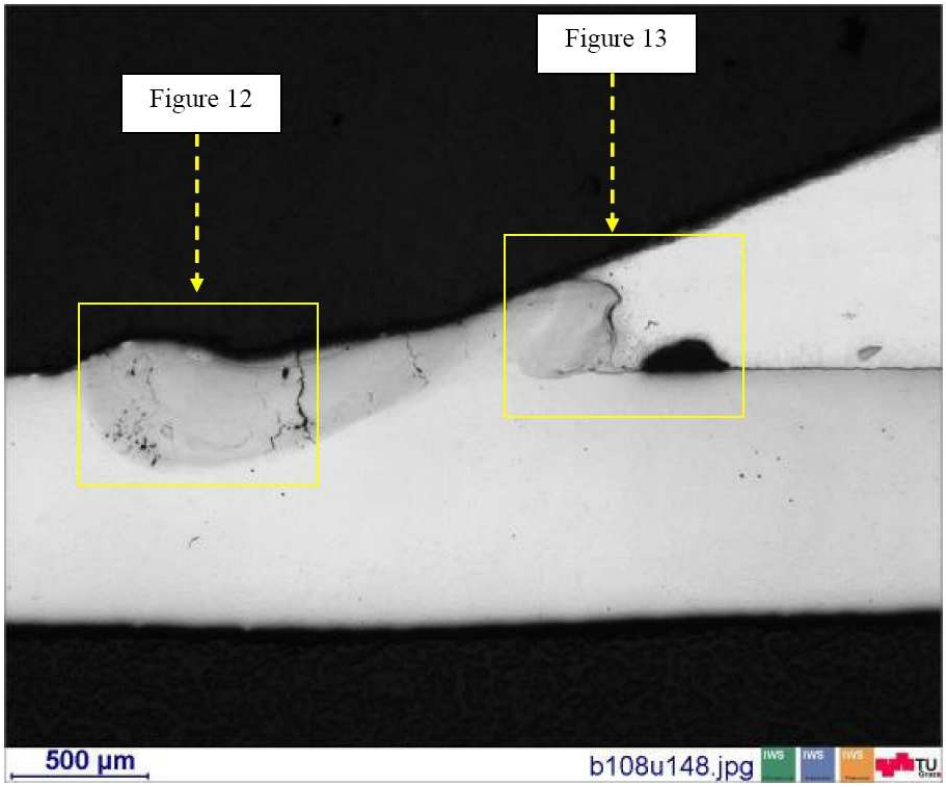


Abb. 13.68: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y4 („Figure 11“)

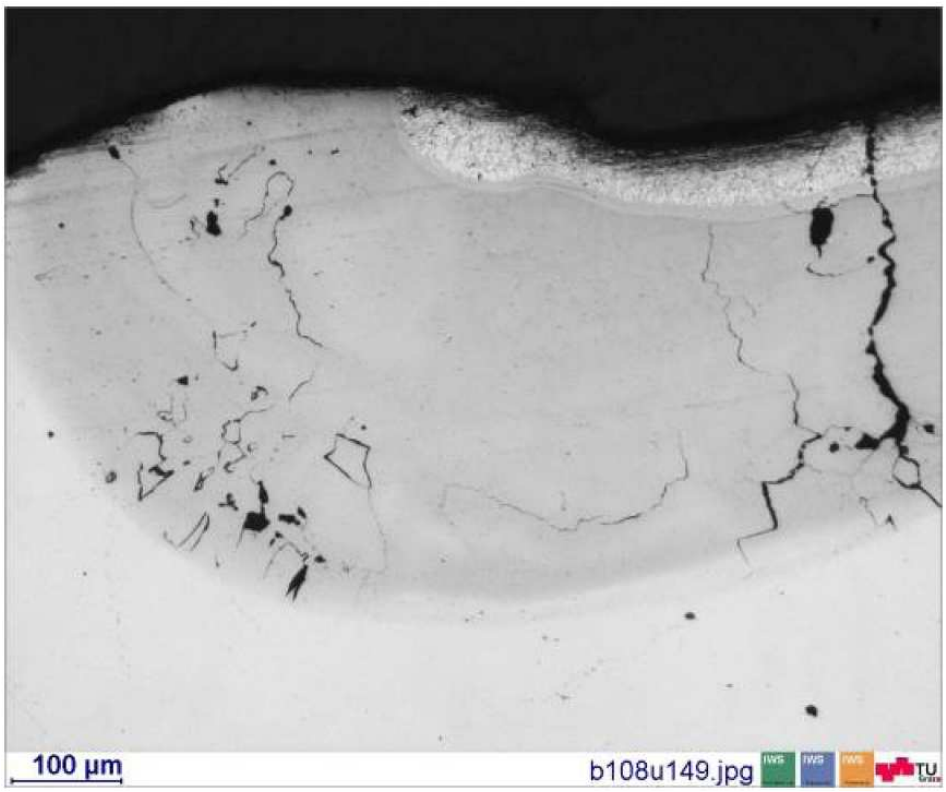


Abb. 13.69: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y4 („Figure 12“)

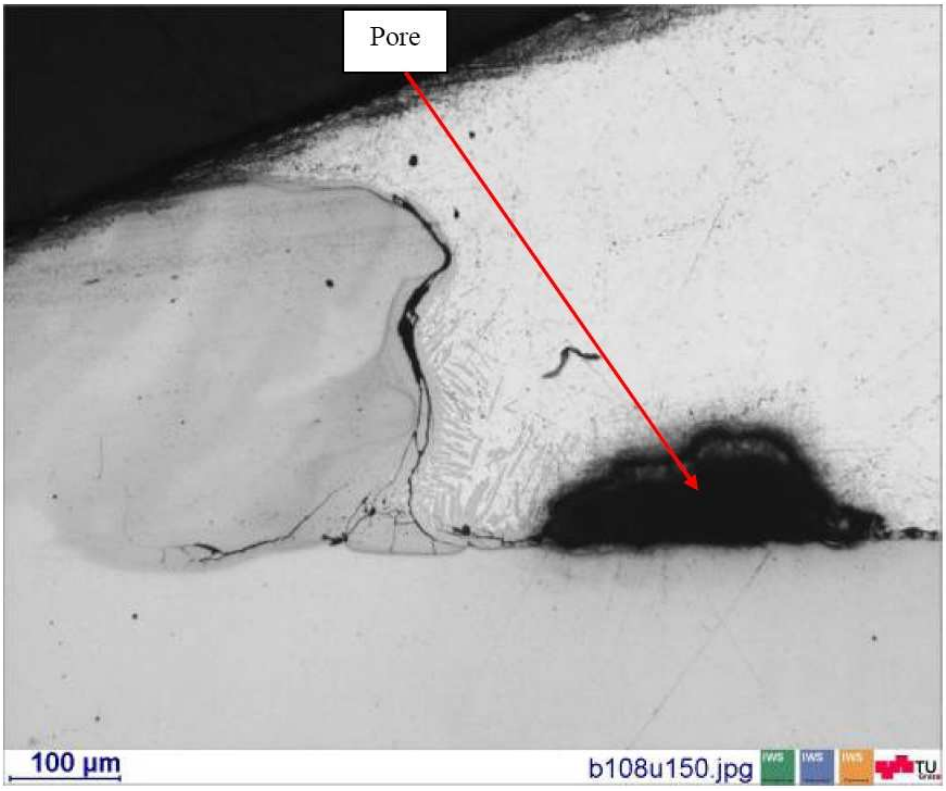


Abb. 13.70: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y4 („Figure 13“)

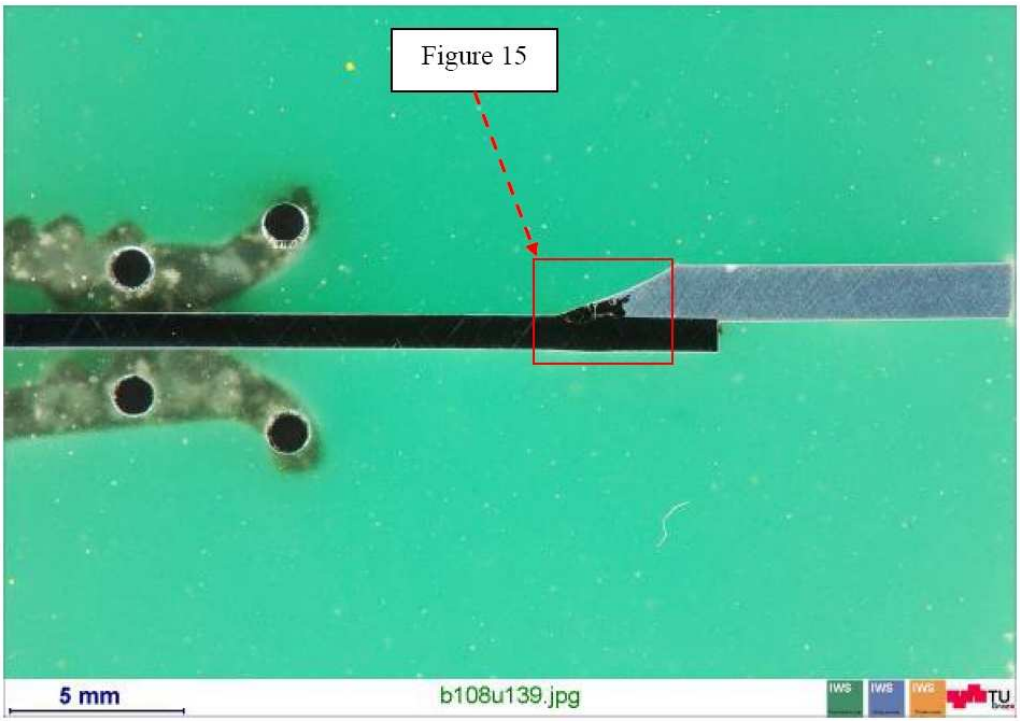


Abb. 13.71: Analyse des Querschliffes der Probe Y6

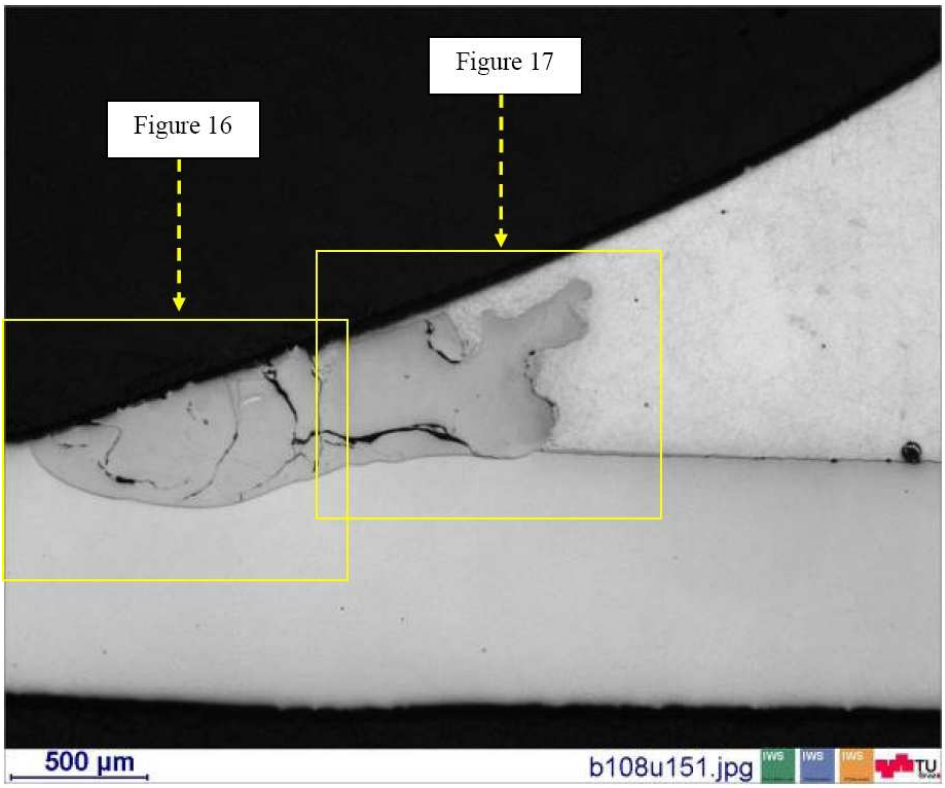


Abb. 13.72: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y6 („Figure 15“)

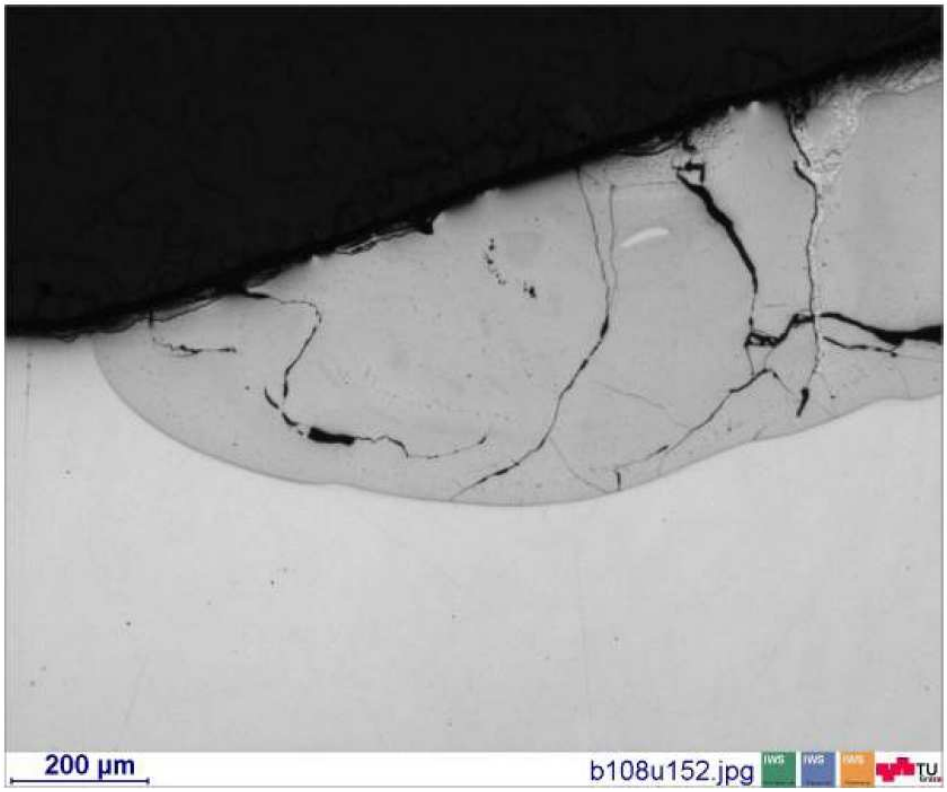


Abb. 13.73: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y6 („Figure 16“)

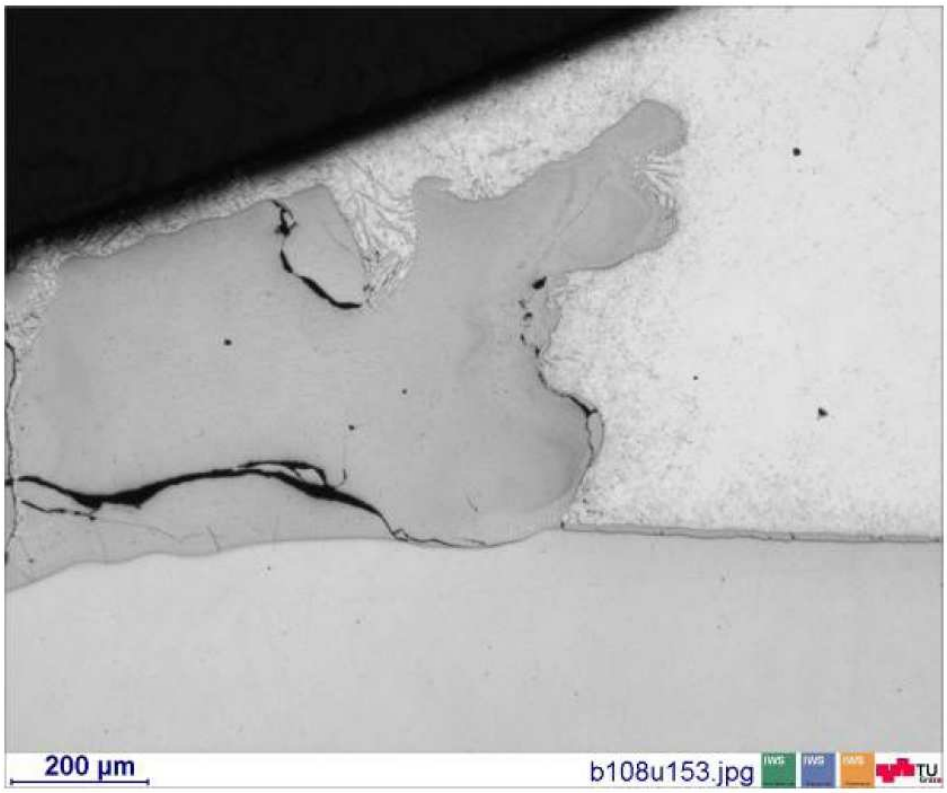


Abb. 13.74: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y6 („Figure 17“)



Abb. 13.75: Analyse des Querschliffes der Probe Y12

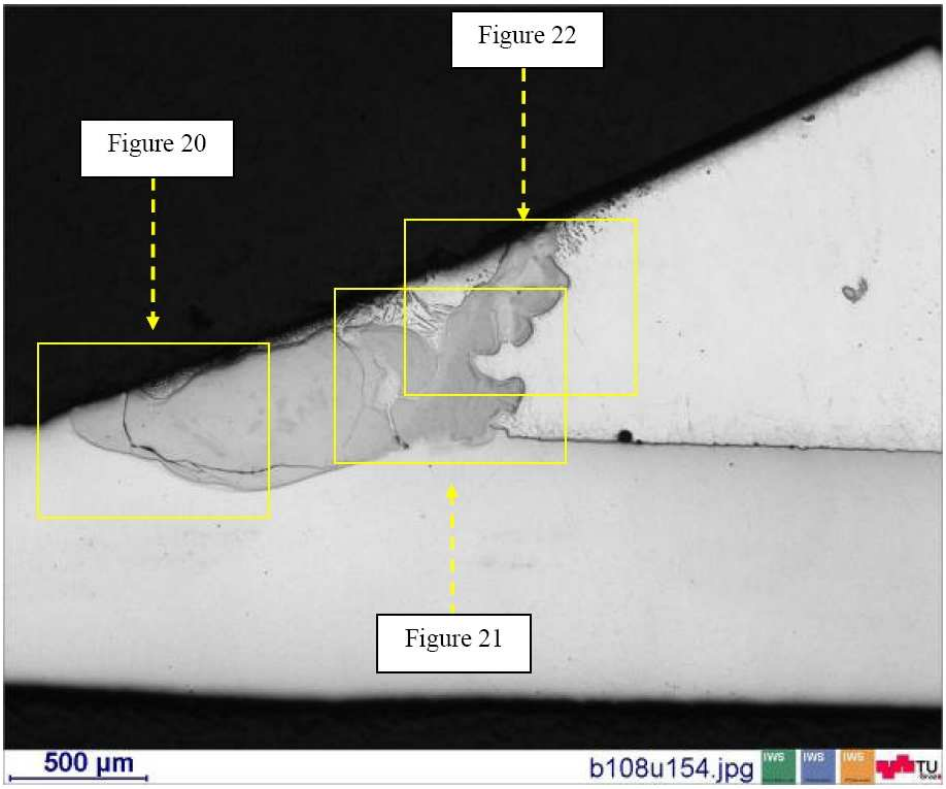


Abb. 13.76: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y12 („Figure 19“)

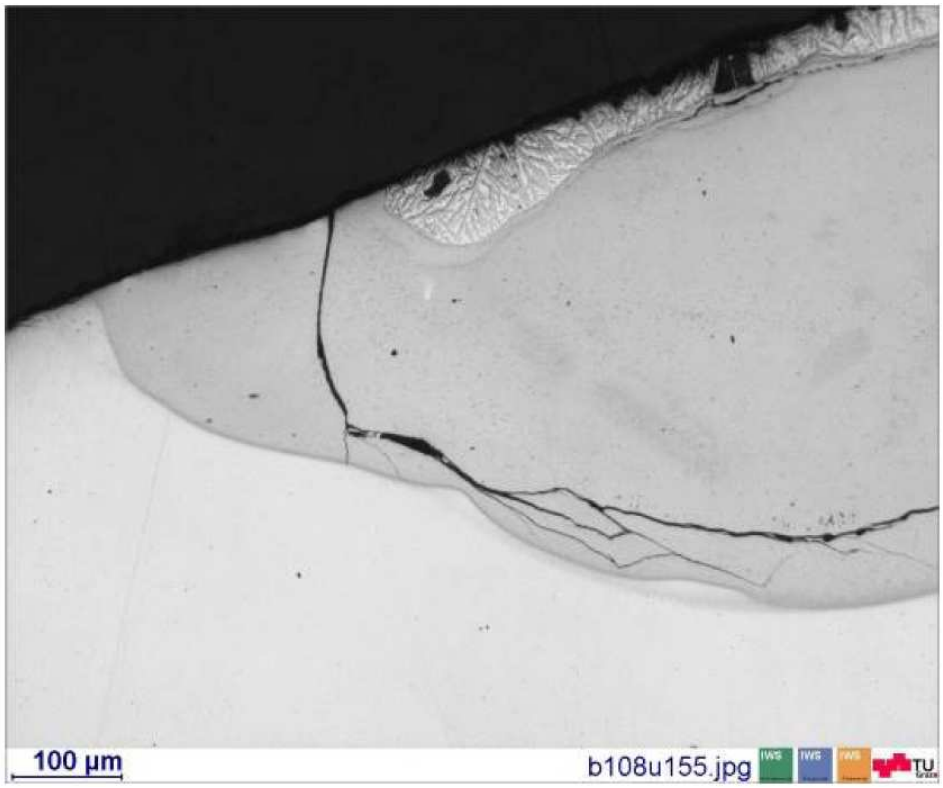


Abb. 13.77: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y12 („Figure 20“)



Abb. 13.78: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y12 („Figure 22“)



Abb. 13.79: Analyse des Querschliffes der Probe Y17

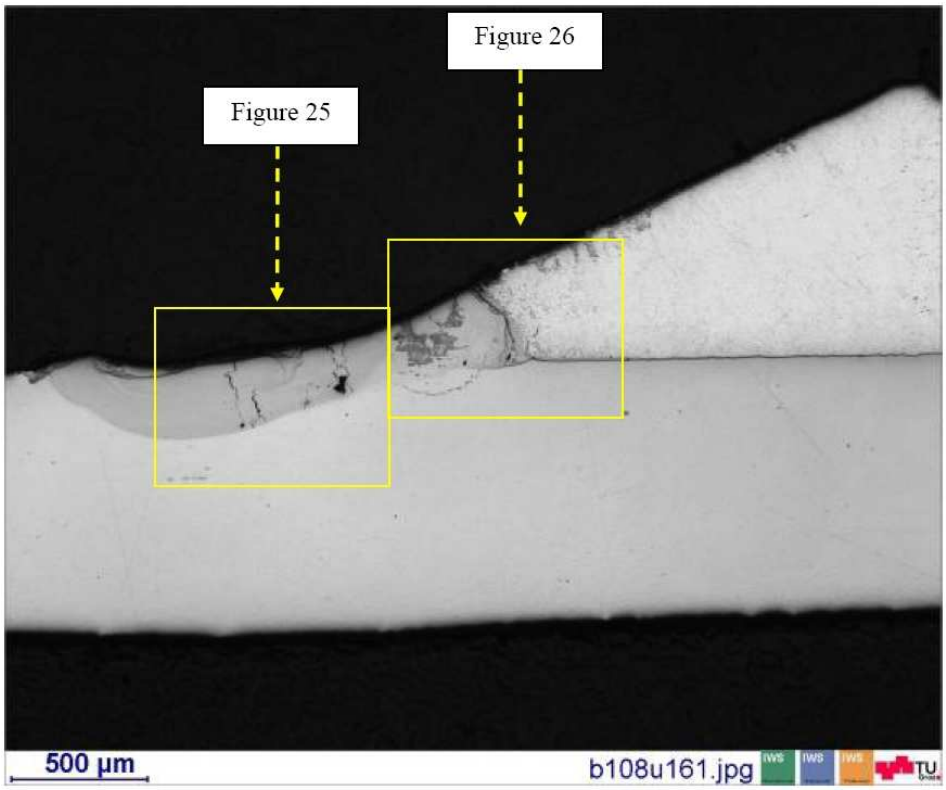


Abb. 13.80: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y17 („Figure 24“)

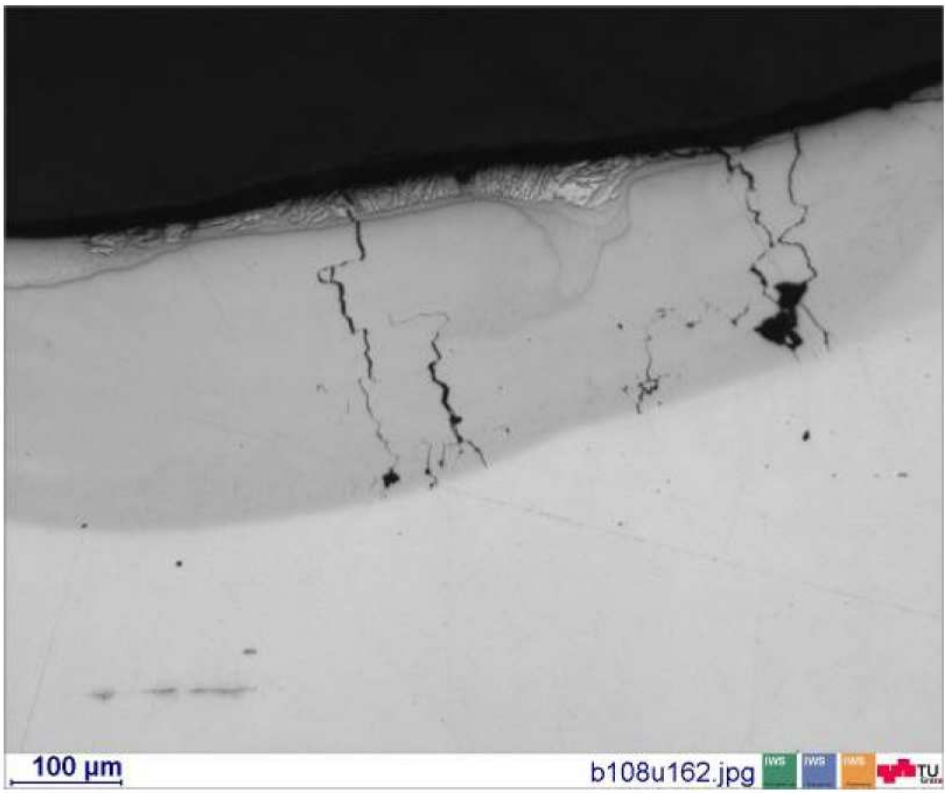


Abb. 13.81: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y17 („Figure 25“)

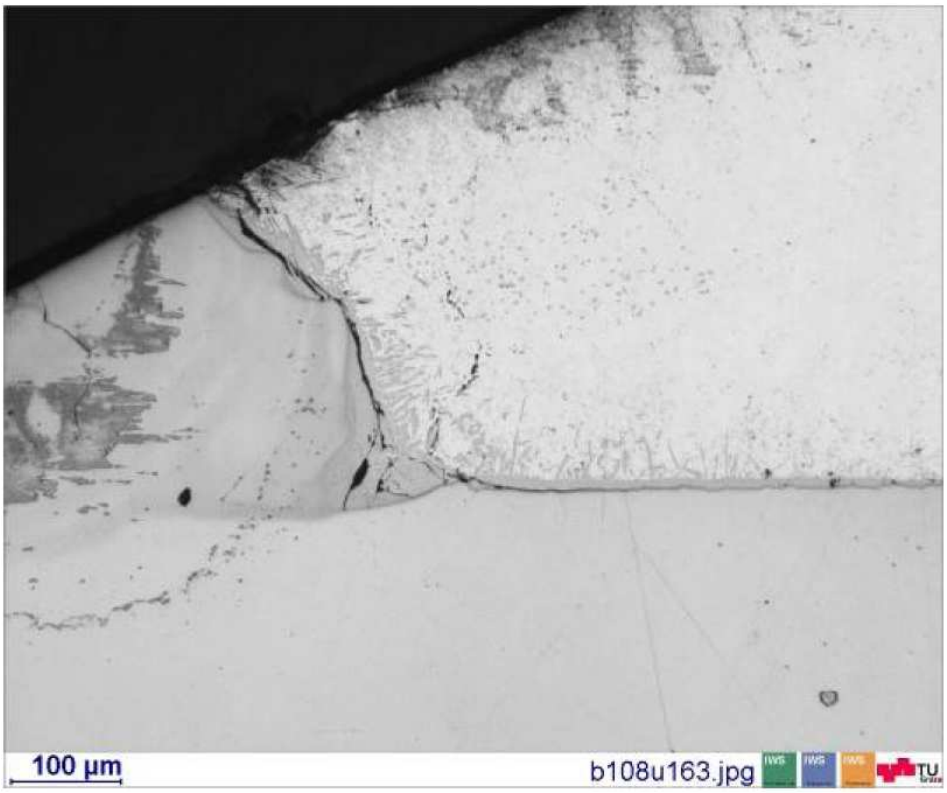


Abb. 13.82: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y17 („Figure 26“)

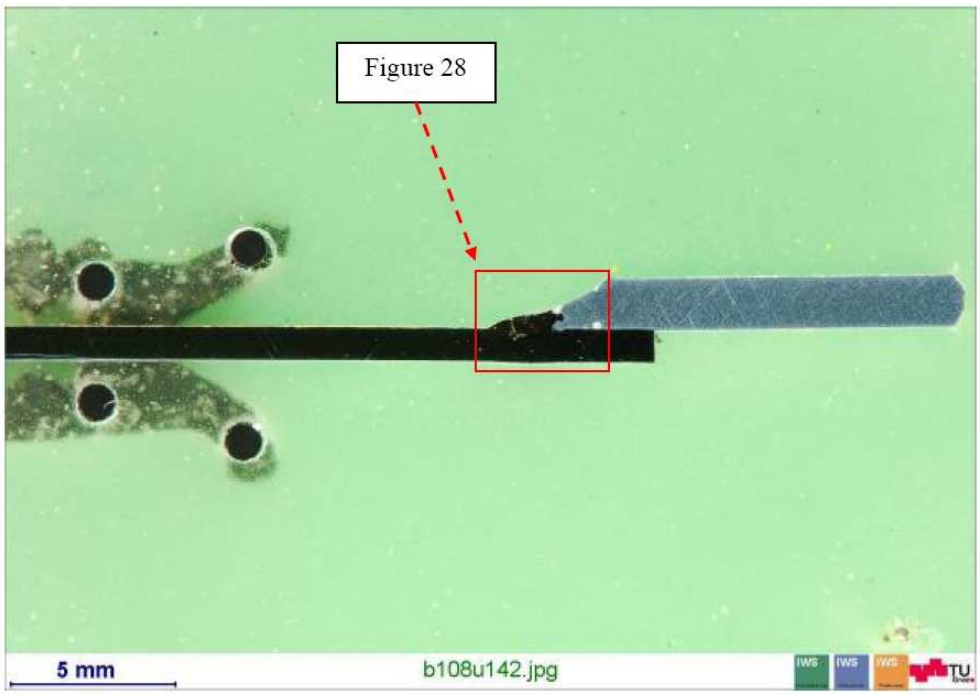


Abb. 13.83: Analyse des Querschliffes der Probe Y18

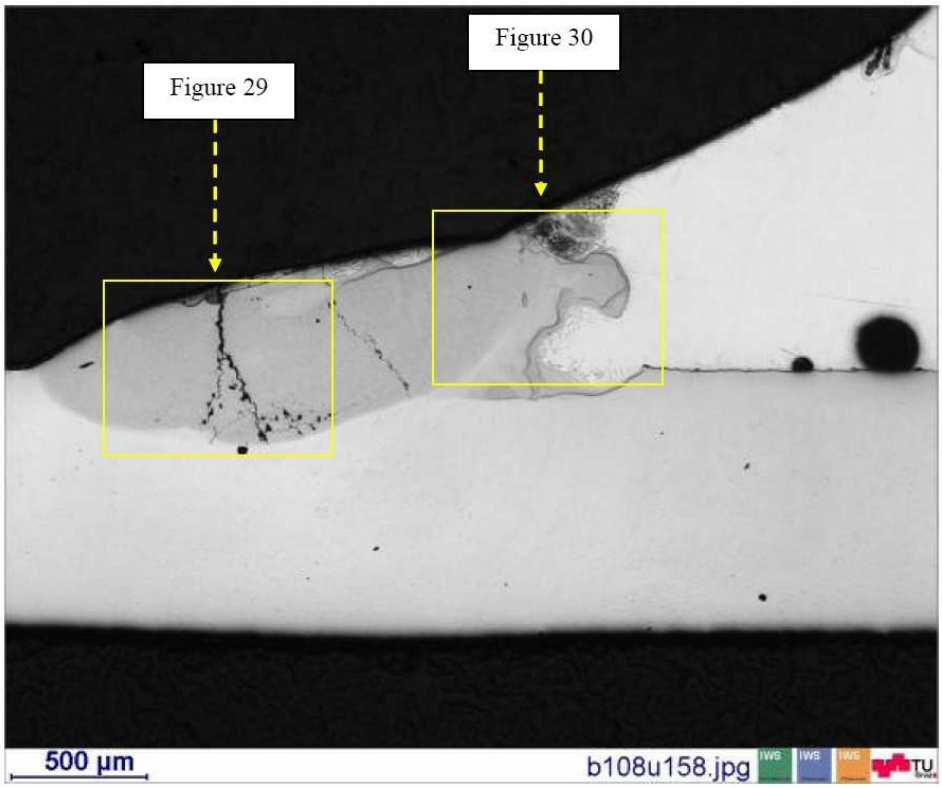


Abb. 13.84: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y18 („Figure 28“)

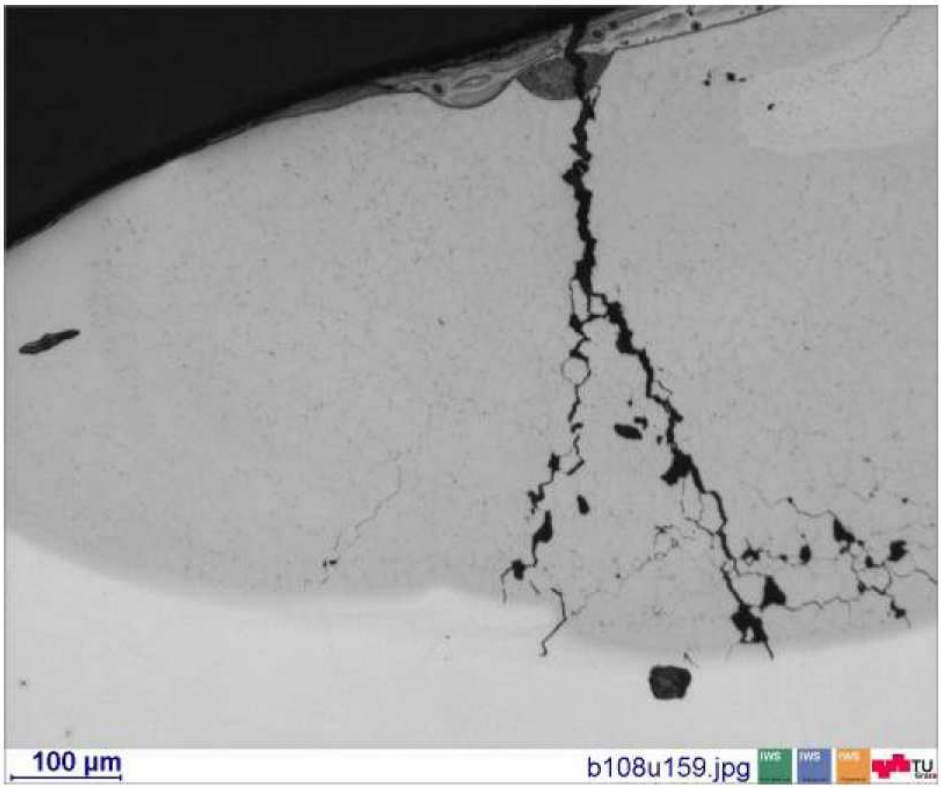


Abb. 13.85: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y18 („Figure 29“)



Abb. 13.86: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y18 („Figure 30“)



Abb. 13.87: Analyse des Querschliffes der Probe Y22

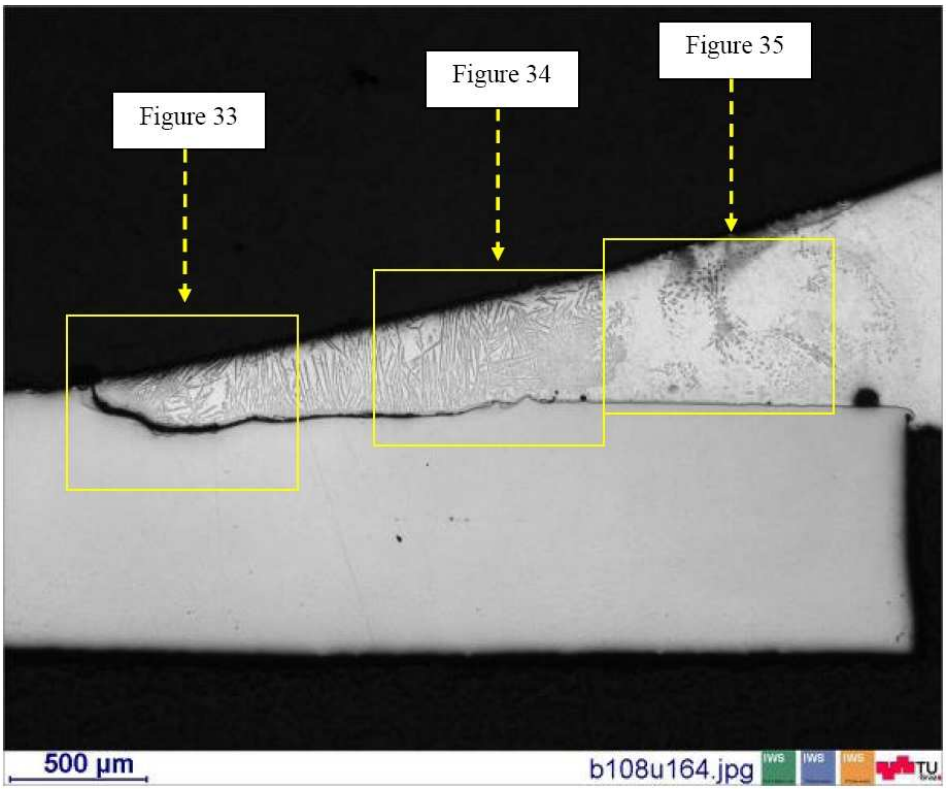


Abb. 13.88: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 32“)

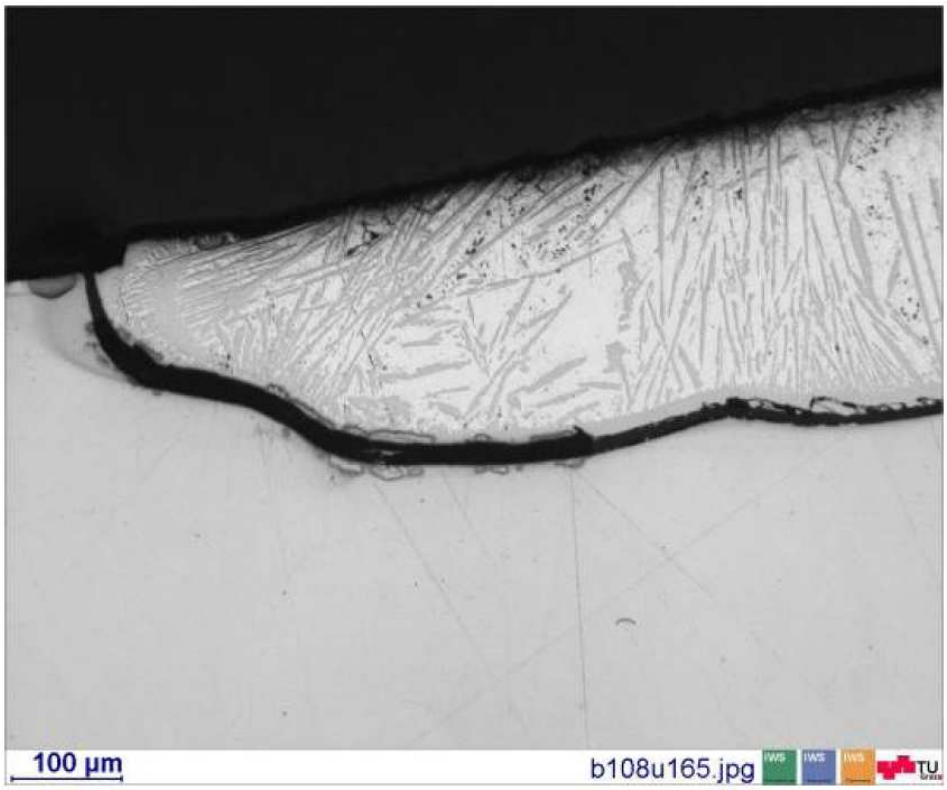


Abb. 13.89: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 33“)

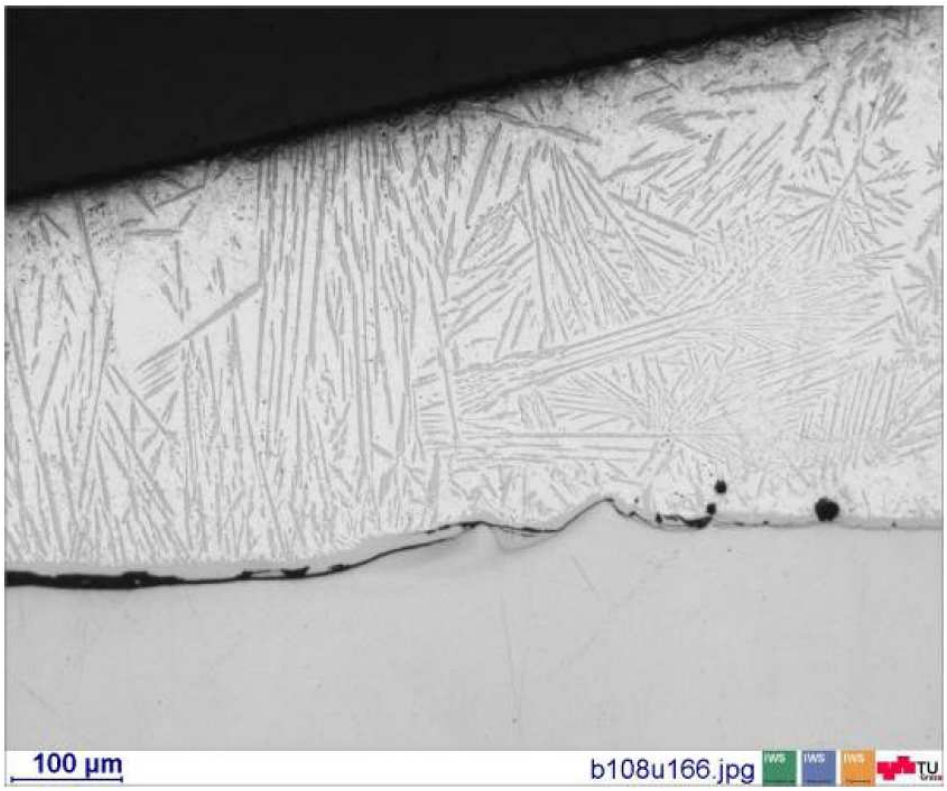


Abb. 13.90: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 34“)



Abb. 13.91: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 35“)

13.9 Untersuchungen der Reihe Z

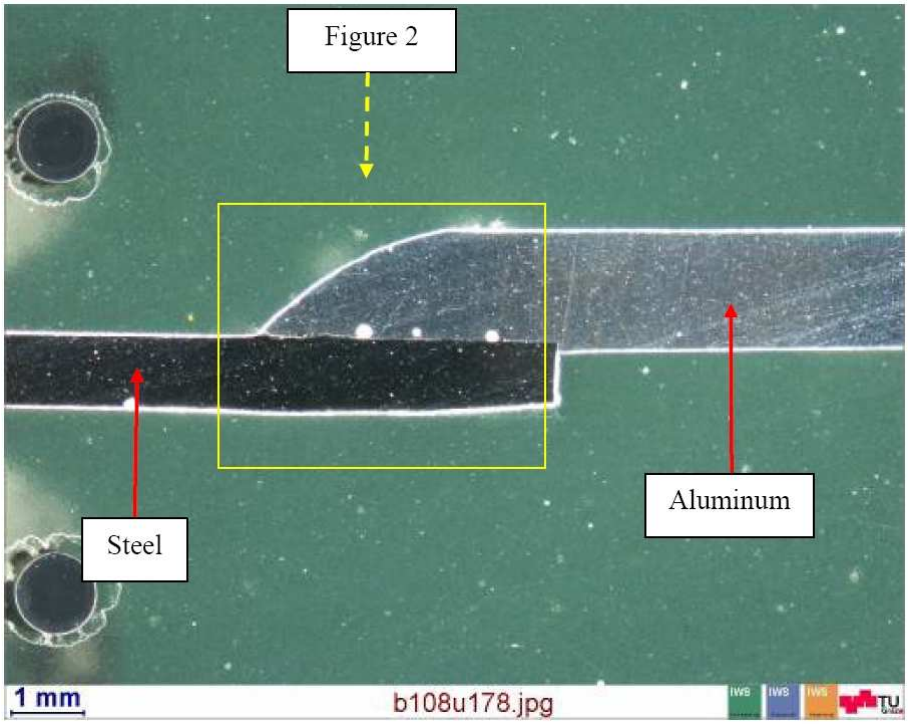


Abb. 13.92: Analyse des Querschliffes der Probe Z3

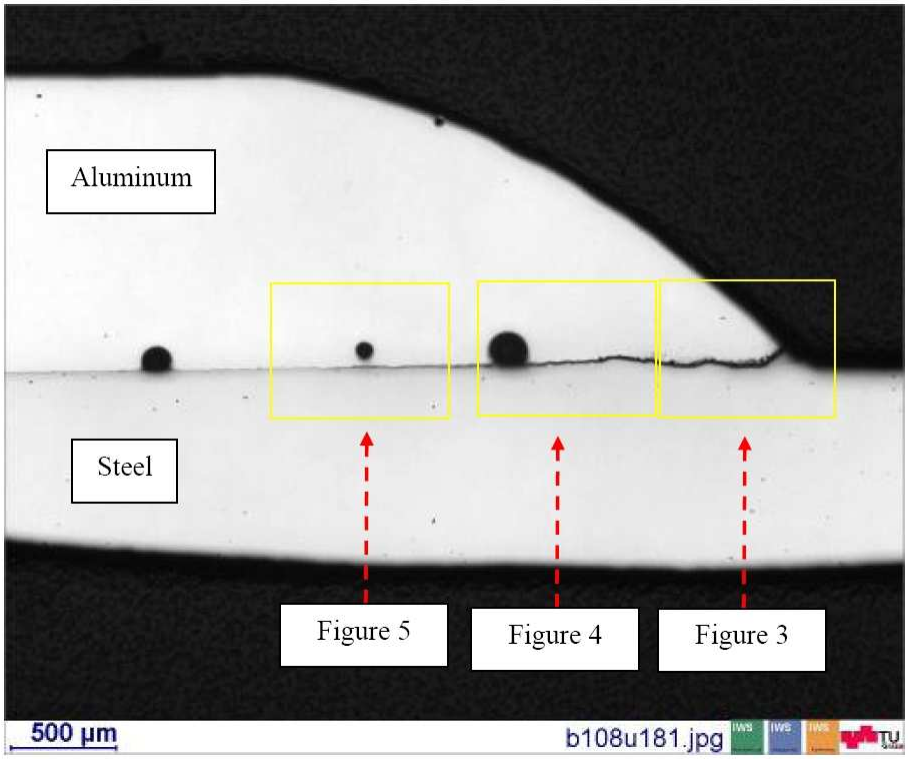


Abb. 13.93: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 2“)

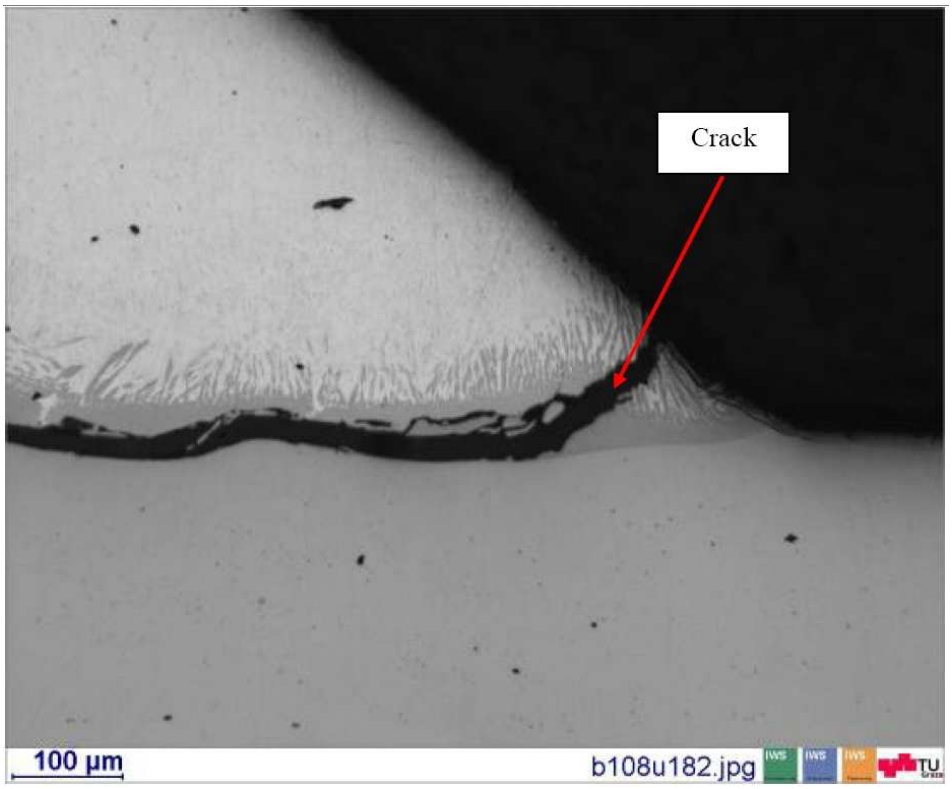


Abb. 13.94: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 3“)

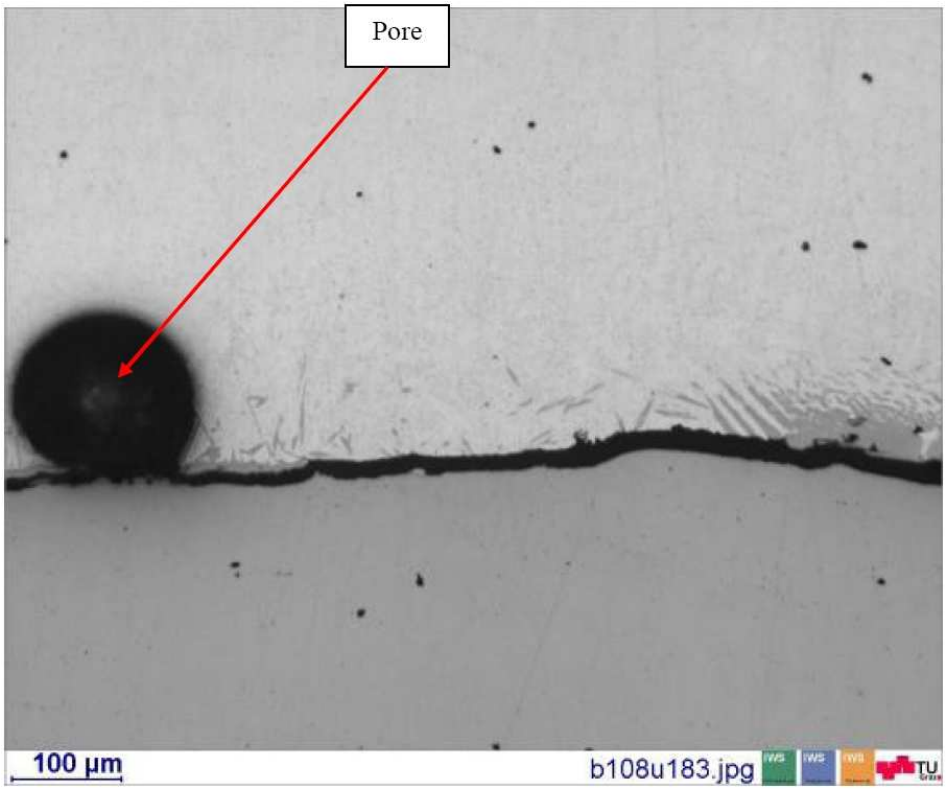


Abb. 13.95: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 4“)

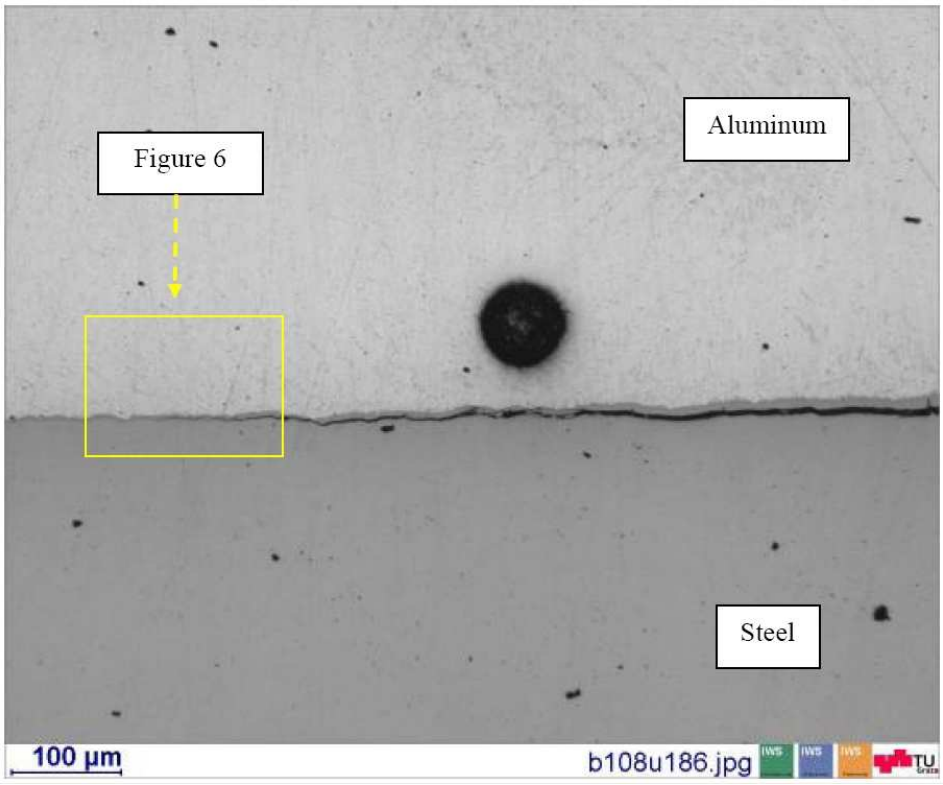


Abb. 13.96: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 5“)

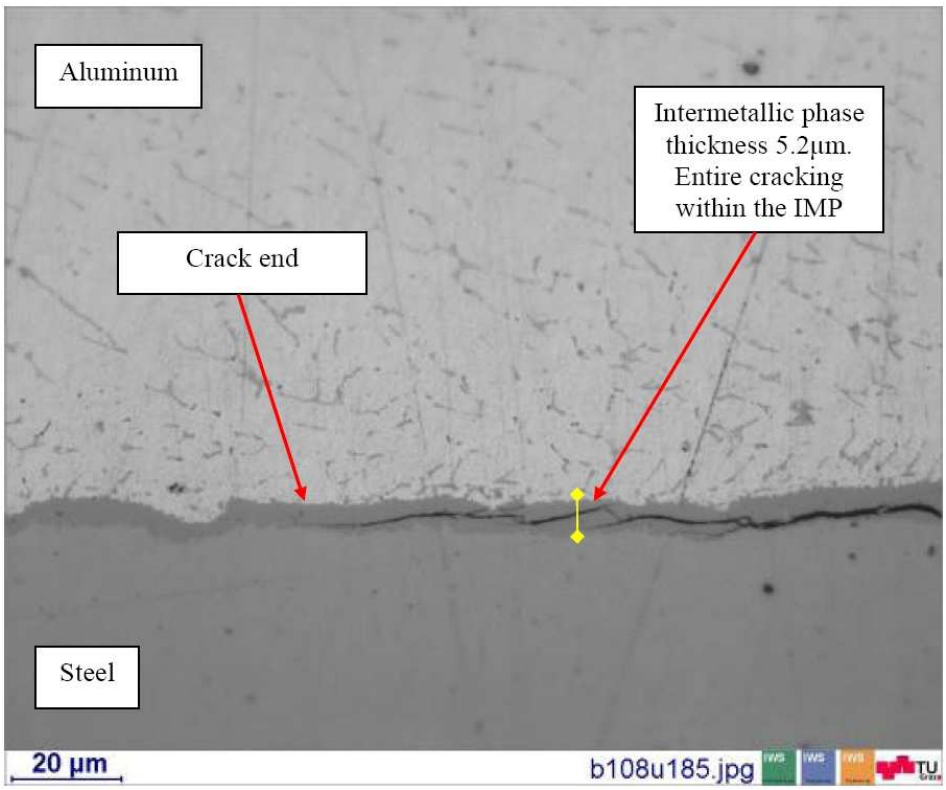


Abb. 13.97: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 6“)

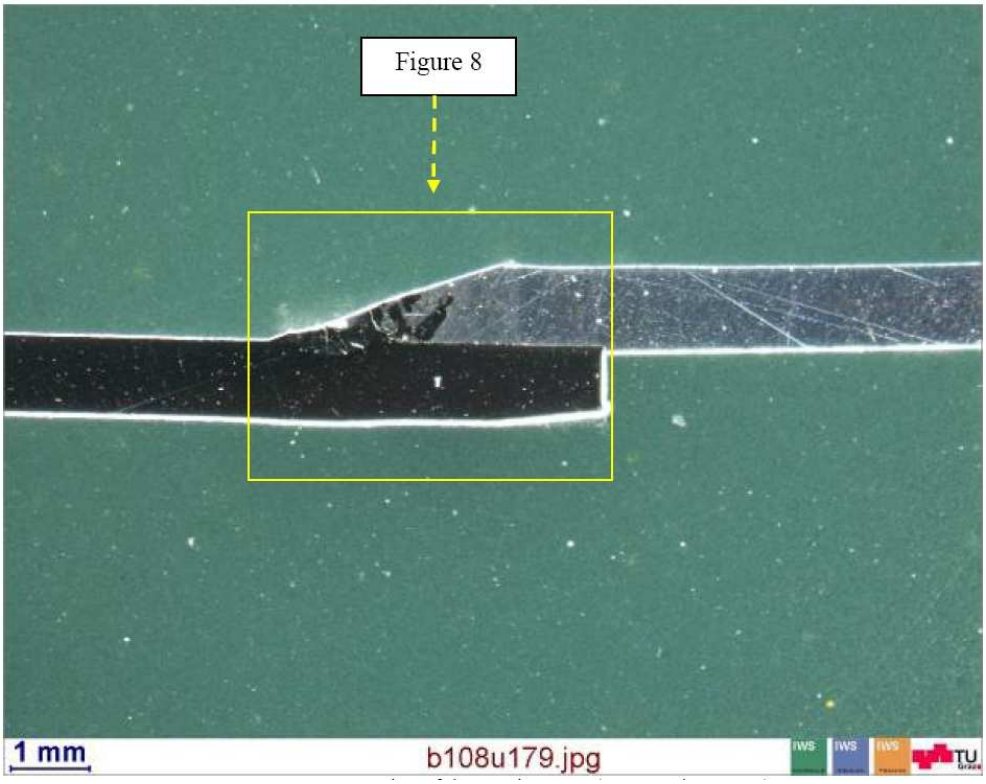


Abb. 13.98: Analyse des Querschliffes der Probe Z5

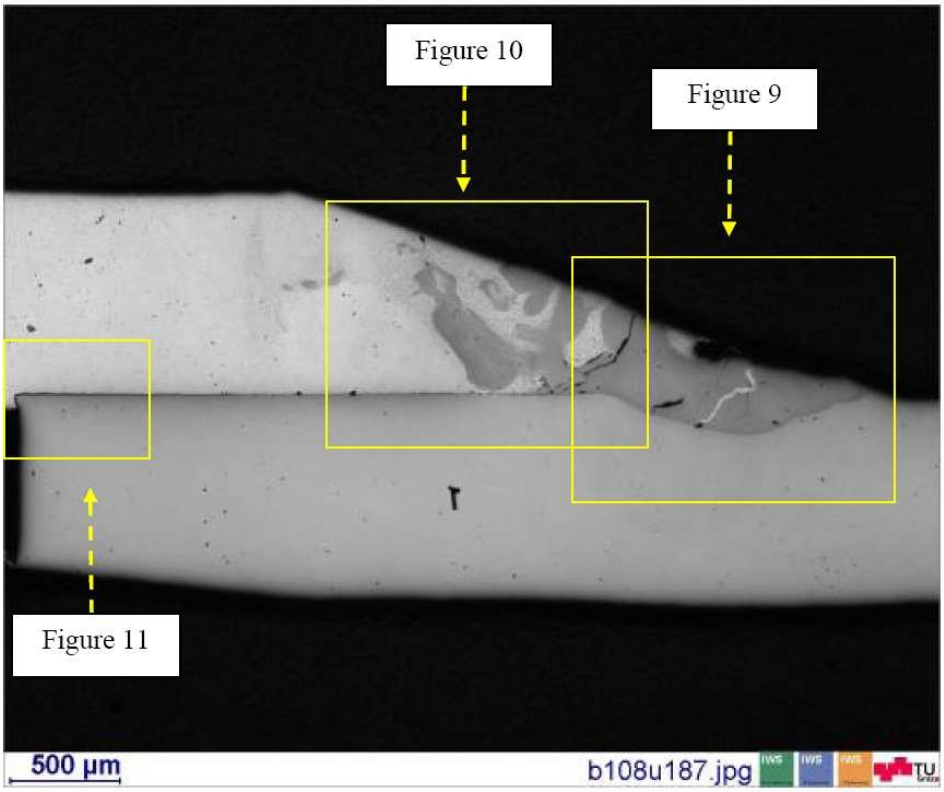


Abb. 13.99: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z5 („Figure 8“)

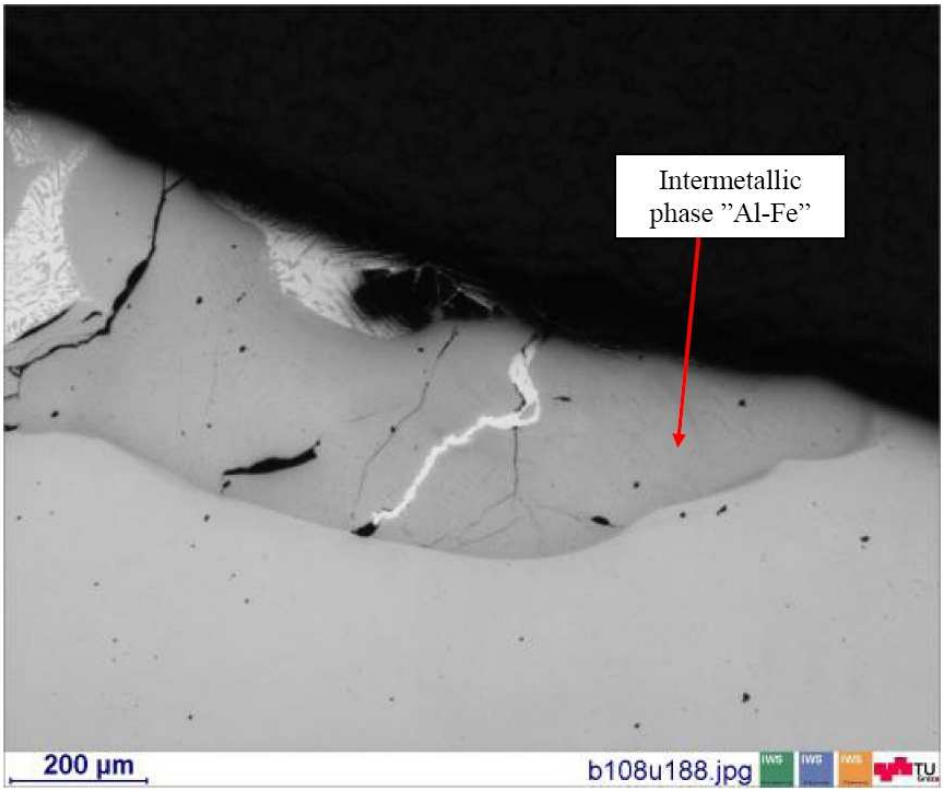


Abb. 13.100: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z5 („Figure 9“)

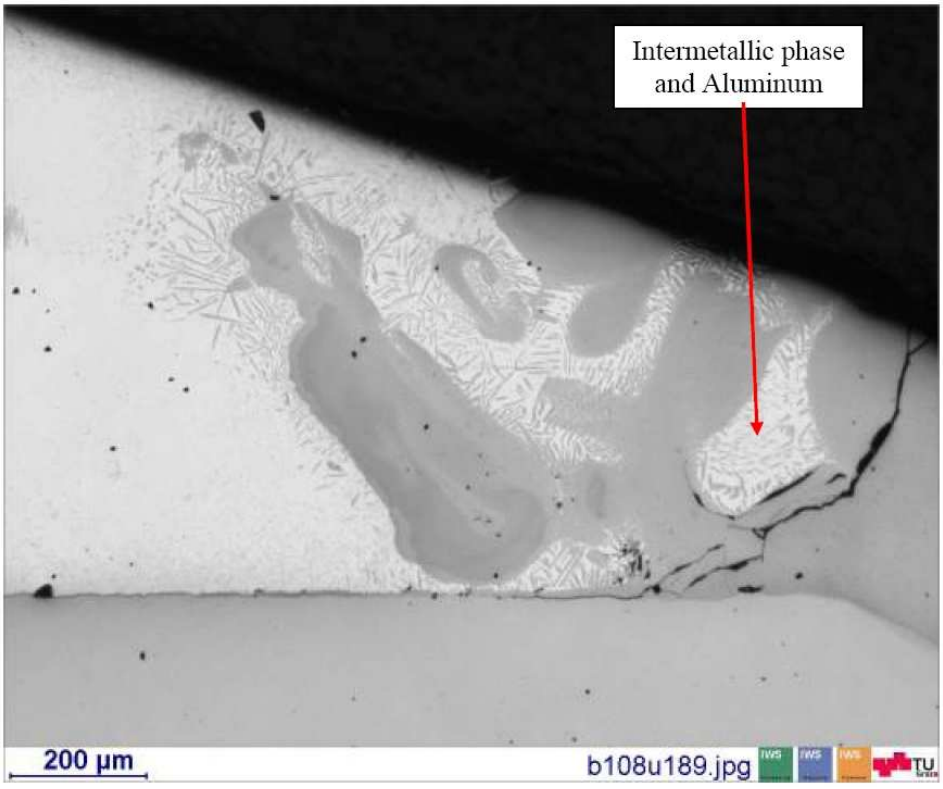


Abb. 13.101: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z5 („Figure 10“)

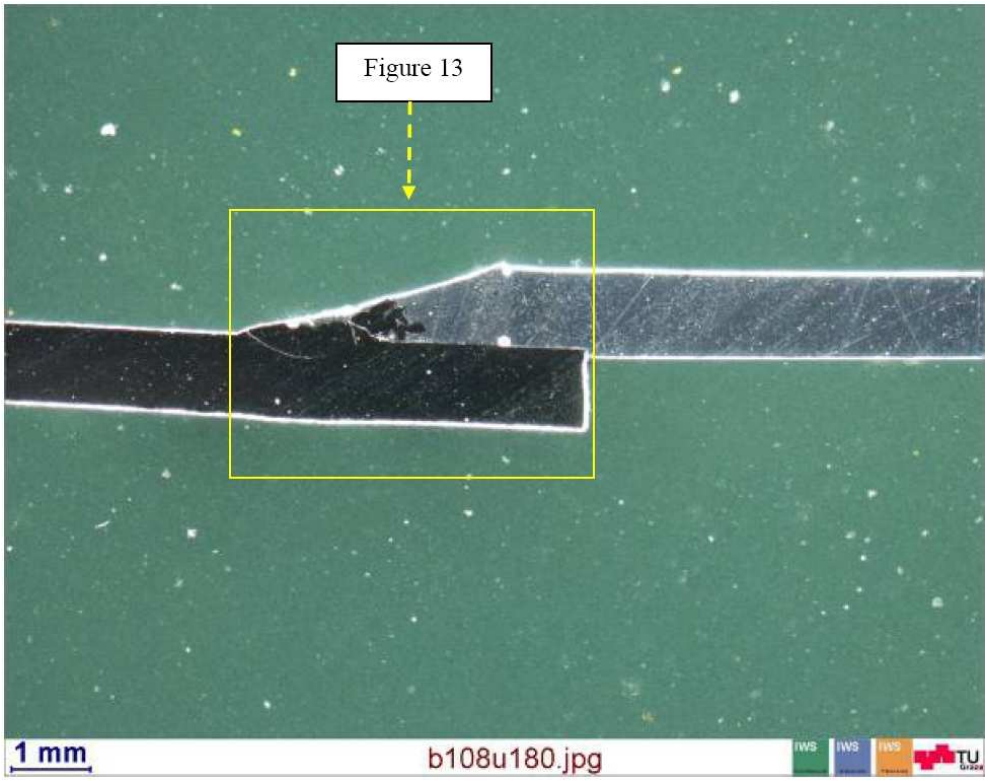


Abb. 13.102: Analyse des Querschliffes der Probe Z7

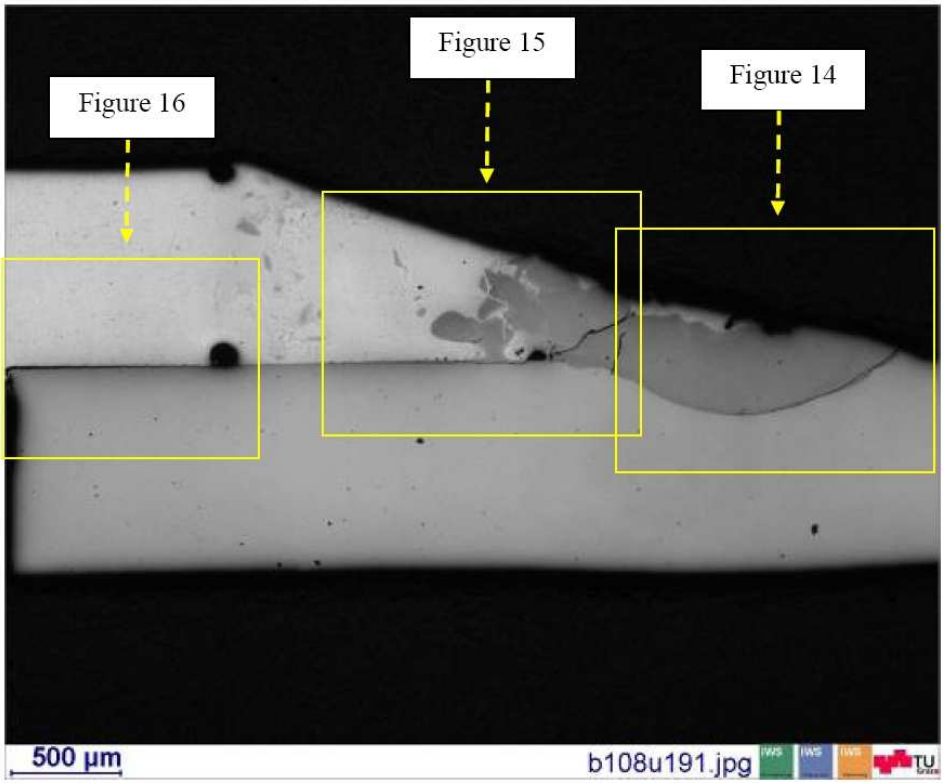


Abb. 13.103: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z7 („Figure 13“)

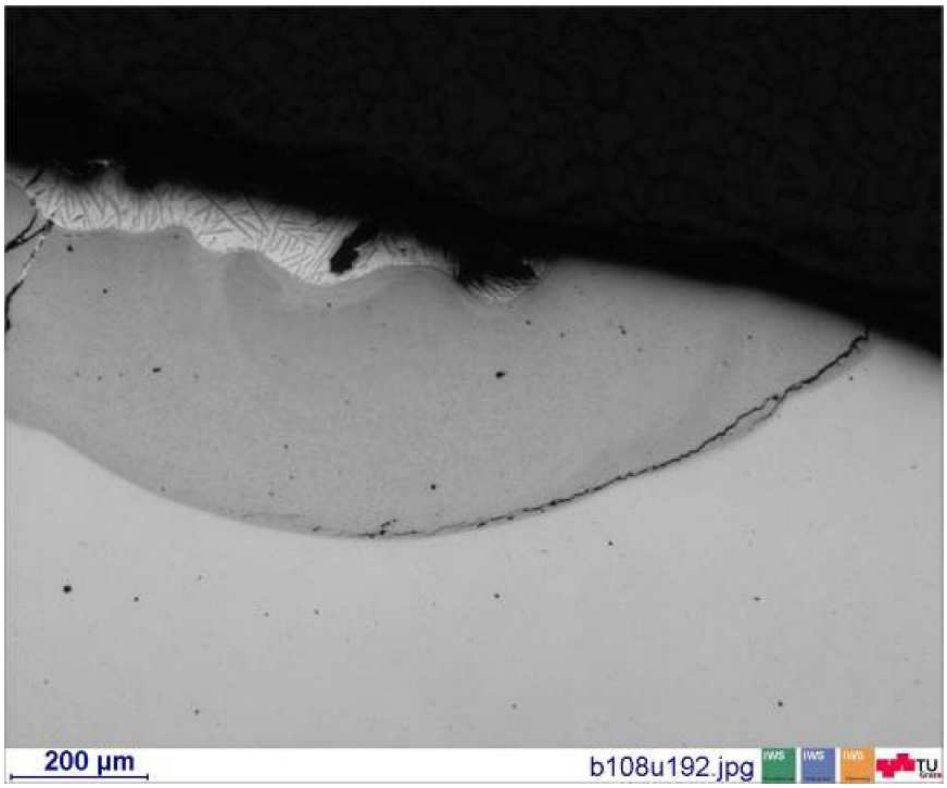


Abb. 13.104: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z7 („Figure 14“)

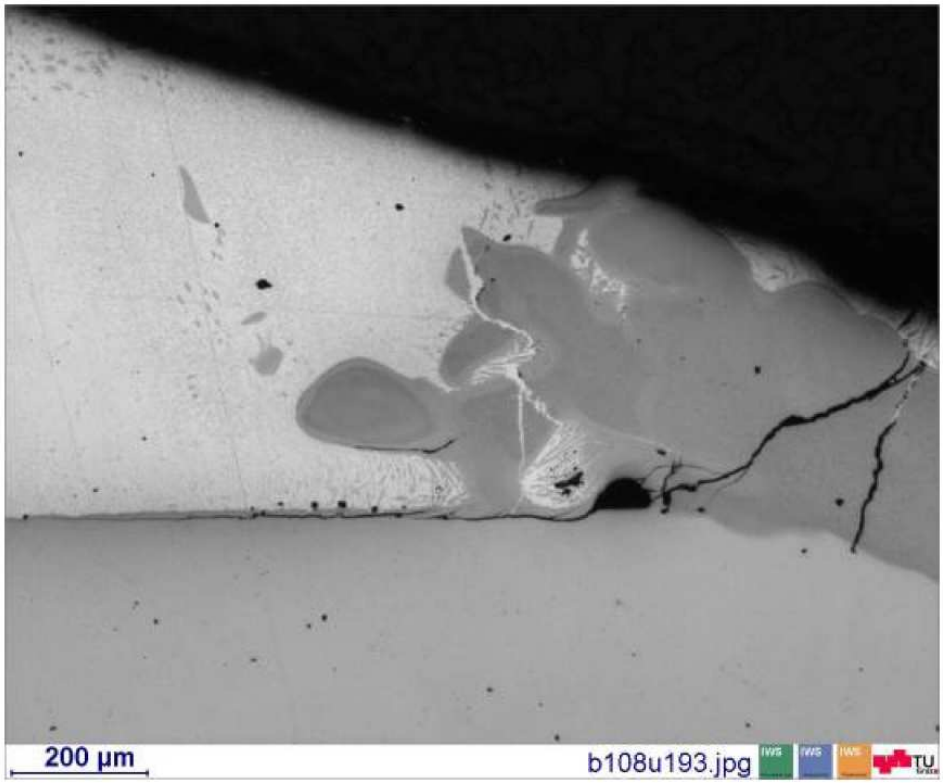


Abb. 13.105: Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z7 („Figure 15“)

14 Abschließende Bewertung

14.1 Resümee der Schweißversuche am IFLT

Ich möchte mich nun in diesem abschließenden Kapitel näher mit dem Schweißprozess auseinandersetzten, welcher am IFLT durchgeführt wurde. Stahl-Aluminium Verbindungen konnten nach einigen Anfangsproblemen problemlos hergestellt werden. Das Hauptinteresse hinsichtlich der Reproduktion galt am Anfang der Schutzgaszuführung. Das Schweißergebnis reagiert unglaublich sensibel auf jegliche Veränderung hinsichtlich der Schutzgaszuführung. Eine Erkenntnis, welche in zahlreichen Büchern der Schweißtechnik überhaupt nicht und in wenigen nur nebenbei erwähnt wird. Verändert man nur geringfügig die Schutzgaszuführung, beispielsweise um wenige Millimeter, so kann aus einer zuvor ordentlichen geschweißten Naht dann eine Schweißnaht entstehen, bei der kaum eine Benetzung vorhanden ist. Demzufolge ist es nicht überraschend, dass speziell für die Schutzgaszuführung verschiedenste Düsengeometrien am Markt erhältlich sind, welche allesamt zu verschiedenen Ergebnissen führen [25].

Hat man alle erforderlichen Parameter für eine genaue Düsengeomtrie festgelegt, so können prinzipiell Schweißnähte mit einer Sicherheit von 100% hergestellt werden. Doch dann ist man mit einem weitaus größerem Problem konfrontiert, nämlich den Festigkeiten der Schweißnähte. Das Hauptaugenmerk dieser Arbeit galt der Reproduktion von Schweißnähten, welche eine gewisse Mindestfestigkeit erreichen sollten. Ein Unterfangen, was sich als höchst schwierig herausstellte. Das Hauptproblem stellten dabei die im Theorieteil ausführlichst beschriebenen intermetallischen Phasen dar. Es konnten zwar immer mit Sicherheit Schweißnähte erzeugt werden, doch waren diese alle von großen Bereichen mit intermetallischen Phasen gekennzeichnet. Je nachdem wie sich diese entwickelten, wurden einmal höhere Festigkeitswerte, ein anderes mal niedrigere Festigkeitswerte erreicht, wobei immer mit den selben Parametern geschweißt wurde.

Ab Versuchsreihe L wurden verschiedene Methoden gewählt, um zumindest etwas Prozesssicherheit hinsichtlich der Festigkeiten zu erreichen. Hauptaugenmerk bei allen Ansätzen galt einer Reduktion der Streckenenergie. Diese gibt Auskunft darüber, wieviel Energie absolut der Probe zugeführt werden muss, um eine Schweißnaht zu erreichen. Folgende Ansätze wurden umgesetzt, um schlussendlich die Streckenenergie zu verringern:

- Verringerung der Defokussierung
- Vorwärmen mittels erhöhter Defokussierung
- Abschleifen der Zinkschicht
- Spannen mittels Spannplatte

- Implementation von Keramik/ Edelstahl
- Variation der Laserstrahlposition
- Einbau einer Druckschiene
- Gezieltes Verschieben der Schutzgaszuführung

Eine Verringerung der Defokussierung führte zwar sofort zu einer Verringerung der notwendigen Streckenenergie, jedoch wiesen die erzielten Schweißnähte nur eine sehr geringe Benetzung auf den Stahl auf. Grund hierfür dürfte der verringerte Bereich sein, der erwärmt wurde. Anscheinend wird dadurch die Wärmeentwicklung zur Seite sehr stark reduziert, wodurch die Sinnhaftigkeit einer starken Defokussierung aus der Literatur [29] bestätigt wurde. Man kann auch die Schlussfolgerung ziehen, dass mit zunehmender Fokussierung der tragende Querschnitt immer kleiner wird, da einfach ein geringerer Teil des Aluminiums aufgeschmolzen wird.

Ab Versuchsreihe K wurde die Stahlprobe in einem Vorwärmvorgang vorgewärmt, worauf anschließend die eigentliche Schweißnaht erfolgte. Dadurch konnte einerseits die Streckenenergie deutlich gesenkt werden, auf der anderen Seite war dadurch keine erhöhte Leistung während der ersten Sekunde notwendig. Kurzfristig erschien dabei eine durchschnittliche Mindestzugfestigkeit von etwa 1500N erreichbar. Das Hauptproblem zu diesem Zeitpunkt waren verschiedenste Heißrisse. Zufällig verteilt wies die eine oder andere Probe deutlich erkennbare Risse auf, wodurch die Zugfestigkeit auf ein Minimum absank. Bei einigen deutlich hörbaren Spannungsrissen war der „Sprung“ in der Probe von weitem Abstand zu hören. Ursache dafür war die viel zu hohe Streckenenergie, welche der Probe zugeführt wurde.

Bis zu diesem Zeitpunkt wiesen alle Querschliffe große Bereiche von intermetallischen Phasen auf und meistens eine sehr große Pore, auf welche lange Zeit nicht eingegangen wurde. Die Metallografie ergab, dass es sich dabei um ein Verdampfen der Zinkschicht handeln musste. Ein Wegschleifen dieser führte zwar zu einem Großteil von porenfreien Querschliffen, wobei hin und wieder doch, zwar im weitem Abstand von der Fügestelle, vereinzelt kleine Poren auftraten.

Das Hauptziel war jedoch weiter eine Verringerung der eingebrachten Energie. Mittels einer speziell dafür konstruierten Spannplatte, welche über beide Proben gelegt wurde und diese somit fest aneinanderdrückte, sollte dies erreicht. Recht schnell wurde ersichtlich, dass zwar die Streckenenergie drastisch gesenkt werden konnte, und zwar auf einen Wert erstmals unter 100 J/mm, in der Versuchsreihe V sogar auf unter 80 J/mm. Leider waren alle Schweißversuche weiter von einem hörbaren „Knacksen“ begleitet, ein charakteristisches Zeichen für ein erhöhtes Phasenwachstum von intermetallischen Phasen. Erklärt werden kann dieses „Knacksen“ dadurch, dass beim Abkühlen die thermischen Expansionskoeffizenten der Phasen stark ansteigen und

auch die vermeintliche Rissbildung in den Phasen stattfindet, was mitunter hörbar war. Demzufolge war es auch nicht verwunderlich, dass die Zugversuche, trotz der geringeren Steckenenergie, desaströs ausfielen.

Anscheinend wurde noch immer zuviel Energie eingebracht. Grund dafür könnte die konstruktive Gestaltung der Platte gewesen sein. Die Platte an sich war nach zahlreichen Schweißvorgängen immer sehr warm, sodass diese quasi als Wärmespeicher diente. Demzufolge wurde ein Großteil der eingebrachten Wärme immer direkt in die Aufnahme geleitet. Um dem entgegenzusetzen, wurde ein Teil der Aufnahme und ein Teil der Druckplatte mit einer Keramikeinlage ausgestattet, sodass die Wärme im Fügebereich gefangen bleiben sollte. Keramik hat eine weitaus geringere Wärmeleitfähigkeit als Aluminium. Leider fiel die praktische Umsetzung sehr schlecht aus. Technische Keramiken weisen an sich eine sehr hohe Festigkeit auf, erfolgt jedoch eine kleine, fast punktförmige Belastung, so kann es dennoch zum Bruch kommen, was leider der Fall war. Während des Schweißprozesses entstand immer eine kleine Materialanhäufung im Grenzbereich zur Keramik, wodurch diese einseitig, immer annähernd punktweise, belastet wurde. Später wurde die Keramik mit Edelstahl ausgetauscht, welcher zwar keine so geringe Wärmeleitfähigkeit wie Keramik hat, jedoch immerhin eine zehnfach geringere als Aluminium [50]. Großartige Verbesserungen hinsichtlich der Zugfestigkeiten konnten damit nicht erreicht werden.

Ein erneuter Vergleich mit den erfolgreichen Schweißversuchen aus der Literatur [29] führte zu einer Druckschiene, welche quer über die Spannplatte gelegt wurde. Zahlreiche Autoren [29], [45] berichteten von Schweißversuchen mit einem speziellen Bearbeitungskopf, welcher während des Schweißvorganges die Proben aneinanderdrückte. Da ein solcher Bearbeitungskopf einen erheblichen konstruktiven Aufwand darstellen würde, welcher weit über den Umfang dieser Arbeit gehen würde, wurde eine einfache konstruktive Abhilfe in Form einer Druckschiene gewählt. Die Ergebnisse waren unmittelbar nach dem Schweißen festzustellen: Einerseits waren die Proben bei weitem nicht mehr so heiß wie bei den Versuchen davor, was auf einen stark verbesserten Wärmeabtransport schließen lässt. Andererseits wurde das „Knacksen“ stark vermindert. Es war zwar immer noch wahrzunehmen, jedoch nur mehr sehr leise.

Der erhöhte Wärmeabtransport ist auf den stark verbesserten thermischen Kontakt zurückzuführen. Für eine optimale Wärmeleitung ist ein so genannter „technischer Nullspalt“ [29] eine unabdingbare Vorraussetzung. Schon ein Luftspalt von einem Zehntel oder sogar nur wenigen Hundertstel Millimetern würde die Wärmeleitung stark behindern. Drückt man die Proben jedoch so stark aufeinander, dass dieser Spalt geschlossen wird, ist es für die Wärme weitaus leichter den Übergang zu bewältigen, was anscheinend ab Versuchsreihe X der Fall war. Leider war wegen diesen neuen Gegebenheiten eine Erhöhung der Streckenenergie notwendig, da die Wärme weitaus

schneller abgeführt wurde. Früher bildete sich quasi ein Wärmestau in der Fügezone, wodurch absolut weniger Energie notwendig war. Doch dieser erhöhte Wärmeabbau führte zumindest zu einem geänderten Phasenwachstum der intermetallischen Phasen, welcher sich positiv in den Zugfestigkeiten widerspiegelte.

Parameter	**mindestens**	**maximal**
1: Defokussierung Vorwärmen	-30mm	
2: Defokussierung Schweißvorgang	-30mm	
3: Leistung	1900W	2700W
4: Vorschubgeschwinigkeit	15 mm/s	25 mm/s
5: Schutzgasmenge	5 l/min	
6: Schutzgaszuführungswinkel	65°	
7: Schutzgasposition x-Achse	mittig über Nut	
8: Schutzgasposition y-Achse	10mm	
9: Schutzgasposition z-Achse	2mm	

Tabelle 14.1: Parameter der Versuchsreihe Y

Abschließend kann man festhalten, dass mit den letzten verwendeten Parametern noch immer große Phasenbereiche mit zahlreichen Rissen vorhanden waren, jedoch konnte erstmals eine gewisse Mindestzugkraft von etwa 3000N erreicht werden. Spitzenwerte von 5000N sind dabei auch möglich. Zu erzielen sind diese Werte mit den in der Tabelle 14.1 angeführten Parametern, welche in der Versuchsreihe Y umgesetzt wurden.

14.2 Rissanalyse

Möchte man eine Analyse der Risse in den intermetallischen Phasen der Proben durchführen, so muss man hier sehr genau differenzieren. Es gibt prinzipiell zwei Arten von Rissen, welche bei den hier untersuchten Gefügen vorhandensein können.

Auf der einen Seite gibt es klassische Korngrenzenrisse. Diese verlaufen, wie der Name schon sagt, entlang der Korngrenzen und sind daher von einem „zackigen“ Verlauf gekennzeichnet. Die Korngrenzenrisse sind immer ein Zeichnen für ein sehr sprödes Gefüge, welches bekanntlich ein Hauptcharakteristerikum der intermetallischen Phasen ist. Die schematische Kornanordnung wurde im Theorieteil anhand der Gefügeschaubilder schon deutlich gemacht, siehe Abbildung 4.7. Alternativ dazu gibt es auch Transkristalline Risse. Diese sind dadurch gekennzeichnet, dass diese quasi durch die Körner verlaufen und daher nicht im Verlauf gestört sind. Dies führt zu sehr geraden Rissen. Auch solche Risse, wenn auch nur vereinzelt, sind in dem Gefüge erkennbar.

Der Rissverlauf an sich lässt sich am Besten durch die abgehenden Nebenrisse erken-

nen. Je nachdem in welche sich diese erstrecken, lässt sich die Richtung des Hauptrisses eruieren. Diese Erkenntnisse führen zu dem Schluss, dass ein Großteil der großen Risse an der Oberfläche entstehen und sich dann in den intermetallischen Phasen ausbreiten. Beispielhaft seien dabei die Abbildung 13.65, 13.69, 13.77 und 13.85.

Anders sind dabei die „Risse“ jener Proben zu interpretieren, welche durch eine extrem kleine intermetallische Phasendicke charakterisiert sind, wie es bei den Proben Y22 und Z3 der Fall ist. Das Gefüge an sich ist dabei vollständig rissfrei, und nur im Übergang zwischen den Proben ist ein vermeintlicher Riss vorhanden. Dabei handelt es sich jedoch nicht um einen Riss an sich, sondern um einen schweren Benetzungsfehler. Unterstützt wird diese Aussage dadurch, dass der „Rissverlauf“ extrem gleichmäßig, gerade und homogen ausschließlich im Übergang verläuft und keine Nebenrisse hat.

Dieses Phänomen ist auch in einigen anderen Querschliffen zu erkennen, ebenfalls in jenem Bereich wo es aufgrund des direkten Übergangs zwischen beiden Materialen zu einem groben Benetzungsfehler kam. Gut zu erkennen in den Abbildung 13.70, 13.82 und 13.104.

Abschließend kann festgehalten werden, dass eine grobe Abschätzung und Unterteilung der Risse anhand der Schliffbilder leicht möglich ist. Auch entsprechende Ursachen für die Rissentstehung sind klar. Zusammengefasst entstehen die Risse ausschließlich in den intermetallischen Phasen, da diese extrem spröde und somit extrem rissanfällig sind. Weiters entstehen grobe Benetzungsfehler im direkten Übergang zwischen den beiden Materialen. Beide Umstände führen zu einem starken Herabsetzten der Zugfestigkeiten.

Das Gebiet, in welchem die Risse entstehen liegt direkt über jenem, wo kurz davor die Wärmeeinbringung erfolgte. Wie schon vorweg beschrieben, herrschen dort jene Bedingungen, die ein entstehen der schädlichen Al_2Fe_5 Phasen am wahrscheinlichsten erscheinen lassen. Innerhalb dieses breiten Phasenbereiches von mehreren Millimetern gibt es aber keinen lokalen Ort/Punkt, von welchem signifikant die Risse ausgehen. Die Risse entstehen ausschließlich in diesem Bereich, der Ursprung ist aber statistisch verteilt. Gut zu erkennen ist dies beispielsweise in den Abbildungen 13.64, 13.68, 13.73, 13.80 und 13.84.

Die Informationen für diesen Abschnitt stammen hauptsächlich aus den Diskussionen [23] und [44].

14.3 Ursachenanalyse und Vergleich mit anderen Schweißprozessen

Im Gegensatz zu den Schweißvorgängen am BIAS, wo die Wärme durch den Stahl durchgeht und am Boden der Stahlprobe den Aluminiumteil erwärmt, wurde bei den untersuchten Schweißversuchen die Wärme direkt auf jenen Bereich gerichtet, wo unmittelbar danach die Benetzung stattfindet. Die Vermutung, dass dadurch weitaus weniger Energie notwendig sein würde, hat sich leider nicht bestätigt. Das Gegenteil ist sogar eingetreten. Es war immer weitaus mehr Energie notwendig, als bei den Versuchen vom Bremer Institut für angewandte Strahltechnik.

Unabdingbare Notwendigkeit für ein optimales Wärmeleitungsschweißen ist sicherlich ein optimaler Kontakt zwischen den beiden Proben. Ein schlechter Wärmeübergang kann zwar aufgrund des vorhandenen Wärmestaus zu einer vermeintlich geringen Streckenenergie führen, jedoch wirkt sich dieser Wärmespeicher extrem negativ auf das Phasenwachstum aus. Für geringe intermetallische Phasen sind große Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten Voraussetzung. Die Literatur [45] berichtet von Aufheizraten von 2500K/S und Abkühlraten von -400K/s. Mittels der Kombination aus Spannplatte und Druckschiene dürfte, meiner Meinung nach, eine solide Lösung gefunden worden sein, um einen optimalen Kontakt, welcher in der Literatur als technischer Nullspalt [29] bezeichnet wurde, zu erreichen.

Weitaus problematischer dürfte aber der Schweißprozess an sich sein. Da die Schweißnaht auf jenem Bereich entsteht, wo kurz davor die Wärme eingebracht wurde, herrscht im Bereich der Benetzung (nicht im Bereich der Überlappung!) eine weitaus höhere Temperatur, als bei den Schweißversuchen am BIAS. Die Temperatur war dabei meistens so hoch, dass es teilweise zu einem Aufschmelzen des Stahls gekommen ist, was an sich überhaupt nicht vorgesehen war. Diese erhöhte Temperatur dürfte der Hauptgrund für das enorme Phasenwachstum der intermetallischen Phasen in diesem Bereich sein, wobei die schädliche, extrem spröde Al_2Fe_5 Phase besonders ausgeprägt sein dürfte. Diese Tatsachen führen auch zu der oben beschriebenen Rissanhäufung im Bereich der Schweißnaht. Weiters war es auch oftmals so, dass mit erhöhten Leistungen, und damit verbunden erhöhten Temperaturen, weitaus schlechtere Ergebnisse im Bezug auf erreichbare Zugkräfte erzielt wurden, obwohl mit den daraus resultierenden verringerten Streckenenergien geschweißt wurde.

14.4 Optimierungsmöglichkeiten für zukünftige Schweißversuche am IFLT

Hauptproblem ist, dass eine reine Energiereduzierung an sich wahrscheinlich das Problem nicht lösen wird. Die Versuchsreihe Z hat gezeigt, dass trotz einer erhöhter Energie von einigen Hundert Watt eine Phasenbreite von nur wenigen mm möglich ist. Das bedeutet, dass geringe Phasendicken schon mit den jetzt erzielten Energien möglich sind, jedoch nicht immer reproduziert werden können. Doch selbst wenn man dünne IMP erreicht, so ist aufgrund eines starken Benetzungsfehlers immer die Zugfestigkeit stark eingeschränkt gewesen.

Daher ist es meiner Meinung nach am sinnvollsten, auf jeden Fall ein benetzungssteigerendes Flussmittel einzusetzen. Ein solches wurde auch bei allen Schweißversuchen am BIAS verwendet wird, und ist laut einigen Autoren [29], [45] ein absolutes „Muss“. Derzeit kann ein solches Flussmittel noch nicht eingesetzt werden, da es in jenem Bereich aufgetragen werden müsste, wo die Wärmeeinbringung erfolgt, und demzufolge sofort verdampfen würde. Ein Grund für ein flussmittelfreies Schweißen ist natürlich, dass eventuelle Flussmittelrückstände zu erhöhter Korrosion führen können, wie aus einer Diskussion [23] hervorging.

Positive Effekte würden sich mit Sicherheit auch das Verwenden von Zusatzstoffen in Form eines siliziumhaltigen Zusatzmaterials ergeben. Zwar berichtet die Literatur [29] auch von Schweißversuchen ohne Zusatzmaterial, jedoch wurde beim Großteil aller erwähnten Schweißversuche Zusatzmaterial verwendet, wobei dessen Zuführung genauso sensibel auf das Schweißergebnis reagiert, wie eine Variation der Schutzgaszuführung. Der positive Effekt von Silizium wurde schon ausführlichst im Theorieteil geschildert. Weiters würde sich dadurch auch der tragende Querschnitt der Schweißverbindung erhöhen, was automatisch zu einer zusätzlichen Festigkeitssteigerung führen würde.

Die größten Erfolgspotentiale sehe ich aber in einer gänzlichen Umstellung des Schweißprozesses in jene Richtung, wie er am BIAS durchgeführt wird. Das heißt, dass sich die Aluminiumprobe unter der Stahlprobe befindet, und auf den Stahl defokussiert die Laserstrahlung aufgebracht wird. Aufgrund der recht geringen Stahldicke von nur einem Millimeter geht die Wärme sehr schnell durch das Werkstück und die Temperaturdifferenz zwischen Oberfläche und Unterseite dürfte nur gering sein. Mit einer ähnlichen Anordnung wurden auch in der Univiersität von Nagaoka in Japan positive Erfolge erzielt [39]. Weiters könnte dabei problemlos auch ein Flussmittel aufgebracht werden, dessen benetzungssteigerender Effekt nicht zu unterschätzen ist. Hauptvorteil dieser neuen Anordnung ist sicherlich, dass die Fügezone nicht in jenem Bereich entsteht, wo unmittelbar davor die Laserleistung erfolgte und deswegen dort

die größten Temperaturen herrschten. Auch würde der Wärmeverlust weitaus geringer ausfallen, da bei der untersuchten Versuchsanordnung physikalisch bedingt ein Teil Wärme in die andere Seite floss und dadurch überhaupt nicht zum Schmelzen des Aluminiums diente. All diese Gründe lassen mich zu dem Schluss kommen, dass mit einer solchen neuen Versuchsanordnung mit hoher Wahrscheinlichkeit Erfolge verbucht werden können.

14.5 Zukunft des Verbindens von Stahl und Aluminiums

Das Schweißen von Aluminium und Stahl ist definitiv möglich. Die Frage ist nur, welchen Weg man einschlägt, um das Ziel zu erreichen. Die wirtschaftliche Bedeutung und das Potential, das diese besondere Verbindung mit sich bringt ist teilweise schon in Kapitel 2 erörtert worden. Für eine noch tiefergehende Analyse sei auf die Literatur verwiesen, beispielsweise auf die Dissertation von Frau Radscheid [29] und auf die Diplomarbeit von Herrn Bointner [4]. Letzterer lieferte in seinem „globalen Ausblick“ auch einen Blick in die weite Zukunft.

„Hauptprofiteur“ dieser Verbindung wird sicherlich der Automobilbau sein. Wie eine Implementation in ein standardmäßiges Chassis ausschauen kann wurde ebenfalls schon in Kapitel 2 erläutert. Kreimeyer dissertierte über die Thematik, welche verfahrenstechnischen Voraussetzungen gegeben sein müssen, um die Integration von Stahl-Aluminium Mischbauweisen im Kraftfahrzeug zu erhöhen [27]. Für weitere Informationen sei auf die Literaturliste verwiesen, wobei die Arbeiten von Bointner [4] und Kreimeyer [27] zu den aktuellsten, zumindest im deutschsprachigen Raum, zu zählen sind. Beide erschienen im Jahr 2007.

Generell dürfte das Laserstrahlfügen, nämlich die Kombination des Schweißvorganges mit einer zusätzlichen Lötung von siliziumhaltigen Zusatzmaterial, weitaus bessere Chancen auf eine Industriereife haben, als das Laserstrahlschweißen ohne Zusatzmaterial. Fast alle Publikationen vom BIAS Institut berichten von Versuchen mit einem verwendeten Zusatzwerkstoff. Der positive Effekt von Silizium wurde schon ausführlichst im Theorieteil geschildert. Weiters wird sich dadurch auch der tragende Querschnitt der Schweißverbindung erhöhen, was ganz automatisch zu einer zusätzlichen Festigkeitssteigerung führt. Auch das im Theorieteil erwähnte CMT Verfahren, welches am ehesten mit dem Laserstrahlfügen zu vergleichen ist, ist eine Kombination aus Schweißen und Löten mittels eines Zusatzdrahtes. Dadurch war es bei diesem Verfahren auch erstmals möglich, dass eine Probe bei einem Zugversuch nicht im Bereich der Fügenaht, sondern im Aluminiumbereich, riss.

Industriereife für das Schweißen von Stahl und Aluminium haben derzeit zwei Verfah-

ren erlangt: Das Pressschweißverfahren mittels Deltaspot und das CMT Verfahren. Obwohl mit beiden Verfahren prinzipiell Stahl-Aluminiumverbindungen hergestellt werden könnten, wird derzeit keines der beiden Verfahren gezielt dafür eingesetzt. CMT Roboter sind zwar beispielsweise bei OPEL im Einsatz, jedoch derzeit nur für Stahl-Stahl Verbindungen im Dünnblechbereich [52]. Generell dürfte es noch einige Zeit dauern, bis das Lasterstrahlfügen soweit ausgereift ist, um es tatsächlich problemlos in große Fertigungsketten der Automobilindustrie zu integrieren. Im direkten Vergleich ist es derzeit dem CMT Verfahren natürlich noch unterlegen, da in dieses schon 10-15 Jahre Entwicklungszeit investiert wurde, von der Firma Fronius, dem größten europäischen Hersteller für Schweißgeräte.

Abbildungsverzeichnis

2.1 Möglichkeiten eines Multimaterial-Mixdesigns eines herkömmlichen PKW Chassis [20] 4

4.1 Zustandsschaubild für vollst. Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand [2] 12
4.2 Zustandsschaubild für vollständige Löslichkeit im flüssigen und vollständige Unlöslichkeit im festen Zustand [2] 13
4.3 Zustandsschaubild für vollständige Löslichkeit im flüssigen und eingeschränkte Löslichkeit im festen Zustand [2] 14
4.4 Zustandsschaubilder mit kongruent schmelzenden intermediären Phasen [2] 16
4.5 Zustandsschaubilder mit inkongruent schmelzenden intermediären Phasen [2] 16
4.6 Zustandsschaubild des peritektischen Systems Aurum-Bismut [47] 17
4.7 Zustandsschaubild und Gefügebildung einer Au-33at.-%Bi-Legierung [47] 18
4.8 Zustandsschaubild und Gefügebildung einer Au-20at.-%Bi-Legierung [47] 18
4.9 Zustandsschaubild und Gefügebildung einer Au-40at.-%Bi-Legierung [47] 19
4.10 Zustandsschaubild des Systems Stahl-Aluminium [20] 21

5.1 Periodensystem der Elemente 26

6.1 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $20°C < T < 350°C$ 29
6.2 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $350°C < T < 500°C$ . . . 30
6.3 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $500°C < T < 650°C$ . . . 31
6.4 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $T > 650°C$ 31
6.5 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $T > 650°C$ 32
6.6 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $500°C > T > 350°C$ . . . 32
6.7 Kontaktelement Fe-Al im Temperaturintervall $350°C > T > 20°C$ 33

7.1 Aluminium - Stahl Verbindung ohne Zusatzwerkstoff [40] 34
7.2 Rückstreuelektronenbild einer Stahl - Aluminium Verbindung [41] 35
7.3 TEM Übersichtsaufnahme des Phasensaumes einer St-Al Verbindung [20] 35
7.4 Rückstreuelektronenbild einer St-Al Verbindung mit Silizium [41] 37
7.5 TEM Übersichtsaufnahme des Phasensaumes einer Aluminium - Stahl Verbindung mit Silizum als Zusatzwerkstoff [41] 37
7.6 Detaildarstellung des aluminiumnahen Phasensaums und des Aluminiums vor der Wachstumsfront des Saums [41] 38

9.1 Schematische Darstellung des Funktionsprinzips eines Laser [32] 43
9.2 Grundsätzlicher Aufbau eines Lasers [28] 44
9.3 Prinzip der Lichtverstärkung eines ND:YAG Lasers [28] 46
9.4 Absorptionsgrade verschiedener Metalle in Abhängigkeit der Wellenlänge [12] 47

10.1 Ansiedelung des CMT-Lichtbogens im Vergleich zu anderen Lichtbögen [1] 52
10.2 Der CMT-Prozess [1] 53
10.3 Spaltüberbrückbarkeit einer CuSi3-Lötung [1] 55
10.4 Kurzlichtbogen-Schweißnaht: Schweißstrom 96A, Schweißspannung 17V [1] 55
10.5 CMT-Schweißnaht: Schweißstrom 84A, Schweißspannung 13,5V [1] . . . 56
10.6 CMT-Puls-Prozess [1] 56
10.7 Schweißzange des Deltaspots [51] 60
10.8 Detailansicht der Elektroden mit unterstützendem Prozessband [51] . . . 61
10.9 Detailansicht eines Phasenübergangs einer mit Deltaspot hergestellten Stahl- Aluminium Verbindung [51] 62

11.1 Eingespannte Probenpaarung 64
11.2 Verwendete Laserstrahlposition, Fokus ca. 0,5 mm von Aluminiumkante entfernt 64
11.3 Nd:YAG Laser HL3006D (Firma Trumpf Laser GmbH) 65
11.4 Verfahranlage für den Nd:YAG Laser 66
11.5 Menüfenster der Lasersteuerungssysoftware „WinLas“ 67
11.6 Selbstkonstruierte Testvorrichtung, maximale Zugkraft bei 6 bar:1800N . 68

12.1 Darstellung der genauen Schutzgaszuführung in der x-y-Ebene 82
12.2 Darstellung der genauen Schutzgaszuführung in der x-z-Ebene 83
12.3 Darstellung der Spannplatte, welche über beide Proben geleget wird und während des gesamten Schweißprozesses die Proben aneinanderdrückt . . 105
12.4 Darstellung der Schutzgaszuführung in der x-y Ebene 106
12.5 Darstellung der Schutzgaszuführung in der x-z Ebene 106
12.6 Schweißgesicht der Probe R7d, mit Zinkschicht 109
12.7 Schweißgesicht der Probe S9, ohne Zinkschicht 109
12.8 Darstellung der neuen Spannvorrichtung, bestehend aus Spannplatte und Druckschiene 118
12.9 Schutzgaszuführung bei der Spannplatte 119
12.10 Detaildarstellung der Schutzgaszuführung in der x-z-Ebene 119
12.11 Professionelle Zugversuche ausgewählter Proben der Versuchsreihe Y [40] 125
12.12 Professionelle Zugversuche ausgewählter Proben der Versuchsreihen P,R [40] 126
12.13 Professionelle Zugversuche ausgewählter Proben der Versuchsreihen P,R,S,U [40] 127
12.14 Zeitliche Entwicklung der Zugkräfte [40] 127

13.1 Detailansicht der Vorderseite („Schweißgesicht“) der Probe G5 128
13.2 Detailansicht der Rückseite der Probe G5 128
13.3 Analyse des Querschliffes der Probe G5 129
13.4 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe G5 („Figure 50“) . . 129

13.5 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe G5 („Figure 51“) . . 130
13.6 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe G5 („Figure 52“) . . 130
13.7 Schweißgesicht der Probe I2 131
13.8 Detailansicht der Rückseite der Probe I2 131
13.9 Analyse des Querschliffes der Probe I2 132
13.10Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I2 („Figure 41“) . . . 132
13.11Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I2 („Figure 42“) . . . 133
13.12Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I2 („Figure 43“) . . . 133
13.13Analyse des Querschliffes der Probe I5 134
13.14Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 31“) . . . 134
13.15Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 32“) . . . 135
13.16Detailanalyse des Querschliffauschnittes der Probe I5 („Figure 33“) . . . 135
13.17Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 34“) . . . 136
13.18Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe I5 („Figure 35“) . . . 136
13.19Analyse des Querschliffes der Probe L3 137
13.20Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L3 („Figure 14“) . . 137
13.21Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L3 („Figure 15“) . . 138
13.22Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L3 („Figure 16“) . . 138
13.23Analyse des Querschliffes der Probe L4 139
13.24Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L4 („Figure 23“) . . 139
13.25Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L4 („Figure 24“) . . 140
13.26Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe L4 („Figure 25“) . . 140
13.27Schweißgesicht der Probe M10 141
13.28Analyse des Querschliffes der Probe M10 141
13.29Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe M10 („Figure 7“) . . 142
13.30Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe M10 („Figure 8“) . . 142
13.31Analyse des Querschliffes der Probe P1 143
13.32Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 22“) . . 143
13.33Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 23“) . . 144
13.34Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 24“) . . 144
13.35Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P1 („Figure 24“) . . 145
13.36Analyse des Querschliffes der Probe P2 145
13.37Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 7“) . . . 146
13.38Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 8“) . . . 146
13.39Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 9“) . . . 147
13.40Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 10“) . . 147
13.41Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe P2 („Figure 11“) . . 148
13.42Analyse des Querschliffes der Probe R1a 149
13.43Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R1a („Figure 18“) . . 149
13.44Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R1a („Figure 19“) . . 150
13.45Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R1a („Figure 20“) . . 150

13.46Analyse des Querschliffes der Probe R3 151
13.47Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R3 („Figure 31“) . . 151
13.48Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R3 („Figure 32“) . . 152
13.49Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R3 („Figure 33“) . . 152
13.50Analyse des Querschliffes der Probe R7a 153
13.51Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 13“) . . 153
13.52Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 14“) . . 154
13.53Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 15“) . . 154
13.54Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe R7a („Figure 16“) . . 155
13.55Analyse des Querschliffes der Probe U5 156
13.56Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U5 („Figure 35“) . . 156
13.57Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U5 („Figure 36“) . . 157
13.58Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U5 („Figure 37“) . . 157
13.59Analyse des Querschliffes der Probe U7 158
13.60Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U7 („Figure 27“) . . 158
13.61Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U7 („Figure 28“) . . 159
13.62Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe U7 („Figure 29“) . . 159
13.63Analyse des Querschliffes der Probe Y2 160
13.64Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y2 („Figure 7“) . . . 160
13.65Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y2 („Figure 8“) . . . 161
13.66Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y2 („Figure 9“) . . . 161
13.67Analyse des Querschliffes der Probe Y4 162
13.68Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y4 („Figure 11“) . . 162
13.69Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y4 („Figure 12“) . . 163
13.70Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y4 („Figure 13“) . . 163
13.71Analyse des Querschliffes der Probe Y6 164
13.72Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y6 („Figure 15“) . . 164
13.73Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y6 („Figure 16“) . . 165
13.74Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y6 („Figure 17“) . . 165
13.75Analyse des Querschliffes der Probe Y12 166
13.76Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y12 („Figure 19“) . 166
13.77Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y12 („Figure 20“) . 167
13.78Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y12 („Figure 22“) . 167
13.79Analyse des Querschliffes der Probe Y17 168
13.80Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y17 („Figure 24“) . 168
13.81Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y17 („Figure 25“) . 169
13.82Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y17 („Figure 26“) . 169
13.83Analyse des Querschliffes der Probe Y18 170
13.84Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y18 („Figure 28“) . 170
13.85Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y18 („Figure 29“) . 171
13.86Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y18 („Figure 30“) . 171

13.87 Analyse des Querschliffes der Probe Y22 172
13.88 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 32“) . 172
13.89 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 33“) . 173
13.90 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 34“) . 173
13.91 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Y22 („Figure 35“) . 174
13.92 Analyse des Querschliffes der Probe Z3 175
13.93 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 2“) . . . 175
13.94 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 3“) . . . 176
13.95 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 4“) . . . 176
13.96 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 5“) . . . 177
13.97 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z3 („Figure 6“) . . . 177
13.98 Analyse des Querschliffes der Probe Z5 178
13.99 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z5 („Figure 8“) . . . 178
13.100 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z5 („Figure 9“) . . 179
13.101 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z5 („Figure 10“) . . 179
13.102 Analyse des Querschliffes der Probe Z7 180
13.103 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z7 („Figure 13“) . . 180
13.104 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z7 („Figure 14“) . . 181
13.105 Detailanalyse des Querschliffausschnittes der Probe Z7 („Figure 15“) . . 181

Tabellenverzeichnis

3.1 Vergleich und Eigenschaften von Aluminium und Eisen [29] 10

10.1 Gegenüberstellung der Verfahren hinsichtlich ihrer Schweißeignung von Aluminium-Stahl-Verbindungen [4] 50

11.1 Gesamtmatrix eines 2^k-Faktorplanes 70

12.1 Parameter der Versuchsreihe A 72
12.2 Gesamtmatrix des 2^k-Faktorplanes der Versuchsreihe A 72
12.3 Parameter der Versuchsreihe B 73
12.4 Schweißversuche der Versuchsreihe B 73
12.5 Parameter der Versuchsreihe C 74
12.6 Schweißversuche der Versuchsreihe C 74
12.7 Parameter der Versuchsreihe D 76
12.8 Schweißversuche der Versuchsreihe D 76
12.9 Parameter der Versuchsreihe E 77
12.10 Schweißversuche der Versuchsreihe E 77
12.11 Parameter der Versuchsreihe F 78
12.12 Schweißversuche der Versuchsreihe F 78
12.13 Parameter der Versuchsreihe G 80
12.14 Schweißversuche der Versuchsreihe G 80
12.15 Parameter der Versuchsreihe H 84
12.16 Schweißversuche der Versuchsreihe H 84
12.17 Parameter der Versuchsreihe I 86
12.18 Schweißversuche der Versuchsreihe I 86
12.19 Parameter der Versuchsreihe J 88
12.20 Schweißversuche der Versuchsreihe J 88
12.21 Parameter der Versuchsreihe K 90
12.22 Schweißversuche der Versuchsreihe K 90
12.23 Parameter der Versuchsreihe L 91
12.24 Schweißversuche der Versuchsreihe L 91
12.25 Parameter der Versuchsreihe M 93
12.26 Schweißversuche der Versuchsreihe M 93
12.27 Parameter der Versuchsreihe N 94
12.28 Schweißversuche der Versuchsreihe N 94
12.29 Parameter der Versuchsreihe O 96
12.30 Schweißversuche der Versuchsreihe O 96
12.31 Parameter der Versuchsreihe P 97
12.32 Schweißversuche der Versuchsreihe P 97
12.33 Parameter der Versuchsreihe Q 99

12.34Schweißversuche der Versuchsreihe Q 99
12.35Parameter der Versuchsreihe R 101
12.36Schweißversuche der Versuchsreihe R 101
12.37Parameter der Versuchsreihe S 103
12.38Schweißversuche der Versuchsreihe S 103
12.39Parameter der Versuchsreihe T 107
12.40Schweißversuche der Versuchsreihe T 107
12.41Parameter der Versuchsreihe U 110
12.42Schweißversuche der Versuchsreihe U 110
12.43Parameter der Versuchsreihe V 112
12.44Schweißversuche der Versuchsreihe V 112
12.45Parameter der Versuchsreihe W 114
12.46Schweißversuche der Versuchsreihe W 114
12.47Parameter der Versuchsreihe X 116
12.48Schweißversuche der Versuchsreihe X 116
12.49Parameter der Versuchsreihe Y 120
12.50Schweißversuche der Versuchsreihe Y 120
12.51Parameter der Versuchsreihe Z 123
12.52Schweißversuche der Versuchsreihe Z 123

14.1 Parameter der Versuchsreihe Y 185

Literaturverzeichnis

[1] Artelsmair, J. Bruckner J., Kazmaier J.: *Der CMT Prozess - Ein neuer Prozess in der Fügetechnik*, Informationsbroschüre Fronius, 2007

[2] Bargel, Hans-Jürgen: *Werkstoffkunde*, Springer Verlag, 2005

[3] Brenner, Berndt: *Laserstrahlschweißen für den Leichtbau*, Fraunhofer IRB Verlag, 2006

[4] Bointner, Raphael: *Verbinden von Aluminium und Stahl mittels Laserstrahlschweißen*, Diplomarbeit, TU Wien, 2007

[5] Brockmann, R. et a.: *Verfahren zum Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl im Dünnblechbereich*, In: Schweißen und Schneiden Heft 3 , S. 187-189, 1996

[6] Bruckner J., Furthner A.: *Wärmeintensives Fügen von Stahl mit Aluminium*, In DVS-Berichte Band 225, S. 373-376, 2003

[7] Bruckner, J. et a.: *Der CMT - Prozess und seine Möglichkeiten, im speziellen das Fügen von Stahl mit Aluminium*, In: DVS-Berichte Band 231, S. 201-204, 2004

[8] Degischer, H. P.: *Grundlagen Werkstoffeigenschaften*, Skriptum zur Vorlesung, TU-Wien, 2003

[9] Dilthey, Ulrich: *Stand und Entwicklungstendenzen des Laserschweißens*, In: Laserschweißgerechtes Konstruieren. DVS Verlag, Düsseldorf, S.25-33,1994

[10] Dilthey, Ulrich: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2*, 3. Auflage. Springer Verlag, 2005

[11] Donges, Alex: *Physikalische Grundlagen der Lasertechnik*, Hüthig Verlag, 1988

[12] Dorn L.,Grutzeck H., Jafar S.: *Schweißen und Löten mit Festkörperlasern*, Springer Verlag, 1992

[13] Eichhorn, Friedrich: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren*, Band 1: Schweiß und Schneidtechnologien, VDI Verlag, 1983

[14] Eichhorn, F. et a.: *Widerstandspunktschweißen der Werkstoffkombinationen Aluminium und Stahl - erste Versuchsergebnisse*, In: Schweißen und Schneiden Heft 1), S. 15-20, 1982

[15] Eichler Jürgen, Eichler Hans Joachim: *Laser: Bauformen, Strahlführung, Anwendungen*, Springer Verlag, 1998

[16] Eiersebner, Martin: *DeltaSpot - Ein neuer Punktschweißprozess*, Informationspräsentation, Fronius, 2007

[17] Fahrenwaldt Hans, Beyer E.: *Schweisstechnik*, Vieweg Verlag, 1992

[18] Franc Aleys: *Low Energy Welding of Heterogenous joints beetween steel and aluminium*, Wissenschaftliche Publikation. University of West Bohemia, 2007

[19] Geiger, M. et a.: *Schweissen mit Festkörperlasern*, VDI Verlag, 1995

[20] Ghanimi, Yassar: *Mischschweißverbindungen anhand niedrig und hoch legierter Stähle sowie Stahl-Aluminium-Verbindungen*, In: Ausgewählte Fügeverfahren, Fast Forward Workshop, 2005

[21] Hoinkis J., Lindner Eberhard: *Chemie für Ingenieure*, 12. Auflage, Wiley-Vch Verlag, 2001

[22] Hornbogen E., Warlimont H.: *Metalle: Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*, 5. Auflage. Springer Verlag, 2006

[23] Liedl, Gerhard: *Universitätsprofessor am Institut für Umformtechnik und Hochleistungslasertechnik (E345)*, Diskussion über die Schweißergebnisse

[24] Juettner, S. et a.: *Fügen von Aluminium-Stahl-Verbindungen mittels Lichtbogenverfahren*, In: DVS-Berichte Band 225, S. 377-381, 2003

[25] Kratky, Alexander: *Universitätsassistent am Institut für Umformtechnik und Hochleistungslasertechnik (E345)*, Diskussion über die Schweißergebnisse

[26] Kreimeyer, M. et a.: *Einfluss von Zinkbeschichtungen beim Laserstrahlfügen von Aluminium-Stahl- Überlappverbindungen*, In: DVS-Berichte Band 231, S. 223-227, 2004

[27] Kreimeyer, Michael: *Verfahrenstechnische Voraussetzungen zur Integration von Aluminium-Stahl-Mischbauweisen in den Kraftfahrzeugbau*, Dissertation, BIAS Verlag, Bremen, 2007

[28] Lehner, Christopf: *Fügetechnik - Laserstrahlschweißen*, Folien zur Vorlesung. Trumpf Laser GesmbH, 2003

[29] Radscheit, Carolin Renate: *Laserstrahlfügen von Stahl und Aluminium*, Dissertation, BIAS Verlag, Bremen, 1997

[30] Riedel, Erwin: *Anorganische Chemie*, Walter de Gruyter Verlag, 2004

[31] Rjabow, W. R.: *Schmelzschweissen von Aluminium mit Stahl*, Verlag wissenschaftlicher Gedanken, Kiew, 1969

[32] Ruge, Jürgen: *Handbuch der Schweisstechnik*, Band II: Verfahren und Fertigung. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1993

[33] Scheffler, Eberhard: *Statistische Versuchsplanung und -auswertung*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1997

[34] Schinzel, Cornelius M.: *Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Automobilbau*, Herbert Utz Verlag, 2002

[35] Schulze G., Krafka H., Neumann P.: *Schweisstechnik*, VDI Verlag GmbH, Düsseldorf, 1996

[36] Schuoecker, Dieter: *Spanlose Fertigung*, Skriptum zur Vorlesung. TU Wien, 2004

[37] Shriver, Duward F. : *Anorganische Chemie: ein weiterführendes Lehrbuch*, Springer Verlag, 1997

[38] Steib, E.: *Hat das Laserschweißen von Automobilkonstruktionen eine Zukunft*, In: Laserschweißgerechtes Konstruieren, DVS Verlag, Düsseldorf, S. 181-187, 1994

[39] Taisei, Yachi et a.: *Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminium alloy*, Wissenschaftliche Publikation, Nagaoka University of Technology, Japan, 2007

[40] Vallant, Rudolf: *Metallurgische Untersuchungen verschiedenster Proben*, Institut für Werksoffkunde und Schweißtechnik, TU Graz

[41] Wagner, F. et a.: *Phasenbildung beim Laserstrahlfügen von Fe/Al-Verbindung*, In: DVS-Berichte Band 212, S. 93-98, 2001

[42] Weinberger T., Enzinger N.: *Friction Stir Welding - Ein innovatives Fügeverfahren*, Wissenschaftliche Publikation. TU Graz, 2006

[43] Wener Anncathrin: *Pkw-Leichtbau gibt dem Aluminium künftig mehr Gewicht*, Pressearchiv VDI Nachrichten, 2002

[44] Zaruba, Christian: *Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie (E308), Fachbereich Metallolgrafie*, Diskussion über die Schweißergebnisse

[45] Zerner, Ingo: *Prozessstabiliserung und Ergebnisse für Laserstrahlfügen von Alu-Stahlverbindungen*, Dissertation, BIAS Verlag, Bremen, 2002

[46] Vorlesungsunterlagen zu Vorlesung Intermetallische Phasen, Universität Freiburg: *http://ruby.chemie.uni-freiburg.de/Vorlesung/AnorganischeChemie* vom 12.02.2008

[47] Skriptum zur Vorlesung: Physikalische Werkstoffeigenschaften: IFS Dresden: *http://www.ifw-dresden.de/institutes/imw/lectures/lectures/pwe* vom 12.02.2008

[48] Informationsblatt zur Automobil Entwicklung: *www.automobil-forum.de/imperia/md/images/mic/pressestimmen/7.pdf* vom 12.02.2008

[49] Produktpräsentation Audi R8: *http://www.r-8.cc/index.php?id=78* vom 12.02.2008

[50] Online Enzcylopedie: *http://de.wikipedia.org* vom 12.02.2008

[51] Herstellerwebsite der Firma Fronius: *http://www.fronius.de* vom 12.02.2008

[52] Technik Weblook: *http://technikweblook.com/Nachrichten-article-sid-513.html* vom 12.02.2008