



TECHNISCHE  
UNIVERSITÄT  
WIEN

## DISSERTATION

# Herstellung von Schweißverbindungen mittels Bimetallstreifen

Ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines Doktors  
der technischen Wissenschaften unter der Leitung von  
Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Ernst Kozeschnik  
Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie  
der Technischen Universität Wien

eingereicht an der Technischen Universität Wien  
Fakultät für Maschinenwesen und Betriebswissenschaften  
von

Dipl.-Ing. Katharina UMLAUB  
Matrikelnummer 0525160  
Klimschgasse 20, 1030 Wien

Wien, im November 2015

Diese Dissertation haben begutachtet:

.....

## **Danksagung**

Mein Dank gilt allen, die mich zu dieser Arbeit angeregt oder bei der Erstellung in irgendeiner Form unterstützt haben, insbesondere

Herrn Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Ernst Kozeschnik für seinen fachlichen Beistand, den Mitgliedern des Instituts für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Wien für ihren Beitrag zu den Versuchsauswertungen, den Kollegen der TU Bergakademie Freiberg, deren Walzanlage mir für Versuche zur Verfügung stand,

der SZA als Auftraggeber und Hauptsponsor sowie meinen Arbeitskollegen für ihre Unterstützung,

Herrn Dr. Thomas F. Berr für die Durchführung des Wasserstrahlschneidens bei Stahlbau Schmidt,

Herrn Ing. Paul Kolar, der mich mit Blechen versorgt hat,

und last but not least meinen Lieben - ohne sie wäre diese Arbeit nie möglich gewesen.

## **Kurzfassung**

Schweißverbindungen zwischen Aluminium und Stahl sind schwierig herzustellen. Die unterschiedlichen Materialeigenschaften wie u. a. unterschiedliche Wärmeleitfähigkeit, Wärmeausdehnung und Schmelztemperaturen erschweren die Fusion der beiden Werkstoffe. Ausgangspunkt und Grundlage der gegenständlichen Forschungsarbeit stellt eine Patentschrift dar, die die Problemstellung der Verbindung zwischen Aluminium und Stahl mit Hilfe eines Bimetallstreifens lösen möchte, sodass nur noch artgleiche Verbindungen durch Schmelzschweißen herzustellen sind. Die grundlegenden Untersuchungen, auch von aus früheren Versuchsserien gefertigten Stahl-Aluminium-Bimetall-Platinen, zeigen, dass die besondere Herausforderung in der Primärverbindung zwischen Stahl und Aluminium, dem Bimetallstreifen, liegt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der komplette Herstellungsprozess von der Herstellung des Bimetallstreifens bis zum Schweißen der Sekundärverbindung abgebildet. Zum Fügen des Bimetallstreifens wurden zwei unterschiedliche Verfahren herangezogen: Kaltwalzplattieren, eine Methode, bei der nur geringe Wärme eingebracht wird, da die Formung einer Verbindung auf dem Aufbringen von Druck und der Annäherung der Atome auf interatomare Abstände beruht – Bimetallstreifen Al99.8 mit DC01 in einem Schichtdickenverhältnis von 2:1 konnten hergestellt werden. Alternativ konnten Bimetalle (DX56/5556) mit Hilfe des CMT-Verfahrens erzeugt werden. Anschließend wurden mittels Laserschweißungen die Sekundärverbindung Stahl – Bimetall – Aluminium hergestellt. Dazu wurden Parameterstudien von Laserschweißnähten durchgeführt, um eine optimale Verbindung mit minimaler Wärmeeinwirkung auf das Bimetall und dadurch einhergehender Festigkeitsminderung des gesamten Materialverbundes zu erreichen.

## **Abstract**

*Welding joints between thin gauge aluminum and steel are rather difficult to produce. Fusion of these materials is impeded by different material properties such as heat conductivity, thermal expansion or melting temperature. This present research is based on a patent, describing fusion welded joints between aluminum and steel by means of a bimetallic strip, resulting in dual welding joints only between similar metal. Basic examination, also of previously produced blanks, has come to the conclusion that the crucial factor for a durable blank is the primary joint in the bimetallic strip.*

*This work models the complete production process from the formation of the bimetallic strip to the welding of the secondary joint. Fusion of the bimetallic strip was performed in two different ways: cold roll bonding, a method with low heat input, as the formation of a durable joint is based on compression and the approaching of atoms to interatomic distance - a bimetal Al99.8/DC01 in a 2:1 ratio was produced. Alternatively, bimetals (DX56/5556) were produced by CMT-method. Subsequently, the secondary joint steel – bimetal – aluminum was laser-welded. Parameter studies of laser-welded joints were carried out to achieve an optimized weld with minimal thermal impact on the bimetal and, therefore, minimal strength reduction of the whole material compound.*



# Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung.....	3
Abstract .....	4
1. Einleitung .....	8
2. Ziel der Arbeit .....	10
3. Stand der Technik.....	11
3.1 Die Werkstoffe Stahl und Aluminium.....	11
3.1.1 Stahl.....	11
3.1.1.1 Fe-C-Diagramm und Legierungselemente .....	11
3.1.1.2 Werkstoffeigenschaften .....	15
3.1.1.3 Schweißbeignung.....	15
3.1.2 Aluminium und Aluminiumlegierungen .....	19
3.1.2.1 Reinaluminium und Legierungselemente .....	19
3.1.2.2 Werkstoffeigenschaften .....	20
3.1.2.3 Schweißbeignung.....	20
3.1.3 Vergleich der Eigenschaften von Stahl und Aluminium.....	21
3.1.4 Intermetallische Phasen.....	23
3.2 Artfremdes Fügen von Stahl und Aluminium .....	24
3.2.1 Verbinden mittels Pressschweißen.....	25
3.2.1.1 Diffusionsschweißen .....	25
3.2.1.2 Reibschweißen.....	26
3.2.1.3 Walzplattieren.....	29
3.2.1.4 Sprengplattieren.....	35
3.2.1.5 Elektromagnetische Pulstechnologie (EMPT).....	36
3.2.1.6 Ultraschallschweißen.....	38
3.2.1.7 Widerstandsschweißen .....	39
3.2.2 Verbinden durch Löten und im fest-flüssigen Zustand .....	40
3.3 Das Verbindungsverfahren der Schweißtechnischen Zentralanstalt .....	44
3.3.1 Patentschrift.....	44
3.3.2 Vorangegangene Versuche – JOIN Projekt B5.....	45
4. Versuchsbeschreibung.....	47
4.1 Herstellung der Primärverbindung mittels Walzplattieren .....	47
4.1.1 Herstellung des Bimetalls mittels Goldschmiedewalze .....	47

4.1.2	Herstellung des Bimetalls mittels Kaltwalzplattieren .....	48
4.1.3	Theoretische Grundlagen – Betreiben der Walzanlage .....	50
4.1.4	Probenvorbereitung .....	52
4.1.5	Versuchsaufbau .....	54
4.1.6	Versuchsdurchführung .....	56
4.2	Untersuchung der kaltwalzplattierten Bimetalle .....	56
4.2.1	Schichtdickenmessung der kaltwalzplattierten Bimetalle .....	56
4.2.2	Funktionsweise eines Perthometers .....	57
4.2.3	Oberflächenkenngrößen/Begriffe (DIN EN ISO 4287) .....	58
4.2.4	Untersuchung des Wärmeeinflusses auf die gewalzten Bimetalle durch Auftragsschweißung .....	59
4.2.5	Lichtmikroskopische Untersuchung der Bimetalle und Auftragsschweißungen ....	60
4.2.5.1	Versuchsdurchführung .....	60
4.2.6	Untersuchung der Bimetalle und WIG Schweißung mittels Rasterelektronenmikroskop .....	61
4.2.6.1	Probenmaterial .....	61
4.2.6.2	Versuchsdurchführung .....	62
4.2.7	Schälversuch gewalzter Bimetalle .....	62
4.2.7.1	Probenmaterial .....	62
4.2.7.2	Versuchsdurchführung .....	63
4.2.8	Schneiden gewalzter Bimetalle .....	64
4.2.8.1	Probenmaterial .....	64
4.2.8.2	Versuchsdurchführung .....	65
4.2.9	Schälversuch gewalzter höherfester Bimetalle .....	65
4.2.9.1	Probenmaterial .....	66
4.2.9.2	Versuchsdurchführung .....	66
4.3	Herstellung der Primärverbindung mittels CMT .....	66
4.3.1.1	Probenmaterial .....	67
4.3.1.2	Versuchsdurchführung und Parameterstudie zum Schweißprozess .....	68
4.4	Herstellung der Sekundärschweißung mit und ohne Schweißzusatz .....	70
4.4.1.1	Versuchsaufbau .....	70
4.5	Untersuchung der Sekundärverbindung .....	73
4.5.1	Zugversuch .....	73
4.5.2	REM .....	74

5.	Ergebnisse .....	75
5.1	Herstellung der Primärverbindung mittels Walzplattieren .....	75
5.1.1	Herstellung des Bimetalls mittels Goldschmiedewalze .....	75
5.1.2	Herstellung des Bimetalls mittels Kaltwalzplattieren .....	76
5.2	Untersuchung der kaltwalzplattierten Bimetalle .....	82
5.2.1	Schichtdickenmessung der kaltwalzplattierten Bimetalle.....	82
5.2.2	Rauheitsmessung der gewalzten Bimetalle .....	82
5.2.3	Wärmeeinfluss auf die gewalzten Bimetalle durch Auftragsschweißung.....	84
5.2.4	Lichtmikroskopische Untersuchung der Bimetalle und Auftragsschweißungen ...	87
5.2.5	Ergebnisse der Untersuchung der Bimetalle und Auftragsschweißungen mittels REM .....	90
5.2.6	Ergebnisse der Schälversuche der gewalzten Bimetalle .....	93
5.2.7	Schneiden der gewalzten Bimetalle .....	95
5.2.7.1	Schneiden mit der Tafelschere .....	95
5.2.7.2	Wasserstrahlschneiden.....	96
5.2.8	Schälversuch gewalzter höherfester Bimetalle .....	98
5.3	Herstellung der Primärverbindung mittels CMT .....	99
5.4	Herstellung der Sekundärschweißung mit und ohne Schweißzusatz .....	102
5.5	Untersuchung der Sekundärverbindung .....	106
5.5.1	Zugversuch .....	107
5.5.2	REM .....	107
6.	Diskussion .....	113
7.	Zusammenfassung und Schlussfolgerung .....	115
	Literaturverzeichnis.....	116
	Anhang .....	125
	Anhang 5.1.1 – Walzversuche Goldschmiedewalze .....	125
	Anhang 5.1.2 – Ergebnisse der Kaltwalzplattierung.....	127
	Anhang 5.2.1 – Schichtdickenmessung.....	150
	Anhang 5.2.4 – Lichtmikroskopische Untersuchung kaltwalzplattierter Bleche.....	151
	Anhang 5.2.5 – REM-Untersuchung des Bimetalls .....	174
	Anhang 5.2.6 – Schälversuch gewalzter Bimetalle.....	197
	Anhang 5.2.8 – Schälversuch höherfeste Plattierungen .....	198
	Anhang 5.3 – Parameterstudie CMT-Auftragslötung .....	203
	Anhang 5.4 – Parameterstudie Sekundärschweißungen.....	210

# 1. Einleitung

„Citius, altius, fortius“ – schneller, höher, weiter – den Wahlspruch der olympischen Spiele der Neuzeit<sup>1</sup> könnte man auch das Motto des technischen Fortschritts der Vergangenheit nennen. Die Herausforderungen unserer Zukunft liegen in den Bereichen Gesundheit, Klima- und Umweltschutz, Energie, Mobilität und Sicherheit.

Daraus resultiert als Forderung zukünftiger Innovationen – „Schneller, leichter, besser!“

Eine VDI-Studie<sup>2</sup> besagt, dass etwa zwei Drittel aller technischen Neuerungen von den Eigenschaften der Werkstoffe abhängen – der Werkstoff steht somit im Mittelpunkt. Besonders Verbindungen verschiedener Metalle gewinnen zunehmend an Bedeutung: Werkstoffverbunde optimieren die Eigenschaften mehrerer unterschiedlicher Materialien, sodass sich ein neues Anwendungsspektrum ergibt, das hinsichtlich der dynamischen Eigenschaften, Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit eine bestmögliche Kombination von Werkstoffen ermöglichen soll. Unterschiedlich feste Werkstoffe erfordern für ihre Kombination innovative Konstruktionsprinzipien, wodurch nicht nur Design, Gewicht und Festigkeit von Bauteilen verbessert, sondern auch Fügeverfahren dementsprechend weiterentwickelt werden.

Speziell die Verkehrsträger setzen auf energie- und ressourceneffiziente Leichtbaukonzepte. In der Automobilindustrie ist der Einsatz optimierter Materialkombinationen und Verbindungen mit hochfesten Stählen unerlässlich zur Erlangung einer Gewichtsreduzierung der Fahrzeuge und der damit verbundenen Treibstoffeinsparung, um dadurch eine geforderte Verringerung der CO<sub>2</sub> Emission zu erzielen. Dies ist nicht nur durch die Entwicklung neuer Motoren und Antriebe möglich, sondern auch durch die Verwendung leichterer, höherfesterer Materialien für Chassis, Innenausstattung und Karosserie. Damit diese neuen Konzepte auch umgesetzt werden können, ist es wichtig, dass der Einsatz und die Herstellung innovativer Materialkombinationen durch neue fügetechnische Ansätze sich auch von der Kostenseite her anbieten.

Die Mischbauweise bietet eine Vielzahl an Kombinationsmöglichkeiten nicht nur durch die Verwendung moderner Werkstoffe, sondern auch mit dem Einsatz moderner Technologien. So können für die jeweilige Anwendung maßgeschneiderte, funktionelle, energieeffiziente, nachhaltige, wiederverwendbare, ressourcenoptimierte, ökologische, gesundheitlich unbedenkliche, wirtschaftliche, sichere und komfortable Produkte geschaffen werden.

Im Bereich der metallischen Werkstoffe sind aus Sicht von Verfügbarkeit und Erfahrung in der Verarbeitung Stahl angesichts seiner Festigkeit und Aluminium auf Grund seiner Leichtigkeit und Korrosionsbeständigkeit naheliegend. Die Kombination dieser beiden Materialien ist ein ökonomischer Kompromiss, mit dem viele Vorgaben erreicht werden: Gewichtsreduzierung,

---

<sup>1</sup> Auf der Schlussitzung des Gründungskongresses des IOC 1894 schlug *Pierre de Coubertin* diese drei Worte als Devise der olympischen Spiele vor (*Bulletin du Comité International des Jeux Olympiques 1894*); ursprünglich stammt diese Formulierung vom französischen Dominikanerpater Henri Didon, der bei einem Schulsportfest, bei dem Coubertin als Wettkampfleiter fungierte, eine Ansprache mit diesem Wahlspruch hielt.

<sup>2</sup> VDI-GME-Studie: *Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität und Energieversorgung*. 2014. [www.vdi.de](http://www.vdi.de)

ausreichende Steifigkeit, statische und dynamische Stabilität, Betriebsfestigkeit, Systemzuverlässigkeit, Sicherheit, Materialeffizienz, Kosteneffizienz sowie gute Recyclingfähigkeit.

Die Verbindung von Aluminium und Stahl ist nicht einfach zu bewerkstelligen. Das Problem liegt vor allem in der Bildung von intermetallischen Phasen in der Fügezone der Metalle. Dies resultiert in einer Versprödung der Fügeverbindung und vermindert wiederum die Tragfestigkeit der Verbindung. Die Größe der intermetallischen Phasen ist von besonders großer Bedeutung und hat den Haupteinfluss auf eine feste haltbare Bindung zwischen den zu fügenden Werkstoffen.

Eine zusätzliche Problematik einer solchen artfremden Verbindung stellt auch das stark unterschiedliche Werkstoffverhalten der beiden Materialien dar. Neben anderem existiert ein signifikanter Unterschied in den Schmelztemperaturen, Wärmeausdehnungskoeffizienten, der Wärmeleitfähigkeit und dem elektrochemischen Potential.

Kombinationen sowie form- und kraftschlüssige Verbindungen von Stahl und Aluminium sind keine technische Neuheit. Clinchen, Stanznieten, Schrauben und Kleben sind als anerkannte Fügeverfahren bereits seit langem Stand der Technik. Die Anwendung dieser Verbindungsverfahren gelangt jedoch durch die steigende Komplexität neuer Leichtbauteile zunehmend an seine Grenzen.

Eines der ersten stoffschlüssigen Verbindungsverfahren der beiden Werkstoffe Stahl und Aluminium ist schon in einer Patentschrift aus 1904 [1] beschrieben. Es handelt sich dabei um eine Form des Walzplattierens.

Im Schiffsbau sind für die Befestigung von Deckaufbauten aus Aluminium an Stahlrümpfen nicht nur Nietverbindungen gängig, sondern Aluminium und Stahl werden auch mit Hilfe eines Stahl-Aluminium-Übergangselementes [2] am Stumpfstoß durch artgleiche Schweißverbindungen verbunden. Bis heute werden stoffschlüssige Verbindungen zwischen Stahl und Aluminium durch Schweißen am Stumpfstoß nur im Dickblechbereich durchgeführt.

Optimierungen im Bereich von Design und Leichtbau, verbunden mit Forderungen nach Steifigkeit und Haltbarkeit verlangen nach innovativen Verbindungsmethoden für den erweiterten Dünoblechbereich. Besonders die stark unterschiedlichen Materialeigenschaften von Stahl und Aluminium erschweren hier die Fertigungsmöglichkeiten für Verbindungen am Stumpfstoß.

Nun stellt sich die Frage: „Ist es möglich Stahl und Aluminium am Stumpfstoß im Dünoblechbereich mittels Schweißen zu verbinden?“ Zu diesem Zweck wird in dieser Arbeit nach einer geeigneten, leicht handhabbaren und ökonomisch vertretbaren Fügeverfahren gesucht.

## 2. Ziel der Arbeit

Aluminium und Stahl sind nicht einfach zu verbinden – die Schweißtechnische Zentralanstalt (SZA) hat es sich zur Aufgabe gemacht eine Verbindung der beiden Materialien durch Schweißen am Stumpfstoß zu realisieren. Das Problem soll mit Hilfe eines Zusatzmaterials – einem Bimetallstreifen – gelöst werden (Abbildung 2-1).

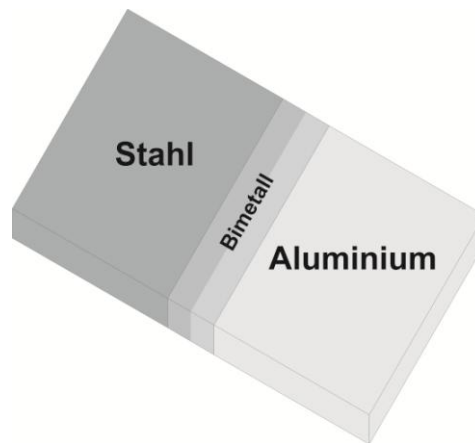


Abbildung 2-1 Stahl-Aluminium-Verbindung

Das Bimetall muss durch ein Verfahren mit geringer Wärmeeinbringung gefertigt werden. Somit sind die Bildung von ungünstigen intermetallischen Phasen in der Kontaktzone der beiden Metalle, etwaige Haftungsprobleme durch, z.B. Porenbildung, und die damit verbundene Veränderung der Werkstoffe auf ein mögliches Minimum reduziert. Nach der Herstellung des Bimetalls muss der Bimetallstreifen mit gleichen Materialien auf jeder Seite verschweißt werden (d.h. Stahl an Stahlseite des Bimetalls und Aluminiumseite des Bimetalls an Aluminium) können, ohne dabei die Bindung des Bimetalls zu zerstören.

Die Verbindung der zwei Metalle kann somit in zwei Schritten erfolgen: zuerst der Herstellung eines Bimetalls und anschließend der Verschweißung der nun nur noch artgleich vorliegenden Stumpfstoße (Abbildung 2-2).

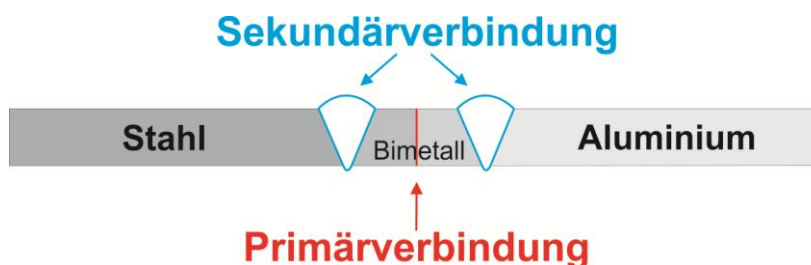


Abbildung 2-2 Verbindungszone der Stahl-Aluminium-Verbindung

Diese Arbeit stellt sich der Herausforderung, eine solche artfremde Verbindung zwischen Aluminium und Stahl herzustellen.

### **3. Stand der Technik**

Ziel der Arbeit ist die Herstellung des Aluminium-Stahl-Bimetalls. Dazu ist die Ermittlung des laufenden Standes der Technik und die Analyse der bis dato vorliegenden Forschungsarbeiten notwendig. Ein Basiswissen über die beiden Werkstoffe ist Grundvoraussetzung für die Materialauswahl für den herzustellenden Bimetall-Verbund.

#### **3.1 Die Werkstoffe Stahl und Aluminium**

Stahl und Aluminium sind weit verbreitete, aber in ihren Eigenschaften und Materialverhalten divergierende Werkstoffe. Die unterschiedlichen Legierungselemente und –konzentrationen beeinflussen die Kompatibilität der beiden Werkstoffe zueinander und haben damit auch entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften des herzustellenden Bimetalles, des auszuwählenden Schweißzusatzes und des Grundwerkstoffes. Die Anforderungen, die an diese artfremde Verbindung gestellt werden, und höherfeste Werkstoffe sind im gegenständlichen Fall von besonderer Bedeutung.

##### **3.1.1 Stahl**

Stähle<sup>3</sup> sind Eisenlegierungen mit einem maximalen Kohlenstoffgehalt unter 2% und zusätzlichen Begleitelementen, die Auswirkungen auf die Eigenschaften des Werkstoffes haben. Die Einteilung erfolgt in drei Hauptgüteklassen: Unlegierte, nichtrostende und andere legierte Stähle. Die Zusammensetzung hat wesentlichen Einfluss auf die Eigenschaften des Werkstoffes und der Verarbeitungsmöglichkeiten insbesondere des Schweißens [3].

###### **3.1.1.1 Fe-C-Diagramm und Legierungselemente**

Aus dem metastabilen Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Abbildung 3-1) leitet sich die Zusammensetzung des Gefüges der technischen Eisenlegierungen ab.

---

<sup>3</sup> EN 10020:2000 Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle

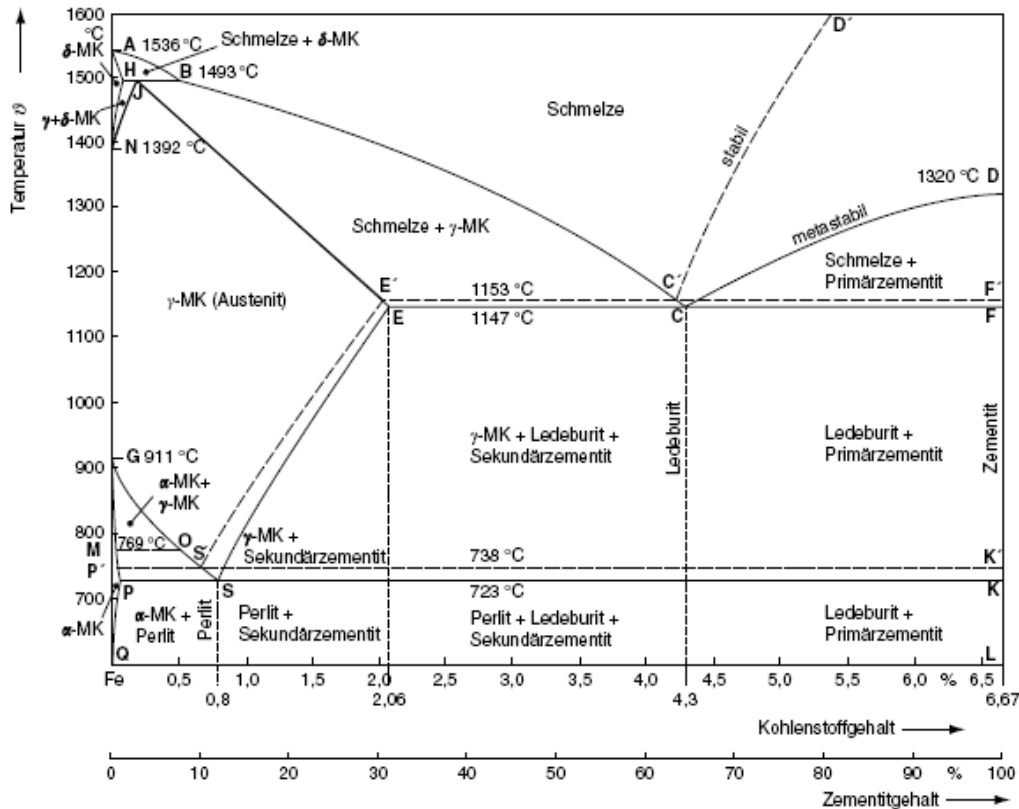


Abbildung 3-1 Eisen-Kohlenstoff-Schaubild [3]

Kohlenstoff kann sowohl atomar gelöst im Gitter als auch gebunden im Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) des Perlits vorkommen. Die Löslichkeit des Kohlenstoffes in Ferrit ist auf 0.02 % begrenzt. Einerseits ist für die Stahlqualität die Menge der Stahlbegleiter (z.B. Mangan, Phosphor, Silizium, Schwefel oder Stickstoff) wichtig, die in Folge des Herstellungsprozesses von Stahl aufgenommen werden, andererseits auch der Gehalt an anderen Legierungselementen, da dadurch das Phasengleichgewicht und die Diffusion der Atome beeinflusst wird [3].

Der Gehalt an Stahlbegleitern wird – soweit wie möglich – auf ein Minimum herabgesenkt. Mangan desoxidiert und verbindet sich mit Schwefel, sodass sich anstelle von Eisensulfid ( $\text{FeS}$ ) Mangansulfid ( $\text{MnS}$ ; Schmelztemperatur 1610 °C) bildet, das im Gegensatz zu den meisten Einschlüssen verformbar ist, wodurch eine Warmverformbarkeit des Stahls gegeben ist. Die Zähigkeit kann jedoch durch die entstandene Anisotropie auf Grund der Bildung von Sulfidzeilen verschlechtert werden und zu Terrassenbrüchen führen. Auch das Risiko der Entstehung von Heißbrissen beim Schweißen wird durch die Bildung von Mangansulfid verringert [4].

Bei Raumtemperatur ist die Schwefellöslichkeit im Ferrit so gering, dass sich Eisensulfid an den Korngrenzen ausscheidet. Eisensulfid verursacht den Warm- und Rotbruch, der beim Warmumformen im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 1000 °C durch Brechen der Sulfide an den Korngrenzen entsteht. Der Heißbruch, hervorgerufen durch die niedrigschmelzenden Eisensulfide, tritt bei Temperaturen über 1200 °C auf [3].



Silizium wird als Desoxidationsmittel der Schmelze verwendet. Es kann durch die Erweiterung des Ferritgebietes die Festigkeit erhöhen, aber auch spröde Silikate bilden [5].

Die Zähigkeit des Stahls wird von Phosphor am stärksten herabgesetzt, neben Stickstoff der Hauptverursacher der Alterungsanfälligkeit des Stahles. Phosphor, das in Eisen eine geringe Diffusionsgeschwindigkeit besitzt, reichert sich bei Erstarrung in der Restschmelze an und verdrängt den Kohlenstoff bei Umwandlung von Austenit zu Ferrit. Ergebnis ist eine Ferritzeilenbildung, die zur Anisotropie des Werkstoffes beiträgt. Phosphor kann die Beständigkeit gegen atmosphärische Korrosion verbessern [4] [5].

In geringen Mengen kann Stickstoff, der aus der Luft im schmelzflüssigen Zustand aufgenommen wird, durch die Bildung von Eisenitriden die Streckgrenze und Festigkeit erhöhen, die Verformbarkeit und Kerbschlagzähigkeit sinkt jedoch [4].

Die künstliche Alterung wird durch die Hemmung von Versetzungsbewegungen gefördert. Der im Stahl zwangsgelöste Stickstoff sammelt sich an Versetzungen, verhindert eine mögliche Fortbewegung und führt schlussendlich zu einer Versprödung des Werkstoffes. Durch die Verwendung von Aluminium, Titan oder Vanadium kann Stickstoff zu Nitriden und Karbonitriden abgebunden werden und dies zur Bildung eines feinkörnigen Gefüges mit guter Festigkeit und Zähigkeit führen [5].

Zur Ermöglichung einer verschleißbeständigen Oberfläche wird Stickstoff absichtlich beim Nitrieren durch die Diffusion von Stickstoff in den Stahl eingebracht [6].

Neben Stickstoff wirkt auch Sauerstoff stark versprödend, der durch das Frischen bei der Stahlerzeugung eingebracht wird. Die abnehmende Löslichkeit bei sinkenden Temperaturen führt zu einer Bildung von Gasblasen im Stahl. Aluminium, Mangan und Silizium werden zum Desoxidieren der Schmelze zugesetzt, um die Bildung von Oxiden und Rotbruch bei der Weiterverarbeitung zu vermeiden [4].

Aus der Atmosphäre kann im schmelzflüssigen und im erstarrten Zustand Wasserstoff aufgenommen werden. Unter 200 °C ist dieser nicht mehr lösbar. Durch die Ansammlung von Wasserstoffmolekülen kann der Wasserstoffpartialdruck so weit ansteigen, dass es zu einer wasserstoffinduzierten Riss- und Porenbildung kommen kann, die ein sprödes Versagen begünstigt [4].

Abgesehen von Eisen und Kohlenstoff sowie den unvermeidbaren Stahlbegleitern enthält legierter Stahl noch zusätzliche Legierungselemente, um die Werkstoffeigenschaften zu verbessern und gezielt zu verändern. Die Wirkung der verschiedenen Elemente, die Verbindungen mit Eisen und anderen Elementen, vor allem durch Mischkristallbildung [5] eingehen, ist stark unterschiedlich. U.a. können das Phasengleichgewicht, die Löslichkeit für Kohlenstoff oder die Umwandlungspunkte beeinflusst werden.

Der Effekt lässt sich aus den Veränderungen im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm ablesen: Mit Zugabe ferritstabilisierender Legierungselemente [6] wie Chrom, Aluminium, Titan, Tantal, Silizium, Molybdän, Vanadium, Wolfram, Phosphor, Schwefel, Zinn und Bor wird das

Ferritgebiet erweitert (Erhöhung des  $A_3$ -Punktes und Erniedrigung des  $A_4$ -Punktes) und gegebenenfalls das Austenitgebiet zur Gänze abgeschnürt (ferritische Stähle).

Austenitstabilisierende Legierungselemente [6] wie Nickel, Kohlenstoff, Kobalt, Mangan, Stickstoff, Kupfer und Zink können das Austenitgebiet bis zu Raumtemperatur und weiter vergrößern (Erniedrigung des  $A_3$ -Punktes und Erhöhung des  $A_4$ -Punktes; austenitische Stähle). Die Elemente Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel, Molybdän und Vanadium senken die Martensitstarttemperatur  $M_s$ , was einen höheren Restaustenitgehalt beim Härten zur Folge haben kann. Kobalt und Aluminium hingegen erhöhen die Martensitstarttemperatur [4].

Besonders wichtig sind die karbid- (z.B. Chrom, Molybdän, Vanadium, Wolfram, Niob, Tantal), nitrid- (z.B. Aluminium, Chrom, Molybdän, Vanadium) sowie karbonitridbildenden (z.B. Titan, Zirkonium) Elemente. ([4] [3]) Sie verringern die Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff im Eisen. Die damit verbundene Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit führt zu einer wesentlichen Vergrößerung der Einhärtbarkeit. Eine hohe Festigkeit, Warmfestigkeit und Härte bei gleichzeitig ausreichender Zähigkeit wird durch kleine und fein verteilte Carbide und Nitride erreicht.

Chrom, ein Karbid- und Nitridbildner, kann rost- und säurebeständig durch die Ausbildung einer Oxidschicht an der Oberfläche von Stahl fungieren. Außerdem wirkt Chrom positiv auf die Zunderbeständigkeit und es kann die Einhärtbarkeit durch die Senkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit gesteigert werden [4].

Die Tieftemperaturzähigkeit wird durch Nickel erhöht. Die Härtbarkeit und auch die Korrosionsbeständigkeit kann durch Erhöhung des Ni-Gehalts gesteigert werden [4] [5].

Mit Hilfe von Molybdän, einem karbid- und nitridbildenden Element, wird nicht nur die Härtbarkeit verbessert und die Warmfestigkeit erhöht, sondern auch die Anlass- und Verschleißbeständigkeit durch die Bildung von Carbiden gesteigert. Zusätzlich kann es kornfeinend wirken [4] [5].

Vanadium als Feinkornbildner bildet Carbide und Nitride und verbessert somit nicht ausschließlich die Einhärtbarkeit sondern auch die Anlassbeständigkeit [4].

Aluminium fungiert nicht nur als Desoxidationsmittel und Feinkornbildner, um die Festigkeit und Zähigkeit zu steigern, es bindet auch gleichzeitig als Nitridbildner den Stickstoff ab und verbessert die Zunderbeständigkeit [4] [5].

Titan als starker Karbidbildner bindet Sauerstoff und Stickstoff ab und trägt nicht nur zur Feinkornbildung bei, sondern wirkt auch interkristalliner Korrosion entgegen [4].

Kupfer kann die Streckgrenze und die Zugfestigkeit erhöhen und die Witterungsbeständigkeit verbessern [4] [5].

### 3.1.1.2 Werkstoffeigenschaften

Der Werkstoff Stahl zeichnet sich je nach Legierung durch eine Vielzahl von positiven Eigenschaften [7] aus:

- Hohe Steifigkeit ( $E \sim 210$  GPa)
- Hohe Duktilität (hohe Bruchdehnung)
- Gute Härbarkeit
- Gute Schweißbarkeit
- Geringe Kosten (geringer Energieverbrauch bei der Erzeugung, hohe Recyclingquote)

Nachteilig fällt auf, dass Stähle durch eine Dichte von ungefähr  $7.8 \text{ g/cm}^3$  relativ hohe Masse besitzen. Dies wirkt sich jedoch im Verhältnis von Steifigkeit, respektive Streckgrenze, zu Gewicht zumeist nicht nachteilig aus, vor allem angesichts der Kosten von Stahl im Vergleich zu anderen metallischen Legierungen.

### 3.1.1.3 Schweißbeignung

Normgemäß definiert sich der Begriff der Schweißbeignung<sup>4</sup> [8] als eine Werkstoffeigenschaft. Jeder Werkstoff erfährt durch einen Schweißvorgang eine unwillkommene Wärmebehandlung, dadurch ist die Veränderung der mechanisch-technologischen Eigenschaften durch Gefügeänderungen unvermeidbar. Je besser die Schweißbeignung, desto weniger müssen die werkstoffbedingten Faktoren berücksichtigt werden.

Diese Faktoren lassen sich in drei Gruppen [3] einteilen:

- Die chemische Zusammensetzung – sie bestimmt, u.a., die Sprödbrech-, Heißriss-, Härtings-, Alterungsneigung, die Verdampfungstemperatur, den Schmelzbereich und das Schmelzbadverhalten. Ein zu hoher Kohlenstoffgehalt führt zu Kaltrissneigung. Die Kerbschlagzähigkeit lässt sich durch die Zugabe von Nickel oder Mangan erhöhen und die Heißrissneigung kann durch die Verbindung von zulegiertem Mangan mit Schwefel verringert werden. Schwefel kann außerdem interkristalline Rissbildung durch örtliche Aufschmelzungen zur Folge haben. Ein zu hoher Siliziumgehalt kann zur Bildung von zähflüssigen Siliziumoxiden, Poren und Rissen führen. Eine hohe Aufhärtung ist bei Chromstählen zu berücksichtigen, diese kann von Mangan noch verstärkt werden.
- Die metallurgischen Eigenschaften: Sie sind gegeben durch den Herstellungs- und Verarbeitungsprozess, beeinflussen, u.a., Seigerungen und Einschlüsse, die Anisotropie, die Korngröße und die Gefügeausbildung.

---

<sup>4</sup> DIN-Fachbericht ISO/TR 581:2007-04

- Die physikalischen Eigenschaften, beispielsweise das Ausdehnungsverhalten, die Wärmeleitfähigkeit, der Schmelzpunkt, sowie Festigkeit und Zähigkeit: Besondere Aufmerksamkeit gilt der Ausdehnung beim Verschweißen unterschiedlicher Werkstoffe und auch der Wärmeleitfähigkeit beim Schweißen von Aluminium.

Der Werkstoff Stahl wird im Schmelzschweißprozess durch die Wärmequelle über den Schmelzpunkt erhitzt. Die Temperatur und der sich entlang der Schweißnaht zum Grundwerkstoff ausbildende Temperaturgradient, der exponentiell nach außen abnimmt, sind abhängig von der Leistungsdichte, der Schweißgeschwindigkeit sowie den physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs. Somit wird je nach Schweißprozess der Grundwerkstoff in der Wärmeeinflusszone (WEZ) stark unterschiedlich beeinflusst [5].

Die Gefügemwandlungen lassen sich mit Hilfe des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms beschreiben, ergänzt wird dieses mit dem Zeit-Temperatur-Verlauf (Abbildung 3-2). Es muss zusätzlich die beim Schweißen entstehende hohe Erwärmungsgeschwindigkeit, die kurze höhere Spitztemperatur und höhere Abkühlgeschwindigkeit (im Gegensatz zu einer Wärmebehandlung) berücksichtigt werden [9].

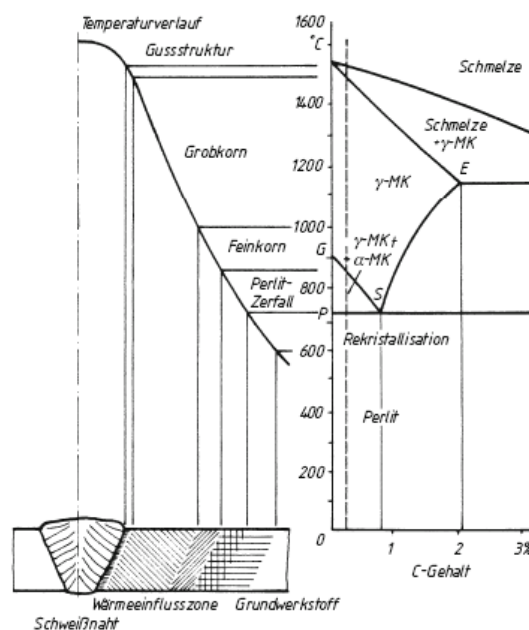


Abbildung 3-2 Eisen-Kohlenstoff-Diagramm und Temperaturverlauf der Wärmeeinflusszone [9]

Die Wärmeeinflusszone – neben der Schmelzlinie – ist in verschiedene Bereiche gegliedert: Gefüge und Härte dieser Bereiche sind vom Werkstoff, von der jeweils auftretenden Spitztemperatur, von der Haltezeit und von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Der angrenzende Bereich der Wärmeeinflusszone wurde bis hoch oberhalb  $A_3$  erwärmt – er besitzt ein grobkörniges Gefüge und weist gegenüber dem unbeeinflussten Werkstoff eine geringere Härte auf (Überhitzungszone). Weiter entfernt von der Schmelzlinie erreicht der Grundwerkstoff eine Temperatur knapp über der  $A_3$ -Linie. In dieser Zone kommt es zur Feinkornbildung

(Normalisierungszone). Es schließt eine WEZ an, die zwischen den Temperaturen von  $A_1$  und  $A_3$  liegt und durch unvollständige Umkristallisation gekennzeichnet ist (Zone des Perlitzerfalls). Unter der  $A_1$ -Linie (Anlasszone) kommt es zu Anlasseffekten, Perliteinformung und künstlicher Alterungen, aber es finden keine Gefügeumwandlungen mehr statt. Beim Schweißen von Mehrlagen setzt sich jede Lage aus Umwandlungs-, Anlass- und Gussgefüge zusammen – dies kann sich vorteilhaft auf die mechanischen Eigenschaften auswirken [9] [10] [11].

Das Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm (ZTU-Diagramm) für kontinuierliche Abkühlung wird zur Bestimmung der möglichen Phasenumwandlungen und des auftretenden Gefüges und der Härte bei beschleunigender Abkühlung verwendet. Dieses Schaubild ist mit Einschränkungen auch beim Schweißen anwendbar – die auftretenden Temperaturen sind jedoch höher und die Haltedauer kürzer als bei konventionellen Wärmebehandlungen. Die Umwandlungen werden in der Regel zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten verschoben [9].

Aus dem abgelesenen Grenzwert der Härte kann man nun die Schweißbedingungen, um eine passende Schweißung zu erzielen, ermitteln. Mit Hilfe der  $t_{8/5}$  – Abkühlzeit, der Zeit, die die Schweißbraupe benötigt, um von  $800\text{ °C}$  auf  $500\text{ °C}$  – dem Bereich wo die wichtigsten Gefügeumwandlungen ablaufen – abzusinken, kann die Abkühlung beschrieben und somit die Härte bestimmt werden [3]. Es wird zwischen der zwei- und dreidimensionalen Wärmeableitung zur Bestimmung der Abkühlzeit unterschieden. Bei dünnen Blechen erfolgt der Wärmetransport in der Blechebene und bei dickwandigen Teilen tritt zusätzlich ein Wärmefluss in Dickenrichtung auf. Somit ist die Abkühlgeschwindigkeit bei dreidimensionaler Wärmeableitung unabhängig von der Blechstärke [5].

Die Gleichung zur Berechnung der  $t_{8/5}$  – Abkühlzeit bei dreidimensionaler Wärmeeinbringung lautet nach Rosenthal und Rykalin [5] [9]:

$$t_{8/5} = \frac{\eta}{2\pi\lambda} \left( \frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \quad (1)$$

mit  $\eta$  thermischer Wirkungsgrad des Schweißverfahrens

$\lambda$  Wärmeleitfähigkeit des Stahls

$U$  Spannung

$I$  Strom

$v$  Schweißgeschwindigkeit

$T_0$  Arbeitstemperatur.

Die werkstoff- und verfahrensabhängigen Größen werden zu  $K_3$  zusammengefasst und die Streckenenergie  $E$  wird eingeführt:

$$t_{8/5} = K_3 E \left( \frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \text{ mit } K_3 = \frac{\eta}{2\pi\lambda}, E = \frac{UI}{v}. \quad (2)$$

Bei der zweidimensionalen Wärmeableitung [9] erhält man unter Berücksichtigung der Dicke  $d$  [cm] des Werkstücks, die Dichte  $\rho$  [g/cm<sup>3</sup>] und die spezifische Wärmekapazität  $c$  [J/g\*K]:

$$t_{8/5} = \frac{\eta^2}{4\pi\lambda\rho c} \left(\frac{UI}{v}\right)^2 \frac{1}{d^2} \left[ \left(\frac{1}{500-T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0}\right)^2 \right]. \quad (3)$$

Mit der Einführung des Faktors der werkstoff- und verfahrensabhängigen Größen folgt:

$$t_{8/5} = K_2 \frac{E^2}{d^2} \left[ \left(\frac{1}{500-T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0}\right)^2 \right] \text{ mit } K_2 = \frac{\eta}{4\pi\lambda\rho c}, E = \frac{UI}{v}. \quad (4)$$

Die Abkühlzeit nimmt somit mit dem Quadrat der Streckenenergie und der Arbeitstemperatur zu und ist indirekt proportional zum Quadrat der Werkstückdicke. Die Steigerung der Streckenenergie führt zur Erhöhung der Abkühlzeit, was die Martensitbildung reduzieren kann. Außerdem können eine Vorwärmung und die damit verbundene höhere Abkühlzeit positive Auswirkungen auf die verminderte Martensitbildung haben.

Aus dem ZTU-Schaubild lassen sich nun mit dem rechnerisch oder grafisch ermittelten  $t_{8/5}$ -Wert Gefüge und Härte des betreffenden Stahls nach der Abkühlung ermitteln. Eine zu hohe auftretende Härte steigert die Gefahr der Kaltrissbildung und des Sprödbruchs – die Höchstwerte liegen bei Kohlenstoffgehalten von 0.22 % und maximal 350 HV. Die Rissbildung kann durch Vorwärmen vermieden werden, Eigenspannungen werden reduziert, und die Effusion von Wasserstoff wird verbessert. Nicht nur die Wasserstoffkonzentration, sondern auch das Gefüge (bestimmt durch die chemische Zusammensetzung, die Werkstückdicke, die Wärmeeinbringung und die Vorwärmtemperatur) in der Wärmeeinflusszone beeinflusst das Kaltrissverhalten [5] [9].

Die chemische Zusammensetzung lässt sich durch das Kohlenstoffäquivalent (gewichtete Summe des Gehaltes an Kohlenstoff und der Legierungselemente des Stahls) beschreiben und dadurch die Schweißignung abschätzen. Nach der IIW-Formel<sup>5</sup> berechnet sich das Kohlenstoffäquivalent CEV als

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} [\%]. \quad (5)$$

Die Vorwärmtemperatur kann hieraus grafisch ermittelt werden, bei unter 0.45 CEV ist eine Schweißignung gegeben. Die Gültigkeit dieser Formel ist beschränkt und bei höherfesten Stählen unzulässig [3] [9].

Nach Uwer und Höhne [5] wurde ein neues Kohlenstoffäquivalent CET, speziell zur Vermeidung von Kaltrissen, eingeführt:

$$CET = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40} [\%]. \quad (6)$$

---

<sup>5</sup> DIN EN 1011-2

### 3.1.2 Aluminium und Aluminiumlegierungen

Aluminium (von Alaun, lat. Alumen), das dritthäufigste Element der Erdkruste, liegt in Form von Oxiden und Mischoxiden vor. 1808 von Sir Humphry Davy entdeckt, konnte Aluminium erst zum Ende des 19. Jahrhunderts mit Hilfe der Erfindung des Bayer-Verfahrens und des Hall-Héroult-Prozesses aus Bauxit in größeren Mengen gewonnen werden.

Aluminium besitzt eine passivierende Oxideckschicht ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), die erst bei 2050 °C schmilzt und sich selbständig bei Raumtemperatur wieder bildet. Diese Schicht, circa 0.01 µm dick, sorgt einerseits für den ausgezeichneten Korrosionswiderstand des Aluminiums, reduziert andererseits aber dessen Schweißbeignung [12] [13].

#### 3.1.2.1 Reinaluminium und Legierungselemente

Unterschieden wird zwischen Reinaluminium und Aluminiumlegierungen. Wichtige Legierungselemente des Aluminiums sind Kupfer, Mangan, Silizium, Magnesium und Zink. Die Legierungen weisen verbesserte Eigenschaften (u.a. in der elektrischen Leitfähigkeit, chemischen Beständigkeit und Festigkeit) auf und sind somit fester und härter als Reinaluminium. Die Festigkeitssteigerung erfolgt nicht nur durch Mischkristallbildung, sondern auch durch die Ausscheidungsbildung. Diese Einstellung höherer Festigkeiten gegenüber dem Ausgangszustand durch Abschrecken von Glühtemperaturen oberhalb der Löslichkeitstemperatur der Ausscheidungen und dem anschließenden Auslagern wurde von Alfred Wilm 1906 entdeckt [3] [9].

Als Legierungselement wirkt sich Silizium positiv auf die Gießbarkeit aus, Magnesium kann auch in Kombination mit Zink eine Steigerung der Festigkeit bewirken und Kupfer kann die Aushärtbarkeit begünstigen [6].

Aluminium-Legierungen werden grundsätzlich in Knet- und Gusslegierungen eingeteilt und zwischen aushärtbar und nicht aushärtbar differenziert. Aushärtbare Aluminiumlegierungen erhalten ihr günstiges Festigkeits-Dichte-Verhältnis durch Ausscheidungshärtung. Nichtaushärtbare Legierungen können nur durch eine Kaltverfestigung eine höhere Festigkeit erlangen [4].

AlMg- und AlMgMn-Knetlegierungen sind nicht aushärtbare Legierungen, wobei die Zugfestigkeit und Dehngrenze mit steigendem Magnesiumgehalt zunimmt und die Bruchdehnung bis 3% Magnesium abnimmt und anschließend wieder leicht ansteigt. Mangan steigert die Festigkeit, wie auch die Zugabe von Chrom [3] [6].

Bei AlMgSi-Knetlegierungen handelt es sich um aushärtbare Legierungen, die durch die Bildung von  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , bzw. durch die Bildung der metastabilen  $\beta''$ -Ausscheidung, eine erhöhte Zugfestigkeit aufweisen. Weiters zeigen diese eine gute Beständigkeit gegen Korrosion und sind bedingt schweißgeeignet [6]. Auch AlCuMg- und AlCuSiMn-Knetlegierungen [3] [4] [6] sind

aushärtbar und erlangen durch einen Zusatz von Magnesium eine höhere Festigkeit und Dehngrenze. Mangan erhöht des weiteren außerdem die Festigkeit und mit Silizium wird die Geschwindigkeit der Warmaushärtung gesteigert. AlCuMg-Legierungen sind sowohl warm- als auch kaltaushärtbar, und durch den hohen Kupfergehalt besitzen diese Legierungen einen geringen Widerstand gegen Korrosion. AlZnMg-Knetlegierungen erhalten durch Zink eine erhöhte Festigkeit, sind korrosionsbeständig und auch schweißgeeignet [3] [4] [6].

In AlSi-Gusslegierungen kann Kupfer als Beimengung vorkommen und so die chemische Beständigkeit beeinträchtigen. Geringe Mengen an Magnesium können durch die Anwesenheit von Kupfer eine starke Festigkeitserhöhung bewirken. Aluminium-Silizium-Magnesium-Gusslegierungen sind aushärtbar und die Gießbarkeit sinkt mit sinkendem Siliziumgehalt. Sandguss ist schweißbar, Druckguss hingegen kaum. Die Ursache liegt im Gasgehalt – der Aufnahme von Wasserstoff in der Schmelze. Bei Druckguss wird durch eine rasche Abkühlung der Wasserstoff unterkühlt, er kann den Werkstoff nicht mehr verlassen und bleibt in Form von Poren zurück [4] [6].

### **3.1.2.2 Werkstoffeigenschaften**

Der Werkstoff Aluminium, ein Leichtmetall, besitzt eine kubisch-flächenzentrierte Elementarzelle und seine Schmelztemperatur liegt bei 660 °C. Aluminium weist im Allgemeinen folgende Eigenschaften [3] [4] [6] [5] auf:

- eine geringe Dichte ( $2.7 \text{ kg/dm}^3$ ). Dieser Faktor wird vor allem im Leichtbau zu Verringerung der Masse ausgenützt,
- eine hohe elektrische Leitfähigkeit,
- eine hohe Wärmeleitfähigkeit,
- eine große thermische Ausdehnung,
- einen hohen Glanz, resp., hohes Reflexionsvermögen,
- eine hohe Löslichkeit von Wasserstoff im schmelzflüssigen Zustand, die zur Bildung von Poren führen kann,
- eine gute chemische, Witterungs- und Seewasserbeständigkeit sowie ein gutes Korrosionsverhalten durch die Ausbildung einer Aluminiumoxidschicht auf der Oberfläche und
- ein gutes Umformvermögen, das die Herstellung von Profilen und Rohren ermöglicht.

### **3.1.2.3 Schweißbeignung**

Problematisch beim Schweißen ist die auf der Oberfläche von Aluminium anzutreffende festhaftende Oxidschicht ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) durch die Affinität von Aluminium zu Sauerstoff mit einer Schmelztemperatur von 2050 °C. Diese nicht elektrisch leitende Schicht verhindert beim



Schweißvorgang ein Zusammenlaufen des Schweißbades, sodass keine vollständige Bindung an den Nahtflanken erfolgt. Außerdem können beim Aufschmelzen des Grundwerkstoffs Einschlüsse entstehen. Die Oxidschicht kann einerseits durch die Verwendung von Flussmitteln gelöst werden, andererseits auch durch die Polung der Elektrode [3] [5] [9].

Das Auftreten von Heißrissen wird weitgehend von der Abkühlgeschwindigkeit und dem Erstarrungsintervall bestimmt. Eine hohe Wärmezufuhr und niedrige Schweißgeschwindigkeiten führen zu längeren Abkühlzeiten und somit zu einer erhöhten Rissneigung. Vorwärmen des Werkstückes schafft Abhilfe bei der Problematik, dass durch die hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminium die eingebrachte Wärme zu schnell abgeleitet wird und Bindefehler und Heißrisse entstehen können [3].

Eine weitere Schwierigkeit beim Schweißen von Aluminium stellt die durch Wasserstoff hervorgerufene Porenbildung [9] dar. Die Schmelze kann im Vergleich zum Kristall ein Mehrfaches an Wasserstoff lösen und somit zu einem Wasserstoffüberschuss in Form von Gasblasen bei der Erstarrung führen. Aufgrund des niedrigen Schmelzpunktes und der hohen Wärmeleitfähigkeit ist die Erstarrungsgeschwindigkeit hoch und das Gas verbleibt im Werkstoff in der Form von Poren. Zur Vermeidung von Poren ist es nötig, alle Wasserstoffquellen auf ein Minimum zu reduzieren. Dabei ist auch auf die richtige Brennerstellung zu achten, um Turbulenzen im Schutzgasstrom zu vermeiden. Die Blechoberfläche muss gereinigt und frei von Fett und Öl sein.

Aus diesen Gründen ist beim Verschweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen besonderes Augenmerk auf eine intensive lokalisierte Wärmequelle bedingt durch die Wärmeleitfähigkeit, eine Möglichkeit zur Entfernung des Oxidfilms auf der Metalloberfläche, eine hohe Schweißgeschwindigkeit zur Minimierung von Verzug durch den hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten und einen niedrigen Wasserstoffgehalt durch die hohe Gaslöslichkeit zu legen [12].

### **3.1.3 Vergleich der Eigenschaften von Stahl und Aluminium**

Sowohl der Werkstoff Stahl als auch der Werkstoff Aluminium zeichnen sich durch unterschiedliche metallphysikalische Eigenschaften (siehe Tabelle 3-1) aus, die sich in der Verarbeitung oft als problematisch präsentieren, sich in vielen Fällen am Endprodukt als Kombination der beiden Metalle aber auch vorteilhaft auswirken.

Ein erster großer Unterschied liegt in den Schmelztemperaturen: Aluminium schmilzt bereits bei 660 °C, während Stahl erst bei mehr als 1500° C in den flüssigen Zustand übergeht. Außerdem bereitet bei Aluminium das elektrisch nicht leitende Aluminiumoxid ( $Al_2O_3$ ) auf der Werkstoffoberfläche, dessen Schmelzpunkt bei wesentlich höheren Temperaturen liegt als der Schmelzpunkt des Metalls, Schwierigkeiten. Eisenoxide schmelzen in einem ähnlichen Temperaturbereich wie Stahl.

Aluminium ist wesentlich leichter als Stahl. Somit kann bei einem Träger die gleiche Steifigkeit bei etwas größerem Querschnitt (der E-Modul von Aluminium ist nur ein Drittel von Stahl), aber mit der Hälfte der Masse erzielt werden. Da Aluminium im kubisch-flächenzentrierten Gitter vorliegt und im Gegensatz zu Stahl keine Gitterumwandlung aufweist, ist die Ausbildung eines Härtegefüges, wie Martensit bei Stahl, in der Wärmeeinflusszone nicht möglich. Nicht nur die thermische Ausdehnung ist doppelt so groß, auch die Wärmeleitfähigkeit von Aluminium ist das Dreifache von Stahl, sodass Aluminium als guter Leiter gilt, aber sich auch problematisch beim Verschweißen der beiden Materialien durch Spannungskonzentrationen und Wärmeableitung erweist.

Die Werkstoffe unterscheiden sich auch in ihrem elektrochemischen Potential. Bei einer Verbindung gibt es in der Verbindungszone eine sprunghafte Änderung durch die das Korrosionsverhalten beeinträchtigt werden kann. Aluminium ist unmagnetisch, Stahl abhängig von seiner Legierung ferromagnetisch.

**Tabelle 3-1 Die wichtigsten Kenngrößen der Werkstoffe Eisen und Aluminium (im unlegierten Zustand und bei Raumtemperatur) im Vergleich [3][5][6][14]**

	<b>Eisen</b>	<b>Aluminium (unlegiert)</b>
<b>Schmelztemperatur</b> $T_s$ [°C]	1539	660
<b>Dichte</b> $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	7,87	2,7
<b>E-Modul</b> $E$ [N/mm <sup>2</sup> ]	210 000	71 000
<b>Wärmeleitfähigkeit</b> $\lambda$ [W/mK]	75	230
<b>Spezifische Wärmekapazität</b> $c$ [J/gK]	0,53	0,88
<b>Wärmeausdehnungskoeffizient</b> $\alpha$ [10 <sup>-6</sup> /K]	12	24
<b>Elektrische Leitfähigkeit</b> $\sigma$ [m/Ωmm <sup>2</sup> ]	9,93	37,6
<b>Standardpotential</b> [V]	-0,44	-1,66

### 3.1.4 Intermetallische Phasen

Bei der stoffschlüssigen Verbindung von Stahl und Aluminium kann es durch die Lösung der beiden Metalle ineinander zur Ausbildung von intermetallischen Phasen kommen (siehe Eisen-Aluminium-Zustands-Diagramm, Abbildung 3-3).

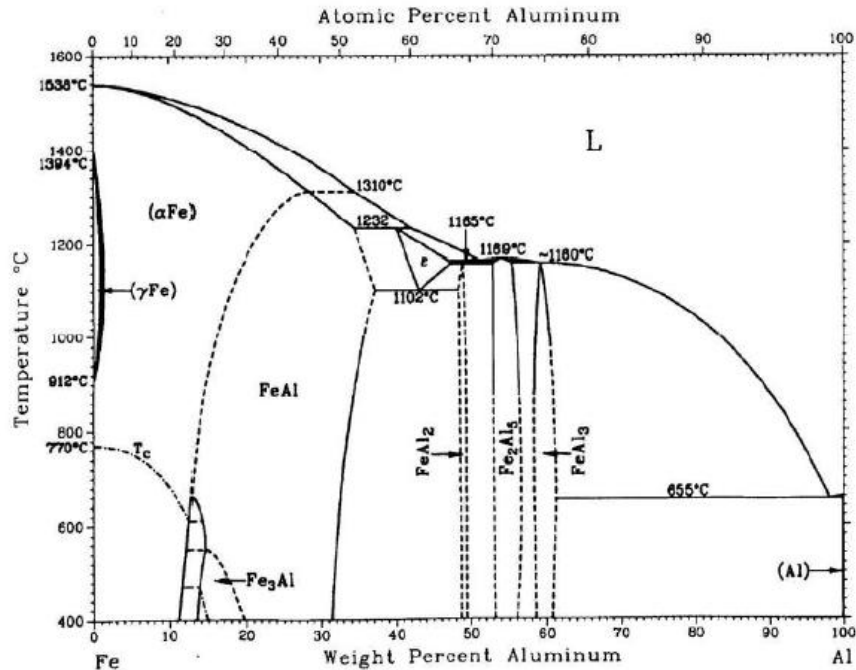


Abbildung 3-3 Fe-Al-Diagramm [13]

Intermetallische Phasen [15] und deren Symbole sind:

- Fe<sub>3</sub>Al (25 at% Al; β<sup>''</sup>)
- FeAl (50 at% Al; β<sup>'</sup>)
- Fe<sub>2</sub>Al<sub>7</sub> (63 at% Al; ε)
- FeAl<sub>2</sub> (66-67 at% Al; ζ)
- Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> (71-72 at% Al; η)
- FeAl<sub>3</sub> (75% at% Al; Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>; θ)

Problematisch für die Verbindung von Stahl und Aluminium beim Schweißen sind die ζ-, η- und θ-Phase, da sie durch ihre hohe Härte zu Versprödung und der damit einhergehenden Rissbildung führen können [13].

Intermetallische Phasen sind der Bindungsmechanismus von Verbindungen zwischen Aluminium und Stahl, für die Haltbarkeit und Belastbarkeit der Verbindung ist jedoch Größe und Phasenart ein essentieller Faktor [15] [16].

### 3.2 Artfremdes Fügen von Stahl und Aluminium

Zur Verbindung der beiden Werkstoffe Stahl und Aluminium miteinander gibt es unzählige mögliche Verbindungsmethoden. Unterschieden wird zwischen den „warmen“ (z.B. Schweißen oder Löten) und den „kalten“ Prozessen (z.B. Nieten oder Schrauben). Stoffschlüssige Verfahren bringen den großen Vorteil, dass in der Regel eine gute Leitfähigkeit und bessere Festigkeit zwischen den beiden Werkstoffen gegeben ist.

Probleme beim Fügen von Stahl und Aluminium ergeben sich durch die unterschiedlichen Schmelztemperaturen, da Aluminium vor Stahl schmilzt, und vor allem durch die Bildung von intermetallischen Phasen, die zwar für eine Verbindung der Metalle notwendig sind, aber durch die einhergehende Sprödigkeit zur Rissbildung führen können [15] [16].

Im Allgemeinen entstehen Verbindungen mit der chemischen Zusammensetzung  $Fe_xAl_y$ , wobei die aluminiumreichen Phasen [17] die mechanischen Eigenschaften verschlechtern. In der Literatur wird zwar empfohlen, die intermetallische Phase für eine haltbare Verbindung möglichst dünn zu halten (um  $10\ \mu\text{m}$  [18]), die Schwankungsbreite der angegebene Maximaldicken ist aber sehr groß ([19] , [20]). Eine Minimierung des intermetallischen Phasensaums kann durch eine niedrigere Wärmeeinbringung erzielt werden. Auch Legierungselemente im Schweißzusatz wie Silizium, Kupfer oder Zink oder im Grundwerkstoff wie z.B. Magnesium können dem Wachstum der intermetallischen Phasen entgegenwirken ([17], [21]). Eine weitere Möglichkeit wäre die Beschichtung des Stahls mit einer Nickel- oder Silberschicht ([17], [22]).

Bereits 1970 wird von Versuchen berichtet, Stahlteile mit Aluminium zu beschichten oder zu umgießen, um Schweißverbindungen herzustellen [23]. Geforscht wurde auch an verschiedenen Flussmitteln und Zusätzen für das Hart- und Weichlöten [24]. Hauptaugenmerk lag auf der Oberflächenvorbereitung der Fügepartner, insbesondere des Stahls, durch Tauchen in ein Zinkbad [25] oder Beschichtung mit Heißaluminium [26], um so die Bildung von intermetallischen Phasen in signifikanter Größe zu verhindern.

Das ursprüngliche Hauptinteresse von Stahl/Aluminium-Schweißverbindungen lag im Bereich der militärischen Rüstung sowie Reaktor-, Teilchenbeschleuniger- und Kryotechnik. Eine der umfassendsten grundlegenden Untersuchungen zum Verschweißen von Aluminium und Stahl wurde von Ryabov [21] durchgeführt. Er analysierte verschiedene bereits realisierte Fügeverfahren wie Schweißen ohne und mit Zwischenschichten (u.a. Titan), Diffusionsschweißen, Löten und Schweißlöten, und testete WIG-Schweißen ebenso wie verschiedene Oberflächenbeschichtungstechniken. Im Weiteren wurden auch die beim Walzplattieren erhaltenen intermetallischen Zwischenschichten auf Entstehungsmechanismus und chemische Zusammensetzung hin untersucht sowie deren Verhalten beim Schweißvorgang.

Im Rahmen einer Studie für die Fertigung des Elektronenbeschleunigers der Universität Stanford [27] zur Verbindung der Hauptkammer aus Aluminium mit den Hilfsaggregaten aus Stahl, wurden als mögliche Fügeverfahren in Erwägung gezogen: Einsatz von walzplattierten Fertigverbundmaterialien (wie z.B. DURANEL®) oder Pressschweißen (Dulin, C. H. Method of Bonding Aluminium Metal to Dissimilar Metal. US2098073. 13th October, 1959), um in



Die dem Aluminium immanente Oxidschicht behindert den Diffusionsprozess. Je besser der Kontakt zwischen den Fügepartnern (insbesondere große Kontaktflächen und hoher Druck, der Unebenheiten beseitigt) desto besser die Festigkeit des gefügten Produkts. Allerdings beschleunigen großer Druck und hohe Temperatur auch die Bildung der intermetallischen Phasen. Vorteilhaft ist, dass bei diesem automatisierbaren Verfahren keine Veränderung der werkstofftechnischen Eigenschaften entsteht, da nur geringe Wärme zugeführt wird. Nachteilig sind jedoch die langen Schweißzeiten und die kostenintensive Anlage [9].

Dağlilar et al. [29] konnten artfremde Stahl-Aluminium-Verbindungen (X5CrNi1810 mit AlMgSi0.5) durch Diffusionsschweißen mit verschiedenen Variationen der Parameter (Schweißtemperatur, Druck und Zeit) herstellen, jedoch lagen durch unvollständigen Kontakt der Fügeflächen zueinander teilweise nicht verschweißte Bereiche vor. Mit anschließender Wärmebehandlung konnten Festigkeitswerte von 100 MPa erzielt werden.

Auch die Bildung von intermetallischen Phasen wird beobachtet: Dahms et al. [30] wiesen beim Fügen von 5 mm dicken CrNi-Stählen mit AlMg-Legierungen ohne Zwischenschichten intermetallische Phasen von  $\text{FeAl}_3$  und  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  im Fügebereich mit hohem Atomprozentanteil von Aluminium und einem damit verbundenen Härteanstieg in diesem Bereich nach. Iwamoto et al. [31] haben durch die Verwendung von Zwischenschichten aus Silber, Nickel oder einer Kombination dieser Elemente das Wachstum der intermetallischen Phasen eingedämmt, beziehungsweise wurden Intermetalle des Systems Nickel-Aluminium gebildet, sodass eine angemessene Festigkeit durch eine Mehrschichttechnologie von Nickel und Silber erzielt wurde. Analog erreichten Ogura et al. [32] eine hohe Bindungsfähigkeit zwischen niedriglegiertem Stahl und 6000er-Aluminium durch Reaktionsschichten mit Silizium- (und Kupferzusätzen) mit maximalen Zugfestigkeiten von über 140 MPa.

Rathod und Kutsuna [20] beobachteten beim Verbinden von niedriglegiertem Stahl und Aluminium 5052 von je 1 mm Dicke eine Diffusion des Eisens in das Aluminium von viel höherer Geschwindigkeit als umgekehrt. Der Bildungsprozess von aluminiumreichen spröden Intermetallen ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}_3$ ) wurde dadurch begünstigt. Er lief in zwei Stufen ab: Zuerst wurden durch den Diffusionsprozess übersättigte Mischkristalle an der Grenzfläche gebildet. Ab einem bestimmten Sättigungsgrad wandelten sich diese in intermetallische Verbindungen um.

### **3.2.1.2 Reibschweißen**

Beim Reibschweißen handelt es sich um ein Verfahren des Pressschweißens ohne Verwendung eines Zusatzwerkstoffes, das hauptsächlich bei rotationssymmetrischen Bauteilen Anwendung findet. Die Wärme zur Formung einer Verbindung der Werkstoffe wird durch Reibung zwischen sich berührenden Werkstückteilen (eines rotierend und eines fixiert) unter Krafteinwirkung (Abbildung 3-5) erzeugt – eine Verbindung wird durch Diffusionsprozesse gebildet.

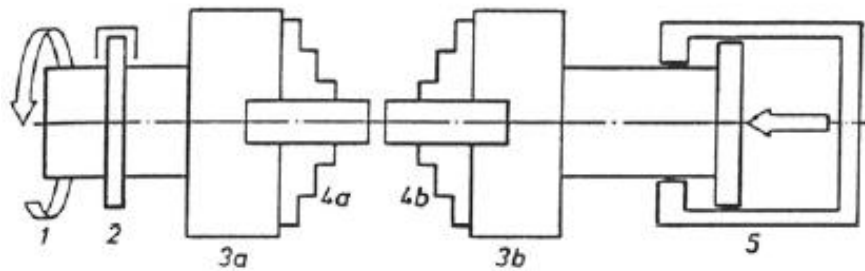


Abbildung 3-5 Prinzip des Reibschweißprozesses (1 Antrieb, 2 Bremse, 3 Backen, 4 Schweißteile, 5 Druckbelastung) [9]

In der Reibphase steigt die Temperatur somit bis auf Schmiedetemperatur an, die Werkstoffgitter nähern sich an, durch den Einfluss der Wärme und des Druckes werden diese aufgebrochen und zusätzlich störende Schichten auf der Oberfläche entfernt. Anschließend wird bei ausreichender Plastizität der Werkstoffe die Rotation gestoppt und in der Stauchphase durch Erhöhung des Druckes auf die eingespannten Teile eine Verbindung erzeugt. Es treten, ausgelöst durch die Temperatureinwirkung und die starke Verformung, Platzwechselfvorgänge auf, die in der Bildung einer Diffusionszone resultieren. Es entsteht eine axiale Verkürzung der Werkstoffe durch die Ausbildung eines Schweißwulstes, der anschließend entfernt wird. Beschränkt werden können Reibschweißungen durch eventuelle nichtmetallische Einschlüsse, das Auftreten von intermetallischen Phasen, eine Versprödung durch Gasaufnahme und Aufhärtungen auf der Stahlseite durch zu hohe Abkühlgeschwindigkeiten.

Vorteilhaft ist, dass sich mittels Reibschweißen unzählige verschiedene Werkstoffkombinationen miteinander verbinden lassen, keine Verwendung von Schweißzusätzen nötig ist, ebenso wie eine kurze Schweißzeit, eine gute Reproduzierbarkeit, geringe Umweltbelastung und es sich um einen voll automatisierbaren Prozess handelt. Die Nachteile dieses Verfahrens sind der größere Werkstoffverbrauch durch die Bildung des Schweißwulstes, der ausgeglichen werden muss, und die Investitionskosten [9] [28].

Bei der Verbindung von Stahl und Aluminium, die ihre Anwendung vor allem im Tieftemperaturbereich und der Reaktortechnik durch die Verwendung rohrförmiger Teile findet, stellt das Auftreten von intermetallischen Phasen ( $Al_3Fe$  [33];  $Fe_2Al_5$ ,  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $Fe_4Al_{13}$  [34]), die einen Bruch in der Schweißnaht begünstigen und dadurch die Qualität der Verbindung schwächen, eine Herausforderung dar. Yılmaz et al. [35] konnten feststellen, dass die Breite der intermetallischen Zone linear abhängig von der Wurzel der Reibdauer ist. Bei einer zu geringen Reibzeit ist die Verbindung schwach und weist Lücken auf, bei langer Reibzeit bildet sich eine breite Diffusionszone mit intermetallischen Phasen aus. Weiters stellt die Aluminiumoxidschicht ( $Al_2O_3$ ) ein Hindernis für die Ausbildung einer Verbindung zwischen Stahl und Aluminium dar. Bei Ikeuchi et al. [36] verschwindet durch eine erhöhte Reibdauer das Aluminiumoxid, jedoch verbreitert sich dadurch der intermetallische Phasensaum. Mechsner et al. [37] haben durch Optimierung der Parameter (Druck, Schweißgeschwindigkeit) die Bildung von intermetallischen Phasen soweit unterdrückt, dass diese lichtmikroskopisch nicht mehr nachweisbar waren und somit auch befriedigende statische und dynamische Festigkeitswerte erzielt wurden.

Eine Sonderform des Reibschweißens ist das Rührreibschweißen [38] (engl. friction stir welding), wobei es sich nicht um ein Verfahren des Schweißens im festen Zustand sondern im „teigigen“ Zustand handelt. 1991 entwickelt, wird hierbei ein speziell geformter sich drehender Stift in den Stumpfstoß von zwei fixierten Blechen gedrückt (Abbildung 3-6). Dieses Werkzeug erwärmt durch Reibung den Werkstoff, und das Material erweicht. Das plastifizierte Material wird miteinander verrührt und es kommt zu einem Fügeprozess längs des Stumpfstoßes.

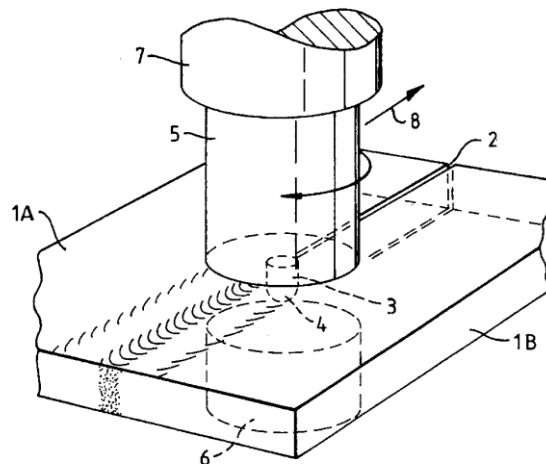


Abbildung 3-6 Aufbau des Rührreibschweißverfahrens [39]

Die Vorteile des Rührreibschweißens sind durch die Verbindung in fester Phase die Reduzierung der Gefahr der Rissbildung und von Poren und die geringe Wärmeerbringung, die den Verzug reduziert, es wird kein Schweißzusatz benötigt, das Verfahren ist umweltfreundlich (keine Spritzer, keine Schweißdämpfe, keine Lichtbogenstrahlung), und durch die einfache Automatisierbarkeit ist eine hohe reproduzierbare Qualität gegeben. Nachteilig sind das Auftreten von möglichen Bindefehlern und Oxideinschlüssen durch den großen Materialfluss, große Fügekräfte, teure Spannvorrichtungen und Anlagen und nahezu keine Spaltüberbrückbarkeit [9].

Watanabe et al. [40] versuchten eine haltbare Schweißverbindung von SS400 (2 mm) und A5083 (2 mm) im Stumpfstoß herzustellen. Intermetallische Phasen waren zwar nicht in der Grenzfläche, aber doch in den obersten Regionen des erweichten Materials in den Bereichen der höchsten Temperatur zu finden. Sie stellten fest, dass die Oxidschicht des Aluminiums vom rotierenden Pin aufgebrochen wurde. In einer Fortführung dieses Forschungsprojekts [41] konnte mit gleichen Materialien eine haltbare Verbindung durch passende Einstellungen von Pinposition, -größe und Rotationsgeschwindigkeit und -richtung erzielt werden. Intermetalle konnten auch hier nur in den oberen (heißen) Bereichen der Schweißnaht nachgewiesen werden, allerdings mit starkem Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung. Kimapong und Watanabe [42] untersuchten ebenfalls Überlappnähte von A5083 (3 mm) und SS400 (3 mm) hinsichtlich Rotations- und Translationsgeschwindigkeit und Eintauchtiefe des Pins. Bei höherer Rotationsgeschwindigkeit ebenso wie bei einer zu großen Eintauchtiefe des Pins bildeten sich festigkeitsbeeinträchtigende  $FeAl_3$ -Phasen.



### 3.2.1.3 Walzplattieren

Kalt-, Warm- und Laserinduktionswalzplattieren sind Verfahren des Schweißens im festen Zustand unterhalb der Rekristallisationstemperatur, wobei Umform- und Diffusionsprozesse getrennt voneinander ablaufen. Hierbei werden speziell vorbereitete Bleche in eine Walze eingeführt und zu einem untrennbaren Verbund verarbeitet.

Die Materialien werden oberflächlich behandelt und aufeinander gelegt. Anschließend werden diese der Walze zugeführt und als ein Stück wieder ausgegeben (Abbildung 3-7). Die Bindung erfolgt durch eine genügend hohe plastische Deformation der Metalle und der Annäherung der Metallflächen auf interatomaren Abstand, sodass anziehende Kräfte zum Tragen kommen [43].

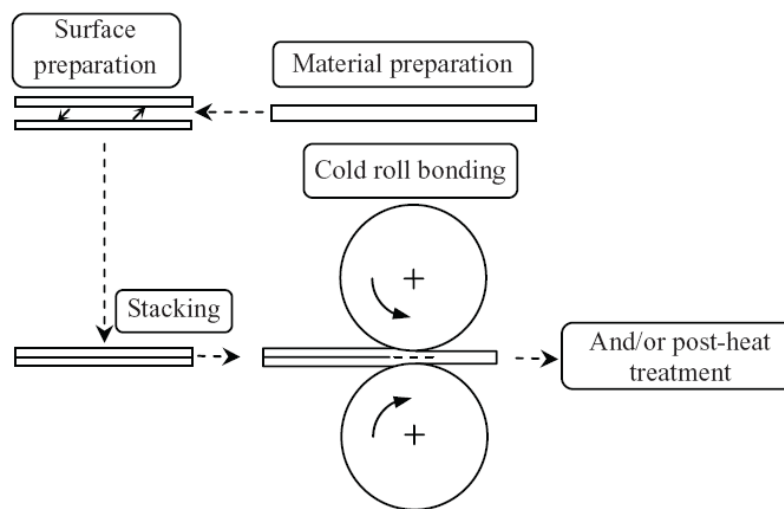


Abbildung 3-7 Prozess des Walzplattierens [44]

Zur Gewährleistung einer haltbaren Verbindung sind verschiedene grundlegende Parameter zu berücksichtigen: das Metall selbst und dessen Reinheit, die Gitterstruktur des Materials, die Oberflächenvorbereitung, die Deformation im Walzspalt und der damit aufgebrachte Druck, die Zeit (Kontaktdauer), die Geometrie der Deformationszone und Wärmebehandlungen (vor und/oder nach dem Walzvorgang). Unabhängige Parameter sind die Reduktion der Dicke und die Walztemperatur.

Die Vorbereitung der Metalloberfläche ist notwendig, um Grenzschichten der Metalle zu entfernen bzw. aufzubrechen und so eine Haftung zwischen den zu verbindenden Materialien zu ermöglichen. Adsorbierte Gase (z.B. Sauerstoff, Wasserdampf) und andere Kontaminationen (z.B. Fett, Staub) müssen entfernt werden und die darunterliegende Oxidschicht, die die Bindungsfähigkeit sättigt und dadurch die Bildung eines Verbundes verhindert, muss aufgebrochen werden. Die Reinigung erfolgt mittels chemischer Lösungsmittel oder Säuren, z.B. durch ein Entfetten mit Aceton oder Trichlorethylen. Im Anschluss muss mittels Mattieren mit Stahldrahtbürsten eine spröde Schicht auf den Metalloberflächen erzeugt werden [45] [46] [47].

Diese Methode wird in der Literatur am häufigsten angewandt und zeigt die besten Ergebnisse bei Versuchen. Andere Methoden zur Aufbereitung der Oberfläche wurden von Clemensen et al. [47] untersucht und miteinander verglichen. Bürsten, elektrochemisches Nickelplattieren (matt und glänzend), chemisches Nickelplattieren, Anodisieren und Entfetten mit Aceton wurden einander gegenübergestellt. Es zeigt sich, dass die elektrochemische Nickelplattierung und Bürsten fast dieselben Resultate erzielen und die größte Haftfestigkeit aufweisen. Reines Entfetten ist am wenigsten zielführend.

Zeitnah zur Oberflächenbehandlung muss gewalzt werden, um zusätzliche Kontaminationen zu vermindern bzw. zu verhindern. Zur Vermeidung einer Scherung der Metallstreifen im Walzspalt werden diese häufig noch durch die Setzung von Nieten an den Ecken oder einer Umwicklung mit Draht miteinander verbunden. Zwischen der Probenpräparation und dem eigentlichen Walzvorgang sollten nicht mehr als 120 Sekunden liegen. Experimente [48] zur Exposition von Proben an Luft zeigten, dass die Haftfestigkeit innerhalb der ersten 15 Minuten abnimmt, danach für die Dauer eines Tages ungefähr konstant bleibt und anschließend weiter stetig abnimmt.

Der zukünftige Metallverbund wird in den Walzspalt eingeführt und gedehnt. Die steigende plastische Deformation und Druck führen zu einer Verlängerung der Metallstreifen und zu einem zusammenhängenden Aufbrechen der durch Bürsten entstandenen spröden Oberfläche. Das darunterliegende „jungfräuliche“ Material wird freigelegt und durch die sich weitenden Risse (normal zur Walzrichtung) extrudiert. Die Größe und Anzahl von Rissen und Spalten nimmt mit steigender Dickenreduktion zu.

Die neuen unter Luftabschluss entstandenen nicht kontaminierten hochreaktiven Metallflächen der zu verbindenden gegenüberliegenden Materialien treffen aufeinander und formen eine metallische Bindung (Abbildung 3-8).

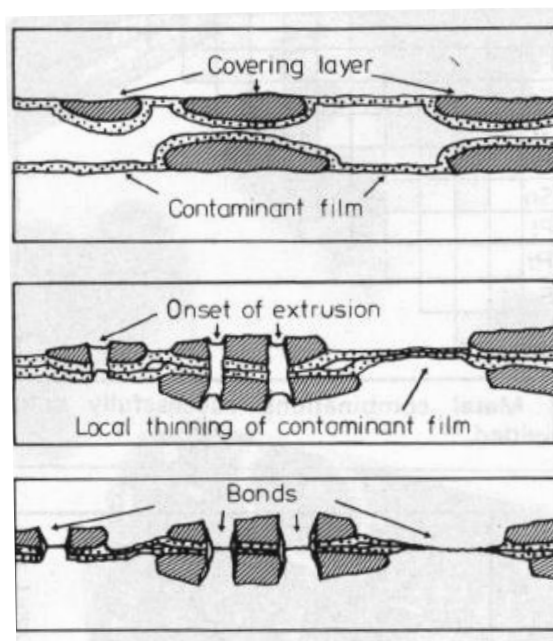


Abbildung 3-8 Bindungsmechanismus der Oberflächen [43]

Erst wenn ein bestimmter Schwellenwert überschritten wird, kommt es zu einer haftenden Bindung. Der dafür verantwortliche Parameter ist der Grad der Deformation (Schwellendeformation) bzw. die Vergrößerung der Oberfläche. Der Schwellenwert - die Dickenreduktion - ist von Metall zu Metall verschieden. Je nach Materialkombination schwankt sie zwischen 10 und 70% [49].

Die resultierende Haftfestigkeit steigt stark mit dem Grad der Deformation und erreicht ein Plateau in Übereinstimmung mit der Festigkeit des schwächeren Basismetalls. Die maximale theoretische Festigkeit (entspricht der geschaffenen metallischen Fläche pro Einheit mal der Stärke der Bindung) wird nur erreicht, wenn die Reduktion die Schwellendeformation stark übersteigt. Je größer die Deformation, desto größer auch das Gebiet für eine potentielle Bindung und die Verbindungszone. Bei geringen Deformationen ist nur eine schlechte Bindung möglich. Durch eine niedrigere Anzahl von Rissen in der Kontaktzone ist auch nur ein kleinerer Anteil an frischer Metalloberfläche für eine Bindung vorhanden. Wenn der Schwellenwert nicht überschritten wird, kommt es auch zu keiner Bindung auf Grund des Fehlens von Oberflächenrissen [48].

Nach dem Verlassen des Walzspaltes sollte ein fester Metallverbund vorliegen. Ein weiterer Faktor, der Einfluss auf eine steigende Schwellendeformation hat, ist ein steigender Schmelzpunkt sowie die Härte. Die Schwellendeformation sinkt mit steigender Temperatur, und eine Verbindung der metallischen Zonen wird verbessert. Ein damit verbundener grundlegender Parameter ist die Vergrößerung der Oberfläche (Zuwachs in gesamter Bindungsfläche). Diese steigt linear mit der Deformation. Die Haftung der beiden Materialien ist aber auch abhängig vom Vorhandensein adsorbierter Schichten und Verunreinigungen. Diese sind genügend mobil, um die neuen Metallgebiete zu kontaminieren und damit die Haftfestigkeit reduzieren. Allerdings ist auch ein Aufbrechen der Grenzschicht nötig, um eine Extrusion darunterliegender Metalle zu ermöglichen [43].

Zur Verbesserung der Bindung der Metalle ist eine Wärmebehandlung vor oder nach dem Walzen sinnvoll. Eine Behandlung vor dem Walzvorgang verringert die Haftfestigkeit zwischen Streifen und Oxidschicht und erleichtert somit das Aufbrechen der Oberflächenschicht. Dadurch wird mehr Material extrudiert, die Formung eines Kontaktbereichs wird erleichtert und eine stärkere Bindung wird erzielt. Mehr Atome besitzen jene Aktivierungsenergie, die nötig ist um eine Verbindung zu formen, sodass der benötigte Schwellenwert für das Überwinden der Energiebarriere niedriger ist [50]. Eine Wärmebehandlung im direkten Anschluss aktiviert Umordnungsprozesse auf atomarer Ebene in den Bindeebenen. Noch unvollständige und nur teilweise haftende Schichten werden in eine untrennbare dauerhafte Verbindung umgewandelt. Außerdem wird die Haftfestigkeit erhöht und Eigenspannungen zwischen den verbundenen Materialien reduziert bzw. abgebaut.

Die Problematik der Wärmebehandlung liegt im Wachstum von spröden intermetallischen Phasen, die mit steigender Glühdauer in der Breite zunehmen und eine dauerhafte Bindung der zwei Metalle zerstören können. Außerdem sinken Leitfähigkeit und Haftfestigkeit mit dem Wachstum der intermetallischen Schicht [44].

Auch die Walzgeschwindigkeit und der Druck (Walzgeometrie) haben Einfluss auf die Haftfestigkeit, die durch die Scherfestigkeit des schwächeren Plattierpartners limitiert ist. Die Scherfestigkeit sowie die Haftfestigkeit verringern sich, wenn die Geschwindigkeit ansteigt, da nur eine geringere Kontaktzeit möglich ist und dies in einer ungenügenden Extrusion von Material resultiert. Eine transversale Walzrichtung verringert die Haftfestigkeit. Die Verbindung wird durch eine niedrige Walzgeschwindigkeit und einer Walze mit großem Durchmesser gefördert [48].

Der theoretische Prozess des Walzplattierens beruht auf 4 Hypothesen [50] [51] [52]: „energy barrier“, „film theory“, „diffusion bonding“, „joint recrystallization“.

Eine **Energiebarriere**, d.h. der damit verbundene Deformationsschwellenwert [46], muss überwunden werden, bevor sich frische reine Flächen verbinden können. Die Neuordnung der Oberflächenatome für eine Grenzflächenkonfiguration und die Zerstreuung von Oberflächenkontaminationen stellen eine Barriere dar, die überwunden werden muss. Zusätzliche Energie wird aus der thermischen Energie gewonnen, die während der Deformation erzeugt wird, um eine Atom-Atom-Bindung zu ermöglichen. Auch eine höhere Walztemperatur, durch eine dadurch bedingte Erhöhung der thermischen Energie, erleichtert die Überwindung der Barriere. Der Schwellenwert wird verringert. Bei steigender Walztemperatur sinkt die Fließspannung der Metalle, dadurch steigt die Duktilität und Formbarkeit der reinen Schichten und die Aktivierungsenergie sinkt. Die Aktivierungsenergie ist stark abhängig von den Eigenschaften der miteinander kombinierten Materialien, wobei diese wiederum stark temperaturabhängig sind (Schmelztemperatur). Bei höheren Temperaturen kann es auch zu einer Rekristallisation kommen, die neue spannungsfreie Körner erzeugt und zu einer Entfestigung des Werkstoffs führt. Aus diesen Gründen ist auch eine sehr starke Bindung durch Warmwalzplattieren erzielbar. Die theoretische Haftfestigkeit erreicht die Scherfestigkeit im Fall einer unendlich hohen Temperatur.

Während des Walzens mit Deformationen oberhalb der Schwellendeformation kommt es zum Aufbrechen der gegenüberliegenden spröden Oberflächen durch die Längung des Metalls und zur anschließenden Extrusion darunterliegenden Metalls durch sich weitende Risse an beiden Grenzflächen. Es entsteht eine metallische Bindung zwischen den Oberflächen, die innerhalb interatomarer Abstände angenähert werden. Die atomare Bindung nach der „**film theory**“ [48] [50][52][53][54] findet statt, wenn die Kontaktflächen aus harten vergleichsweise spröden Schichten, dem „film“, bestehen, und die relative Bewegung zwischen den Schichten beschränkt ist.

Das Auftreten von **Diffusion** ist abhängig von der Zeit und der Atombewegung und damit auch ein thermisch aktivierter Prozess. Die Oxidschicht wirkt als Barriere. Eine dünne Oxidschicht bricht in kleine Fragmente auf, diese fusionieren in das Grundmaterial, sodass ein vollständiger Kontakt möglich ist. Dieser Prozess kann durch Wärme unterstützt werden. Die Atome sind mobiler und können leichter diffundieren und somit die Haftfestigkeit steigern [55]. Eine Bindung allein durch Diffusion („Diffusion bonding“) ohne eine vorangegangene mechanische Verbindung ist schwierig. Die Diffusion beruht auf dem Zwischengittermechanismus, dem Leerstellenmechanismus und dem Austauschmechanismus [56].

Auch die **Rekristallisation** [56] stellt einen Mechanismus für die Verbindung im festen Zustand dar. Die für die Verbindung erforderliche Temperatur ist die minimale Rekristallisationstemperatur von etwa 40% der Schmelztemperatur, bei der auch die Streckgrenze signifikant erniedrigt ist.

Das **Kaltwalzplattieren** bietet gegenüber den anderen beiden Verfahren den Vorteil, dass während des Walzvorganges keine Temperatureinwirkung von außen stattfindet. Allerdings ist auch hier die zu erzielende atomare Bindung zwischen den Fügepartnern ein Schlüsselfaktor bei der Verbindungsherstellung [43] [45].

Bei Vaidyanath et al. [48] waren die Oberflächenunebenheiten nur schwer zu deformieren, gekerbte Bleche sollten Abhilfe schaffen. Die rauere Oberfläche der Metalle kann in die weicheren Gebiete eindringen und es kommt somit in weiterer Folge zu einem vollständigem globalen Kontakt der Flächen. Yan und Lenard [57] führten eine Wärmebehandlung vor dem Walzen durch, um so die Deformation der Unebenheiten zu verbessern und die Kontaktzone zu vergrößern.

Damit sich das Bimetall nicht nach Verlassen des Walzspaltes durch eine ungleichmäßige Deformation krümmt [58], wird eine asymmetrische Geschwindigkeit der Walzen eingestellt. Die Ungleichmäßigkeit in der Verteilung des Gesamtverzugs wird reduziert und als Ergebnis wird ein gerader Bimetallstreifen erhalten. In einer Gegenüberstellung von konventionellem Walzen und CSCR (Walzen mit asymmetrischer Walzengeschwindigkeiten) stellten Pan et al. [54] fest, dass bei Anwendung von CSCR gleiche Festigkeit trotz geringerem Walzdrucks und damit auch weniger Oberflächenrisse zu erreichen war.

Bei der Materialpaarung verschiedener Werkstoffe bzw. nicht artgleicher Metalle gibt es auch auf Grund der Gitterstruktur ein unterschiedliches Bindeverhalten ([54], [59]). Hexagonale Kristallstrukturen haben im Vergleich zu kubischen minderwertige Schweiß Eigenschaften. Sie besitzen eine höhere Schwellendeformation und erreichen eine niedrigere maximale Festigkeit. Die Oxidschichten brechen unabhängig voneinander auf, jedoch bei kubischen Kristallstrukturen findet ein zusammenhängendes Aufbrechen statt. Dies verhindert eine Bindung über einen größeren Bereich des durch plastische Verformung verlängerten Werkstücks. Bei einer Verbindung von Aluminium mit Stahl entstehen Oberflächenrisse auch bei geringen Reduktionen, diese weiten sich und es kommt im Anschluss daran zu einer metallischen Bindung. Kupfer und Stahl folgen einem anderen Mechanismus. Hierbei bildet sich eine Netzwerkstruktur in den Rissen des Stahls mit steigender Reduktion. Eine Verbindung von Stahl und Edelstahl bildet kein extrudiertes frisches Material.

Danesh Manesh und Karimi Taheri ([49], [60]) unterzogen dreilagige Aluminium-Stahl-Bleche (Al 1050 0.5mm/ ST 37 1mm/Al) nach dem Walzprozess einer Wärmebehandlung. Es zeigte sich, dass abhängig von Dauer und Temperatur eine Steigerung oder Reduzierung der Festigkeit und der Plastizität eintrat. Das beste Ergebnis wurde bei 450°C und 16 h erreicht. Je höher die Temperatur, desto dicker wurden auch die intermetallischen Phasen. Ein untersuchter dreilagiger Al 1050/ST 12/Al 1050-Verbund [51] erreichte eine maximale Schälfestigkeit von etwa 11 N/mm.

**Warmwalzplattieren** ist ein gängiges Verfahren zur Herstellung von Sandwichblechen insbesondere für die Automobilindustrie. Hierzu werden die Walzen beheizt. Auch beim Warmwalzen beeinflussen die Hauptfaktoren Oberflächenvorbereitung und Wärmebehandlung vor und/oder nach dem Walzen die Festigkeit der Verbindung. Buchner et al. [61] fügten 2 mm starkes 6000er Aluminium und 2.5 mm IF-Stahl bei einer Walztemperatur von 130°C mit 3.9 m/min und einer Reduktion von 45%. Es zeigte sich, dass gebürstete Oberflächen doppelte Festigkeitswerte gegenüber entfetteten Blechen erreichten, wobei die Bürstrichtung keine Rolle spielte. Wenn nur das Stahlblech vorgewärmt wurde, resultierte dies in einem Anstieg der Bindungsfestigkeit im Gegensatz zur Vorwärmung beider Bleche oder nur des Aluminiumblechs. Außerdem konnte eine zusätzliche Festigkeitssteigerung durch eine Wärmenachbehandlung erreicht werden.

**Akkumulatives Walzplattieren** (“**accumulative roll bonding**“, **ARB**) gehört zur Verfahrensgruppe des Walzplattierens [62]. Hierbei werden die zu fügenden Materialien gestapelt und gewalzt. Danach wird der Metallstreifen halbiert und wiederum aufeinandergelegt und gewalzt. Dieser Vorgang wird so oft wiederholt wie es benötigt wird. Diese Methode dient der Kornfeinung, um eine Festigkeitssteigerung zu erreichen.

**Laserinduktionswalzplattieren** ist eine Methode, die für schwer verschweißbare Materialkombinationen entwickelt wurde. Hierbei wird Walzplattieren mit dem gleichzeitigen Einsatz eines Lasers als Wärmequelle kombiniert. Die in Bandform vorliegenden Fügepartner werden vor dem Einlauf in den Walzstock induktiv erwärmt und auf eine Temperatur von 40-80% der Schmelztemperatur gebracht. Parallel dazu erhitzt ein direkt in den Walzspalt zielender Laser die zu fügenden Kontaktflächen (beide Innenseiten) unter Schutzgasatmosphäre [63]. Es kommt so zu einer geringen Gesamtumformung, die aber zur Ausbildung einer gut haftenden metallischen Bindung ausreicht.

Kutsuna et al. [64] richteten den Laserstrahl auf den über dem Aluminium angeordneten Stahl. Die vom Stahl nur teilweise absorbierte Wärme brachte das Al oberflächlich zum Schmelzen, dieses benetzte die Oberfläche des Stahls und führte so bei einer minimal dicken Zwischenschicht zu einem Verbundmaterial von höherer Duktilität als sonst. Das Erhitzen mittels Laser brachte höhere Energiedichte, einen schnellen Aufheiz- und Abkühlvorgang und minimierte so die Zeitspanne für die Diffusion des Eisens in das Aluminium. Die Stärke der spröden Zwischenschicht war reduziert. Es wurden auf der Aluminiumseite  $\text{FeAl}_3$  und  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  gebildet und auf der Stahlseite die duktilen Intermetalle  $\text{FeAl}$  und  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . Somit konnte die Festigkeit der Verbindung verbessert werden. Rathod und Kutsuna [20] versuchten ebenfalls die Zeit für das Schmelzen des Al und die Diffusionszeitkurz zu halten. Sie erhielten eine dünne Zwischenschicht, die über 1200°C die Bildung von eisenreichen Verbindungen ( $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ) förderte, aus sowohl spröden aluminiumreichen und duktilen eisenreichen Intermetallen. Es konnte eine Scherfestigkeit von etwa 55 MPa mit einem Versagen in der Verbindungszone erzielt werden.

### 3.2.1.4 Sprengplattieren

Sprengplattieren oder Explosionsschweißen [28] ist ein industrieller Schweißprozess, der erstmals im zweiten Weltkrieg bei Bomben, die in Metallobjekte eingeschlagen waren, beobachtet wurde. Zwei Metallplatten (eine Basis- oder Ziel-Platte und eine Flug- oder Auflage-Platte mit etwa ein Drittel der Stärke der Basisplatte) werden parallel zueinander in einem bestimmten, möglichst kleinen Abstand platziert. Die obere (Flug-)Platte ist mit einem Explosionsmedium belegt. Art und Zusammensetzung des Sprengstoffs richtet sich nach der für eine metallische Bindung erforderlichen Energiefreisetzung und Detonationsrate. Diese ist abhängig von Material und Dicke der Platten, die für die Basisplatte bis zu einen Meter betragen kann [65].

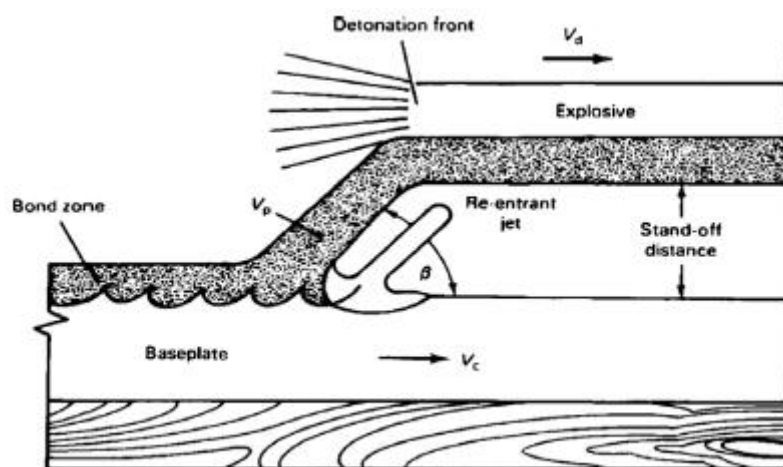


Abbildung 3-9 Schema des Explosionsschweißens [66]

Zwischen den Platten können Zwischenschichten (z.B. Silber [67], Reinaluminium [68] oder Kupfer [69]) eingebracht werden, die eine Bindung ermöglichen und die Eigenschaften der Fügezone verbessern. Bei Zündung des Sprengstoffs wird durch die Druckwelle der fortlaufenden Detonationsfront die Flugplatte zur Basisplatte hin beschleunigt (mit etwa 100 m/s). Am Kollisionspunkt werden die Materialien durch den hohen lokalen Druck plastisch verformt, sodass Oxide auf der Oberfläche aufgebrochen werden und ein Luftstrom entsteht. Oberflächliche Verunreinigungen und Oxidschichten werden in diesem Sog mitgerissen und entfernt. Aufgrund des schnellen Ablaufs kommt es trotz Erhitzung zu praktisch keiner Wärmeübertragung in das Fügematerial. Es entsteht eine wellenförmige Verbindungszone von geringer Durchmischung.

Spezielle Explosionsschweißverfahren für Stahl-Aluminium-Verbindungen wurden ab den 1950er Jahren entwickelt und unter dem Namen Detacouple® 1962 von DuPont patentiert [70]. Für Verbindungen vornehmlich im Schiffsbau und der Off-Shore-Technik werden vorgefertigte Aluminium-Stahl-Platten mit einer Reinaluminium-Zwischenschicht unter dem Markennamen TRICLAD® [2] in Dicken vom 20 mm aufwärts mit Scherfestigkeiten von etwa 88 MPa und Zugfestigkeiten von etwa 120 MPa angeboten. Ein ähnlicher auf dem Markt erhältlicher

Werkstoff ist TRIPLATE® [68]. Tricarico und Spina [71] analysierten TRICLAD® ASTM A516 /Al 1050/Al 5083 nach verschiedenen Wärmebehandlungen. Die Härte der Intermetalle sank mit steigender Temperatur ( $>300^{\circ}\text{C}$ ) und die mechanische Festigkeit fiel ebenfalls ab. Bei TRIPLATE® konstatierte Buijss die Bildung von intermetallischen Phasen ( $\text{AlFe}_3$ ) bei Temperaturen von über  $315^{\circ}\text{C}$ . Diese beeinflussten die mechanischen und elektrischen Eigenschaften. Zur Einschränkung dieses Effekts kann eine Zwischenschicht aus Titan eingebracht werden, die aber die Herstellkosten erhöht.

Benák et al. [72] erzeugten Aluminium (15 mm)-austenitischer CrNi-Stahl (1 mm)-Bimetallstreifen. An den Grenzflächen konnten intermetallische Phasen von  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  und  $\text{FeAl}$  festgestellt werden. Vivek und Oberoi [69] konnten eine haltbare Verbindung zwischen der Aluminiumlegierung 2219 in 12 mm Dicke und rostfreiem Stahl 304, 3 mm stark, herstellen, indem sie in einem zweistufigen Explosionsschweißprozess zuerst die Aluminiumplatte mit einer 2 mm starken Zwischenplatte aus Kupfer und danach diesen Verbund mit der Stahlplatte fügten.

### 3.2.1.5 Elektromagnetische Pulstechnologie (EMPT)

Magnetimpulsschweißen, ist ein stoffschlüssiges Verbindungsverfahren, das elektromagnetische Kräfte zur Vereinigung von Werkstoffen verwendet. Diese Technologie wird seit 1969 für Rohre eingesetzt.

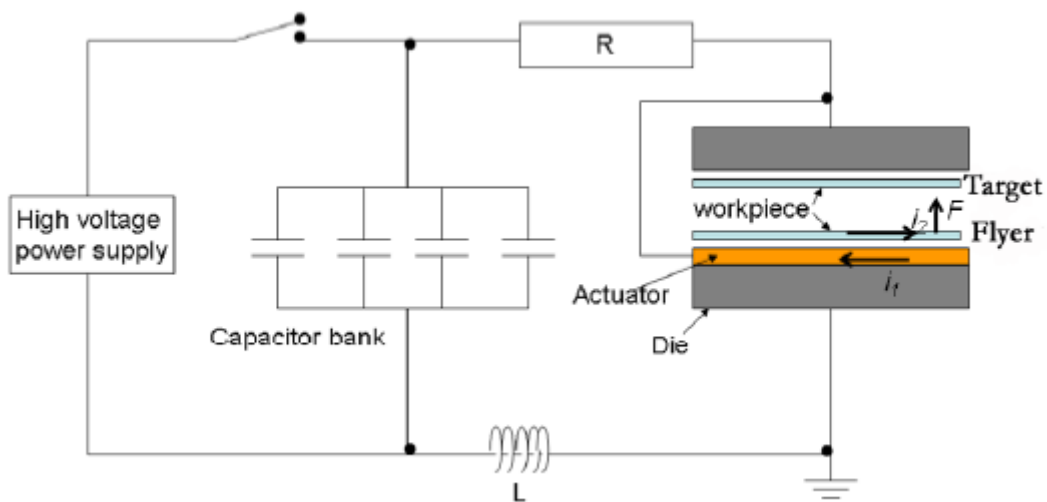


Abbildung 3-10 Aufbau einer Magnetimpulsschweißanlage [73]

Analog zum Explosionsschweißen werden die zu fügenden Bleche in einem kleinen Winkel zueinander angeordnet. Beim elektromagnetischen Pulsfügen (Aufbau siehe Abbildung 3-10) wird allerdings zur Beschleunigung der Flugplatte zum Fügepartner eine elektromagnetische Kraft ausgenutzt. Ein durch eine stromdurchflossene Spule erzeugtes Magnetfeld induziert Wirbelströme auf der Werkstückoberfläche. Diese Wirbelströme bewirken die Ausbildung eines



abstoßenden Magnetfeldes, Spulenstrom und Wirbelströme am Werkstück stoßen sich ab. Wenn das Magnetfeld groß genug ist, kann die Streckgrenze überwunden werden und es kommt zur plastischen Deformation in Form einer Ausbeulung eines der Bleche (siehe Ablauf in Abbildung 3-11). Dieses wird mit hoher Geschwindigkeit auf das stationäre Gegenblech beschleunigt. Im Aufprallbereich wird die Oxidschicht aufgebrochen und durch zwischen den Blechen befindliche Luft ausgetrieben. Die nun reinen Oberflächen sind hoch reaktiv, sodass es zur Formung einer haltbaren metallischen Bindung kommt [9].

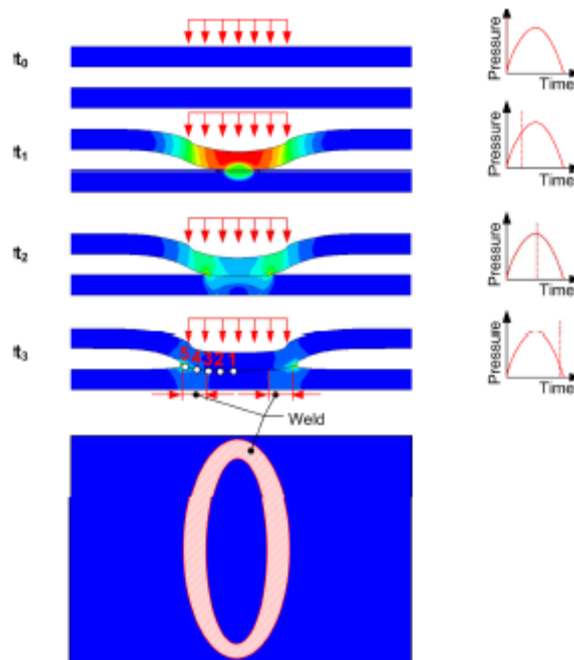


Abbildung 3-11 Ablauf des Magnetimpulsschweißens [74]

Zu den Vorteilen dieses Verfahrens zählt, dass es sich um einen Prozess mit geringer Wärmeeinbringung in das Material handelt, was mit geringem Verzug und minimaler Gefügeumwandlung verbunden ist. Es bietet dadurch eine gute Möglichkeit zur Verbindung von artfremden Materialien, weder Schweißzusatz noch Schutzgas sind zur Schaffung einer Verbindung notwendig. Magnetisches Pulsfügen zeichnet sich aus durch eine hohe Verbindungsgeschwindigkeit und geringe Umweltbelastung (z.B. niedriger Lärmpegel), und es ist eine einfache Automatisierung des Prozesses möglich [66]. Da hohe elektrische Leitfähigkeit der Partner eine Grundvoraussetzung ist, wird das Verfahren meist für Verbindungen von Aluminium mit Kupfer benutzt.

Aizawa et al. [75] haben dieses Verfahren zur Verbindung von Stahl und Aluminium (Überlappverbindungen in jeweils 1 mm Stärke) angewendet und festgestellt, dass ein Versagen der Werkstoffverbindung im schwächeren Material und somit außerhalb der Schweißzone auftritt.

### 3.2.1.6 Ultraschallschweißen

Beim Ultraschallschweißen ([76], Abbildung 3-12) wird die Verbindung zwischen den Fügepartnern durch gleichzeitige hochfrequente Vibrationen und Gegeneinanderpressen erreicht. Ursprünglich wurde das Verfahren für die Verbindung von Thermoplasten entwickelt, findet aber auch bei verschiedenen Metallkombinationen [77] Anwendung.

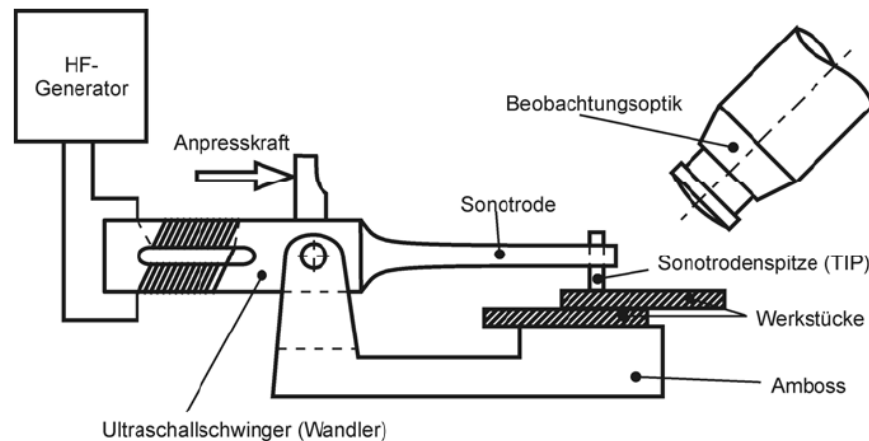


Abbildung 3-12 Schema Ultraschallschweißen [28]

In die übereinander angeordneten Füge Teile werden mechanische Schwingungen eingeleitet, gleichzeitig wird ein bestimmter Anpressdruck aufgebracht. Durch die Vibrationen werden die oberflächlichen Oxidschichten aufgebrochen und durch die entstehende Wärme das Material soweit plastifiziert, dass durch den aufbrachten Druck einer Verbindung zustande kommen kann [9]. Die Hitze einwirkung ist lokal beschränkt. Das Verfahren ist allerdings nur für den Dün nblechbereich geeignet [76].

Watanabe et al. [78] fügten Stahl SS400 (0.8 mm dick) und Aluminium 5052 (1.2 mm dick) unter Verwendung einer Zwischenschicht von Reinaluminium (ebenfalls 1.2 mm Stärke, zum Zweck der Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit). Sie beobachteten eine Korrelation der Werkstücktemperatur zum Anpressdruck. Die optimale Schweißdauer betrug dabei 2.5 Sekunden, wobei die höchste Festigkeit festgestellt wurde. Ebenso konnten intermetallische Phasen ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ) in der Verbindungszone erst bei längerer Schweißdauer (ab 3 Sekunden) nachgewiesen werden. Prangnell et al. [79] untersuchten Überlappnähte von Aluminium 6111 (0.93 mm stark) und DC04 (1 mm stark) wie in der Automobilindustrie angewendet. Es konnte ein Zusammenhang zwischen Schweißdauer und erzielter Verbindungsfestigkeit gefunden werden. Je länger die Schweißzeit und je höher die Wärmeeinwirkung, desto dicker waren die gebildeten Intermetalle  $\text{FeAl}_3$  mit großen  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ -Kristallen.

### 3.2.1.7 Widerstandsschweißen

Widerstandsschweißen ist eines der ältesten Schweißverfahren, hierbei wird die durch den elektrischen Widerstand beim Durchfließen der Fügepartner erzeugte Hitze zur stoffschlüssigen Verbindung derselben benutzt. Diese Verfahrensgruppe umfasst Punktschweißen, Presstumpfschweißen, Abbrennstumpfschweißen, Buckelschweißen und Rollennahtschweißen. Widerstandspunktschweißen (Abbildung 3-13) ist das gängigste Verfahren und wird meist für Überlappnähte an Blechen bis zu 3 mm Stärke verwendet [28] [76].

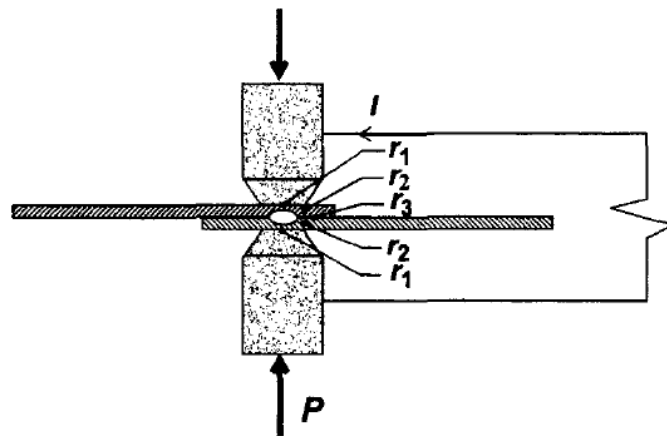


Abbildung 3-13 Schema Widerstandspunktschweißen [76]

Hohe Stromstärken und dadurch verbundene schnelle Erhitzung gewährleisten eine effiziente Ausnutzung der Energie zur Verbindung. Die lokale Beschränkung der Erwärmung führt auch zu einer geringeren Verformung. Ein Verbindung von Stahl und Aluminium ist auf Grund des unterschiedlichen thermischen Verhaltens, die dadurch begrenzte gegenseitige Löslichkeit und der damit einhergehenden Bildung intermetallischer Phasen schwierig.

Sun et al. [80] versuchten diese Problematik beim Verbinden von Aluminium 5182 (2 mm) und Stahl SAE 1008 (1.4 mm), mittels einer Zwischenlage - einem kaltwalzplattierten Aluminium-Stahl-Verbund (1 mm oder 1.5 mm Aluminium 1050 und Stahl) frei von intermetallischen Phasen – zu umgehen. Es entstanden beim Schweißvorgang Poren und Bindefehler durch Schrumpfspannungen und Wasserstoffeinschlüsse, ebenso wie ein großer intermetallischer Phasensaum mit steigender Schweißzeit. Schältests zeigten ein Versagen in der Zwischenlage. Die Festigkeit der Schweißverbindung war geringer als die einer Verbindung mit Stanznieten. Beyer [81] untersuchte Verbindungen von St38 (Dicke 1 mm, sowohl verzinkt als auch unverzinkt) und AlMg3 (Dicke 1 mm). Während des Schweißvorgangs schmolz das Aluminium an der Kontaktstelle, die Verbindung erfolgte durch Diffusion und mit Bildung spröder Intermetalle. Bei Verwendung des verzinkten Blechs war die Bildung der intermetallischen Phasen geringer und eine verbesserte Festigkeit feststellbar.

### 3.2.2 Verbinden durch Löten und im fest-flüssigen Zustand

Löten ist ein Verbindungsverfahren ([28], [9]), bei dem beide Grundwerkstoffe nicht aufgeschmolzen werden. Ein nicht artgleicher Zusatzwerkstoff (Lot) wird aufgeschmolzen, benetzt die Oberflächen und durch Diffusion an den Grenzflächen von Grundwerkstoff und Lot kommt eine Verbindung zustande. Durch Löten können auch artfremde Grundwerkstoffe wie Stahl und Aluminium miteinander verbunden werden [82].

Man unterscheidet zwischen Weichlöten (Schmelztemperatur des Lotes bis 450°C), Hartlöten (Schmelztemperatur des Lotes über 450°C) und Hochtemperaturlöten (Löten unter Schutzgasatmosphäre oder im Vakuum). Das Lot ist üblicherweise ein auf den Grundwerkstoff abgestimmter metallischer Werkstoff. Zusätzlich wird zumeist ein nichtmetallisches Flussmittel zur Aktivierung der Oberfläche (Beseitigung von Oxiden auf der Oberfläche und Behinderung deren Neubildung) eingesetzt, damit es zu einer Lotbenetzung kommen kann. Das Flussmittel muss sowohl auf den Grundwerkstoff als auch auf das Lot abgestimmt sein.

Beim Verbinden im fest-flüssigen Zustand wird nur ein Fügepartner aufgeschmolzen d. h. bis über die Liquidustemperatur erhitzt, der andere verbleibt im festen Zustand und wird dabei lediglich erwärmt. Das unterschiedliche Temperaturverhalten der Werkstoffe Stahl und Aluminium, insbesondere der niedrigere Schmelzpunkt von Aluminium, führt dazu, dass bei größerer Einbringung von Wärme Aluminium in den schmelzflüssigen Zustand übergeht und Stahl in seiner Form erhalten bleibt. Somit ergeben sich bei dieser Mischverbindung ein Schweißvorgang auf der Aluminiumseite und ein Lötprozess am Stahl.

Beim Ofenhartlöten von Reinaluminium, 4 mm dick, und Edelstahl X2CrNi 18 9, 2 mm stark, mit Al-Si-Lötzusatz konnten Roulin et al. [83] zwei intermetallische Phasen nachweisen. Die erste,  $\text{FeSiAl}_5$ , entstand bereits am Anfang des Prozesses zwischen dem Stahlfügepartner und dem Zusatzmaterial, der zweite intermetallische Phasensaum,  $\text{FeAl}_3$ , nach 10 minütigem Glühen bei Löttemperatur. Diese Zeitspanne wurde auch als optimal für die Festigkeit mit einer Scherfestigkeit von 21 MPa bestimmt.

Füssel und Jüttner [84] beobachteten beim Metall-Inertgaslöten von Überlappverbindungen von ZStE260 (2 mm) und  $\text{AlMg}_0.4\text{Si}1.2$  (1 und 1.5 mm) trotz guter statischer Festigkeiten ein Versagen der Verbindung bei Scherbeanspruchung am Aluminium-Fügepartner.

Reisgen et al. [85] untersuchten elektronenstrahlgeschweißte Verbindungen von DC05 (2 mm) und AW-5754 ( $\text{AlMg}_3$ ; 2 mm) am Stumpfstoß. Mit höherer Vorheiztemperatur der Werkstoffe stieg auch die Dicke der intermetallischen Phasen (durchschnittlich 2.3  $\mu\text{m}$ ). Auf der Stahlseite manifestierte sich  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ , auf der Aluminiumseite  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ . Die Verbindung erreichte eine maximale Zugfestigkeit von 200 MPa.

Bartout und Süleymanov [86] stellten bei der Analyse von MIG-/MAG-impulsgeschweißten Aluminium-Stahl-Überlappverbindungen (CrNi-Stahl und  $\text{AlMg}_9$  in 5 mm) fest, dass der Aluminiumteil immer aufgeschmolzen, Stahl jedoch nicht oder nur gering angeschmolzen wurde. Bei Verwendung von Kupferbasis-Massivdraht als Zusatz und einem niedrigen Impulsstrom entstanden Spritzer, vermehrt Risse, Poren und dicke sehr spröde intermetallische

Phasensäume ( $\text{Cu}_2\text{Al}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Al}_2$ ,  $\text{CuMg}$ ). Park, H.J. et al. [87] fügten mittels Impulsschweißen Stahl SPRC440 (1.4 mm) und Aluminium 6K21 (1.6 mm) im Überlappstoß mit 4043-Aluminiumdraht als Zusatz. Mit steigender Pulsfrequenz entstand eine dünne intermetallische Schicht bestehend aus  $\text{FeAl}_3$  und  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , ebenso stiegen die Spaltüberbrückbarkeit und die Zugfestigkeit auf 173 MPa an.

Brockmann et al. [18] benutzten einen Nd:YAG-Laser zum Fügen von  $\text{AlMg1SiCu}$  und St1203 und stellten fest, dass zur Erreichung der notwendigen Festigkeit die intermetallischen Phasen eine maximale Dicke von 10  $\mu\text{m}$  aufweisen sollten. Auf der Aluminiumseite war  $\text{FeAl}_3$  und bei Stahl  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  erkennbar. Versagen trat immer im Aluminium-Grundmaterial auf. Thomy et al. [88] beobachteten beim Stumpfstoßschweißen nicht nur wellige intermetallische Phasensäume in Dicken von 2-3  $\mu\text{m}$ , sondern auch an der Stirnfläche einen dickeren (6  $\mu\text{m}$ ) intermetallischen Bereich mit nadelförmig in das Aluminium gewachsenen Strukturen (durch die dort geringere Abkühlrate). Wagner et al. [89] untersuchten die Phasenbildung von St14-AA6xxx-Fügestellen beim Laserschweißen. In Abhängigkeit vom Aluminiumanteil in der Schmelze entstanden  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  oder  $\text{FeAl}_3$ . Eine Zugfestigkeit von 170 MPa konnte erreicht werden. Radschiet et al. [90] untersuchten Überlapp-Lötverbindungen von Stahl und Aluminium (St12/ $\text{AlMg1SiCu}$ , 1 mm Blechdicke) die mittels Nd:YAG-Laser hergestellt wurden. Aufgrund der örtlich begrenzten Wärmeeinbringung war die Diffusionszone sehr schmal, wies intermetallische Phasen nur in einem unkritischen Ausmaß im Lötgefüge auf, und die Verbindung war daher von ausreichender Qualität.

Laukant et al. ([91],[92]) benutzen flussmittelfreies Laserstrahllöten zur Verbindung von Aluminium mit verzinkten Stahlblechen. Beim Überlappstoß und Kehlnähten von DC04 beziehungsweise DX56D+Z140 (0.9 mm) und AA6016 (1.1 mm) mit einem Nd:YAG-Laser bildeten sich intermetallische Phasen in Größenordnungen von 5  $\mu\text{m}$  (unterhalb der kritischen Größe von 10  $\mu\text{m}$ ) aus. Mit Hilfe der dualen Laserstrahltechnologie (Schweißen der Aluminiumseite, Löten der Stahlseite) war eine bessere Kontrolle des Schmelzflusses gegeben und die Verbindungen zeigten höhere Duktilität. Auch Vrenken et al. [93] erzielten beim flussmittelfreien Laserlöten von DP600/BH180GI (0.7 mm) und 6016/5182 (1.15 mm) Festigkeiten um 200 N/mm<sup>2</sup> (90% der Stahlfestigkeit) mit intermetallischen Schichten unter 1  $\mu\text{m}$ .

Qin et al. [94] kombinierten Nd:YAG-Laserlöten und MIG zum Verbinden von 5A02-Aluminium 1.2 mm mit galvanisch verzinktem Stahl 1.5 mm, wobei der Laser die Aufgabe hatte den Stahl vorzuwärmen. Es konnten Festigkeiten bis zu 152.6 MPa erzielt werden, Eisen-Aluminium-Phasen bildeten sich im Lötsum.

Der CMT-Prozess („Cold Metal Transfer“), 2002 in Österreich von der Firma Fronius entwickelt, ist ein „kaltes“ Metallschutzgasverfahren, das durch eine kontrollierte oszillierende Bewegung der Drahtelektrode (Abbildung 3-14) weniger Energie in das Werkstück einbringt als herkömmliche Verfahren [95].

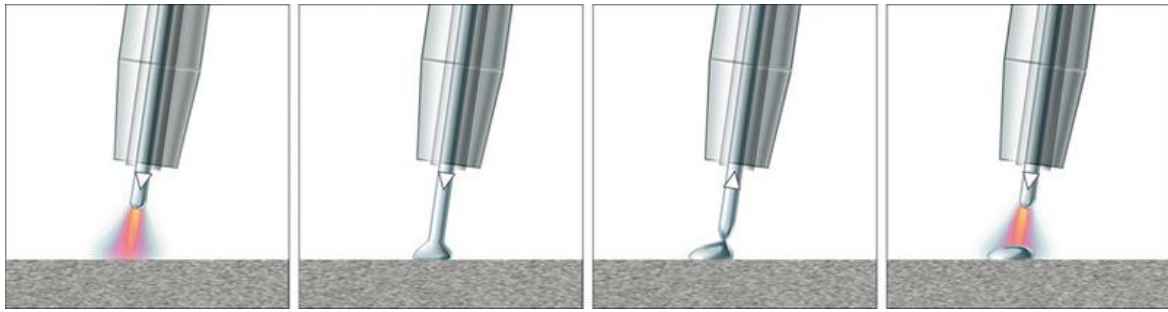


Abbildung 3-14 Drahtbewegung [95]

Während des Schweißens bewegt sich der Draht vorwärts. Sobald es zum Kurzschluss kommt, wird der Draht zurückgezogen. Während der kurzen Brennzeit des Lichtbogens wird nur kurz Wärme eingebracht und durch das Rückziehen des Drahtes die Tropfenablösung unterstützt. Somit ist nicht nur ein geringer Wärmeeintrag in den Werkstoff, sondern auch ein nahezu spritzerfreier Werkstoffübergang ermöglicht.

Diese Vorteile erlauben ein Verbinden von Stahl und Aluminium mit Hilfe eines geeigneten Schweißzusatzes - es kommt zu einem Lötvorgang an der Stahlseite und einem Schweißvorgang auf der Aluminiumseite (Abbildung 3-15).

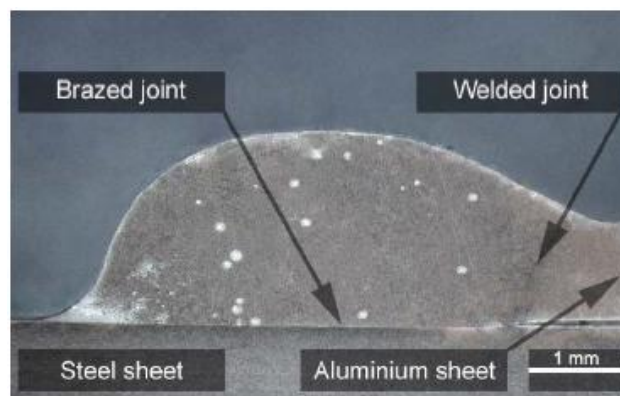


Abbildung 3-15 CMT-Löt-Schweißnaht von Stahl und Aluminium [96]

Damit ein Lötvorgang möglich ist, muss ein Flussmittel verwendet werden. Für eine Verbindung zwischen Stahl und Aluminium mittels CMT muss das Stahlblech daher verzinkt sein, wobei die Verzinkung die Aufgabe des Flussmittels übernimmt.

CMT wird hauptsächlich in der Automobilindustrie angewandt. Franc [96] untersuchte CMT-geschweißte Stahl-Aluminium-Überlappverbindungen (DX51 Z140 1 mm - AW6082 1 mm). Ein Verdampfen der Zinkschicht resultierte in Poren, ebenso war in der Verbindungszone ein intermetallischer Phasensaum mit einer Dicke von 2-3  $\mu\text{m}$  nachweisbar.

Auch Höcker [19] stellte bei einer ähnlichen Materialkombination (6016 und 5182 mit verzinktem Stahl DP600 Z140) intermetallische Phasen unter 2.5  $\mu\text{m}$  fest. Die Festigkeit der Verbindung entsprach bei geeigneter Nahtüberhöhung der des Aluminiums.

Potesser et al. [97] analysierten die intermetallische Schicht einer CMT-gefügteten Aluminium-Stahl-Überlappverbindung (5182- $\text{AlMg4.5Mn0.4}$ / 6181- $\text{AlMg1Si0.8}$  1.5 mm und verzinkter Stahl 1 mm). Die Breite der Intermetalle war abhängig vom verwendeten Zusatzmaterial: 5.18  $\mu\text{m}$  bei Manganhaltigem, 3.47  $\mu\text{m}$  bei  $\text{AlSi5}$ - Zusatzmaterial. Die Legierungselemente Mangan, Silizium und Zink waren Haupteinflussfaktoren im Bildungsmechanismus der intermetallischen Phasen und förderten die Bildung von duktilerem  $\text{FeAl}_3$  durch Vergrößerung deren Existenzbereichs und Unterbindung der Bildung der spröden  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ -Phase.

### **3.3 Das Verbindungsverfahren der Schweißtechnischen Zentralanstalt**

Die Schweißtechnische Zentralanstalt hat 2005 ein Verfahren zum Verschweißen von Stahl- und Aluminiumbauteilen am Stumpfstoß zum Patent angemeldet.

#### **3.3.1 Patentschrift**

Das Patent „Verfahren zum Verbinden von Stahl- und Aluminiumbauteilen mittels Schmelzschweißen“ [98] beschreibt ein Verfahren zum Verschweißen von Stahl- und Aluminiumbauteilen am Stumpfstoß mittels Doppelschweißverfahren und Zusatzmaterial. Der Schweißzusatz liegt in Form eines flexiblen Bimetalldrahtes vor, bestehend aus einer Stahl- und einer Aluminiumflanke, die mittels einer geeigneten Herstellungsmethode zu einem Draht verbunden sind. Die Bimetallschweißverbindung bleibt bei richtiger Wärmeführung und geringer eingebrachter Streckenenergie in ihrer Festigkeit erhalten.

Der Bimetalldraht wird manuell oder über ein Drahtfördersystem der Schweißnaht zugeführt und durch zwei parallel geführte Werkzeuge (Doppelschweißkopf) an den jeweiligen Grundmaterialbauteil angeschweißt. Der Schweißstrahl wird neben der Trennfläche eingekoppelt, sodass die Primärschweißverbindung des Bimetalls intakt erhalten bleibt. Der bimetallische Schweißzusatz ist standardisierbares Zusatzmaterial. Er ist biegsam und flexibel, sodass er für einen beliebigen kontinuierlichen Schweißnahtverlauf im mittleren Dickenbereich eingesetzt werden kann. Der Draht sollte geringe Außenabmessungen, entsprechend zur Schweißfugenbreite nicht größer als 5 mm und zur Schweißfugentiefe nicht größer als 10 mm, aufweisen. Außerdem sollte die Drahtbiegung die inneren maximalen Schub-, Zug- und Druckspannungen bei Wärmebelastung aushalten.

Die Herstellung einer Verbindung mit Hilfe eines Bimetallstreifens bietet große Universalität, da das Verschweißen am Stumpfstoß möglich ist, und dadurch auch eine Ersparnis an Material und Platz sowie eine Gewichtsreduzierung gegenüber Nähten am Überlappstoß gegeben ist.



### 3.3.2 Vorangegangene Versuche – JOIN Projekt B5

Die erstmaligen Umsetzungsversuche dieser auf die vorliegende Patentschrift zurückzuführenden Verbindungsmethode für Stahl und Aluminium erfolgten im Projekt „JOIN B5 – Bimetallbanddraht – TWIN-Schweißung“ von 2005 bis 2009. Es wurde das Verschweißen von Bimetall-Banddrähten zwischen Stahl und Aluminiumteilen mittels Laser getestet. Ziel war die Herstellung einer Schweißverbindung am Stumpfstoß im Bereich mittlerer Blechdicken mit beliebigem kontinuierlichem Schweißnahtverlauf.

Die Temperaturbelastung einer Bimetall-Verbindung wurde mittels Finite-Elemente-Simulation (MSC-MARC) berechnet. Hierbei wurde das Temperaturfeld beim Schweißen der sekundären Verbindung eines vorgefertigten Bimetalls simuliert, um die dadurch entstandene Belastung im Primärbereich als Funktion der Parameter Leistung und Abstand darzustellen. Bei Schweißversuchen wurden die Berechnungen durch Temperaturmessungen (mittels Thermoelementen) auf ihre Richtigkeit überprüft und in weiterer Folge die Simulationsrechnung an die Messwerte angepasst [99]. Weiters wurde auch das Drahtverhalten unter mechanischer Belastung und Erwärmung simuliert und dabei eine konventionelle Drahtführung ausgeschlossen. Die eventuell auftretenden Spannungen würden die Verbindung zerstören und zu Rissen führen [100].

Zusätzlich wurde auch eine Berechnung des Verformungsverhaltens der belasteten Bimetall-Banddrähte mittels FE-Simulation (ANSYS) durchgeführt, die Spannungen auf ein eingespanntes Ende eines frei beweglichen Aluminium-Stahl-Drahtes berechnet und die Querschnitte des Bimetalls variiert. Es zeigte sich, dass die Spannungen im Bereich der Grenzfläche ausreichend klein sind und nicht zur Zerstörung des Drahtes führen. Weiter wurde festgestellt, dass der Aluminiumanteil des Bimetalldrahtes einen deutlich größeren Querschnitt als der Stahlteil aufweisen sollte. Ein optimales Dickenverhältnis von Aluminium zu Stahl wäre 2:1 [99].

Untersucht wurden diffusionsgeschweißte Bimetalle, AlMg<sub>3</sub> in 8 mm Stärke und 1.4301 in 6 mm Stärke mit einer Gesamtdicke von 14 mm. Diese Bimetalle wiesen nur eine teilweise stoffschlüssige Verbindung auf. Schweißversuche wurden durchgeführt, jedoch konnten keine geeigneten Proben hergestellt werden, da Risse in der Verbindungszone auftraten [101]. Bei der Herstellung der Sekundärverbindungen mittels WIG-Schweißung zeigte sich Schädigung in der Bimetallverbindung, obwohl eine geringe Einschweißtiefe erzielt wurde, um möglichst wenig Wärme einzubringen. Außerdem waren Risse und Poren im Schweißgut zu erkennen [100].

Andere Versuche der Herstellung der Sekundärverbindung von Bimetallstreifen aus walzplattierten Blechen (Al99.5/1.4301) mittels Laserschweißung an AlMg<sub>3</sub> und 1.4301 versagten im Reinaluminium des Bimetalls [99]. Es wurden Zugfestigkeiten von 37 MPa bis zu 92 MPa erreicht. Eine detaillierte Untersuchung von plattierten Bimetallblechen AlMg<sub>3</sub>/St14 (blank) und AlMg<sub>3</sub>/DC03 (verzinkt) ergab, dass die Haftfestigkeit nicht ausreichend war und die Verbindung Anbindungsfehler aufwies. Bei Al99.0/DC01 war die Haftfestigkeit zur weiteren Verwendung ausreichend [100].

Nach erfolgtem Zugversuch wurde eine Bimetallverbindung DC06/AA6016 metallographisch untersucht. Der Bruch fand im Primärbereich statt. Es wurde festgestellt, dass auf die Bildung der intermetallischen Phasen Temperatur und Zeit beziehungsweise der Abstand von Primär- zu Sekundärschweißung Einfluss nehmen [100].

Walzplattierte Bimetallbleche der Werkstoffkombination DC01(1.9 mm) /Al 99.0 (1.4 mm) mit Gesamtdicke von 3.3 mm wiesen keine Anbindungsfehler auf. Die intermetallische Phase war gleichmäßig ausgebildet. In zwei Arbeitsgängen wurden an dieses Bimetall-Blech DC01 stahlseitig und AW5754 (AlMg<sub>3</sub>) aluminiumseitig mittels Laser (Nd:YAG-Laser und auch Faser-Laser) angeschweißt. Im Zugversuch versagten die Proben in der Reinaluminiumzone. Es wurde eine geringere Zugfestigkeit als die der Grundwerkstoffe DC01 und AW5754, aber noch immer eine über der von Al 99.0 erreicht. Einen weiteren Einfluss auf die Zugfestigkeit ergaben die verschiedenen Lasersorten. Mit Nd:YAG-Laser lag die Bruchdehnung bei ca. 1%, mit Faser-Laser bei ca. 0,2%. Eine Schrägstellung des Laserschweißkopfs (Laserstrahl) und die damit verbundene Vergrößerung des Abstands der Sekundärschweißung von der Primärverbindung ergab eine Reduzierung der Temperaturbelastung ( [100], [102]).

Ein anderer Sekundärschweißversuch mit diesem Bimetall der Kombination DC01/Al99.0 an DX54D und AW6016 mittels Laser resultierte beim Zugversuch im Versagen der Bimetallverbindung. Es wurde wie oben eine geringere Zugfestigkeit als die der Grundwerkstoffe DX54D und AW6016, aber über der von Al 99.0 erreicht. Die Verformbarkeit wurde im Biegeversuch getestet. Hierbei wurde die Stahl-Aluminium-Verbindung des Bimetalldrahtes nicht beschädigt und die Probe wies keine Risse auf [102].

Im Rahmen des JOIN B5-Projekts präsentierte Foroughi [14] eine Machbarkeitsstudie zum Fügen von Stahl (S235) und Aluminium (AW-2024/AlCu4Mg1) mit Hilfe eines Bimetalldrahtes. Er erstellte eine Simulation der Temperaturverteilung und der Parameter von Laserschweißungen mittels CO<sub>2</sub>- und Nd:YAG-Laser unter Verwendung eines sprengplattierten, vorgefertigten Bimetalles aus S235 (2.5 mm) und AlCu4Mg1 (2.5 mm) mit intermetallischen Phasen um 50 µm. Auf Grund dieses breiten intermetallischen Phasensaums lieferte die Studie keine für weitere praktische Versuche verwendbaren Ergebnisse.

## 4. Versuchsbeschreibung

Versuchsziel war die Herstellung eines Bimetalls, das zur Verarbeitung zu einem Schweißzusatzmaterial in Streifenform ebenso geeignet war wie für eine artgleiche Verschweißung.

### 4.1 Herstellung der Primärverbindung mittels Walzplattieren

Walzplattieren erschien vorab als geeignete Methode zur Herstellung der Primärverbindung von Stahl und Aluminium. Es handelt sich um ein Verfahren mit der wünschenswerten geringen Wärmeeinbringung. Die Oberflächenvorbereitung der Materialien stellt jedoch eine große Herausforderung zur Erzielung einer Haftung der beiden Fügepartner.

#### 4.1.1 Herstellung des Bimetalls mittels Goldschmiedewalze

Stahl- (S235 in 2 mm, DC01 in 1.2 mm) und Aluminiumprobenstücke (6016 in 1.1 mm, 7075 in 2 mm, Reinaluminium in 1.75 mm, 1.25 mm, 1 mm, 150  $\mu\text{m}$ ) wurden in eine Breite von 1.5 cm mit der Blechscher gechnitten und anschließend mit Aceton entfettet (Abbildung 4-1).

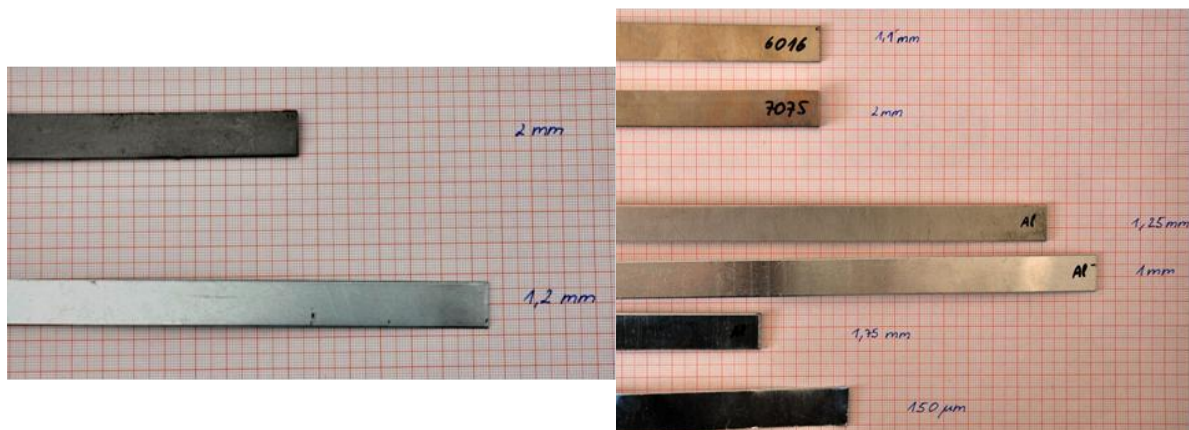


Abbildung 4-1 Probenstücke (links Stahl, rechts Aluminium) für die Goldschmiedewalze

Durch Kaltwalzen in einer Goldschmiedewalze (Abbildung 4-2) sollten jeweils ein Stahl- und ein Aluminiumblech zu einem haltbaren Bimetallstreifen verbunden werden.



Abbildung 4-2 Goldschmiedewalze

Bei der gegenständlichen Walze war der Anpressdruck durch den Walzenabstand einstellbar, Einzug und Durchlauf des Walzstücks wurde manuell durch eine Antriebskurbel durchgeführt. Bei einem Teil der Proben wurden die Kontaktflächen mit Schleifpapier (Körnung 1000) geschliffen, um so eine rauere Oberfläche für bessere Haftung zu erreichen. Weiters wurde auch versucht, mehrere Lagen Al-Haushaltsfolie zusammenzuwalzen.

#### 4.1.2 Herstellung des Bimetalls mittels Kaltwalzplattieren

Diese Versuchsreihe wurde an der TU Bergakademie Freiberg (Deutschland) am Institut für Metallformung (IMF) durchgeführt.

An Material wurden Aluminiumbleche (Al 99.85 (3 mm), Al 99.5 (1.5 mm), 6061 (3 mm), 6082 (3 mm), 7075 (3 mm) und Stahlbleche (DC01 (1.5 mm), HC260LA (1.5 mm)) in den Dimensionen 150 x 500 mm verwendet. Der Walzvorgang wurde an einem Walzgerüst SACK 1929 (Abbildung 4-3, Abbildung 4-4, Tabelle 4-1) durchgeführt.

Tabelle 4-1 Daten des Walzgerüsts

<b>Walzendurchmesser</b>	360 mm
<b>max. Walzkraft</b>	2400 kN
<b>max. Walzmoment</b>	60 kNm
<b>max. Antriebsleistung</b>	160 kW



Abbildung 4-3 SACK-Gerüst am Institut für Metallformung, TU Bergakademie Freiberg

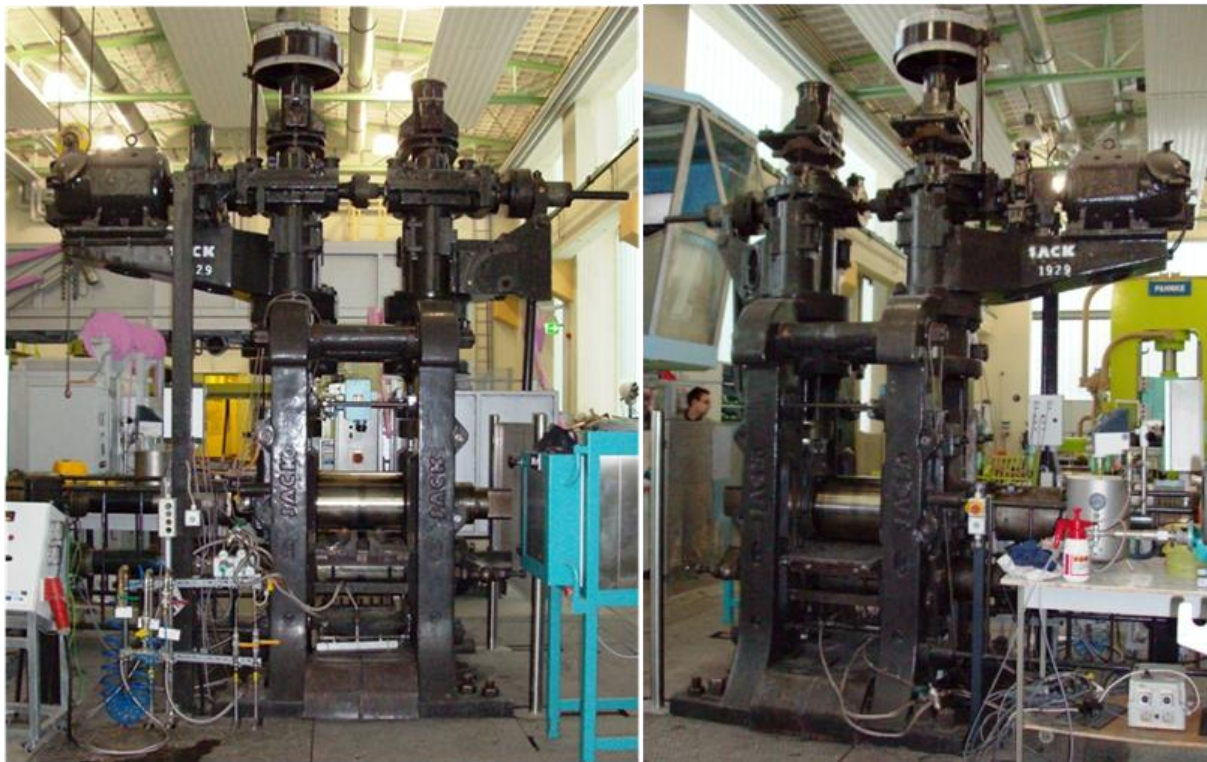


Abbildung 4-4 links Blick auf den Walzspalteingang; rechts Blick auf die Ausgangsseite des Walzgerüsts



### 4.1.3 Theoretische Grundlagen – Betreiben der Walzanlage

Bevor es zur Probenvorbereitung und dem eigentlichen Walzvorgang kommt, muss abgeschätzt werden, ob durch die zu walzenden Materialkombinationen nicht die maximale Kraft (2400 kN), die das Walzgerüst aufbringen und aushalten kann, überschritten wird, um eine Schädigung zu vermeiden.

Zu diesem Zweck muss die Walzkraft, die benötigt wird, berechnet werden [103]:

$$F = A_d k_{fm} = b l_d k_{fm}, \quad (7)$$

$A_d$ ...gedrückte Fläche,  $k_{fm}$ ...mittlere Fließspannung;  $l_d$ ...gedrückte Länge

$$l_d \approx \sqrt{R \Delta h - \frac{\Delta h^2}{4}} \text{ mit } R \dots \text{Walzenradius.} \quad (8)$$

Die Breite der zu walzenden Metallstreifen beträgt:  $b = 50 \text{ mm} = \text{const.}$

Die Höhe des einlaufenden Bandes ergibt sich mit  $h_{Al} = 3 \text{ mm}$ ,  $h_{St} = 1,5 \text{ mm}$  zu

$$h_0 = 4,5 \text{ mm.} \quad (9)$$

Die Höhe des auslaufenden Bandes mit der Annahme einer Reduktion von ca. 60% ist

$$h_1 = 4,5 * 0,6 = 2,7 \text{ mm.} \quad (10)$$

Somit ergibt sich eine Höhenabnahme von

$$\Delta h = h_1 - h_0 = 1,8 \text{ mm.} \quad (11)$$

Der Walzendurchmesser ist  $D = 360 \text{ mm} \rightarrow R = 180 \text{ mm}$ .

Somit ergibt sich für die gedrückte Länge

$$l_d \cong 17,98 \text{ mm,} \quad (12)$$

$$b l_d = 899 \text{ mm}^2. \quad (13)$$

Annahme der Fließspannungen zur weiteren Berechnung (Tabelle 4-2):

Tabelle 4-2 Werte der Fließspannungen

Material	$k_{fm}$ ( $R_m$ , schlimmster Fall!) [MPa]
Al 99.85	150
AW 6061	310
AW 6082	340
AW 7075	570
DC01	400
HC260LA	430

Die mittlere Fließspannung ergibt sich aus der linearen Mischungsregel

$$k_{fm} = \beta k_{fm1} + (1 - \beta)k_{fm2}; \beta \dots \text{Schichtdickenverhältnis.} \quad (14)$$

Für die einzelnen Materialkombinationen werden nun die Fließspannungen berechnet (Tabelle 4-3):

$$k_{fm}(DC01/6061) = \frac{1}{3}400 + \frac{2}{3}310 = 340 \text{ MPa.} \quad (15)$$

**Tabelle 4-3 Fließspannungen der Materialkombinationen**

Materialkombination	$k_{fm}$ [MPa]
DC01/6061	340
DC01/6082	360
DC01/7075	513
DC01/99,85	233
HC260LA/7075	523
HC260LA/6061	350

Die maximale Kraft ist für die Materialkombination HC260LA/7075 gegeben durch:

$$F = 899 * 523 \cong 470 \text{ kN} . \quad (16)$$

Zusätzlich sind noch weitere Effekte, die Einfluss auf die aufzubringende Kraft haben, zu berücksichtigen: Reibung und Schiebung (ca. 20% mehr sind mit einzuberechnen).

$$F = A_d k_w \frac{k_{fm}}{k_{fm}} = A_d \frac{k_w}{k_{fm}} k_{fm}; k_w \dots \text{Widerstand.} \quad (17)$$

Zu berücksichtigen sind nicht nur die elastische und thermische Formänderung des Walzgutes, sondern auch die Formänderung des gesamten Walzgerüsts – die Walzenabplattung. Die Abflachung der Walzen wird mit der Formel nach Hitchcock berechnet (Poissonzahl  $\nu \sim 0,3$ ; E-Modul des Walzenwerkstoffes, Hartgußwalzen  $E = 186000 \text{ MPa}$ ):

$$R' = R * \left( 1 + c * \frac{F}{b\Delta h} \right); \text{ für } 1 \leq \frac{R'}{R} \leq 2 , \quad (18)$$

$$c = \frac{16(1-\nu^2)}{\pi * E} = 2,5 * 10^{-5} . \quad (19)$$

Der neue Radius der Walzen ergibt sich zu:

$$R' = 203,5 \text{ mm} . \quad (20)$$

Somit ergibt sich eine neue gedrückte Länge zu  $l'_d \cong 19,1 \text{ mm}$  und die Kraft zu

$$F' \cong 500 \text{ kN} . \quad (21)$$

Anschließend wird wiederum mit den neuen Werten in die Formel nach Hitchcock eingesetzt und weiter iterativ verfahren bis die Änderung nur noch minimal ist.

Die Kraft des Walzgerüsts liegt weit unterhalb des Maximums und somit ist keine Schädigung des Walzgerüsts zu erwarten.

#### 4.1.4 Probenvorbereitung

Die Bleche der Originalgröße 150 x 500 mm wurden teilweise in ihrer Breite auf 50 mm gekürzt, um als Einstellproben zur leichteren Bestimmung der geeigneten Walzparameter dienen zu können.

Anschließend wurden Löcher in die Bleche gebohrt, einerseits zur leichten Befestigung in der Bürstanlage, damit die Probe nicht verrutscht. Andererseits diente dies zur Verbindung der Stahl- und Aluminiumproben mit Kupferdraht, damit die Bleche sich im Walzspalt nicht gegeneinander verschieben (Abbildung 4-5).



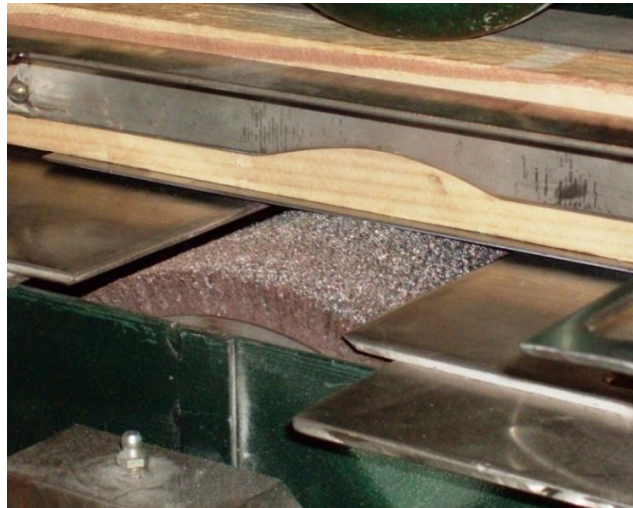
Abbildung 4-5 Zugeschnittene Probe mit den gebohrten Löchern zur Sicherung bzw. Befestigung

Die zur Entfettung der Oberfläche mit Aceton vorgereinigten Proben wurden in eine Bürstanlage (Drahtstärke 0.15 mm; höherfeste Materialien Drahtstärke 0.35 mm; Abbildung 4-6, Abbildung 4-7) eingespannt und je nach Material unterschiedlich gebürstet. Hierbei wurden Kraft, Vorschub und Drehzahl der Maschine variiert. Die Einstellungen wurden aus vorangegangenen Versuchen des Instituts übernommen.





**Abbildung 4-6 Bürstmaschine mit eingespannter Probe**



**Abbildung 4-7 Detailansicht des Bleches in der Bürstmaschine**

Je ein gebürstetes Stahlblech und ein gebürstetes Aluminiumblech wurden aufeinander gelegt und mit Hilfe eines Kupferdrahtes miteinander fixiert. Damit sollte ein Einführen in den Walzspalt erleichtert werden, aber auch ein seitliches Abgleiten der Plattierung verhindert werden (Abbildung 4-8).

Der Aluminiumstreifen ist kürzer als der Stahlstreifen, da sich das Aluminium im Walzspalt wesentlich stärker dehnt als der Stahl. Das Klebeband, das auf den Fotos zu erkennen ist, dient der Fixierung der Bleche aufeinander und der Sicherung einer sauberen Oberfläche bzw. der Vermeidung unabsichtlicher Handgriffe zwischen die gesäuberten Bleche. Die Klebestreifen werden vor dem Plattiervorgang wieder entfernt.



**Abbildung 4-8 Gebürstete Proben verbunden mit Kupferdraht um die Position zu sichern**

Zwischen der Oberflächenvorbereitung und dem eigentlichen Walzvorgang sollte möglichst wenig Zeit liegen, jedoch maximal nicht mehr als zwei Stunden, um eine weitere Ablagerungen von Verunreinigungen und Oxiden zu vermeiden.

#### **4.1.5 Versuchsaufbau**

Nach einer gründlichen Vorbereitung der Oberflächen der Proben durch eine Entfettung mit Aceton und einer Aufrauung der Oberfläche durch Bürsten, kommt es zum eigentlichen Plattierprozess.

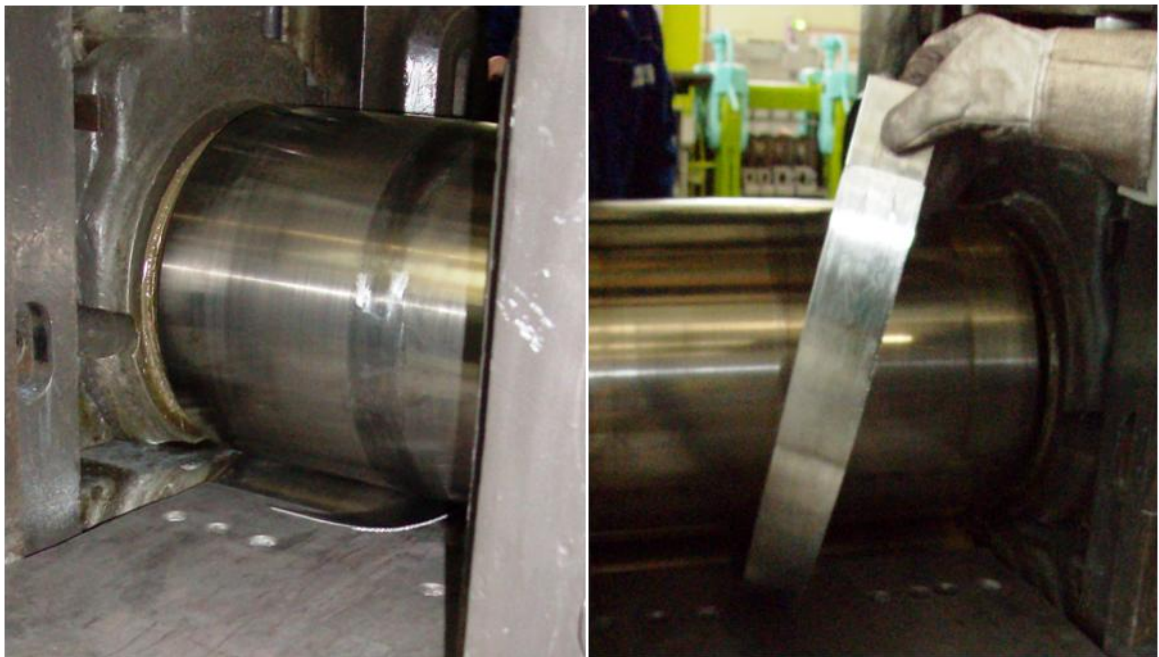
Zur Erleichterung der Durchführung von Schälversuchen, die normalerweise zur Charakterisierung der Haftfestigkeit der Plattierung getätigt werden, wurde ein Klebeband in die Bleche geklebt. Bei den ersten Versuchsdurchführungen zeigte sich aber, dass dieses die Bindung der beiden Plattierpartner verhindert. Aufgrund des unterschiedlichen Fließverhaltens der beiden Werkstoffe wurde die Bindung von Aluminium und Stahl wiederum gelöst, nachdem die Walze zu dem beklebten Blechteil vorstieß. Die weiteren Versuche wurden daraufhin ohne Klebeband innerhalb der Bleche getätigt.

Für den Walzvorgang werden die vorbereiteten Bleche in den Walzspalt eingeführt (Abbildung 4-9), indem diese in die dafür vorgesehene Führung eingelegt werden.



**Abbildung 4-9 Beginn der Plattierung durch Einzug der Bleche im Walzspalt**

Die Walzen bringen eine dementsprechend hohe Umformung auf die zu plattierenden Bleche auf, sodass diese im besten Fall als ein Werkstück aus der Walze austreten (Abbildung 4-10).



**Abbildung 4-10 Austritt des plattierten Werkstoffes aus dem Walzspalt**

Im schlechtesten Fall kommt es zu überhaupt keiner haltbaren Plattierung bzw. können Fehler in der Bindung auftreten.

#### 4.1.6 Versuchsdurchführung

Folgende Kombinationen von Stahl mit Aluminium wurden vorbereitet:

DC01 mit Al 99,85, mit einem Schichtdickenverhältnis von Stahl zu Aluminium von eins zu zwei (Stahlstärke 1.5 mm; Aluminiumstärke 3 mm),

DC01 mit AW6061 (Verhältnis 1:2),

DC01 mit AW6082 (Verhältnis 1:2),

DC01 mit AW7075 (Verhältnis 1:2) und

HC260LA mit AW7075 (Verhältnis 1:2).

#### 4.2 Untersuchung der kaltwalzplattierten Bimetalle

Die kaltwalzplattierten Bimetalle wurden vor weiterer Bearbeitung, beziehungsweise Verarbeitung zu einem Schweißzusatzmaterial in Streifenform analysiert. Es wurde eine Schichtdickenmessung, eine licht- und eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung durchgeführt.

##### 4.2.1 Schichtdickenmessung der kaltwalzplattierten Bimetalle

Mit der Messung sollten die Schichtdicken der mittels Walzplattieren hergestellten Bimetalle ermittelt werden. Untersucht wurden die Proben D und E - DC01/Al99.5 im Materialverhältnis 1:1 (Abbildung 4-11).

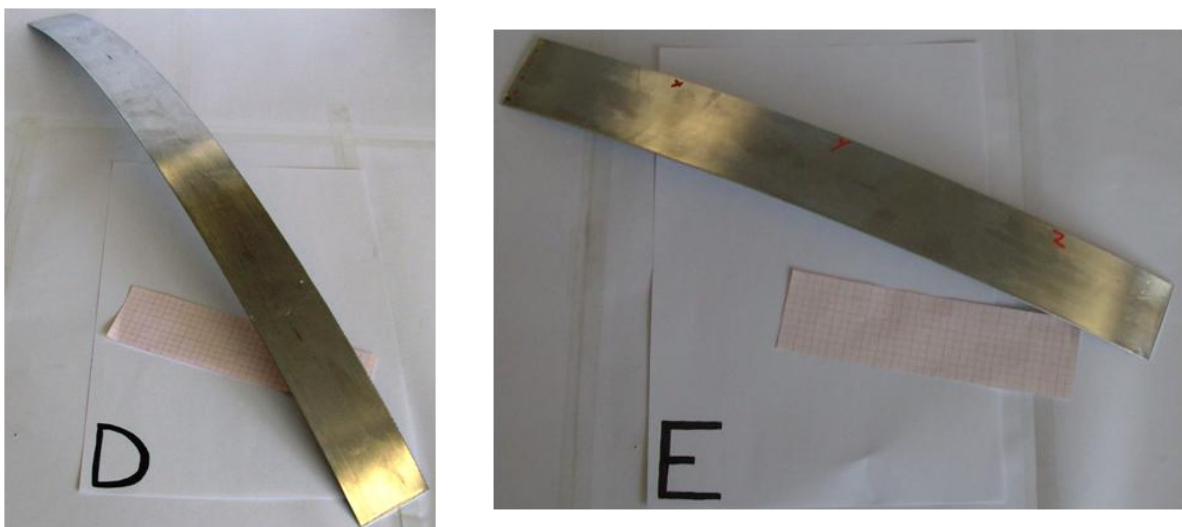


Abbildung 4-11 Proben der Schichtdickenmessung



Zum Einsatz kam ein Fischer-Schichtdickenmeßgerät.

Das Anfangsstück der Probe B (DC01/Al99.85 – Schichtdickenverhältnis 1:2; Oberflächenvorbereitung Aluminium durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm, Oberflächenvorbereitung Stahl durch Schleifen) wurde an unterschiedlichen Stellen untersucht. Eine Messung erfolgte auf der Außenseite, andererseits wurde die Probe geöffnet und eine Messung an der mäßig haftenden (da es sich um den Anfangsbereich handelt) Innenseite genommen. Durchgeführt wurde die Messung mit einem Perthometer “Mahr M1” (Abbildung 4-12) mit einer Traversengeschwindigkeit von 0.5 mm/s, einem Messbereich bis 150 µm und einem Auflösungsvermögen von 12 nm.



Abbildung 4-12 Perthometer [104]

#### 4.2.2 Funktionsweise eines Perthometers

Ein Perthometer ([105] [106] [107] [108]) arbeitet zur Beschreibung von Werkstoffoberflächen mittels eines taktilen Tastschnittverfahrens. Die zweidimensionale Oberflächenermittlung erfasst das Hüllprofil der realen Oberfläche und liefert Formabweichungen, Welligkeit sowie Rauigkeit. Das Perthometer besitzt zur Erfassung der Rauheit eine Tastnadel (meist kegel- oder pyramidenförmig) aus Diamant, die direkt mit der Oberfläche in Kontakt steht. Diese bewegt sich mit einer konstanten Geschwindigkeit über die Oberfläche einer Werkstoffprobe (Abbildung 4-13).

Das Messprofil entsteht aus der Verschiebung der Tastspitze durch ein induktives Wegmesssystem. Es enthält kurzwellige Anteile der Oberflächenrauheit, die von langwelligen Anteilen (Welligkeit, Formabweichung) überlagert werden. Die Auf- und Abbewegung der Tastnadel wird durch einen Messumformer in ein sich kontinuierlich änderndes elektrisches Signal umgewandelt und anschließend verstärkt. Das elektrische Signal wird weiterverarbeitet und durchläuft einen Wellenfilter.

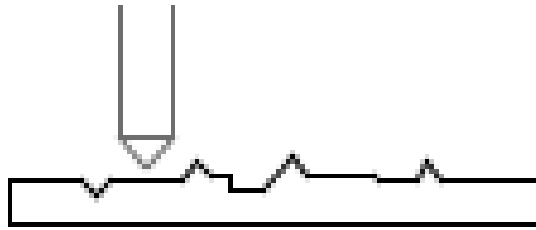


Abbildung 4-13 Tastschnittgerät –Schema

Bei Perthometern wird zwischen verschiedenen Systemen unterschieden: das Ein- und Zweikufensystem (das Messsystem wird mit einer Gleitkufe oder als Pendeltastsystem auf der zu messenden Oberfläche abgestützt und dazu ausgerichtet) sowie das Bezugsflächensystem (es wird die Relativbewegung der Tastspitze zur geometrisch idealen Bezugsfläche gemessen).

#### 4.2.3 Oberflächenkenngrößen/Begriffe (DIN EN ISO 4287)

Die Begriffe für die Oberflächenkenngrößen sind in der DIN EN ISO 4287 definiert [109] [110].

Die Taststrecke  $l_t$  ist jene Strecke, die das Tastsystem zur Erfassung des Oberflächenprofils zurücklegt. Diese setzt sich zusammen aus der Vorlaufstrecke (zum Einschwingen der Filter), der Gesamtmessstrecke  $l_n$  und der Nachlaufstrecke (zum Ausschwingen der Filter).

Durch die Grenzwellenlänge  $\lambda_c$  des Profilfilters wird festgelegt, welche Wellenlänge der Rauheit und welche der Welligkeit zugeordnet wird.

Als  $z(x)$  werden die Profilwerte des Rauheitsprofils (Abbildung 4-14) bezeichnet.

Die Einzelrautiefe  $R_{zi}$  ist die Summe aus der Höhe der größten Profilspitze und der Tiefe des größten Profiltals.

Der Mittenrauhwert  $R_a$  ist das arithmetische Mittel aller Profilwerte

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |z(x)| dx . \quad (22)$$

Der quadratische Mittenrauhwert  $R_q$  ist der quadratische Mittelwert aller Profilwerte

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} z^2(x) dx} . \quad (23)$$

Die gemittelte Rahtiefe  $R_z$  ist das arithmetische Mittel von üblicherweise fünf äquidistanten aneinandergrenzenden Einzelwerten:

$$R_z = \frac{1}{5} (z_1 + z_2 + z_3 + z_4 + z_5) . \quad (24)$$

Die Maximale Einzelrautiefe  $R_{max}$  ist die größte Einzelrautiefe.

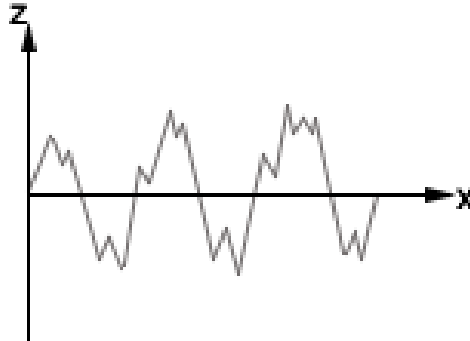


Abbildung 4-14 Typisches Rauheitsprofil

#### 4.2.4 Untersuchung des Wärmeeinflusses auf die gewalzten Bimetalle durch Auftragsschweißung

Auf dem Probenstück A (DC01/Al99,85 – Schichtdickenverhältnis 1:2; Oberflächenvorbereitung Aluminium durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm, Oberflächenvorbereitung Stahl durch Schleifen; Abbildung 4-15) wurden auf der Aluminiumseite WIG-Auftragsschweißungen durchgeführt. Auf der Stahlseite wurde lediglich ein Haftpunkt im MAG-Verfahren aufgeschweißt, um den Wärmeeinfluss auf der Stahlseite möglichst gering zu halten und den Einfluss auf das Aluminium abschätzen zu können.



Abbildung 4-15 Probe A

Die WIG-Auftragsschweißung erfolgte mit einem Gerät Kemppi Master TIG 3500W. Als Zusatzwerkstoff kam Stabmaterial Böhler UTP A 495, Durchmesser 2 mm zur Anwendung und als Schutzgas wurde Rein-Argon gewählt. Schweißparameter waren  $I = 140 \text{ A}$ ,  $U = 16.3 \text{ V}$  (normal zur Walzrichtung) und  $I = 130 \text{ A}$ ,  $U = 15.4 \text{ V}$  (in Walzrichtung). Auf der Aluminiumseite wurden zwei Auftragsraupen geschweißt: eine in Walzrichtung (130A; 15.4V) und eine normal zur Walzrichtung (140 A; 16.3 V).

Die MAG-Auftragsschweißung wurde mit einem Gerät CLOOS GLC 353 MC3 durchgeführt, als Zusatzwerkstoff kam Schweißdraht Böhler EMKG G3Si1 SG2 1.5125, Durchmesser 1 mm zur Anwendung und als Schutzgas wurde ATAL 82/18 (Mischgas 82% Argon, 18%  $\text{CO}_2$ ). Schweißparameter waren  $I = 105 \text{ A}$ ,  $U = 17.1 \text{ V}$ ,  $v_{\text{Draht}} = 5.8 \text{ m/min}$ ,  $v_{\text{Vorschub}} = 9 \text{ cm/min}$  Gasdurchfluss = 13 l/min Wärmeeinbringung = 11.9 kJ/cm.

#### **4.2.5 Lichtmikroskopische Untersuchung der Bimetalle und Auftragsschweißungen**

Das Probenstück A (DC01/Al99.85 – Schichtdickenverhältnis 1:2; Oberflächenvorbereitung Aluminium durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm, Oberflächenvorbereitung Stahl durch Schleifen) mit einer Auftragsschweißung sowohl auf der Aluminium- als auch auf der Stahlseite wurde zur Charakterisierung der Bindungszonen mittels Lichtmikroskopie an der TU Wien untersucht.

##### **4.2.5.1 Versuchsdurchführung**

Zuerst erfolgte die Probenentnahme mittels Nasstrennmaschine Struers Discotom 2 (Nasstrennmaschine mit manueller und automatischer Scheibenzustellung zur Trennung von metallischen Bauteilen mittels Siliziumkarbidtrennscheiben) mit einem Scheibendurchmesser 250 mm und Trennkapazität max. 65 mm Durchmesser). Nach der anschließenden Reinigung und Entgratung der Probenstücke erfolgt die Einbettung der Proben durch eine Warmeinbettpresse (Struers PredoPress; Probenkammerdurchmesser 30 mm). Danach werden die Proben geschliffen resp. poliert, um darauffolgend mikroskopisch untersucht zu werden. (Schleif-Polierautomat, Struers TegraPol 31 mit TegraForce 5; halbautomatisches, metallographisches Präparationssystem für Mehrfach- und Einzelprobenpräparation; Scheibendurchmesser 300 mm, -geschwindigkeit 150/300 U/min).

Unterschiedliche Schleif- und Polierscheiben wurden verwendet und unterschiedliche Zeiten gewählt um das bestmögliche Ergebnis zu erhalten. Nach jedem Schritt wurden die Proben im Ultraschallbad gereinigt, trocken geblasen und anschließend unter dem Mikroskop betrachtet, damit eine möglichst kratzerfreie Oberfläche erzielt werden kann. Zuerst wurde eine Präparation nach Al-Standard verwendet (1000  $\mu\text{m}$  – 6 Minuten, 500  $\mu\text{m}$  – 6 Minuten, 9  $\mu\text{m}$  – 4.5 Minuten, 6  $\mu\text{m}$  – 4 Minuten, 3  $\mu\text{m}$  – 4 Minuten, 1  $\mu\text{m}$  – 8 Minuten, OPS-Allgemein – 1.5 Minuten). Ein anderes Programm wurde gewählt - Stahl xyz (Unterschied ab: 3  $\mu\text{m}$  – 8 Minuten; Wechselung



von Typ Mol auf Typ Nap wegen der Stahlabtragungen in Aluminium; 1  $\mu\text{m}$  – 10 Minuten x 2, OPS – 10 min). Anschließend wurde mit Ethanol gespült. Die finale Polierstufe wurde verändert, da keine Verbesserung der Oberflächenqualität feststellbar war – eine oxydische Poliersuspension für Titan und Aluminium kam zum Einsatz. Die Poliersuspension für Aluminium und Titan – Colloidal Siliziumoxidsuspension 0,04  $\mu\text{m}$  – besteht aus 498 ml verd. OPS (28 ml OPS + 470 ml  $\text{H}_2\text{O}$ ) + 1 ml  $\text{NH}_3$  + 1 ml  $\text{H}_2\text{O}_2$ .

Die Poren im Aluminium, die in den Proben sichtbar waren, stellen auch ein Problem für eine untersuchbare Oberfläche dar. Es traten immer wieder Flüssigkeit, Schmutz bzw. darin angehaftete Schleifpartikel aus, die wiederum die polierte Oberfläche zerstörten. Auf die Oberfläche wurde Superkleber aufgetragen, um die Poren zu verschließen, einen Austritt störender Materialien zu verhindern und schlussendlich eine kratzerfreie Oberfläche zu erhalten.

Nach der Trocknung wurden die Proben wieder geschliffen und poliert (SiC 1200  $\mu\text{m}$  – 8 Minuten, 1000  $\mu\text{m}$  – 6 Minuten, 500  $\mu\text{m}$  – 6 Minuten, Largo 9  $\mu\text{m}$  – 6 Minuten, Dur 6  $\mu\text{m}$  – 5 Minuten, Nap 3  $\mu\text{m}$  – 15 Minuten (5+5+5), Nap 1  $\mu\text{m}$  – 15 Minuten (5+5+5), OPSTiAl – 10 Minuten). Dann wurden die Proben einem finalem Reinigungsprozess mit Ethanol unterzogen, und anschließen mit Warmluft getrocknet. Zur Untersuchung des Gefüges wurden die Proben für ca. 12 Sekunden in Nital 5% getaucht.

Anschließend wurden die Proben lichtmikroskopisch (Zeiss Axioplan, Metallmikroskop mit Digitalkamera und angeschlossenem Bildanalysesystem, Vergrößerungen: Okular 10x / Objektive 1.25x/2.5x/10x/20x/50x/100x) untersucht.

#### **4.2.6 Untersuchung der Bimetalle und WIG Schweißung mittels Rasterelektronenmikroskop**

Die Untersuchung von Proben der walzplattierten Bimetalle und der WIG-Auftragsschweißung wurde mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) an der TU Wien durchgeführt.

##### **4.2.6.1 Probenmaterial**

Es wurde das Probenstück A (DC01/A199.5 – Schichtdickenverhältnis 1:2; Oberflächenvorbereitung Aluminium durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm, Oberflächenvorbereitung Stahl durch Schleifen; Abbildung 4-16) mit Auftragsschweißung auf der Aluminiumseite untersucht.



Abbildung 4-16 Auftragsgeschweißte Probe

#### 4.2.6.2 Versuchsdurchführung

Die Probe wurde vorab für die lichtmikroskopischen Untersuchungen präpariert (Entnahme, Einbettung und Poliervorgang siehe 4.2.5). Nachher wurden die Proben mit dem Rasterelektronenmikroskop (Klassisches Hochvakuum, REM mit angeschlossenem energiedispersivem Mikroanalysensystem (EDAX); FEI Philips XL 30; Technische Daten: Vergrößerungen stufenlos bis ca. 1000000x, Auflösungsvermögen ca. 5 nm, Standardlose Mikroanalyse Elemente ab Ordnungszahl 4, Auflösung ca. 136 eV) untersucht.

#### 4.2.7 Schälversuch gewalzter Bimetalle

Zur Durchführung des Schälversuchs wurde Probenstücke der gewalzten Bimetalle in zwei Proben geteilt und einseitig geöffnet.

##### 4.2.7.1 Probenmaterial

Das Probenstück A (DC01/A199.85 – Schichtdickenverhältnis 1:2; Oberflächenvorbereitung Aluminium durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm, Oberflächenvorbereitung Stahl durch Schleifen, Abbildung 4-17) wurde für den Schälversuch in Probe 1 ( $b = 51.37$  mm;  $t_1 = 1.00$  mm,  $t_2 = 1.58$  mm) und Probe 2 ( $b = 51.37$  mm;  $t_1 = 0.93$  mm,  $t_2 = 1.52$  mm) geteilt.

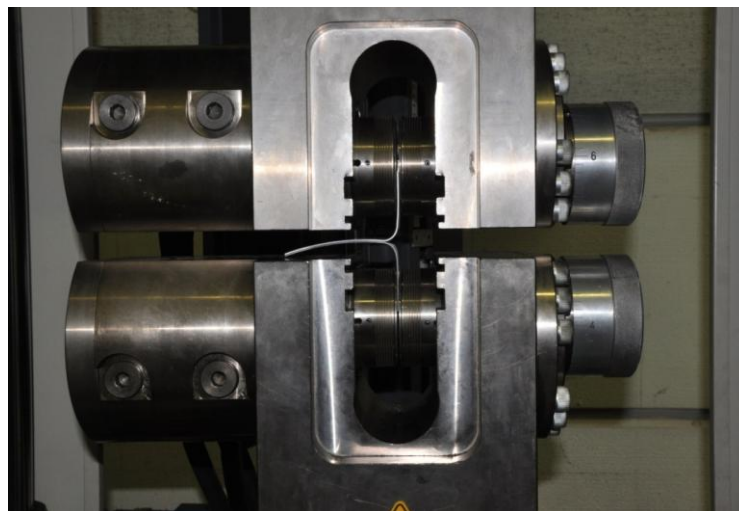


**Abbildung 4-17** Untersuchte Probe A

#### **4.2.7.2 Versuchsdurchführung**

Das vorbereitete Probenstück wurde in die Prüfmaschine eingespannt, anschließend wurde an den aufgebogenen Angriffspunkten der Bleche Kraft durch Ziehen aufgebracht (Abbildung 4-18, Abbildung 4-19).

Als Prüfparameter wurden eine Vorkraft von 15 N und eine Prüfgeschwindigkeit von 8 mm/min eingestellt:



**Abbildung 4-18** Eingespannte Probe

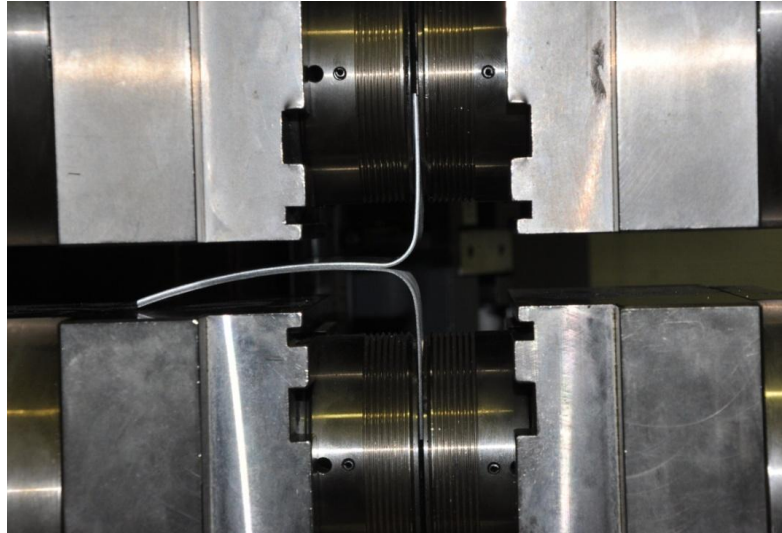


Abbildung 4-19 Beginn des Schälversuchs

## 4.2.8 Schneiden gewalzter Bimetalle

Um aus den Bimetallen den Schweißzusatzwerkstoff für die herzustellende Sekundärverbindung zu gewinnen, mussten diese in Streifen geschnitten werden.

### 4.2.8.1 Probenmaterial

Proben (Abbildung 4-20) in DC01/A199.85 (Schichtdickenverhältnis 1:2; Oberflächenvorbereitung Aluminium durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm, Oberflächenvorbereitung Stahl durch Schleifen) und DC01/A199.5 (Schichtdickenverhältnis 1:1; Oberflächenvorbereitung Aluminium und Stahl durch Bürsten – Durchmesser 0.15 mm) galt es in schmale Streifen von ca. 3 mm zu schneiden.



Abbildung 4-20 zu schneidender Bimetallstreifen

#### 4.2.8.2 Versuchsdurchführung

Um schmale Streifen aus den Bimetallstreifen zu schneiden, wurde nach einer geeigneten Methode gesucht. Zuerst wurde versucht, 10 mm breite Streifen mit Hilfe einer Tafelschere herzustellen. Als Alternative hat sich Wasserstrahlschneiden („waterjet“; Abbildung 4-21) angeboten: Hierbei sollte nur wenig Energie in die zu schneidenden Bleche eingebracht werden und auch die Induzierung von Spannungen sollte auf ein Minimum gehalten werden.



Abbildung 4-21 Wasserstrahlanlage [111]

Problematisch hierbei ist der Fokus des Wasserstrahlschneidkopfes. Durch die gebogene Form der Bleche, die durch den Walzvorgang entstanden ist, kann der Fokus beschädigt werden oder sogar brechen.

Zur Vermeidung etwaiger Beschädigungen wurden die zu schneidenden Streifen mit doppelseitigem Klebeband flach aufgeklebt. Außerdem wurde ein Steg am Ende der einzelnen Bimetallstreifen stehen gelassen, damit die geschnittenen Teile nicht in das Wasserbecken fallen.

#### 4.2.9 Schälversuch gewalzter höherfester Bimetalle

Es sollte die Schälkraft der mittels Walzplattieren aus höherfesten Materialien hergestellten Bimetallstreifen bestimmt werden.



### 4.2.9.1 Probenmaterial

Proben (Abbildung 4-22; Schichtdickenverhältnis Aluminium zu Stahl 2:1; Oberflächenvorbereitung Bürsten – Durchmesser 0.35 mm) wurden in zwei Proben geteilt und für den Schälversuch vorbereitet.



Abbildung 4-22 Probe 1 – HC260/6061; Probe 2 – HC260/6082; Probe 3 – DC01/6061; Probe 4 – DC01/6082

### 4.2.9.2 Versuchsdurchführung

Das vorbereitete Probenstück wurde in die Prüfmaschine eingespannt, anschließend wurde an den aufgeboenen Angriffspunkten der Bleche Kraft aufgebracht durch Ziehen (siehe 4.2.7).

## 4.3 Herstellung der Primärverbindung mittels CMT

Als alternatives Verfahren zum Walzplattieren zur Erzeugung der Primärverbindung zwischen Stahl und Aluminium wurde das Auftragslöten herangezogen. Ziel dieser Vorgehensweise war, Auftragsraupen mit geringer Wärmeeinbringung und großer Dicke herzustellen, um ein Materialverhältnis 2:1 von Aluminium zu Stahl zu erreichen.

Die geringe Wärmeeinbringung resultiert in minimalem Verzug, hoher Gleichmäßigkeit und einwandfreier Optik der aufgetragenen Schweißraupe und Spritzerfreiheit des Prozesses. Insgesamt ist der Prozess automatisierbar und gut geeignet für Robotik-Anwendungen.

#### 4.3.1.1 Probenmaterial

Mittels CMT-Verfahren wurde eine Lötung auf ein feuerverzinktes Blech (DX56 Z140, 1 mm Stärke; siehe Tabelle 4-4) mit aluminiumlegiertem Draht (5556, Durchmesser 1.2 mm; siehe Tabelle 4-5) durchgeführt.

Tabelle 4-4 Materialeigenschaften Stahl DX56

DX56						
Zusammensetzung	C [max%]	Si [max%]	Mn [max%]	P [max%]	S [max%]	Ti [max%]
	0.12	0.5	0.6	0.1	0.045	0.3
Streckgrenze [MPa]	120-180	Zugfestigkeit [MPa]	260-350	Bruchdehnung [%]	39	

Tabelle 4-5 Materialeigenschaften Schweißdraht 5556

5556								
Zusammensetzung	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Cu [%]	Ti [%]	Zn [%]	Fe [%]	Mg[%]
	<0.25	0.8	0.13	<0.1	0.13	<0.2	<0.4	5.3
Streckgrenze [MPa]	145	Zugfestigkeit [MPa]	295	Bruchdehnung [%]	25			

### 4.3.1.2 Versuchsdurchführung und Parameterstudie zum Schweißprozess

Zum Einsatz kam ein Schweißgerät Fronius TransPuls Synergic 3200, gesteuert mittels Fernbedienung RCU5000i. Als Ausgangspunkt für die Parameterstudie zur Erstellung der Auftragsschweißung diente eine vorprogrammierte Kennlinie für AlMg4.5Mn. Eine Parameterstudie war deshalb nötig, da die Parameter der Kennlinie nur für Verbindungsschweißungen zur Verfügung standen (CMT-Kennlinie siehe Abbildung 4-23).

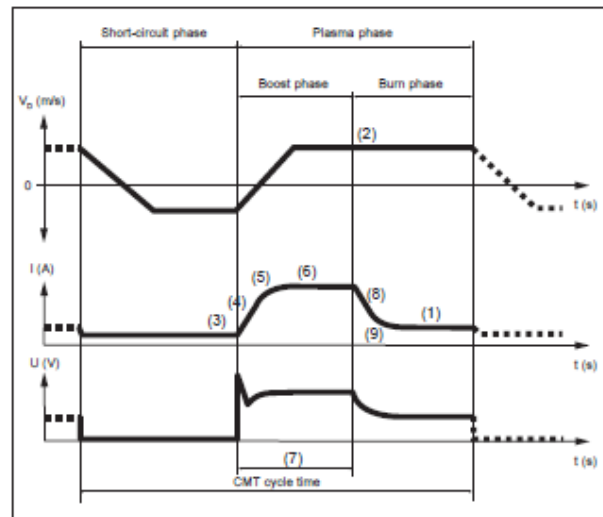


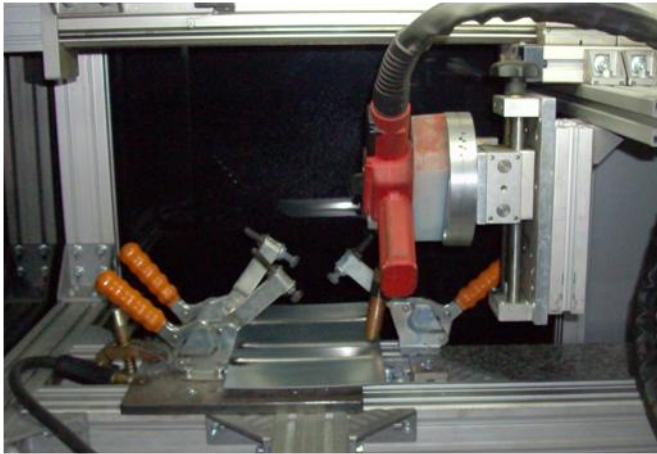
Abbildung 4-23 Charakteristische Kennlinie für den CMT-Prozess [Bedienerhandbuch Fronius RCU5000i]

Es handelt sich um einen vollmechanischen Schweißaufbau (Abbildung 4-24; Abbildung 4-25). Der Schweißarm wird automatisch mittels Linearroboter in x-Ebene bewegt, Winkel und Abstand der Schweißpistole sind manuell einzustellen. Auch das Blech wird manuell eingelegt und eingespannt.



Abbildung 4-24 Aufbau der CMT-Schweißanlage

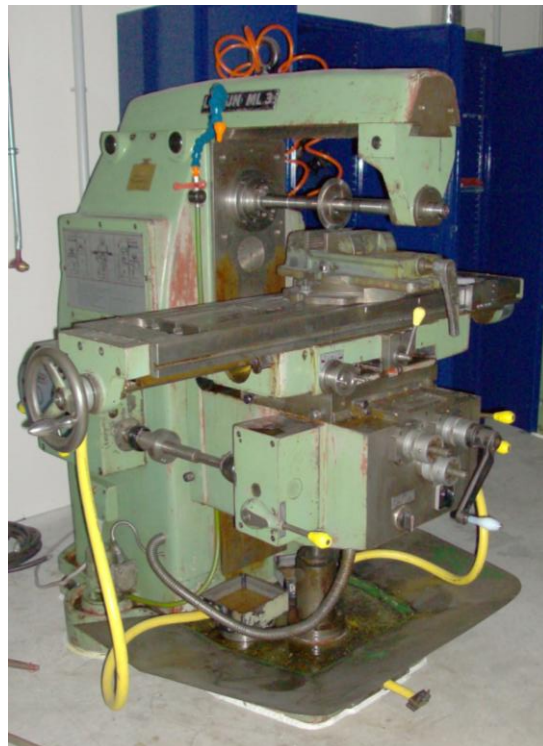




**Abbildung 4-25 Detailaufnahme Probenfertigung**

Als Haupteinflussfaktor für die Richtigkeit der Kennlinien-Parameter wurde die Haftung der Auftragslötung auf dem Stahlblech befunden. Diese wurde nach jeder Parameteränderung getestet: Mittels hydraulischer Schlagschere wurde quer zur Schweißnaht geschnitten und die polierte Schnittfläche mit freiem Auge optisch auf möglichen Anbindungsfehler kontrolliert.

Für die Weiterverarbeitung wurden aus den Schweißraupen 2 mm breite Streifen gefräst (Abbildung 4-26).



**Abbildung 4-26 Fräsmaschine**

## 4.4 Herstellung der Sekundärschweißung mit und ohne Schweißzusatz

Bei der Sekundärschweißung wurden mittels der Bimetallstreifen Stahl DX56 und Aluminium 6082 verbunden und so artgleiche Verbindungen DX56Z140 mit DX56Z140 und 5556 mit 6082 (Tabelle 4-6) hergestellt.

Tabelle 4-6 Materialeigenschaften von Aluminium 6082

6082 T6/AlMgSi1								
Zusammensetzung [max%]	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
	1.3	0.5	0.1	1.0	1.2	0.25	0.20	0.10
Zugfestigkeit [MPa]	275	Dehngrenze $R_{p0.2}$ [MPa]	240	Bruchdehnung [%]	6-9			

### 4.4.1.1 Versuchsaufbau

Die Herstellung der artgleichen Verbindungen, die Sekundärschweißungen, wurde mittels eines Scheibenlaserschweißgerätes Trumpf TruDisk 4002 der Schweißtechnischen Zentralanstalt (Abbildung 4-27) durchgeführt.



Abbildung 4-27 Laserschweißanlage der Schweißtechnischen Zentralanstalt

Der Laserschweißkopf ist in der Schweißkammer fix angebracht. Die Bewegungen in x- und y-Richtung werden über den programmierbaren beweglichen Probenstisch durchgeführt, die z-Richtung über den Fokus des Lasers. Der Schweißvorgang wird über eine CNC-Steuerung programmiert. Außerdem ermöglicht eine Hochgeschwindigkeitskamera, die mit einem zusätzlichen Beleuchtungslaser (Abbildung 4-28; Abbildung 4-29) für die Bilderkennung betrieben wird, die Darstellung und Überwachung des Schweißvorganges.



**Abbildung 4-28 Links: Hochgeschwindigkeitskamera; Rechts: Beleuchtungslaser**



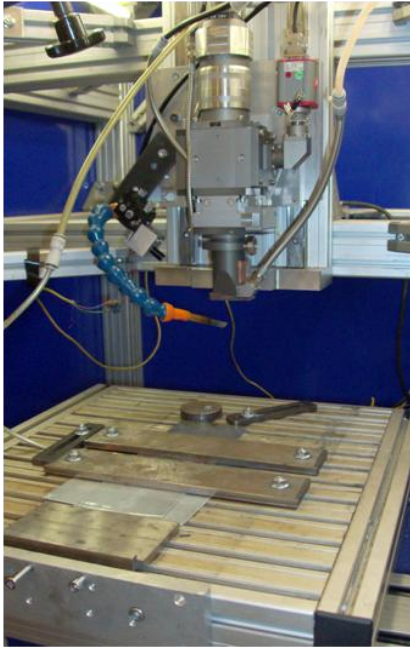
**Abbildung 4-29 Links: Überwachung Hochgeschwindigkeitskamera, rechts: Stromquelle des Beleuchtungslasers**

Als erster Arbeitsschritt zur Verwendung des Lasers musste der Fokus in Bezug zum Blechabstand eingestellt werden. Vor Beginn der Schweißungen wurde mit einem Leistungsmessgerät die Übereinstimmung der eingestellten Leistung des Lasers mit der Echtleistung verifiziert. Die optimale Einstellung sowohl für Stahl- als auch für Aluminiumschweißungen wurde mit einer Parameterstudie ermittelt: Zuerst wurden Blindnähte erstellt, dann bei passender Einstellung artgleich Stumpfnähte geschweißt und schließlich zur Reduzierung der Wärmeeinbringung noch der seitliche Abstand des Schweißkopfes zur Naht optimiert.

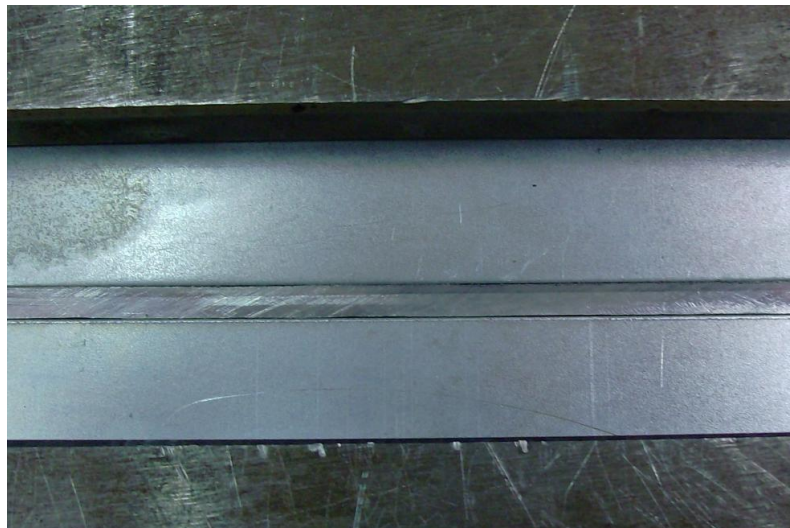
Zuerst wurde die Aluminiumseite verschweißt, da aufgrund des Temperaturverhaltens des Aluminiums bei einer vorhergehenden Schweißung der Stahlseite der Bimetallstreifen zerstört



werden würde. Das zu fügende Aluminiumblech (6082) wurde gemeinsam mit der zu verbindenden Aluminiumseite des vorgefertigten Bimetalls in die Spannvorrichtung (Abbildung 4-30; Abbildung 4-31) eingelegt und gegen Verzug gesichert.



**Abbildung 4-30 Spannvorrichtung in der Schweißkammer**



**Abbildung 4-31 Detailaufnahme der eingespannten Probe**

Die Schweißnaht wurde hergestellt, die Probe umgespannt und nachher die Schweißung der Stahlseite durchgeführt. Alternativ wurde für die Verbindung der Aluminiumseite der Schweißzusatzdraht 5556 herangezogen, um die Wärmeeinbringung noch weiter zu reduzieren. Der Schweißdraht (Abbildung 4-32) wurde automatisch (Steuerung des Drahtvorschubes über eine Spannungsquelle; Abbildung 4-33) zugeführt.



Abbildung 4-32 Schweißzusatzdraht

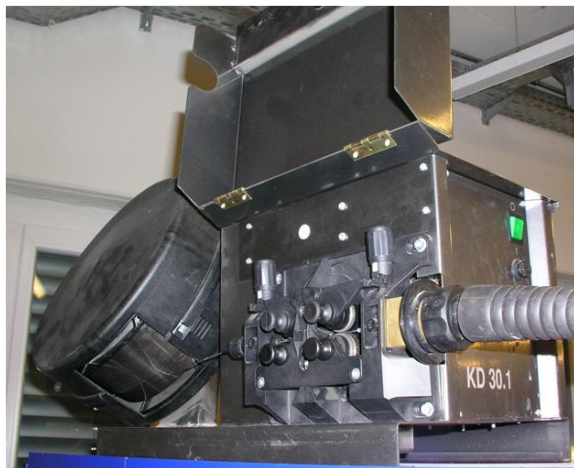


Abbildung 4-33 Links Drahtzufuhr, rechts Steuerung der Drahtgeschwindigkeit

## 4.5 Untersuchung der Sekundärverbindung

Die Qualität der mittels Laserschweißung hergestellten Sekundärverbindung wurde in einem Zugversuch und einer rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung beurteilt.

### 4.5.1 Zugversuch

Die Proben wurden im Prüfstand (Zugmaschine ZWICK 1486 FZPL 1/3/6) eingespannt und es wurde orthogonal zur Schweißnaht Kraft aufgebracht.

## 4.5.2 REM

Analog zur Probenpräparation der kaltwalzplattierten Bimetalle (siehe 4.2.5, 4.2.6) erfolgte im ersten Schritt eine Probenentnahme aus den geschweißten Platinen mittels Nasstrennmaschine. Die gereinigten und entgrateten Probenstücke wurden warm eingebettet, danach geschliffen und poliert, und darauffolgend rasterelektronenmikroskopisch untersucht. Die Untersuchung erfolgte mit dem Rasterelektronenmikroskop des Instituts für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie der TU Wien.

## 5. Ergebnisse

Die Ergebnisse der verschiedenen in Kapitel 4 beschriebenen Versuchsreihen sind im Folgenden dokumentiert.

### 5.1 Herstellung der Primärverbindung mittels Walzplattieren

Das im Laborversuch durchgeführte Walzplattieren als Herstellungsmethode für die Primärverbindung erwies sich als nicht geeignet. Es konnte auf Grund der mangelnden Haltbarkeit kein für die Weiterverarbeitung brauchbares Bimetall gewonnen werden. Die Ergebnisse dieser Versuche sind nachfolgend zusammengefasst.

#### 5.1.1 Herstellung des Bimetalls mittels Goldschmiedewalze

Die Methode des Plattierens mit der Goldschmiedewalze diente dem Zweck des Erlernens der Handhabung des Materials. Dieses Verfahren war nie als Herstellungsmethode angedacht und wurde nur auf Grund der Verfügbarkeit als Machbarkeitsstudie verwendet. Die Erfolge waren gering. Es konnte erst bei Anwendung hoher Walzendrücke und Aufrauen der Kontaktflächen mit Schleifpapier eine teilweise Haftung erzielt werden (Abbildung 5-1). Es kam allerdings zu einer großen Verbiegung, auch eine Justierung der Abstände des Walzwerkes erzielte kein positives Ergebnis. Die Proben hatten nach dem Walzen dieselbe Krümmung wie der Durchmesser des Walzwerkes. Temperaturmessungen der Probe vor und nach dem Walzen wurden mittels Infrarotmessgerät durchgeführt und ergaben einen Temperaturunterschied von  $+2^{\circ}\text{C}$  ( $23.8^{\circ}\text{C}$  vorher,  $25.8^{\circ}\text{C}$  nachher).

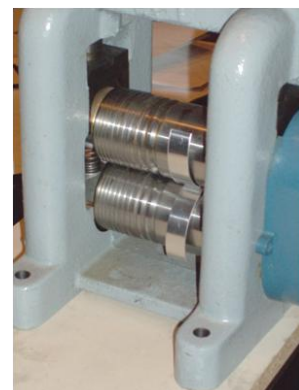
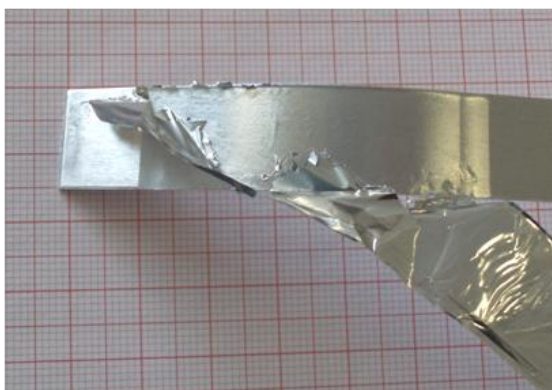


Abbildung 5-1 links: Aluminium mit aufgewalzter Aluminiumfolie, rechts: Separierte gekrümmte Blechstreifen beim Austritt aus der Walze

Die tabellarischen Ergebnisse und Detailfotos finden sich in Anhang 5.1.1.

## 5.1.2 Herstellung des Bimetalls mittels Kaltwalzplattieren

Da die Versuche mit der Goldschmiedewalze zeigten, dass Kaltwalzplattieren prinzipiell als mögliche Herstellungsmethode für das Bimetall in Frage kam. Für einen wissenschaftlichen Zugang war es aber nötig, das Kaltwalzverfahren in einer fertigungsnahen oder Laborumgebung mit einem Gerät mit numerisch nachvollziehbaren Einstellparametern hinsichtlich Walzendruck und Walzgeschwindigkeit durchzuführen. Die TU Bergakademie Freiberg, die in ihrem Fertigungslabor über ein Kaltwalzgerüst verfügt, ermöglichte die Durchführung der Versuchsreihen zur Fabrikation von kaltwalzplattierten Blechen.

Tabelle 5-1 gibt einen Überblick über die Ergebnisse der Kaltwalzplattierung von DC01 und unterschiedlichen Reinaluminiumwerkstoffen.

Tabelle 5-1 Kaltwalzplattierungen von DC01 und A199.85/ A199.5

Probe	Werkstoff- kombination	Dicke			Oberflächenvorbereitung						Walzparameter				$k_w$	Haftung
		Al	St	Gesamt	Al			St			Geschw.	Walzspalt	Walz- kraft	Walz- moment		
					Kraft [N]	Vorschub [mm/s]	Drehzahl [1/min]	Kraft [N]	Vorschub [mm/s]	Drehzahl [1/min]						
[mm]	[mm]	[mm]	[N]	[mm/s]	[1/min]	[N]	[mm/s]	[1/min]	$v_w$ [m/s]	$s$ [mm]	Gesamt [kN]	Gesamt [kNm]	[MPa]			
1	DC01/ A199.85	3	1.5	4.5	0.5	5	1200	4	5	1500	0.2	2.4	287.9	4.5	331.7	NEIN
2		3	1.5	4.5	0.5	5	1200	4	5	1500	0.2	1.9	379.2	6.4	396.4	NEIN
3		3	1.5	4.5	0.5	5	1200	4	5	1500	0.2	1.9	376.4	6.241	383.4	NEIN
A		3	1.5	4.5	1	5	1200	Schleifen			0.2	1.5	460.1	10.356	444.7	JA
B		3	1.5	4.5	1	5	1200	Schleifen			0.2	0.9	620.0	13.1	552.2	JA
C		3	1.5	4.5	1	5	1200	Schleifen			0.2	0.4	783.6		663	JA
D	DC01/ A199.5	1.5	1.5	3	1	5	1200	4	5	1500	0.2	0.4	596.4	8.0	662.9	JA
E		1.5	1.5	3	1	5	1200	4	5	1500	0.2	0.9	449.9	5.8	555.0	JA
F		1.5	1.5	3	1	5	1200	4	5	1500	0.2	0.9	459.6	5.8	558.7	JA



Anfangs zeigte sich bei allen Proben ein Problem in der Haftung. Zusätzlich erwies sich ein am Anfang der zu plattierenden Metallstreifen aufgebrachtes Klebeband, das zur Erleichterung der Durchführung von Schälversuchen zur Abschätzung der Haftung gedacht war, als hindernd für das Walzen und wurde in weiterer Folge nicht mehr aufgebracht: Stahl und Aluminium hatte sich zwar kurzzeitig verbunden, jedoch beim Austritt aus der Walze (während das Ende der Bleche mit dem Klebeband gerade gewalzt wurde) löste sich die Bindung wieder ruckartig.

Das unterschiedliche Fließverhalten von Stahl und Aluminium zeigt, dass Aluminium ein weicherer Werkstoff ist. Das Aluminiumblech ändert deshalb seine Länge während des Plattierprozesses. Beim Überschreiten der Grenze der Stahlblechoberseite zum Klebeband wird durch die Oberflächenänderung eine Spannung induziert, sodass sich die vorangegangene Bindung der Oberflächen wieder löst (Abbildung 5-2).



**Abbildung 5-2 Gelöste Verbindung von Stahl und Aluminium**

Die Proben weiterer Walzversuche zeigten eine anfängliche Bindung z.B. DC01 mit 6082, jedoch konnte man durch Klopfen auf die Probe hören, dass diese hohl war. Dies bedeutet, dass es sich um keine vollständige Bindung handelt. Somit kam es bei diesen Proben nach mehreren „Klopfests“ zur Trennung. Auf der Stahlseite war zwar optisch eine minimale Aluminiumschicht erkennbar, jedoch war keine zerstörte Bindung zu sehen, was darauf schließen lässt, dass es durch den Walzvorgang zu keiner dauerhaften, tiefer liegenden Verbindung gekommen war. Eine mögliche Abhilfe bei solchen Proben könnte eine Wärmebehandlung durch Diffusionsglühen bei 200°C schaffen.

Dieses mäßige Bindungsverhalten in diesen ersten Walzplattierungsversuchen ist auch dadurch zu erklären, dass erst am Ende des Prozesses die für die Bindung benötigte Temperatur erreicht ist. Anschließend kühlt die Probe ab und das Stahlblech dehnt sich dabei geringer, sodass die

Plattierung sich wieder löst. Weiters könnte auch eine Erhöhung der Probertemperatur (Proben zuvor in einem Ofen erwärmen) die Situation verbessern bzw. auch die Erhöhung der Rauigkeit wäre eine Möglichkeit. Zu Berücksichtigen war auch welches Material sich beim Einführen in die Walze auf der Unterseite und auf der Oberseite befindet. Die besten Ergebnisse wurden durch Aluminium auf der Unterseite und Stahl auf der Oberseite erzielt.

Durch den Einzug in die Walze und die Materialeigenschaften ist das resultierende plattierte Blech gekrümmt. Auf der Krümmungsoberseite befindet sich Aluminium, d.h. der Stahl biegt sich geringer.

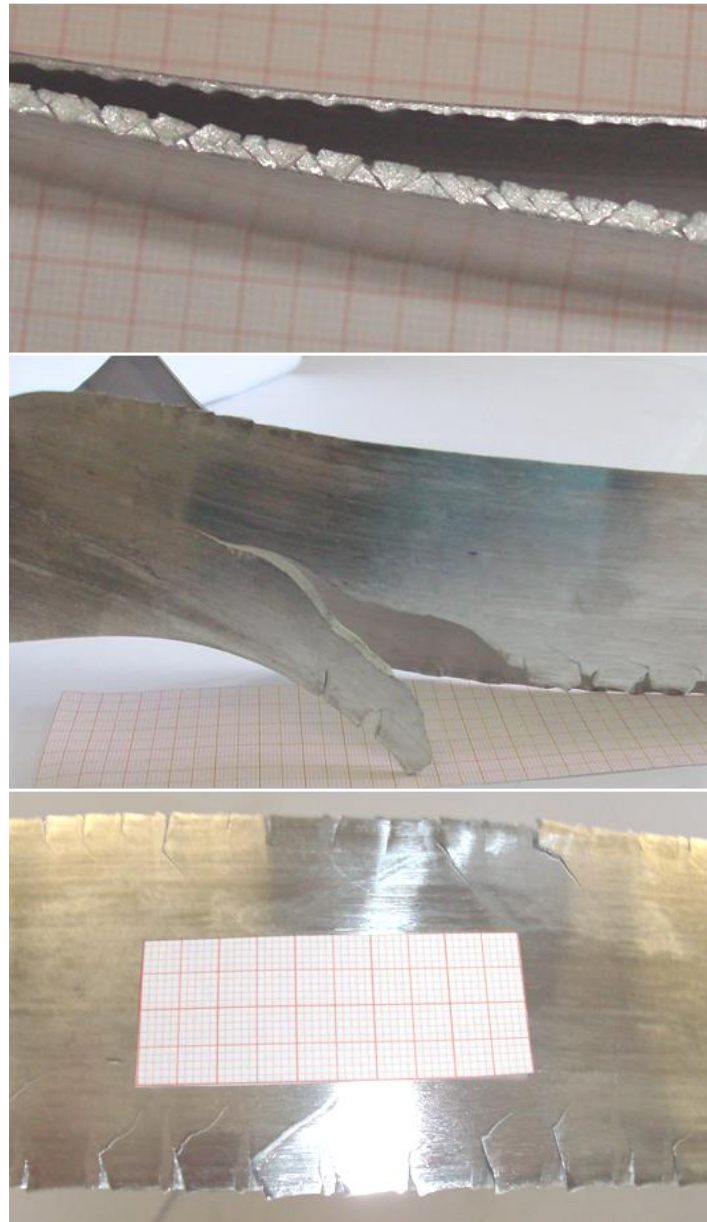
Da diese anfänglichen Versuche fehlschlagen, wurde auf ein Schichtdickenverhältnis zurückgegriffen, das sich in früheren Versuchen des JOIN-Projektes bereits bewährt hatte: DC01 (in der Stärke von 1.5 mm) und Al 99.5 (in der Stärke von 1.5 mm), somit ein Verhältnis von eins zu eins.

Diese Kombination ging einwandfrei durch die Walze. Dies bestätigte die Vermutung der starken Abhängigkeit von Schichtdickenverhältnis und Oberflächenvorbereitung. Bleche mit einem Schichtdickenverhältnis von 1:2 (Stahl : Aluminium) benötigen eine andere Oberflächenvorbereitung, die Stahloberfläche muss stärker aufgeraut werden. Bei den Proben mit Al 99.8 wurde der Stahl anstelle der üblichen Probenvorbereitung mit Aceton und Bürsten nur geschliffen. Durch den anschließenden Walzvorgang wurden Stahl und Aluminium erfolgreich verbunden (Abbildung 5-3).



**Abbildung 5-3 Walzplattierter Bimetallstreifen (oben Aluminiumseite, durchgehend mit der untenliegenden Stahlseite verbunden, kein Aufklaffen in der Mitte wie bei Abbildung 5-2)**

Nachfolgende Versuche mit härteren Materialkombinationen (6061, 6082, 7075) auf der Al-Seite lieferten kein positives Ergebnis. Es kam keine Verbindung zustande. Dies lag wahrscheinlich an der Oberflächenvorbereitung, bei der bisher eine zu geringe Oberflächenrauigkeit erzielt wurde. Die Bleche wiesen starke Beschädigungen (Abbildung 5-4) in der Form von Kantenrissen durch die zusätzlich aufgebrachte Druckerhöhung auf.



**Abbildung 5-4: Beispiele von Beschädigungen durch den Plattiervorgang**

In einem folgenden Versuchsdurchlauf wurden die Bleche stärker aufgeraut (Bürstung mit einem größeren Drahtdurchmesser von 0.35 mm anstelle von 0.15 mm). Somit waren auch die Plattierungen der härtesten Materialkombinationen möglich, ein Überblick über diese Ergebnisse ist in Tabelle 5-2 wiedergegeben.

Die gesamten tabellarischen Ergebnisse und Detailfotos sind in Anhang 5.1.2. dargestellt.

Tabelle 5-2 Kaltwalzplattierungen von höherfesten Al-St-Kombinationen

Proben-#	Werkstoff- kombination	Dicke			Oberflächenvorbereitung						Walzparameter		Walz-kraft	Walz- moment	k <sub>w</sub>	Haftung
		Al	Stahl	Gesamt	Al			Stahl			Geschw.	Walz- spalt				
					Kraft [N]	Vorschub [mm/s]	Drehzahl [1/min]	Kraft [N]	Vorschub [mm/s]	Drehzahl [1/min]						
[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]
1	HC260/ 6061	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	2.5	475.6	5.8	644.6	JA
2		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	2	583.8	7.8	678.5	JA
3		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	2	517.6	7.2	605.7	JA
4		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	710.4	10	731.4	JA
5		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	732.4	10.4	752.8	JA
6		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	655.6	9.8	678	JA
7	HC260/ 6082	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	754.4	10.8	759.7	JA
8		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	759.7	11.1	764.8	JA
9		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	793.2	11.111	796.5	JA
10		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	802.2	11.2	804.9	JA
11		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	767.8	10.9	772.5	JA
12		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	772	11.2	776.4	JA
13	HC260/ 7075	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	888.2	12.1	885.4	JA
14		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	863.4	11.5	862.3	JA
15		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	881.5	11.7	879.2	JA
16	DC01/ 6061	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	651.0	10.0	661	JA
17		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	715.4	10.6	722.7	JA

Proben-#	Werkstoff- kombination	Dicke			Oberflächenvorbereitung						Walzparameter		Walz- kraft	Walz- moment	$k_w$	Haftung
		Al	Stahl	Gesamt	Al			Stahl			Geschw.	Walz- spalt				
		[mm]	[mm]	[mm]	Kraft [N]	Vorschub [mm/s]	Drehzahl [1/min]	Kraft [N]	Vorschub [mm/s]	Drehzahl [1/min]	$v_w$ [m/s]	s [mm]				
18	DC01/ 6061	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	664.5	10.3	674	JA
19		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	649.6	9.8	659.6	JA
20		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	638.4	9.8	648.8	JA
21		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	1.5	637.4	9	647.8	JA
22	DC01/ 6082	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.4	746.6	9.9	609.0	JA
23		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.9	822.9	12.6	699.1	JA
24		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.9	770.3	11.7	652.2	JA
25		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.9	764.2	10.9	647.2	JA
26		3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.9	857.9	12.4	722.9	JA
27	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.9	826.2	12.1	697.3	JA	
28	DC01/ 7075	3	1.5	4.5	40	5	500	40	5	2000	0.1	0.9	934.9	13.3	784.5	JA

## **5.2 Untersuchung der kaltwalzplattierten Bimetalle**

Ziel dieser Arbeit war die Herstellung von haltbaren Bimetallstreifen mit intermetallischen Phasen in Größenordnungen, die auf die mechanischen Eigenschaften keinen negativen Einfluss nehmen. Die kaltwalzplattierten Bimetalle wurden hinsichtlich Schichtdicke und Grenzflächenrauheit, die einen wesentlichen Beitrag zur Bindung liefert, untersucht und einem zusätzlichen Wärmeeinfluss durch eine WIG-Auftragsschweißung unterzogen, um eine nachfolgende Sekundärverbindung zu simulieren. Weiters erfolgte eine licht- und eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung zur Feststellung von intermetallischen Phasen und deren Größenordnungen.

### **5.2.1 Schichtdickenmessung der kaltwalzplattierten Bimetalle**

Die Schichtdickenmessung der gewalzten Bimetallstreifen sollte eine Aussage über das Materialverhältnis von Stahl zu Aluminium nach dem Walzvorgang und die eingetretene Dickenreduzierung geben. Ziel war ein gleichmäßiges Schichtdickenverhältnis Stahl: Aluminium von 1:2 zu erreichen. Die Daten wurden mit einem Schichtdickenmessgerät entlang der gesamten Breite des Bimetallstreifens ermittelt.

In Korrelation mit der Walzkraft zeigte sich eine Reduktion der Schichtdicken bei Aluminium zwischen 50 und 65% und bei Stahl eine Dickenreduktion von 35 und 50%. Somit lag die Gesamtdickenreduktion des fertigen Bimetallstreifens zwischen 40 und 55%. Bei den Aluminium-Schichtdicken (3 mm vor dem Walzvorgang) wies Probe D mit Werten um 590 µm signifikant niedrigerer Werte auf als Probe E mit um 715 µm. (Die tabellarischen Ergebnisse sind in Anhang 5.2.1 dargestellt).

Im Allgemeinen war allerdings eine einheitliche Schichtdicke nicht referenzierbar, da aufgrund des unterschiedlichen Glanzes und den auf dem Blech vorhandenen verschiedenen Rautiefen bei den Messungen kein konsistentes Ergebnis erzielbar war.

### **5.2.2 Rauheitsmessung der gewalzten Bimetalle**

Schon die Versuche mit der Goldschmiedewalze zeigten den wichtigen Einfluss der Grenzflächenrauheit der Plattierpartner auf das Bindungsverhalten und somit die Haltbarkeit der kaltwalzplattierten Bimetallproben. Daher wurde eine Rauheitsmessung durchgeführt, auch um den Zusammenhang zwischen Rauheit und Haltbarkeit der Bindung zu dokumentieren. Die Rauheit wurde mit einem Perthometer im taktilen Tastschnittverfahren gemessen.

Je nach Exposition (Außen- oder Innenseite) und Art der Oberflächenvorbereitung für das Walzen (geschliffen oder gebürstet) wiesen die verschiedenen Probenoberflächen stark



unterschiedliche Rauheitswerte auf (Abbildung 5-5, Abbildung 5-6).

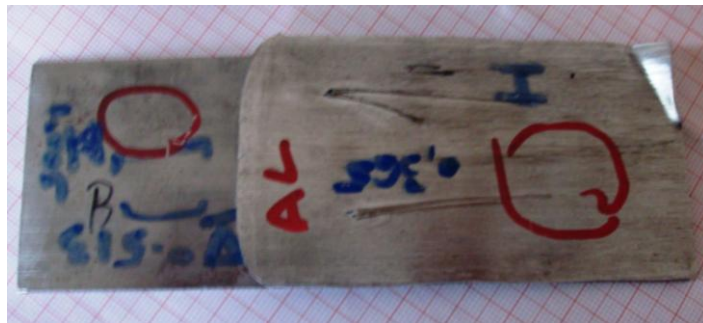


Abbildung 5-5 Probe B: Al außen – Messung I (rechts, rote Umrandung); St geschliffen – Messung IV längs (links oben, rote Umrandung), Messung V quer (links unten, blaue Kennzeichnung)



Abbildung 5-6 Probe B: Al innen, gebürstet – Messung II (Probe unten); St innen – Messung III (Probe oben)

Die Stahlinnenseite des Bimetallstreifens, die vor dem Walzvorgang geschliffen wurde, wies sowohl die größte Einzelrautiefe als auch die größte gemittelte Rauhtiefe auf, jedoch waren diese im Vergleich zur Innenseite des Aluminiumstreifens nicht wesentlich höher. Dies bedeutet, dass die Probenvorbereitung durch Schleifen des Stahles und durch Bürsten des Aluminiums eine fast äquivalente Rauheit auf der Oberfläche herstellt.

Die Unterschiede der Rauheitswerte von Innen- zu Außenseite sind signifikant: Die maximale Einzelrautiefe  $R_{max}$  ist innen circa 3.5 mal größer als außen, die gemittelte Rauhtiefe  $R_z$  viermal größer und der Mittenrauhwert  $R_a$  ungefähr fünfmal so groß. Die Aluminiumseite des Bimetalls weist auf der Innenseite, die vor dem Walzen gebürstet wurde, einen viermal so großen Wert für  $R_{max}$  auf wie die Außenseite. Die innenseitigen Werte für die gemittelte Rauhtiefe und den Mittenrauhwert sind ungefähr sechsmal so groß wie die außenseitigen Werte. Der Unterschied in den Messergebnissen auf der Innenseite der Aluminiumstreifen ist wesentlich größer als der der

Stahlinnenseiten des Bimetalls. Die Aluminiumaußenseite sowie die Stahlaufseite weisen geringere Rauheitswerte als die Innenseite auf – die Rauigkeit wurde um ein Viertel reduziert.

Auf der Außenseite des Stahlstreifens wurden Messungen in Längs- (in Walz- und Schleifrichtung) und Querrichtung (normal zu Walz- und Schleifrichtung) durchgeführt. Der Mittenrauhwert quer ist dreimal so hoch wie längs, die größte Einzelrauhentiefe ist mehr als eineinhalbmal größer in Querrichtung und die gemittelte Rauhtiefe ist fast doppelt so groß normal zur Walzrichtung.

Die Daten der Rauheitsmessungen sind in Tabelle 5-3 wiedergegeben:

**Tabelle 5-3 Ergebnisse der Rauheitsmessungen**

	<b>I Al Außenseite in Walz- richtung</b>	<b>II Al-Innenseite in Walz- und Bürstrichtung</b>	<b>III St-Innenseite in Walz- und Schleifrichtung</b>	<b>IV St- Außenseite in Walz- und Schleifrichtung</b>	<b>V St- Außenseite normal zur Walz- und Schleifrichtung</b>
$L_t$	17.50 mm	17.50 mm	17.50 mm	17.50 mm	17.50 mm
$L_s$ <i>Norm</i> <i>GS</i>	8.0 $\mu\text{m}$	8.0 $\mu\text{m}$	8.0 $\mu\text{m}$	8.0 $\mu\text{m}$	8.0 $\mu\text{m}$
$L_c$	2.500 mm	2.500 mm	2.500 mm	2.500 mm	2.500 mm
$R_a$	0.365 $\mu\text{m}$	2.361 $\mu\text{m}$	2.769 $\mu\text{m}$	0.513 $\mu\text{m}$	1.605 $\mu\text{m}$
$R_z$	2.15 $\mu\text{m}$	13.1 $\mu\text{m}$	16.8 $\mu\text{m}$	3.91 $\mu\text{m}$	7.35 $\mu\text{m}$
$R_{max}$	4.36 $\mu\text{m}$	17.6 $\mu\text{m}$	20.3 $\mu\text{m}$	5.78 $\mu\text{m}$	10.2 $\mu\text{m}$

### 5.2.3 Wärmeeinfluss auf die gewalzten Bimetalle durch Auftragsschweißung

Um einen Eindruck über das Verhalten der Bimetalle und Strukturänderungen bei einem Wärmeeinfluss ähnlich einer Sekundärschweißung zu gewinnen, wurde eine Auftragsschweißung auf die noch nicht weiterverarbeiteten Bimetallstreifen durchgeführt. Mittels WIG-Verfahrens war dies auf der Aluminiumseite (Abbildung 5-7) problemlos möglich, ebenso wie eine Auftragsschweißung auf der Stahlseite (Abbildung 5-8), die allerdings eine kleine kaum sichtbare Delle auf der Aluminiumseite des Bimetalls verursachte.





Abbildung 5-7 Auftragsschweißung auf der Aluminiumseite des Bimetalls



Abbildung 5-8 Auftragsschweißung auf der Stahlseite des Bimetalls

Beide Schweißungen zeigen ähnliche Anlassfarben. Es wird der Bereich zwischen 200°C (weißgelb) und 360°C (grau) komplett abgedeckt (Abbildung 5-9).

Die Schweißung mit 140A weist den höchsten Wärmeeintrag im Bereich der Schweißnaht auf (blaugrau, 340°C). Die Temperatur nimmt nach außen hin wieder ab bis ca. 200°C (weißgelb). Anschließend ist ein Anstieg der eingedrungenen Wärme mit einem Maximum bei ca. 250°C (braunrot) zu erkennen. Im Vergleich zur zweiten Schweißnaht (130 A) ist hier Kornblumenblau (~300°C) schwächer ausgeprägt. Die Schweißung mit 130A weist im direkten Bereich um die Schweißnaht eine wesentlich breitere Zone der Anlassfarben zwischen grau (~360°C) und hellblau (~320°C) auf. Der strohgelbe Bereich (~220°C) ist auf der linken Seite des Bleches stärker ausgeprägt, rechts ist der weißgelbe Bereich (~200°C) schwächer ausgeprägt. Der Wärmeeinfluss reicht bis zum Rand des Bleches und erreicht bis zu ca. 320 °C und sinkt wiederum auf braunrot (~250°C) ab.

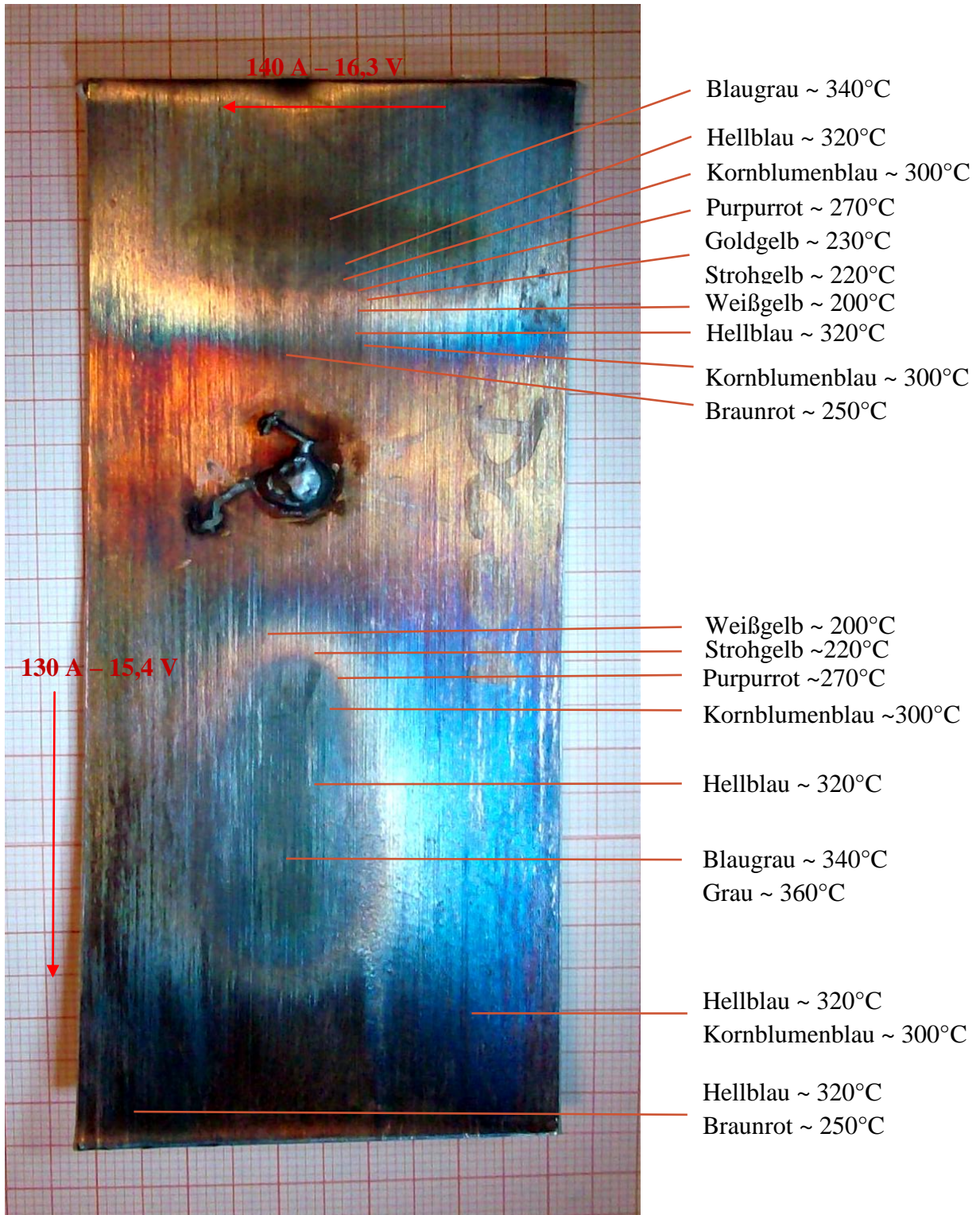


Abbildung 5-9 Anlassfarben der Auftragsschweißung



## 5.2.4 Lichtmikroskopische Untersuchung der Bimetalle und Auftragsschweißungen

Zur Analyse der Mikrostrukturen der kaltwalzplattierten Bimetalle und zur qualitativen und quantitativen Bestimmung dieser wurden sowohl die unbearbeiteten Bimetalle als auch jene, die einer Auftragsschweißung unterzogen wurden, lichtmikroskopisch untersucht. Zur Durchführung der Untersuchung war eine Schliffpräparation der Proben zur Erzielung einer geeigneten Oberfläche notwendig.

Bei der Präparation nach Al-Standard zeigten die Proben auf der Aluminiumseite viele Kratzer, die durch die Abtragung des Einbettmittels und der unterschiedlichen Werkstoffabtragung von Aluminium (das wesentlich weicher als Stahl ist) und Stahl verursacht wurden. Der abschließende Poliervorgang veränderte die Oberfläche, die schon eine leichte Anätzung aufwies. Die Poren im Aluminium, die in den Proben sichtbar waren, stellten auch ein Problem für eine untersuchbare Oberfläche dar. Es traten immer wieder Flüssigkeit, Schmutz bzw. darin angehaftete Schleifpartikel aus, die wiederum die polierte Oberfläche zerstörten. Auch beim finalen Reinigungsprozess mit Ethanol kam es teilweise zu einer Zerstörung der empfindlichen Oberfläche durch Zerkratzen mit den Fingern.

Die untersuchten Proben zeigen, dass Walzplattieren eine mögliche Methode sein kann, um den Bimetallstreifen aus Stahl und Aluminium herzustellen. Es sind keine intermetallische Phasen in der anfänglich hergestellten Primärverbindung erkennbar (Abbildung 5-10).

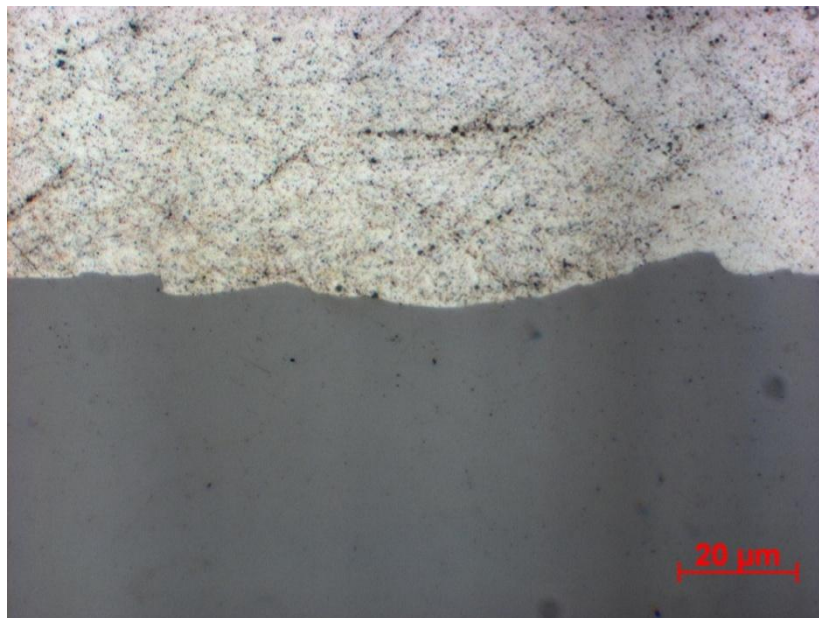
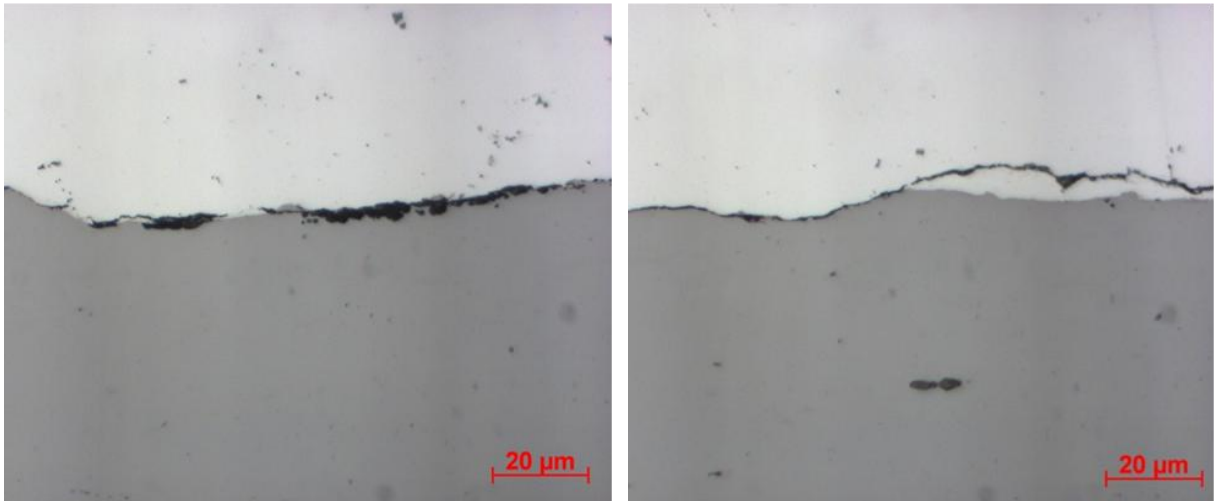


Abbildung 5-10 Walzplattierte Bimetallverbindung

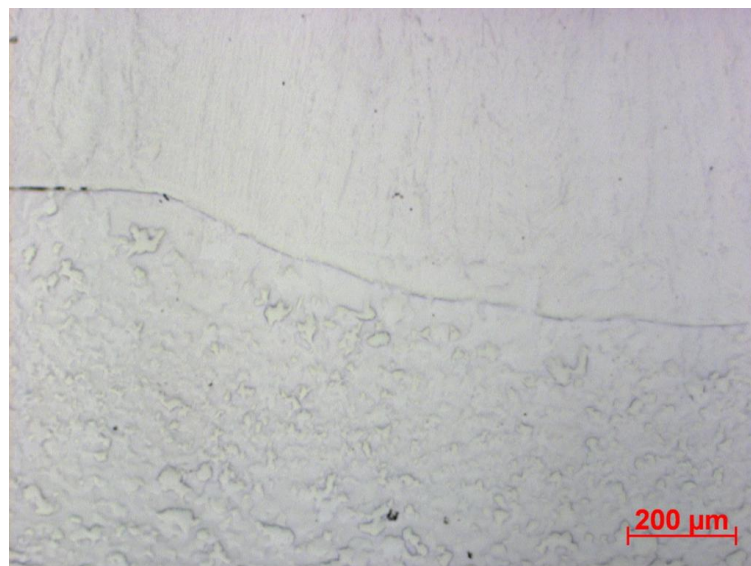
Die Verbindung von Stahl und Aluminium weist in den Randzonen der Bindung manchmal keine Haftung auf, und es treten auch Risse auf (Abbildung 5-11). Diese verlaufen teilweise in der Bindungszone und im Metall.



**Abbildung 5-11 Fehler in der Bindungszone zwischen Stahl und Aluminium**

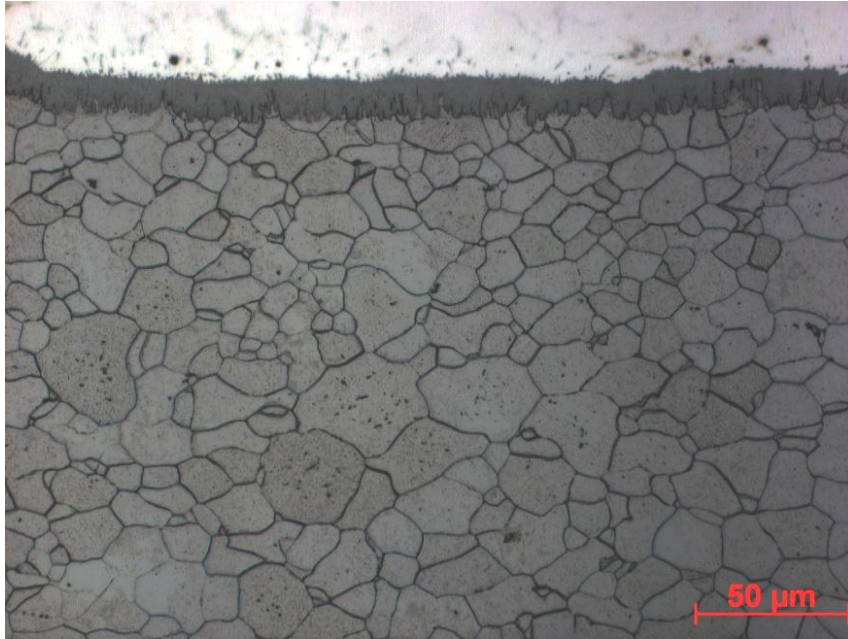
Die Auftragsschweißungen sollten einen Überblick der möglichen Auswirkung von Wärme in Aluminium als auch in Stahl geben.

Bei der Auftragsschweißung auf der Stahlseite (Abbildung 5-12) ist kein Einfluss der Wärme des Schweißprozesses erkennbar. Die Oberfläche wird angeschmolzen und verbindet sich mit dem Zusatzwerkstoff zu einer schlüssigen Verbindung. Die Primärverbindung wird dabei nicht angegriffen.



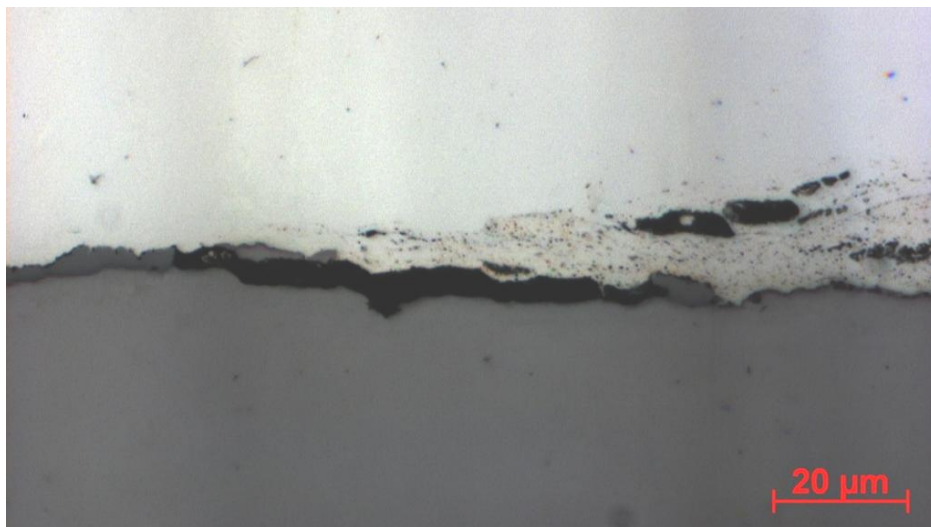
**Abbildung 5-12 Auftragsschweißung Stahlseite**

Auf der Aluminiumseite resultiert die Wärmebelastung in der Ausbildung von intermetallischen Phasen (Abbildung 5-13). Diese zeigen keine direkten Anzeichen von Rissen resp. Sprödigkeit.



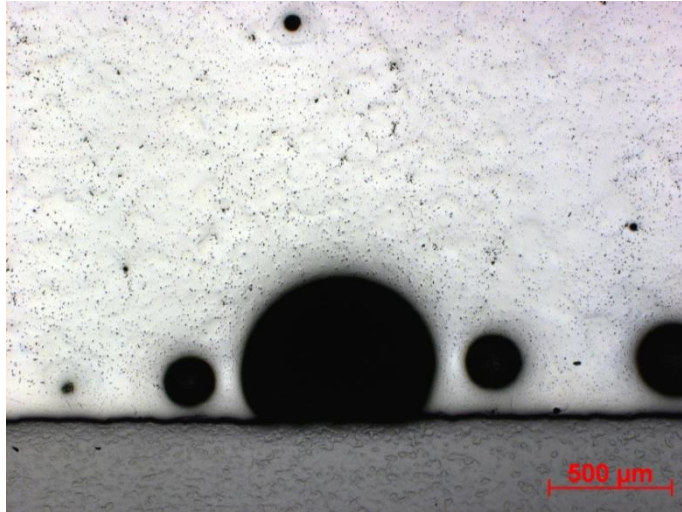
**Abbildung 5-13 Intermetallische Phasen durch Wärmeeinfluss auf der Aluminiumseite**

In Richtung der Wärmeeinflusszone nimmt die Breite des intermetallischen Phasensaums ab. An einigen Stellen treten jedoch Absplitterungen der Intermetalle (Abbildung 5-14) auf.



**Abbildung 5-14 Ausgebrochener intermetallischer Bereich**

Problematisch ist die Porenbildung im Aluminium (Abbildung 5-15), die mit zunehmender Wärmeeinbringung zum Wachstum an der Grenzfläche von Stahl und Aluminium führt.



**Abbildung 5-15 Porenbildung im Aluminium durch die Auftragsschweißung**

Die Ergebnisse der Untersuchung wurden durch die vorangegangenen Probenpräparationen stark beeinflusst. Wegen der unterschiedlichen Materialeigenschaften wurden Teilchen des härteren Metalls bzw. des Einbettmittels während der Schleif- und Poliervorgänge abgetragen und verursachten Beschädigungen wie Kratzer in der Aluminiumoberfläche. Beschädigungen erfolgten auch durch die aus den in Aluminium enthaltenen Poren hervortretenden Substanzen. Dadurch wurden die Schleif- beziehungsweise Polierstufen öfter und länger als üblich durchgeführt. Weiters wurde die Oberfläche des Schliffes vorab durch ein zu aggressives Poliermedium in der finalen Polierstufe angeätzt und somit auch die Bimetallverbindung angegriffen. Auch die abschließende Reinigung war teilweise die Ursache für Kratzer in der empfindlichen Probenoberfläche. Eine zu genaue Probenpräparation (Oberfläche ohne Fehler und Artefakte) führt zu einer Verfälschung der Aussage über die Bimetallverbindung, da diese von den Polierstoffen stark angegriffen und in weiterer Folge zerstört wird. (Detailaufnahmen aller untersuchten Stellen sind in Anhang 5.2.4 wiedergegeben).

### **5.2.5 Ergebnisse der Untersuchung der Bimetalle und Auftragsschweißungen mittels REM**

Um Mikrostruktur-Abbildungen mit höherer Schärfentiefe und besserer Aussagekraft zu erhalten wurden die bereits für die lichtmikroskopischen Untersuchungen präparierten Proben der unbearbeiteten und der auftragsgeschweißten Bimetalle an der TU Wien auch rasterelektronenmikroskopisch untersucht.

Die Proben weisen keine durchgängige Haftung über die gesamte Breite des Bimetallstreifens auf. In den seitlichen Bereichen, die auch durch die Probenentnahme geschädigt werden können, ist nur eine schwache oder gar keine Haftung erkennbar. In der Mitte ist aber die Haftung von Stahl und Aluminium gegeben.



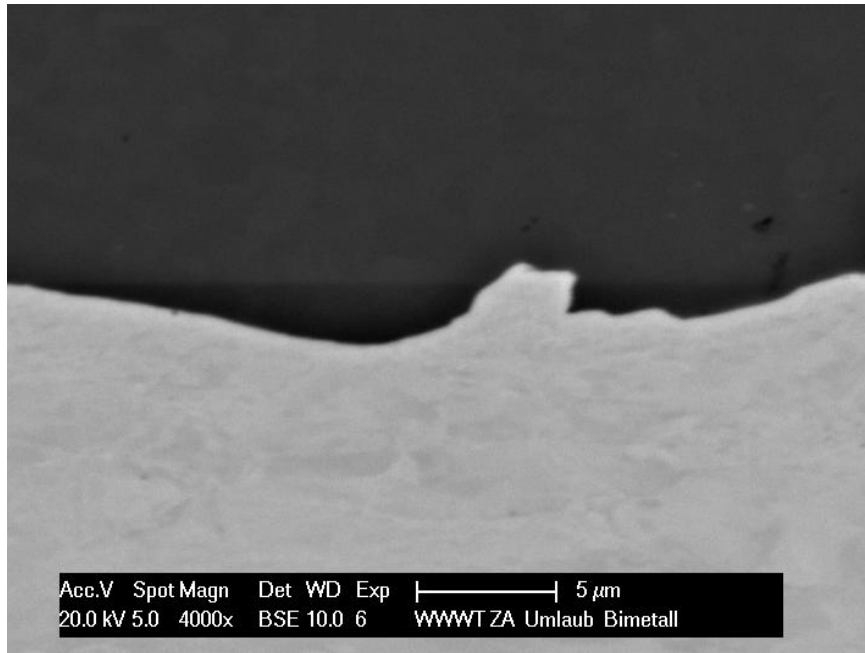


Abbildung 5-16 Untersuchter Bimetallstreifen

Entlang des gesamten Materialübergangs Aluminium – Stahl sind keine intermetallischen Phasen sichtbar (Abbildung 5-16). Durch den Prozess des Kaltwalzplattierens ist nicht zu viel Wärme in die Werkstoffe eingedrungen. Vereinzelt treten Poren in der Verbindungszone auf. Außerdem sind Abbrüche der Werkstoffe sowohl auf der Aluminiumseite als auch auf der Stahlseite auffindbar. Gute Haftung zeigt sich an „verzahnten“ Stellen in der Verbindungszone, jedoch ist keine hohe Rauheit erkennbar.

Die Auftragsschweißung, die mittels WIG-Verfahren auf der Aluminiumseite hergestellt wurde, verursacht einen so starken Wärmeeintrag in die Probe, dass sich intermetallische Phasen entlang der Verbindung Stahl und Aluminium bilden (Abbildung 5-17, Abbildung 5-18).

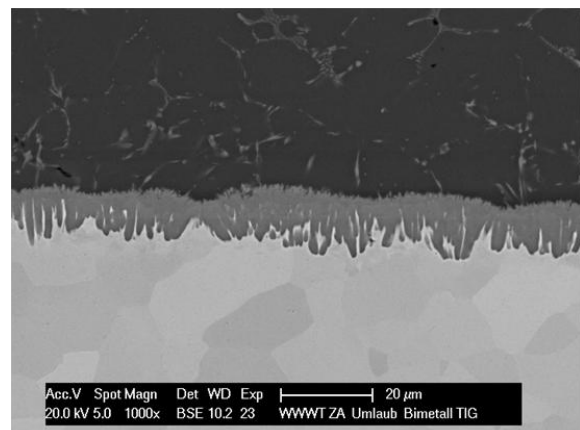
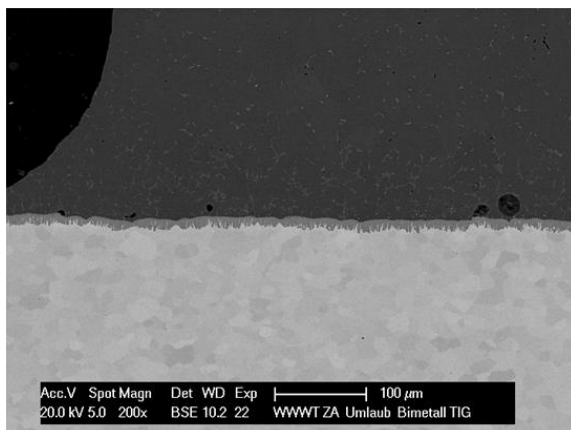


Abbildung 5-17 Intermetallische Phasen durch Auftragsschweißung

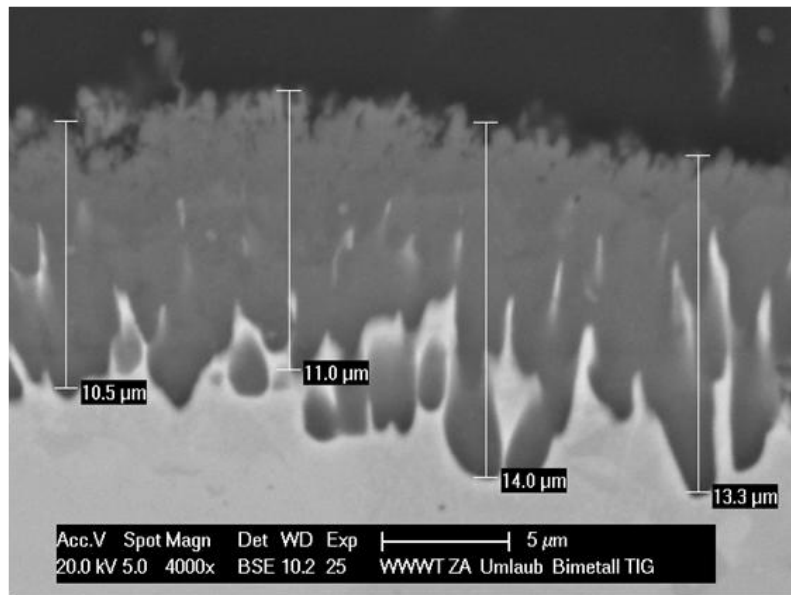


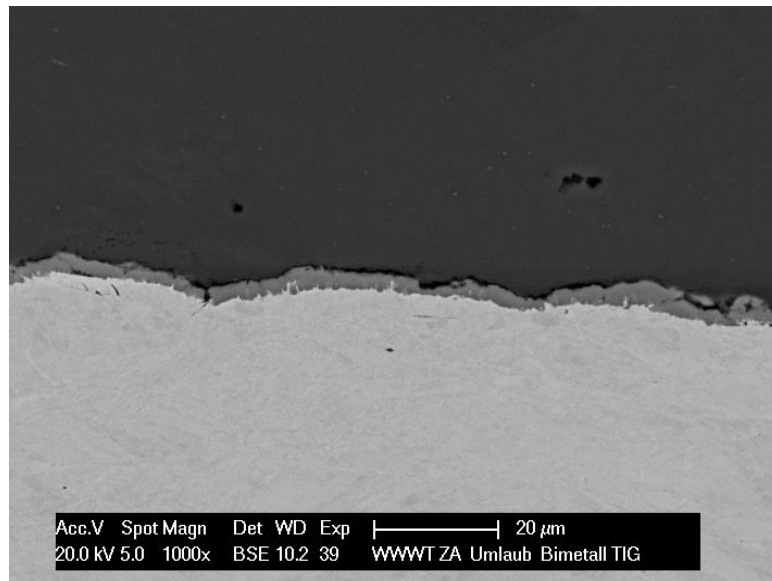
Abbildung 5-18 Größe der intermetallischen Phasen

Entlang des Probenquerschnitts ist jedoch eine Unregelmäßigkeit diesbezüglich zu erkennen: Die intermetallischen Phasen treten auf einer Seite der Schweißnaht noch in weiterer Entfernung von deren Mitte auf als auf der anderen Seite. Dies bedeutet, dass der Wärmeintrag in das Werkstück nicht symmetrisch war. Auch an den Verwirbelungen (Aufmischungen) in der Wärmeeinflusszone ist eine Asymmetrie bemerkbar. Diese treten einerseits nur in der direkten WEZ und andererseits auch weiter außerhalb auf.

Die intermetallischen Phasen sind über den gesamten Schweißquerschnitt deutlich sichtbar. Diese nehmen zu den seitlichen Bereichen und der WEZ hin in ihrer Breite ab und treten in der WEZ nur noch unregelmäßig vereinzelt auf. Die maximale Breite der IMP ist im mittleren Bereich der Schweißnaht mit 15,7 μm gegeben, das Minimum in der WEZ liegt zwischen 690 und 850 nm. Aus der Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der intermetallischen Phasen ist zu erkennen, dass es sich dabei um  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  und  $\text{FeAl}_3$  handelt. Bei der Betrachtung des gesamten Schweißquerschnitts fällt eine Änderung in der Form der intermetallischen Phasen auf: Nach dem Bereich der Aufmischungen haben diese keine nadelartige Form mehr.

In der direkten Schweißzone sind keine Anbindungsfehler von Aluminium zur intermetallischen Phase festzustellen, jedoch weiter außerhalb schon (Abbildung 5-19).





**Abbildung 5-19 Anbindefehler außerhalb der direkten Schweißzone**

Weitere Bilder der rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen sind in Anhang 5.2.5 enthalten.

Eine Auftragsschweißung ist prinzipiell möglich, ohne die Verbindung von Stahl und Aluminium zu zerstören. Durch die beim Schweißen eingebrachte Wärme bilden sich an der Werkstoffgrenze von Aluminium intermetallische Phasen. Die Anbindung an diese ist auf der Aluminiumseite problematisch, stellenweise ist keine Haftung gegeben.

Bei weiteren Schweißungen sind die Parameter weiter anzupassen. Die Wärmeeinbringung muss weiter minimiert werden, und auf eine symmetrische Arbeitsweise ist zu achten.

### **5.2.6 Ergebnisse der Schälversuche der gewalzten Bimetalle**

Zwecks Rückschluss auf die Haltbarkeit eines mittels Kaltwalzplattieren hergestellten Schweißzusatzmaterials wurden die kaltwalzplattierten Bimetallstreifen einem Schälversuch unterzogen. Dies ist eine Methode zur quantitativen Bestimmung der Haftung der beiden Schichten durch die Bestimmung der notwendigen Schälkraft, die Rückschlüsse auf die Festigkeit der Verbindung zulässt. Zwei Proben wurden einem solchen Versuch unterzogen.

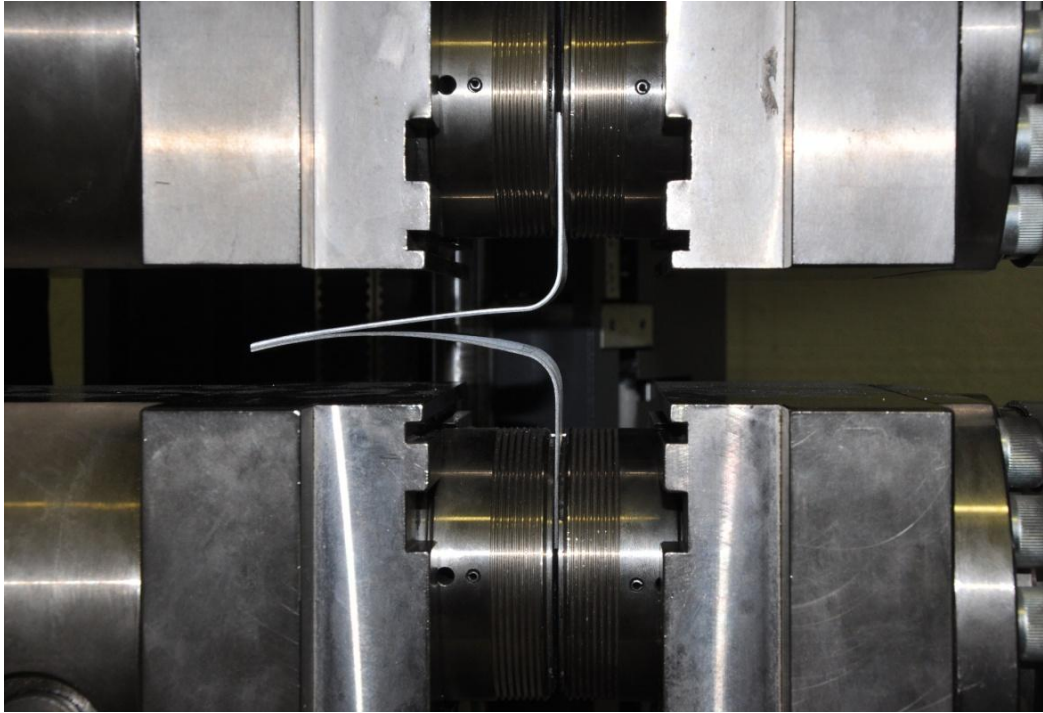


Abbildung 5-20 Lösen der Bindung der Bleche

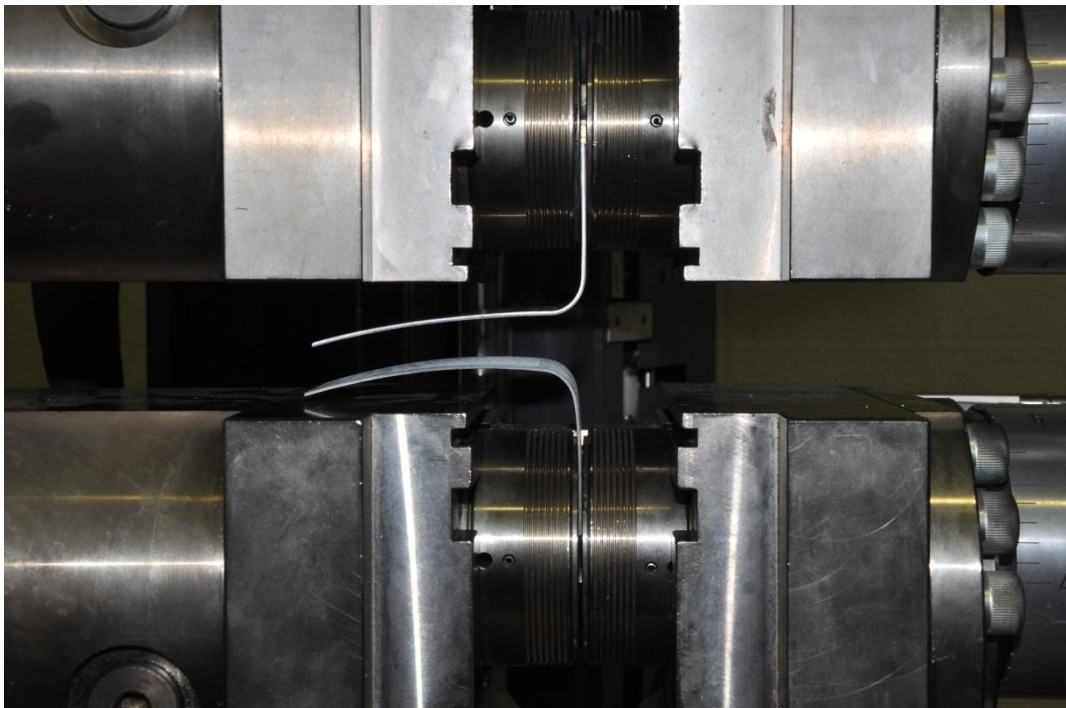
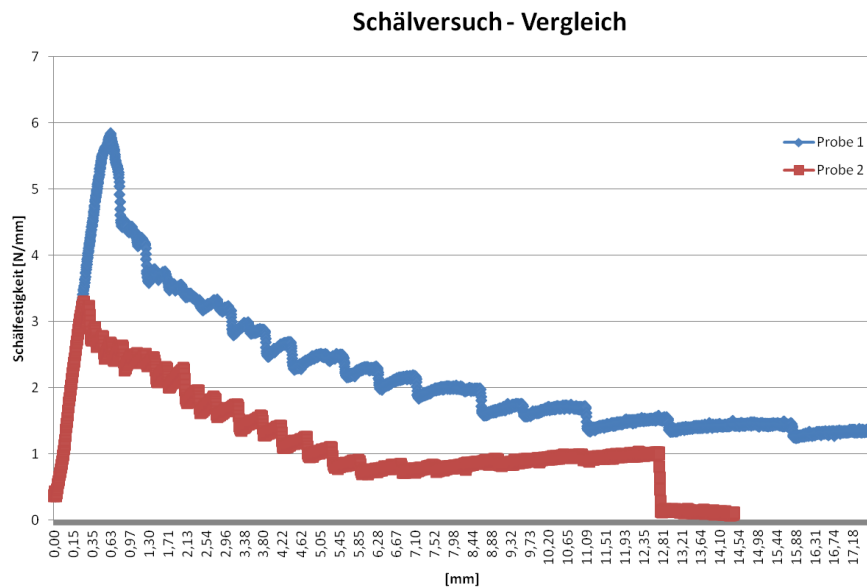


Abbildung 5-21 Ende des Schälversuchs: zwei Probenteile

Im Vergleich weisen beide Proben stark unterschiedliche Werte auf: Probe 1 erzielte eine Schälfestigkeit ( $\sigma_p = \frac{F_{break-off}}{L_{wide\ sample}}$ ) von 5.8 N/mm (maximale Kraft  $F_{max}$  von ca. 300 N), Probe 2

erreichte nur eine Schälfestigkeit von 3.3 N/mm ( $F_{max}$  bei 169 N) (Abbildung 5-22).



**Abbildung 5-22 Vergleich Schälfestigkeiten**

Eine ausführliche Darstellung der Ergebnisse des Schälversuchs ist in Anhang 5.2.6 wiedergegeben.

## 5.2.7 Schneiden der gewalzten Bimetalle

Ein weiterer Schlüsselprozess für die Herstellung des Bimetall-Schweißzusatzes war der Versuch, die ursprünglich etwa 50 mm breiten Bimetalle in etwa 2 mm breite Streifen als zukünftigen Schweißzusatz zu bringen.

### 5.2.7.1 Schneiden mit der Tafelschere

Normalerweise lassen sich Bleche kostengünstig mit der Tafelschere in definierte, kleinere Dimensionen schneiden. Durch das „scherende“ Schneiden war es aber nicht möglich, die Bimetallstreifen in schmälere als Schweißzusatzmaterial geeignete Streifen zu schneiden: Entweder öffnete sich die Bindung sofort beim Herunterfahren der Schneide oder die Streifen „kräuselten“ durch die aufgebrachte Kraft und zerfielen beim Ausrichten (Abbildung 5-23). Dies bedeutet, dass die durch diesen Prozess induzierten Spannungen zu groß sind, und die Tafelschere kein geeignetes Werkzeug für die Herstellung der gewünschten Bimetallstreifen ist, da die Bindung schon bei einer Schnittbreite von 10 mm zerstört wurde.



Abbildung 5-23 mit Tafelschere geschnittener Streifen: verdrillt und geöffnet

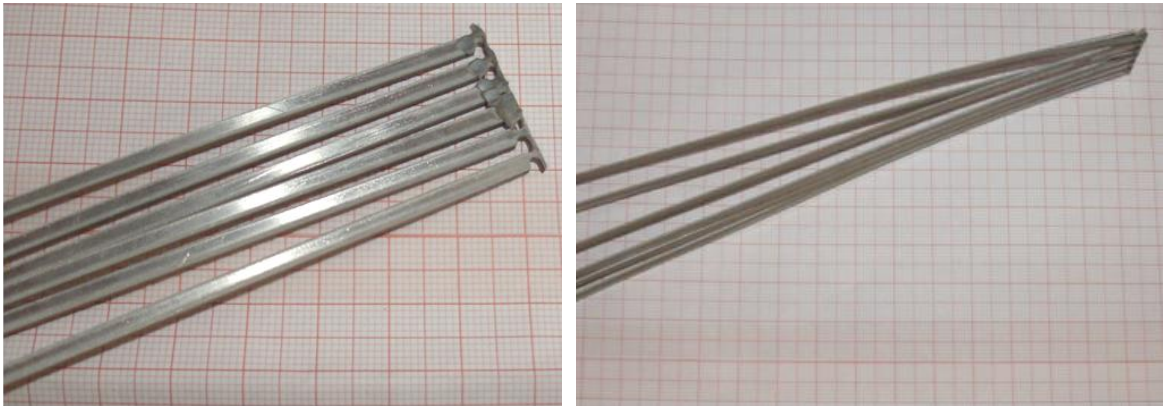
### 5.2.7.2 Wasserstrahlschneiden

Das Wasserstrahlschneidverfahren sollte (nach dem erfolglosen Versuch mit der Tafelschere) eine Verarbeitung der Bimetallstreifen zu Schweißzusatzmaterial mit einem präzisen Ergebnis, einer geringen Wärmeeinbringung (im Gegensatz zu Laserschneiden) und ohne Einleitung von Scherkräften erreichen.

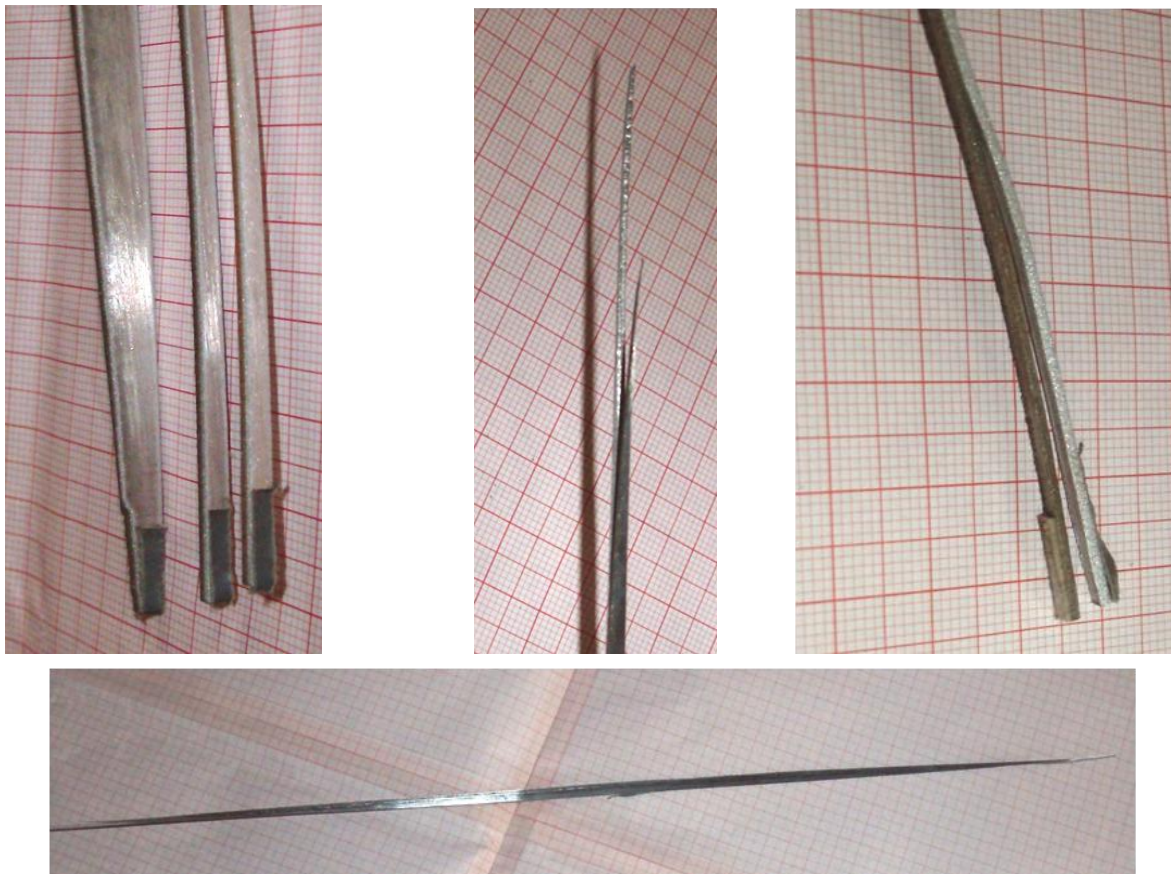
Allerdings wölbte sich der Streifen während des Schneidvorganges teilweise auf (Abbildung 5-25). Dies ist einerseits kritisch für den Fokus des Schneidkopfes, andererseits für die Schneidtoleranzen, da dadurch nicht mehr ein gerader Schnitt (Abbildung 5-24) gewährleistet ist. Außerdem ist Wasserstrahlschneiden mit relativ großem Materialverlust verbunden und nicht



preisgünstig.



**Abbildung 5-24 Geschnittene Streifen (mit Klebebandresten an den Enden)**



**Abbildung 5-25 Unterschiedliche auftretende Defekte**

## 5.2.8 Schälversuch gewalzter höherfester Bimetalle

Auch die Bimetallstreifen der höherfesten Aluminiumlegierungen aus dem zweiten Versuchslauf an der TU Bergakademie Freiberg wurden einem Zugversuch zur quantitativen Bestimmung ihrer Haltbarkeit unterzogen. Die Bimetallstreifen wurden der Länge nach in eine a- und b-Probe geteilt.

In der Schälversuchsreihe (Tabelle 5-4) wurde eine maximale Kraft  $F_{max}$  von 182 N (entspricht einer Schälfestigkeit von 3.6 N/mm) erzielt und daraus die Schälfestigkeit (Abbildung 5-26) errechnet als  $\sigma_p = \frac{F_{break-off}}{L_{wide\ sample}}$ :

Tabelle 5-4 Ergebnisse der Schälversuche der höherfesten Bimetalle

Probe	1a	1b	2a	2b	3a	3b	4a	4b
$F_{max}$	182 N	98.6 N	74.7 N	71.9 N	124N	85.2 N	154 N	124 N
Schälfestigkeit <sub>max</sub>	3.6	1.9	1.5	1.42	2.45	1.65	3	2.4

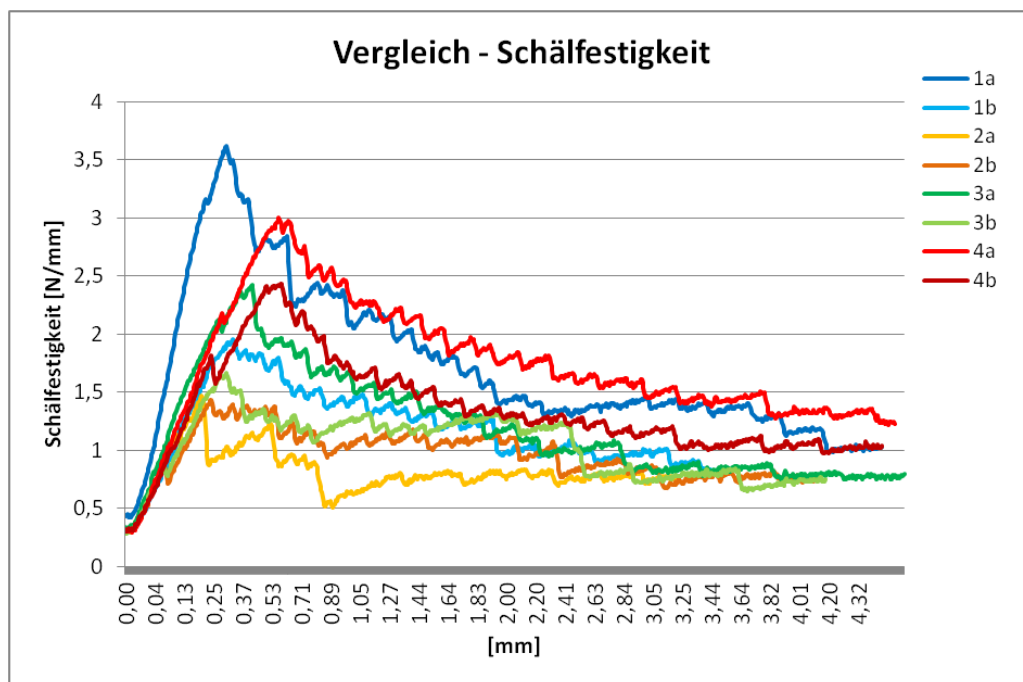


Abbildung 5-26 Vergleich Schälfestigkeit

Die Proben des gleichen Bimetallstreifens haben einen ähnlichen Verlauf der Schälkraft (Abbildung 5-27). Die „b-Proben“ erreichen jedoch immer einen geringeren Wert. Dies könnte auf eine schlechtere Haftung im mittleren Bereich des Bimetallstreifens hindeuten.

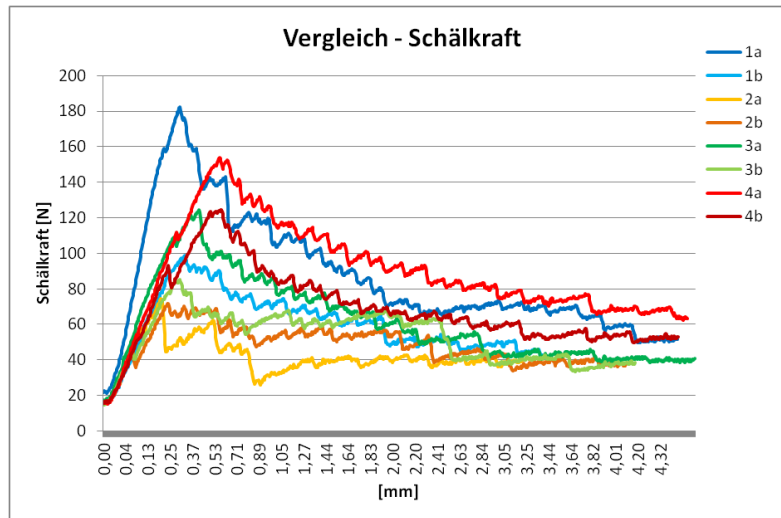


Abbildung 5-27 Vergleich Schälkraft

Eine ausführliche Darstellung der Ergebnisse des Schälversuchs ist in Anhang 5.2.8 wiedergegeben.

### 5.3 Herstellung der Primärverbindung mittels CMT

Da die Ergebnisse der Herstellung eines Schweißzusatzes mittels Walzplattieren nicht befriedigend waren, wurde versucht, Bimetallstreifen im CMT-Verfahren durch Auftragslötung von Aluminium auf Stahlblech herzustellen. Die mit diesem Verfahren erzielten Ergebnisse waren zufriedenstellend.

Die nachfolgende Tabelle 5-5 gibt einen Überblick über die Daten der Parameterstudie für die CMT-Auftragslötung (alle in der Parameterstudie ermittelten Daten sind in Anhang 5.3 wiedergegeben).

Tabelle 5-5 Überblick zur Parameterstudie für die CMT-Auftragslötung

	U [V]	Mittel U [V]	I [A]	Mittel I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	v <sub>Draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen	
Parametersuche										
A	12.3	11	50	50	850	Ar 16	3	7.63	0	
B	12.5	11.9	63	62	850	Ar 16	4	7.63	0	
H	12.3	10.7	50	51	650	Ar 16	3	7.63	1.5	
Niedrigere Schweißgeschwindigkeit										
A01	12.3	12.6	41	55	650	Ar 16	2.3	7.63	1.5	*Schutzgas
B01	12.3	15.20	41	52	500	Ar 16	2.3	7.63	0	*Schutzgas
C01	12.3	18.3	35	46	500	Ar 16	2	7.63	1.5	*Schutzgas
Helium als Schutzgas										

	U [V]	Mittel U [V]	I [A]	Mittel I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>Draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen	
A02	12.3	18.6	50	49	700	He 40	3	7.63	1.5	
B02	12.3	18.7	50	50	600		3	7.63	1.5	
G02	12.3	20.3	50	47	650		3	7.63	1.5	
Variieren der Schweißgeschwindigkeit und des Stromes										
A03	12.3	10.6	47	47	400	Ar 16	2.7	7.63	1.5	
B03	12.3	10.5	47	47	350	Ar 16	2.7	7.63	1.5	
H03	12.3	10.2	47	47	300	Ar 16	2.7	7.63	1.5	
Schweißgeschwindigkeit verringern										
A05/1	12.3	10.5	47	48	400	Ar 16	2.7	7.63	1.5	
A05/2	12.3	10.4	47	48	400	Ar 16	2.7	7.63	1.5	
C05	12.3	10.3	47	48	500	Ar 16	2.7	7.63	1.5	
Drahtvorschub reduzieren										
A07/1	12.3	13.6	19	18	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	
A07/2	12.3	13.7	19	20	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	
B07/1	12.3	13.9	19	18	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	
B07/2	12.3	13.8	19	18	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	
Spanneranzahl und -position ändern										
A08	12.3	13.6	19	19	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Masse seitlich. 4 Spanner
B08	12.3	13.8	19	18	75	Ar 16	1.2	11.25	1.5	Spritzer; 4 Spanner
F08	12.3	13.9	19	18	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Änderung LB-Farbe; violett Abbruch; 3 Spanner
Position des Masseanschlusses in Relation zu Brennerstellung ändern										
A09	12.3	14.3	19	20	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Masse mittig
B09	12.3	12.8	19	19	50	Ar 16	1.2	8	1.5	
C09	12.3	14.2	19	19	50	Ar 16	1.2	8	1.5	stechend
D09	12.3	13.7	19	19	50	Ar 16	1.2	8	1.5	schleppend
E09	12.3	13.7	19	19	50	Ar 16	1.2	8	1.5	pendelnd. Höhe variabel
Nahtform abhängig von Spanneinrichtung oder Masseanschluss										
A12	12.3	13.4	19	18	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	4 Spanner. Masse seitlich
B12	12.3	13.6	19	18	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	4 Spanner. Masse mittig
A13	12.3	13.3	19	18	50	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Spanner; Masse mittig; neutral
B13	12.3	13.3	19	18	50	Ar 16	1.2	8	1.5	4 Spanner; Masse. mittig; neutral
C13	12.3	13.3	19	18	50	Ar 16	1.2	8	1.5	warm
D13	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	kalt
Unterschiedliche Arbeitsweisen des Schweißgeräts										
A15	12.3	13.3	19	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Takt
B15	12.3	13.4	19	34	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Sondertakt (3 Phasen)
C15	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Takt
Spanntechnik ändern										
D15	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	2 Sp.; Oberhalb Brenner
E15	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	2 li. In Schw.richtung
F15	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	ohne Spanner
G15	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Sp.. Teflon unterlegt
A16	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Innenwölbung bei Beginn → Ablösung
B16	12.3	13.3	19	18	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Blechgegenseite; kaum Verzug; Innenwölbung; beidseitig Al-Bleche
Größerer Brennerabstand -> weniger Spritzer?										
G16	12.3	14.6	19	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	weniger Spritzer
Höherer Drahtvorschub										
A17	12.3	13.6	21	21	60	Ar 16	1.3	8	1.5	Al oberh. Brenner; kein Stick-out sichtbar; Außenwölbung beim Schweißen
B17	12.3	13.2	21	20	60	Ar 16	1.3	8	1.5	
Drahtvorschub verringern, Stromstärke erhöhen										
D17	12.3	13.5	19	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Stick-out sichtbar
E17	12.3	13.8	20	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	
F17	12.3	13.6	21	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Außenwölbung
G17	12.3	13.5	22	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	starke Außenwölbung



	U [V]	Mittel U [V]	I [A]	Mittel I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>Draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen	
A18	12.3	13.2	22	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	
Abstand Brenner zu Blechändern										
A19	12.3	13.2	22	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	
B19	12.3	13.6	22	18	60	Ar 16	1.2	6	1.5	
C19	12.3	13.6	22	18	60	Ar 16	1.2	7	1.5	Spritzer
D19	12.3	13.5	22	18	60	Ar 16	1.2	6.5	1.5	Stickoutänderung bei Schw.
E19	12.3	13.7	22	18	60	Ar 16	1.2	8	1.5	~5 mm Stickout

Als optimale Werte für die Herstellung der CMT-Auftragslötung wurden ermittelt (Tabelle 5-6):

**Tabelle 5-6 Schweißparameter für CMT**

<b>U [V]</b>	12.3
<b>I [A]</b>	22
<b>Schweißgeschwindigkeit [mm/min]</b>	60
<b>Gas, Menge [l/min]</b>	Ar, 16
<b>Drahtvorschub [m/min]</b>	1.2
<b>Brennerabstand zu Blech [mm]</b>	8
<b>Lichtbogenkorrektur</b>	3%
<b>Hot Start Pulszyklen</b>	1.5
<b>Brennerneigung zur Vertikalen</b>	6°

Es konnten auf das Stahlblech ca. 2 mm hohe Raupen aus Aluminium aufgebracht werden (Abbildung 5-28).

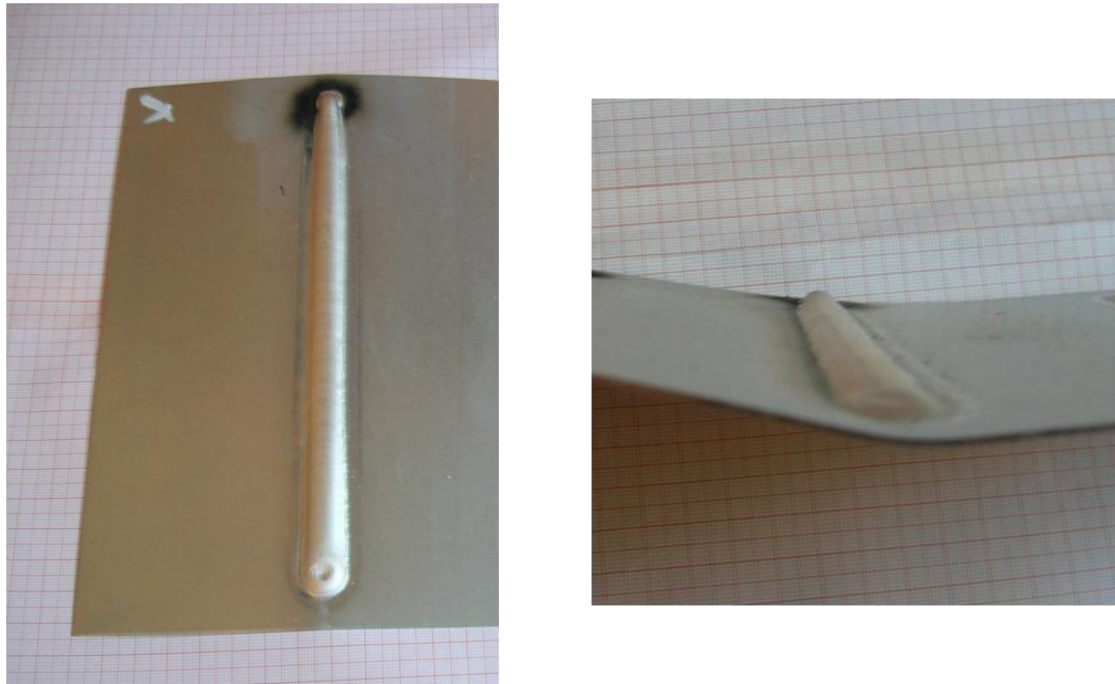


Abbildung 5-28 CMT – Auftragslötung

Anschließend wurden aus den Raupen 2 mm breite Streifen mechanisch herausgefräst, die dann als Bimetallstreifen für die Sekundärschweißung eingesetzt werden konnten.

#### 5.4 Herstellung der Sekundärschweißung mit und ohne Schweißzusatz

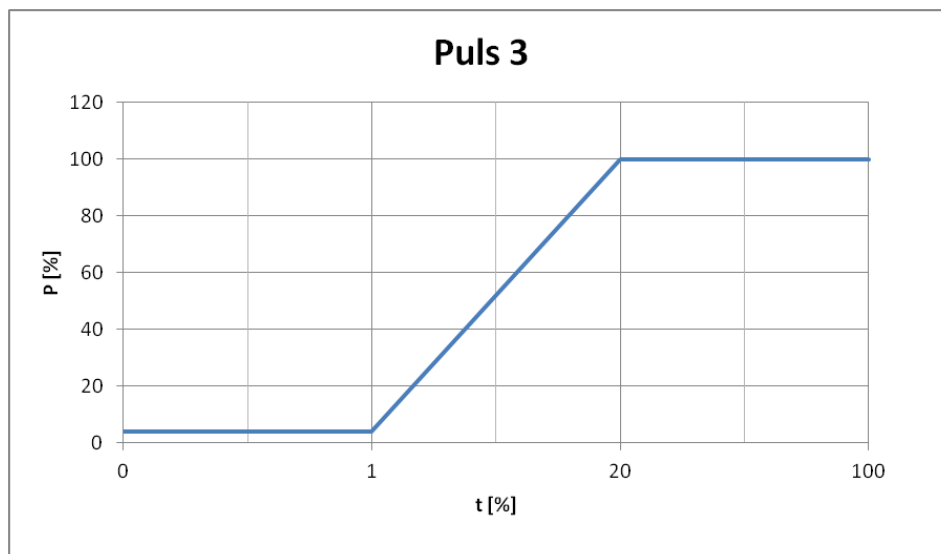
Als letzter Versuchsschritt wurde die Sekundärschweißung mittels Scheibenlaser in 2 Durchgängen durchgeführt. Zuerst die Schweißung der Aluminium-, dann die der Stahlverbindung.

Aluminium 6082 wurde mit Schutzgas Helium unter Formierung (zwecks Wurzelschutzes und zur Vermeidung von Oxidation und Verunreinigungen) mit der Aluminiumseite des Bimetalls verschweißt.

Zur Ermittlung der optimalen Schweißparameter wurden nicht nur die Leistung und die Geschwindigkeit des Laserstrahls variiert, sondern es wurde auch mit einem gepulsten Laserstrahl experimentiert. Eine spezielle Pulsform, mit der besonders gute Schweißergebnisse erzielt wurden, wurde schlussendlich gewählt (Tabelle 5-7; Abbildung 5-29, Abbildung 5-30, Abbildung 5-31):

**Tabelle 5-7 Schweißparameter Aluminiumschweißung ohne Zusatz**

<b>Blechdicke-Aluminium [mm]</b>	1.5
<b>Blechdicke- Bimetall [mm]</b>	2
<b>Pulsprogramm</b>	Puls 3 (Abbildung 5-29)
<b>Frequenz [Hz]</b>	Maximal (Dauerpulsen)
<b>Pulsdauer [ms]</b>	10
<b>Drahtvorschub [m/min]</b>	Schweißung ohne Draht
<b>Schweißgeschwindigkeit [mm/min]</b>	2300
<b>Leistung [Watt]</b>	2000
<b>Gas - Menge [l/min]</b>	Helium - 10-12
<b>Spaltbreite [mm]</b>	0



**Abbildung 5-29 Pulsform der Aluminiumschweißung**

Alternativ wurde für den ersten Schweißdurchgang der Aluminiumverbindung zur Reduzierung der Wärmeeinbringung mit Schweißzusatz (Draht), anderer Schweißgeschwindigkeit und Offset-Fokus gearbeitet (Tabelle 5-8; Abbildung 5-32, Abbildung 5-33):

Tabelle 5-8 Schweißparameter Aluminiumschweißung mit Zusatz

Blechdicke-Aluminium [mm]	1.5
Blechdicke- Bimetall [mm]	2
Pulsprogramm	Puls 3
Frequenz [Hz]	Maximal (Dauerpulsen)
Pulsdauer [ms]	10
Drahtvorschub [m/min]	1.44
Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	2900
Leistung [Watt]	2000
Fokus	0.4 mm von Kante
Gas - Menge [l/min]	Helium - 12
Spaltbreite [mm]	0

Die artgleiche Schweißung der Stahlseite wurde immer ohne Zusatz durchgeführt (Tabelle 5-9, Abbildung 5-30, Abbildung 5-31, Abbildung 5-32, Abbildung 5-33):

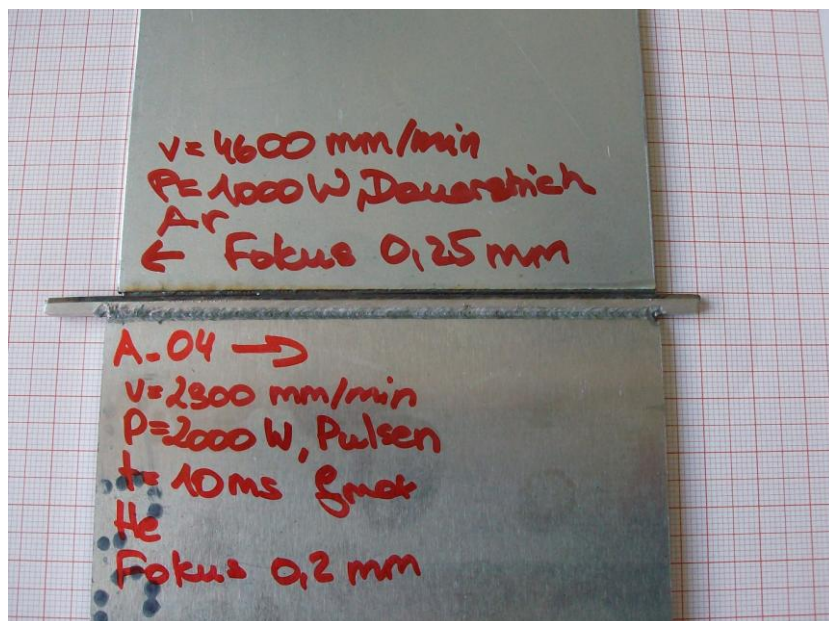


Abbildung 5-30 Sekundärschweißung ohne Zusatz, Vorderseite; oben Stahlschweißung, unten Aluminiumschweißung

**Tabelle 5-9 Stahlschweißung**

<b>Blechdicke-Stahl [mm]</b>	1.2
<b>Blechdicke- Bimetall [mm]</b>	2
<b>Pulsprogramm</b>	Dauerstrich
<b>Frequenz [Hz]</b>	-
<b>Pulsdauer [ms]</b>	-
<b>Drtahtvorschub [m/min]</b>	-
<b>Schweißgeschwindigkeit [mm/min]</b>	4600
<b>Leistung [Watt]</b>	1000
<b>Fokus</b>	0.2 mm von Kante
<b>Gas - Menge [l/min]</b>	Argon - 12
<b>Spaltbreite [mm]</b>	0



**Abbildung 5-31 Sekundärschweißung ohne Zusatz, Rückseite; oben Stahlschweißung, unten Aluminiumschweißung**



Abbildung 5-32 Sekundärschweißung mit Zusatz, Vorderseite; oben Stahlschweißung, unten Aluminiumschweißung



Abbildung 5-33 Sekundärschweißung mit Zusatz, Rückseite; oben Stahlschweißung, unten Aluminiumschweißung

Es war mit beiden Varianten (ohne und mit Schweißzusatz bei der Schweißung der artgleichen Al-Verbindung) möglich, eine haltbare Verbindung zu erzielen.

## 5.5 Untersuchung der Sekundärverbindung

Die so unter Laborbedingungen hergestellten Musterstücke einer Stahl-Aluminium-Schweißverbindung mittels Bimetall-Zusatzwerkstoff wurden zwecks Beurteilung der Tauglichkeit einer solchen Herstellungsmethode untersucht. Es wurden sowohl die primäre Stahl



– Aluminium CMT-Verbindung als auch die mittels Laser geschweißten Sekundärverbindungen einem Zugversuch und einer rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung unterzogen, um die Festigkeit der Verbindung und die Struktur des Gefüges abzuklären.

### 5.5.1 Zugversuch

Für den Zugversuch wurden etwa 30 mm breite Probenstreifen aus den Musterstücken mittels Trennschneiden entnommen.

Der Zugversuch (Abbildung 5-34) ergab eine Zugfestigkeit  $R_m$  von 104 MPa.

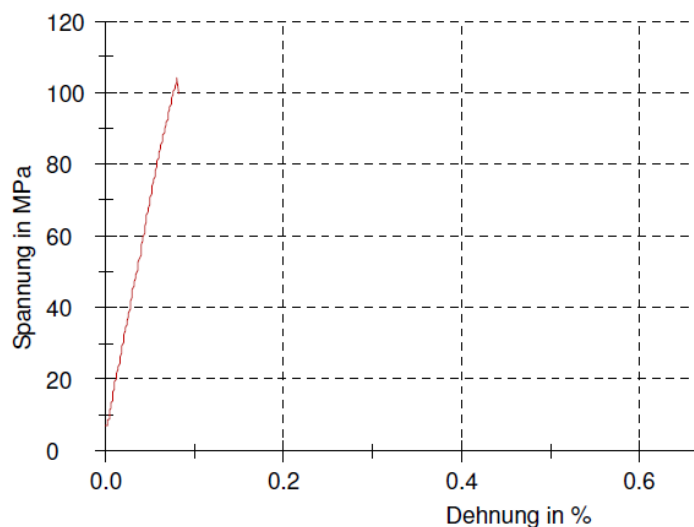


Abbildung 5-34 Spannungs-Dehnungs-Diagramm

### 5.5.2 REM

Aus den bereits sekundär geschweißten Probenstücken wurden, analog dem Vorgehen bei der rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung der kaltwalzplattierten Bimetallstreifen, Schliffpräparate hergestellt. Es wurden sowohl die Mikrostrukturen der Primärverbindung, der CMT-Auftragslötung, als auch die der sekundären artgleichen Laserschweißung an der TU Wien rasterelektronenmikroskopisch untersucht, auch um die Tauglichkeit dieses Herstellungsverfahrens einer nicht artgleichen Verbindung zu beurteilen.

In der mittels CMT-Auftragslötung hergestellten primären Bimetallverbindung der untersuchten Proben (Abbildung 5-35, Abbildung 5-36) wurden intermetallische Phasen um 15  $\mu\text{m}$  (größter

Wert 22.1  $\mu\text{m}$ ) festgestellt. Nachgewiesen werden konnten  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  und  $\text{FeAl}_3$ .

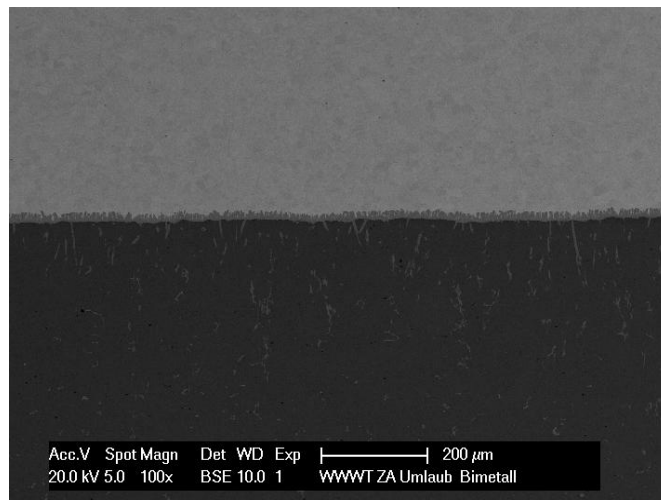


Abbildung 5-35 Bimetall Primärzone

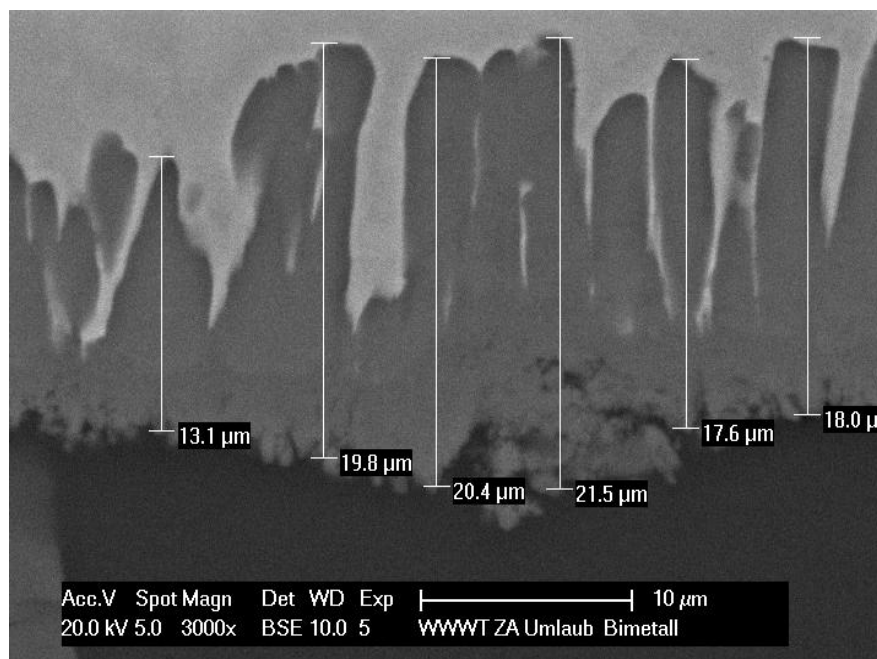


Abbildung 5-36 Intermetallische Phase des Bimetalls

Nach der Sekundärschweißung der Aluminiumseite des Bimetalls (Abbildung 5-37, Abbildung 5-38) ohne Zusatz zeigte sich ein geringes Wachstum der intermetallischen Phasen auf etwa 20  $\mu\text{m}$  mit Zusammensetzung  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  und  $\text{FeAl}_3$ . In der Zone der Intermetalle ist ein linear verlaufender Riss erkennbar.



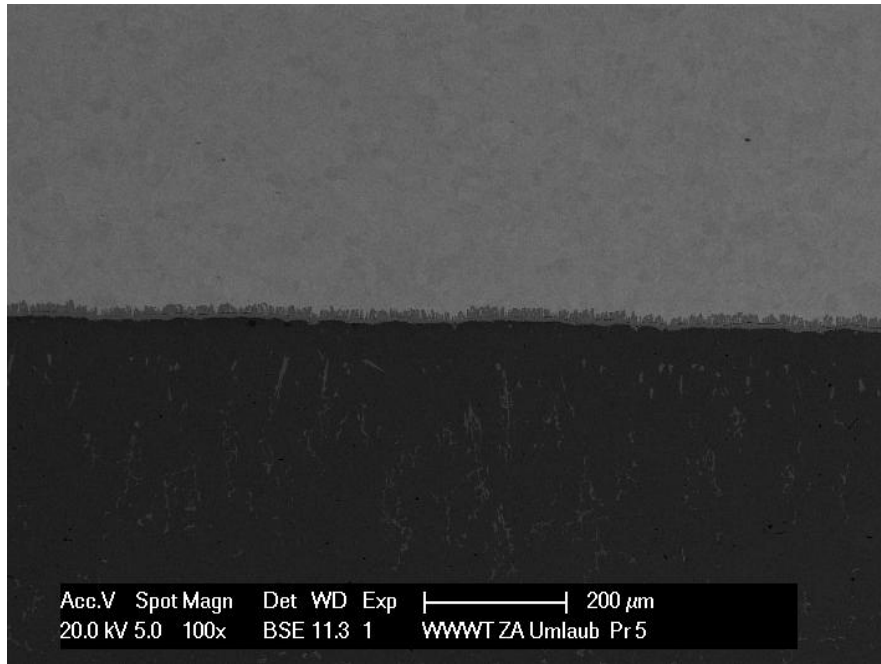


Abbildung 5-37 Primärzone nach erfolgter Aluminiumschweißung

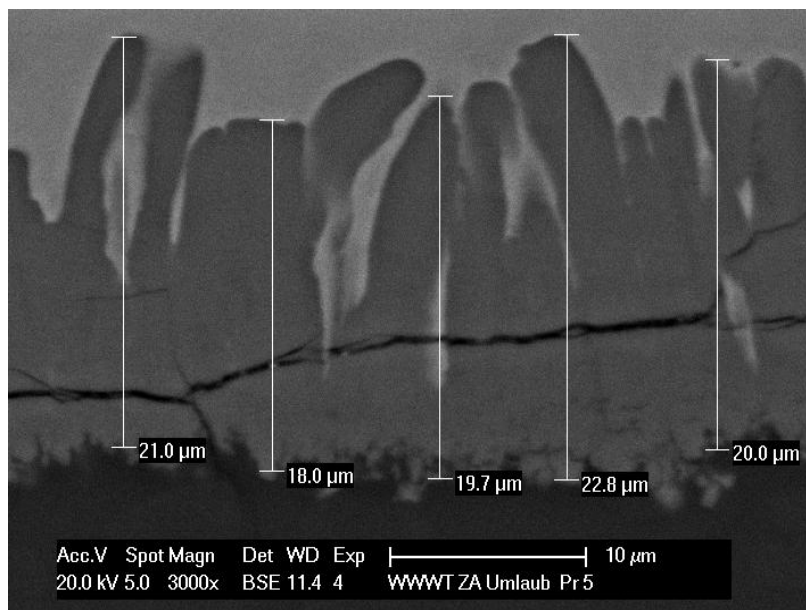


Abbildung 5-38 Intermetallische Phasen nach Aluminiumschweißung

Nach anschließender Schweißung der Stahlseite ohne Schweißzusatz konnte festgestellt werden, dass sich aufgrund der Rissbildung der vorangegangenen Aluminiumschweißung die Intermetalle als teilweise an der Aluminiumseite (Abbildung 5-39) und teilweise an der Stahlseite (Abbildung 5-40) anhaftend zeigten. In Summe hat die intermetallische Phase ( $\text{FeAl}_2$  und  $\text{FeAl}_3$ ) eine Größe von etwa  $20 \mu\text{m}$ .

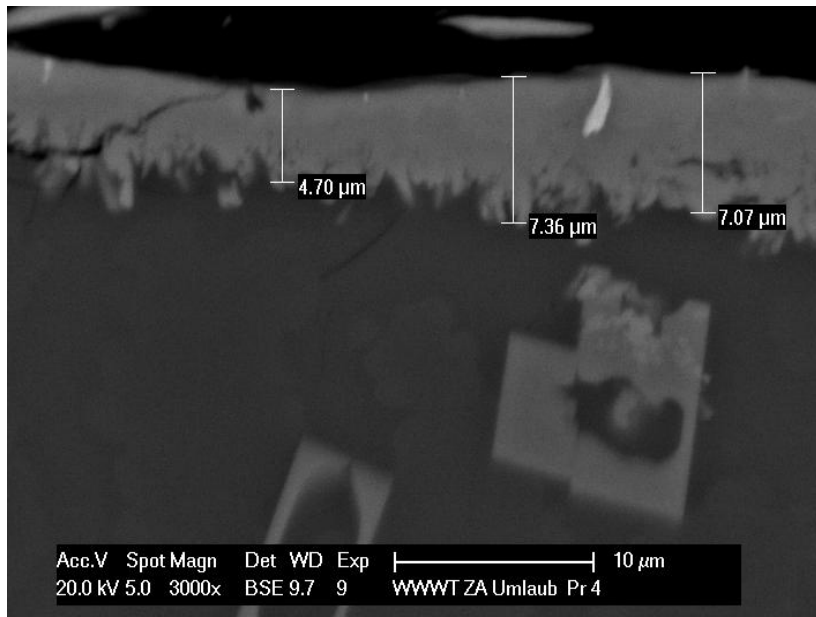


Abbildung 5-39 Intermetalle der Aluminiumseite

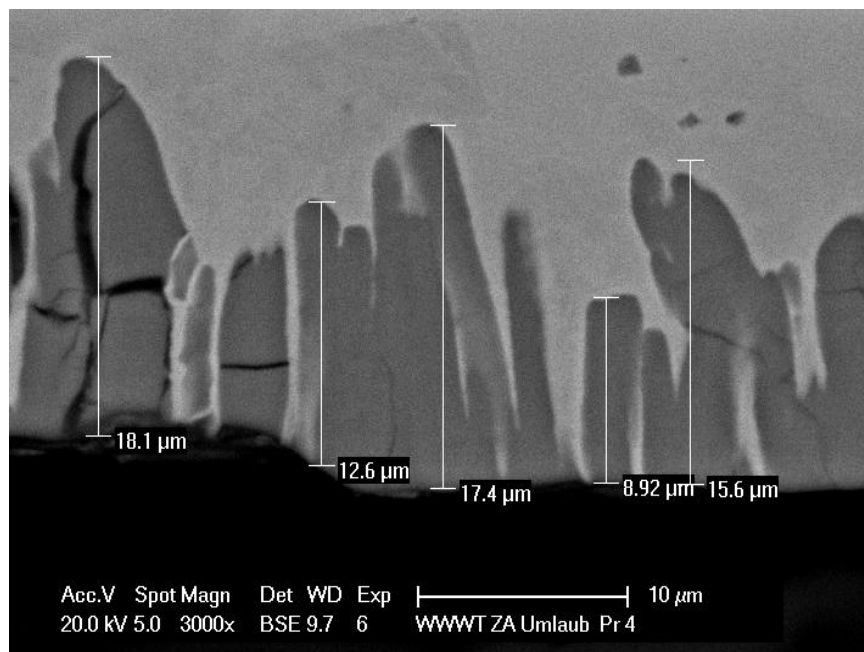


Abbildung 5-40 Intermetalle der Stahlseite

Bei Verwendung eines Schweißzusatzes wiesen nach der Sekundärschweißung der Aluminiumseite des Bimetalls (Abbildung 5-41, Abbildung 5-42) die intermetallischen Phasen eine Größe von etwa 22  $\mu\text{m}$  auf und bestanden aus  $\text{FeAl}_2$  und  $\text{FeAl}_3$ . In der Zone der Intermetalle ist die Bildung eines Risses erkennbar.

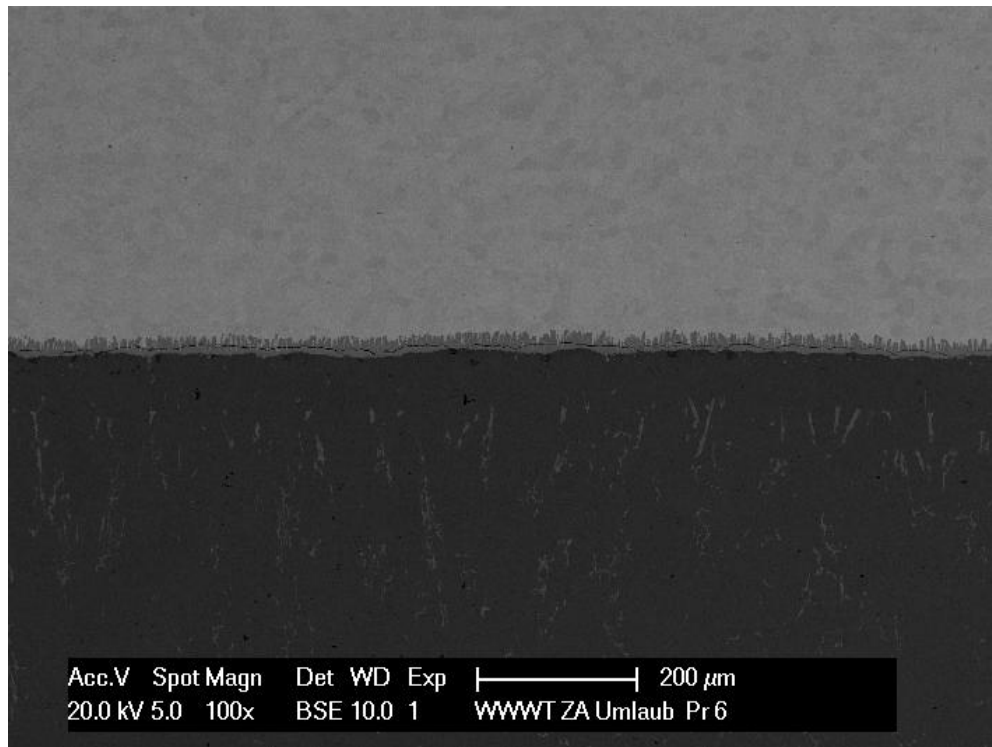


Abbildung 5-41 Überblick der Primärzone nach Schweißung der Aluminiumseite mit Schweißzusatz

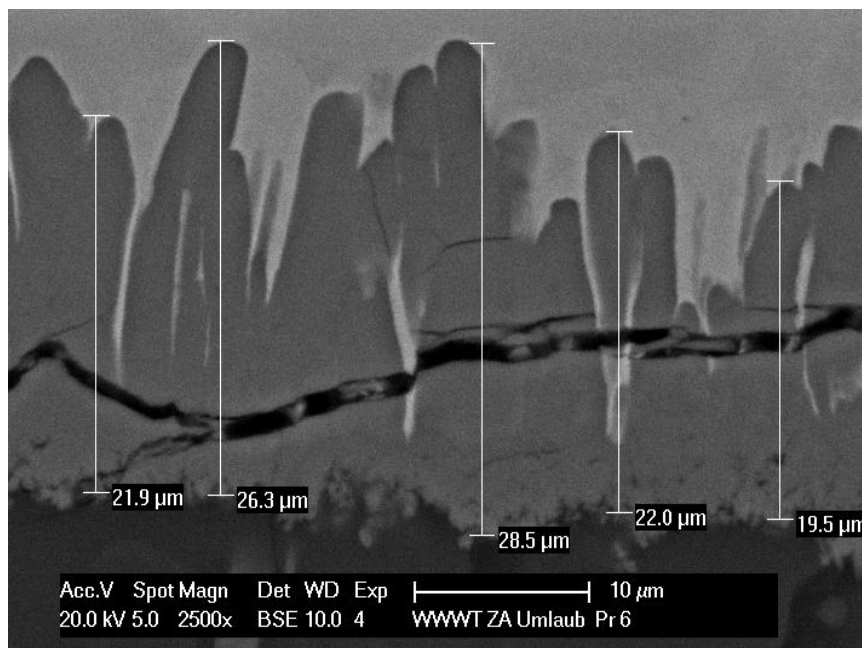


Abbildung 5-42 Größe der intermetallischen Phase

Nach Schweißung der Stahlseite war die intermetallische Phase (Abbildung 5-43, Abbildung 5-44) auf Grund des Risses gebrochen. Die IMP bestand aus  $\text{FeAl}_2$  und  $\text{FeAl}_3$ , und hatte in Summe eine Größe von 22  $\mu\text{m}$ .

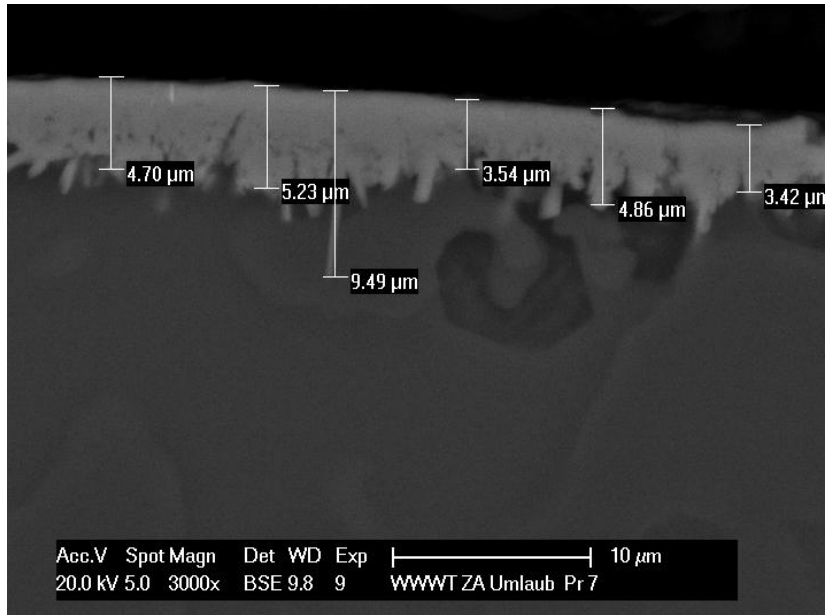


Abbildung 5-43 Intermetallischer Phasensaum der Aluminiumseite

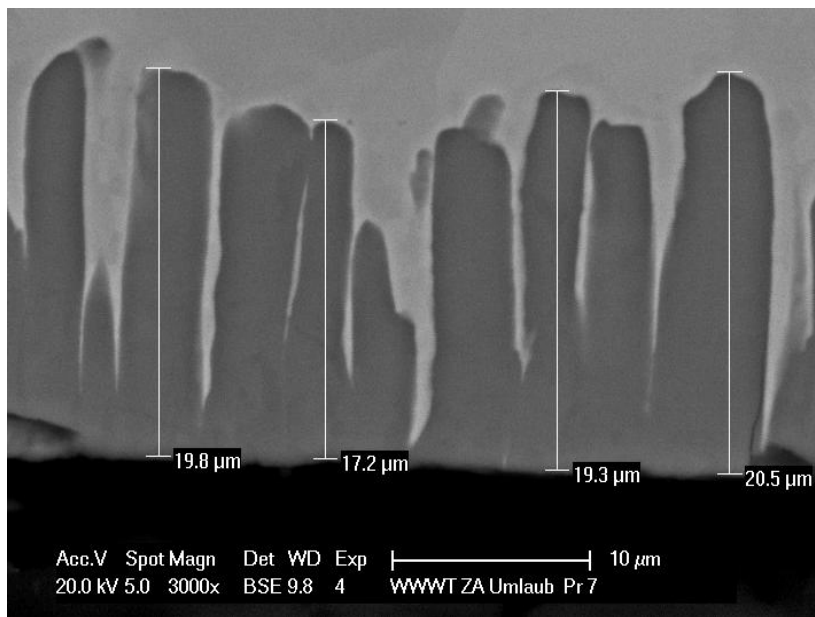


Abbildung 5-44 Intermetallischer Phasensaum der Stahlseite

## 6. Diskussion

Kaltwalzplattieren wurde vorab als geeignete Methode zur Herstellung von Bimetallstreifen aus Stahl und Aluminium gewählt, da sich dieses Verfahren vor allem durch eine geringe Wärmeeinbringung auszeichnet und sich somit kaum intermetallische Phasen bilden sollten.

In der Praxis stellte sich die Produktion der Bimetallstreifen mittels Kaltwalzplattieren als schwierig dar: Es gab keine Literaturhinweise oder frühere Praxiserfahrungen dafür, dass unterschiedliche Schichtdickenverhältnisse einerseits und der Einsatz von höherfesten Legierungen der beiden Materialien andererseits eine Bindung stark erschwerten bzw. unmöglich machten.

Aufwendig war auch das Herantasten an die Dickenreduktion bzw. den für eine Haftung der beiden Metalle notwendigen Schwellwert. Die Literaturangaben liegen zwischen 10% und 70% [49], für die verwendete Materialkombination wurde dieser mit etwa 50% ermittelt. Die äußerst geringe Rauigkeit der Materialien stellte ebenfalls eine Herausforderung für die Verbindung dar. Zum Zustandekommen einer Verbindung war die Bildung von intermetallischen Phasen allerdings nur in geringem Maße Voraussetzung ([18], [19], [64]).

Die Untersuchungsergebnisse des Bimetalls wurden teilweise durch den Umstand verfälscht, dass die Proben bereits im Zuge der Vorbereitung stark angegriffen waren: Die Oberfläche der Probenkörper war durch das Poliermittel angeätzt. Ob zwischen den Materialien eine Bindung oder nur eine Haftung stattgefunden hatte, war dadurch nicht exakt festzustellen. Bei der Untersuchung der Auswirkung eines sekundären Wärmeeintrags auf das Bimetall ergab sich bei den kaltwalzplattierten Streifen ein Wachstum der intermetallischen Phasen von 0 auf 16  $\mu\text{m}$ . Im Vergleich dazu ergab sich bei späteren Versuchen an mittels CMT hergestellten Bimetallstreifen ein Wachstum des intermetallischen Phasensaums von 15  $\mu\text{m}$  auf 20-22  $\mu\text{m}$ . Beim Vergleich der Schälfestigkeit von Reinaluminium und höherfesten Walzplattierungen ist ein Absinken der Festigkeit von bis zu 6 N/mm auf bis zu 3.5 N/mm festzustellen. Dies scheint auf zu geringe Oberflächenrauheit zurückzuführen zu sein. Möglicherweise würde eine andere Art der Oberflächenvorbereitung diesem Problem Abhilfe schaffen. Beispielsweise könnten Strahlen mit Korund, das nur eine Öffnung der Oberfläche ohne Verdichtung erzeugt oder Ätzverfahren in Betracht gezogen werden.

Die einzige Möglichkeit, die kaltwalzplattierten Bleche in Schweißzusatzmaterialform zu bringen, war Wasserstrahlschneiden. Schneiden mit einer hydraulischen Blechscheren war aufgrund der Blechdimension nicht möglich. Wegen des großen Materialverlustes und der Verfahrenskosten ist diese Methode weder zielführend noch rentabel. Wire-Cutting war als Alternative nicht verfügbar.

Das Ergebnis des Kaltwalzplattierverfahrens war unbefriedigend und unzureichend hinsichtlich der erzielten Festigkeit.

Als alternatives Verfahren wurde eine CMT-Auftragslötung gewählt. Durch die Verwendung des CMT-Lichtbogens war eine geringere Wärmeeinbringung möglich. Allerdings war die Materialauswahl beschränkt, da nur verzinkte Stahlbleche verwendet werden konnten.

CMT-Auftragslötten ist für die gegenständliche Anwendung eine neuartige Methode, es wurden keine Referenzen in der Literatur gefunden. Für die Durchführung der Lötung war eine Parameterstudie nötig. Es zeigte sich eine besondere Empfindlichkeit des CMT-Prozesses gegenüber äußeren Einflüssen, wie der Blaswirkung, geringsten Änderungen im Anstellwinkel des Brenners, Brennerstellung oder der Ort der Anbringung der Masse. Durch das unterschiedliche Materialverhalten vor allem in Wärmeleitung und Ausdehnungsverhalten ergaben sich Probleme in der Anhaftung der Lötung während der Abkühlung der Bleche durch den Spannungsabbau. Entscheidend waren somit auch die Spannvorrichtung und deren Einstellung.

Das Zustandekommen einer Auftragsraupe in Höhe der doppelten Blechstärke war nur durch Parametervariation möglich. Bei mehrlagigen Auftragslötungen konnten keine Raupen gleicher Breite hergestellt werden, da Raupen in zweiter Lage signifikant schmaler als die Grundlage waren. Die Festigkeit der Auftragsraupen war im Gegensatz zu den kaltwalzplattierten Blechen ausreichend für das Zuschneiden in Streifen mit einer hydraulischen Blechscher. Die zugeschnittenen Bimetallstreifen erwiesen sich als biegsam und flexibel und ließen sich ohne Bruch an unterschiedliche Spaltformen anpassen.

Die Größe der intermetallischen Phasen der mit dieser Methode hergestellten Bimetallstreifen lag bei etwa 17  $\mu\text{m}$ .

Die Sekundärverbindung wurde nur bei den mittels CMT hergestellten Bimetallstreifen durchgeführt, da aus den walzplattierten Blechen keine von der Dimension her brauchbare Bimetallstreifen hergestellt werden konnten. Die Schälfestigkeit der walzplattierten Bimetalle war allerdings nicht höher als die von Schmelzklebstoffen.

Die Verbindung konnte mit Hilfe eines Lasers hergestellt werden. Auf Grund der Verwendung eines anderen Lasertyps als bei den JOIN 5 Versuchen (Kapitel 3.3.2) und dem Einsatz eines Schweißzusatzes in Drahtform, gab es keine rückgreifbaren Geräteparameter und andere Erfahrungswerte. Es musste eine Parameterstudie durchgeführt werden, um eine möglichst geringe Wärmeeinbringung zu gewährleisten.

Bei der Sekundärschweißung der Aluminiumseite wuchsen bei Verwendung eines Schweißzusatzes die intermetallischen Phasen stärker (etwa 10%), dies kann darauf zurückgeführt werden, dass der Schweißzusatz zu einer längeren Abkühlzeit und damit zu einem größeren Zeitfenster für das Wachstum der Intermetalle führt. Die Schweißung der Stahlseite trug nicht oder nur marginal zu einer Vergrößerung bei.

Bei Verwendung eines Schweißzusatzes wurde bei der Schweißung der Al-Seite statt des spröderen  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$   $\text{FeAl}_2$  gebildet. Nach der Schweißung der Stahlseite waren, gleich ob die Al-Seite mit oder ohne Zusatz geschweißt wurde, nur die intermetallischen Phasen  $\text{FeAl}_2$  und  $\text{FeAl}_3$  nachzuweisen.

Die Rissbildung im intermetallischen Phasensaum nach der Aluminiumschweißung scheint eher von Schrumpfspannungen aufgrund einer suboptimalen Konstruktion der Spannvorrichtung zum Schweißen herzurühren als von Sprödstellen der Intermetalle.

Die Zugfestigkeit der Verbindung war zwar nicht befriedigend, jedoch signifikant höher als bei [99].

## 7. Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Ziel der Arbeit war eine Schweißverbindung von Aluminium und Stahl im Dünoblechbereich am Stumpfstoß mittels eines Bimetallstreifens herzustellen, wobei das Hauptaugenmerk auf der Herstellung des geeigneten Bimetallstreifens lag, um diese Art der Verbindung überhaupt zu realisieren.

Dazu wurde in dieser Arbeit der gesamte Fertigungsprozess, allerdings mit auf Laborbedingungen eingeschränkten Ressourcen, abgewickelt: von der Herstellung des Bimetalles als Basisprodukt über die Entwicklung desselben zum Schweißzusatzmaterial bis zur Fertigung des Endproduktes, einer Schweißverbindung von Aluminium und Stahl am Stumpfstoß. Es gab im gesamten Verlauf des Prozesses auf Grund der Neuartigkeit dieses Verbindungsverfahrens nur wenige Anhaltspunkte in der Literatur.

Für die Herstellung des Bimetalles wurden zwei verschiedenartige Prozesse – Kaltwalzplattieren und CMT-Auftragslöten – angewandt und als geeigneteres Verfahren das CMT-Auftragslöten ausgewählt. Ebenso war für die Erzeugung des Schweißzusatzmaterials in Streifenform aus den hergestellten Bimetallen eine zweckmäßige Methode zu suchen und anzuwenden. Letztendlich wurden die Bimetallstreifen mittels Fräsen hergestellt. Die Bimetalle sind biegsam und lassen sich somit an unterschiedliche nicht geradlinige Schweißnahtformen anpassen.

Die Sekundärverbindung – eine artgleiche Verschweißung auf der Aluminium- und auch auf der Stahlseite – konnte mittels Laserschweißen hergestellt werden. Als Endergebnis lag eine Verbindung zwischen Aluminium und Stahl am Stumpfstoß durch die Verwendung eines Bimetallstreifens vor. Die Einschränkungen nicht nur in Materialauswahl sondern auch in der Verfügbarkeit der Ausstattung erschwerten den Herstellungsprozess.

Trotz allem konnte ein flexibles Schweißzusatzmaterial erzeugt werden, das durch weitere Verbesserungen (u. a. durch eine bessere Abstimmung der Werkstoffe aufeinander) als ideales Bimetall zukünftig vorliegen könnte. Auch die Anwendung eines Doppelschweißkopfes müsste realisiert werden, um den gesamten Umfang der Patentschrift der Schweißtechnischen Zentralanstalt umzusetzen. Hinzu kommt noch die Herausforderung, dass beim Einsatz dieses Doppelschweißkopfes der Erfordernis der unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten für die beiden Materialien Rechnung zu tragen wäre.

Das im Rahmen dieser Dissertation entwickelte Verfahren kann nach Anpassungen durch seine Einzigartigkeit für den Einsatz am Stumpfstoß und für nicht geradlinig verlaufende Schweißnähte überzeugen.



## Literaturverzeichnis

- [1] H. Wachwitz, "Process of Welding Steel Plates, &c., to Sheets of Aluminium and Aluminium-Plated Other Metals". Patent 757 582 U.S.A., 19 April 1904.
- [2] Merrem & la Porte, „Triclad® Welding Aluminium to Steel,“ Merrem & la Porte, [Online]. Available: <http://www.triclad.com/pictures/triclad.pdf>. [Zugriff am 20 August 2014].
- [3] H.-J. Bargel und G. Schulze, Werkstoffkunde, Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2012.
- [4] W. W. Seidel und F. Hahn, Werkstofftechnik Werkstoffe – Eigenschaften - Prüfung – Anwendung, München: Hanser, 2012.
- [5] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Berlin, Heidelberg: Springer, 2005.
- [6] E. Roos und K. Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure Grundlagen, Anwendung, Prüfung, Berlin, Heidelberg: Springer, 2011.
- [7] B. Ilchner und R. F. Singer, Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik Eigenschaften, Vorgänge, Technologien, Berlin, Heidelberg: Springer, 2010.
- [8] H. Berns und W. Theisen, Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen, Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.
- [9] H. J. Fahrenwaldt und V. Schuler, Praxiswissen Schweißtechnik Werkstoffe, Prozesse, Fertigung, Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2011.
- [10] G. Lohrmann und H. Lueb, Kleine Werkstoffkunde für das Schweißen von Stahl und Eisen, 8. Auflage Hrsg., Neuss: DVS, 1995.
- [11] GSI SLV, SFI Aktuell, Bd. Hauptgebiet 2, DVS Media, 2013.
- [12] I. Polmear, Light Alloys From Traditional Alloys to Nanocrystals, 4th ed., Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006.
- [13] M. M. Mayr, Laserstrahlschweißen von Stahl und Aluminium mittels eines Nd:YAG Lasers, 2008.
- [14] R. Foroughi, Fügen von Stahl und Aluminium mit Hilfe von Bimetallen, 2005.
- [15] H. J. Springer, Fundamental Research into the Role of Intermetallic Phases in Joining of Aluminium Alloys to Steel, 2011.

- [16] L. A. Jácome, Influence of Alloying Elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Steel-Aluminium-Joints Produced by Metal Arc Joining with Special Focus on the Intermetallic Phase Seam, 2008.
- [17] R. Lison, Wege zum Stoffschluß über Schweiß- und Lötprozesse, Bd. 131, Düsseldorf: DVS-Verlag, 1998.
- [18] R. Brockmann, K. Dickmann, C. Radscheidt, E. Schubert and G. Sepold, "Method for Laser Beam Joining of Aluminium and Steel in the Thin Sheet Range," *Welding & Cutting*, no. 3, 1996.
- [19] F. Höcker, "Tailored Hybrid Blanks aus Stahl und Aluminiumlegierungen," *ISF Direkt*, no. 30, 2004.
- [20] M. Rathod and M. Kutsuna, "Joining of Aluminum Alloy 5052 and Low-Carbon Steel by Laser Roll Welding," *Welding Journal*, pp. 16-26, January 2004.
- [21] V. R. Ryabov, "Fusion Welding of Aluminum to Steel," UdSSR, 1969.
- [22] H. Hartwig, „Schweißübergangsstücke aus Aluminium und nichtrostendem Stahl,“ *Aluminium*, Nr. 9, pp. 615-618, 1981.
- [23] B. Küber, „Schweiß- und Lötverbindungen zwischen Aluminium- und Stahlwerkstoffen,“ *Aluminium*, Nr. 4, 1970.
- [24] D. K. G. Achar, J. Ruge und S. Sundaresan, „Verbinden von Aluminium mit Stahl, besonders durch Schweißen (I),“ *Aluminium*, Nr. 2, 1980.
- [25] M. Kiesche, H. Prietzel und W. Thomas, „Verbindungsschweißen von Stahl mit Aluminium,“ *ZIS-Mitteilungen*, Nr. 5, 1973.
- [26] T. Iwase, S. Sasabe, T. Matsumoto, M. Tanigawa, M. Tawara and Y. Hattori, "Dissimilar Metal Joining between Aluminum Alloy and Hot-dip Aluminized Steel Sheet," *Kobelco Technology Review*, no. 28, October 2008.
- [27] U. K. Cummings, "A Survey of Aluminum to Stainless Steel Transition Techniques," 1976.
- [28] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1 Schweiß- und Schneidtechnologien, Berlin, Heidelberg: Springer, 2006.
- [29] S. Dağlilar, A. Topuz und N. Sönmez, „Diffusionsschweißen von rostfreiem Stahl mit einer Al-Mg-Si-Legierungen,“ *Prakt. Metallogr.*, Nr. 10, pp. 496-505, 1995.
- [30] S. Dahms, P. Kulub, R. Veinthalb and U. Baslera, "Joining of CrNi Steel and AlMg Alloy

- without Interlayers," *Estonian Journal of Engineering*, vol. 16, no. 4, pp. 273-284, 2010.
- [31] N. Iwamoto, M. Yoshida, S. Tabata, T. Takeuchi and M. Makino, "Diffusion Welding of Mild Steel to Aluminium," *Transactions of JWRI*, vol. 4, no. 2, 1975.
- [32] T. Ogura, Y. Saito, K. Ueda and A. Hirose, "Evaluation of Interfacial Microstructures in Dissimilar Joints of Aluminum Alloys to Steel Using Nanoindentation Technique," *Journal of Physics: Conference Series*, 2009.
- [33] P. Drews und G. Wichelhaus, „Das Verbinden von CrNi-Stahl mit Aluminium und Al-Legierungen nach dem Reibschweißverfahren,“ *Industrieanzeiger Schweiss- und Schneidtechnik*, Nr. 44, pp. 993-995, 26 Mai 1970.
- [34] S. Fukumoto, H. Tsubakino and K. Okita, "Amorphization by Friction Welding between 5052 Aluminum Alloy and 304 Stainless Steel," *Scripta Materialia*, pp. 807-812, 2000.
- [35] M. Yılmaz, M. Çöl and M. Acet, "Interface Properties of Aluminum/Steel Friction-Welded Components," *Materials Characterization*, no. 49, pp. 421-429, 2003.
- [36] K. Ikeuchi, N. Yamamoto, M. Tkahashi and M. Aritoshi, "Effect of Interfacial Reaction Layer on Bond Strength of Friction-Bonded Joint of Al Alloys to Steel," *Transactions of JWRI*, vol. 34, no. 1, 2005.
- [37] K. K. H. Mechsner, „Grenzflächengefüge von Reibschweißverbindungen aus Aluminium und Stahl,“ *Aluminium*, Bd. 59. Jahrgang, 1983.
- [38] W. M. e. a. Thomas, "Friction Welding". Patent US 5460317, 24 October 1994.
- [39] W. Thomas, E. Nicholas, J. Needham, M. Murch, P. Temple-Smith and C. Dawes, "Friction Welding". USA Patent 5,460,317, 24 October 1994.
- [40] T. Watanabe, H. Takayama and A. Yanagisawa, "Joining of Aluminum Alloy to Steel by Friction Stir Welding," *Journal of Materials Processing Technology*, no. 178, pp. 342-349, 2006.
- [41] K. Kimapong and T. Watanabe, "Friction Stir Welding of Aluminum Alloy to Steel," *Welding Journal*, 2004.
- [42] K. Kimapong and T. Watanabe, "Lap Joint of A5083 Aluminum Alloy and SS400 Steel by Friction Stir Welding," *Materials Transactions*, vol. 46, no. 4, pp. 835-841, 2005.
- [43] N. Bay, "Cold Welding Part 1 Characteristics, Bonding Mechanisms, Bond Strength," *Metal Construction*, vol. 18, pp. 369-372, June 1986.
- [44] L. Li, K. Nagai and F. Yin, "Progress in Cold Roll Bonding of Metals," *Science and*

*Technology of Advanced Materials*, vol. 9, 2008.

- [45] N. Bay, "Cold Welding Part 2 Process Variants and Applications," *Metal Construction*, vol. 18, pp. 486-490, August 1986.
- [46] J. Cave and J. Williams, "The Mechanism of Cold Pressure Welding by Rolling," *Journal of the Institute of Metals*, vol. 101, pp. 203-207, 1973.
- [47] C. Clemensen, O. Juelstorp and N. Bay, "Cold Welding Part 3 Influence of Surface Preparation on Bond Strength," *Metal Construction*, vol. 18, pp. 625-629, October 1986.
- [48] L. Vaidyanath, M. Nicholas and D. Milner, "Pressure Welding by Rolling," *British Welding Journal*, pp. 13-28, January 1959.
- [49] H. Danesh Manesh and A. Karimi Taheri, "The Effect of Annealing Treatment on Mechanical Properties of Aluminium Clad Steel Sheet," *Materials and Design*, vol. 24, pp. 617-622, 2003.
- [50] R. Jamaati and M. Toroghinejad, "Investigation of the Parameters of the Cold Rolling (CRB) Process," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, pp. 2320-2326, 2010.
- [51] H. Danesh Manesh and A. Karimi Taheri, "Study of Mechanisms of Cold Roll Welding of Aluminium Alloy to Steel Strip," *Materials Science and Technology*, vol. 20, pp. 1064-1068, August 2004.
- [52] M. Eizadjou, H. Danesh Manesh and K. Janghorban, "Investigation of Roll Bonding Between Aluminum Alloy Strips," *Materials and Design*, no. 29, pp. 909-913, 2008.
- [53] M. Eizadjou, H. Danesh Manesh and K. Janghorban, "Mechanism of Warm and Cold Roll Bonding of Aluminum Alloy Strips," *Materials and Design*, vol. 30, pp. 4156-4161, 2009.
- [54] D. Pan, K. Gao and J. Yu, "Cold Roll Bonding of Bimetallic Sheets and Strips," *Materials Science and Technology*, vol. 5, pp. 934-939, September 1989.
- [55] H.-Y. Wu, S. Lee and J.-Y. Wang, "Solid-State Bonding of Iron-Based Alloys, Steel-Brass, and Aluminum Alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 75, pp. 173-179, 1998.
- [56] D. Hauser, P. Kammer and D. Martin, "Fundamentals of Solid State Welding and their Application to Beryllium, Aluminum, and Stainless Steel," Redstone Scientific Information Center, Columbus, Ohio, 1965.
- [57] H. Yan and J. Lenard, "A Study of Warm and Cold Roll-Bonding of an Aluminium Alloy," *Materials Science and Engineering A*, pp. 419-428, 2004.

- [58] D. Rydz and R. Skoblik, "Numerical Modelling of Asymmetric Double-Layer Al-Cu Plate Rolling Process," *Advances in Materials Science*, vol. 6, no. 2, pp. 29-34, October 2006.
- [59] K. McEwan and D. Milner, "Pressure Welding of Dissimilar Metals," *British Welding Journal*, pp. 406-420, July 1962.
- [60] H. Danesh Manesh and A. Karimi Taheri, "Bond Strength and Formability of an Aluminum-Clad Steel Sheet," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 361, pp. 138-143, 2003.
- [61] M. Buchner, B. Buchner, B. Buchmayr, H. Kilian and F. Riemelmoser, "Investigation of Different Parameters on Roll Bonding Quality of Aluminium and Steel Sheets," *International Journal of Material Forming*, vol. 1, no. Supplement 1, pp. 1279-1282, 2008.
- [62] S. H. Lee, Y. Saito, T. Sakai and H. Utsunomiya, "Microstructures and Mechanical Properties of 6061 Aluminum Alloy Processed by Accumulative Roll-Bonding," *Materials Science and Engineering A*, no. 325, pp. 228-235, 2002.
- [63] Fraunhofer IWS Dresden, „Plattieren a la IWS,“ :*K Magazin*, Nr. bbr 7-8, 2008.
- [64] M. Kutsuna, R. Manoj and A. Azar, "Parametric Study in Laser Roll Bonding of Low Carbon Steel and Aluminum Alloys," in *AWS Professional Program*, 2003.
- [65] A. Nobili, "Explosion Bonding Process," *Nobelclad Technical Bulletin NT 200*, March 1999.
- [66] F. Findik, "Recent Developments in Explosive Welding," *Materials and Design*, no. 32, pp. 1081-1093, 2011.
- [67] J. G. Banker and G. Reineke, "Explosion Welding," in *ASM Handbook® Volume 6 Welding, Brazing, and Soldering*, 1993.
- [68] K. Buijs, „Triplate® The Ultimate Solution for Welding Aluminium to Steel,“ *HSB International*, 2004.
- [69] R. Vivek and J. Oberoi, "Impact Joining of Aluminium Alloy and Stainless Steel," *International Journal of Engineering Research and Technology*, vol. 5, no. 2, 2012.
- [70] G. A. Young and J. G. Banker, "Explosion Welded, Bi-Metallic Solutions to Dissimilar Metal Welding," in *Proceedings of the 13th Offshore Symposium*, 2004.
- [71] L. Tricarico and R. Spina, "Mechanical Strength of Fe/Al Structural Transition Joints Subject to Thermal Loading," *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 37, no. 2, pp. 85-93, June 2009.

- [72] M. Benák, M. Turňa, M. Ožvold, P. Nesvadba, J. Lokaj, L. Čaplovič, F. Kováč and V. Stoyka, "Study of Al-Austenitic Steel Boundary Formed by Explosion Welding," in *METAL*, 2010.
- [73] Y. Zhang, S. Babu and G. Daehn, "Impact Welding in a Variety of Geometric Configurations," in *4th International Conference on High Speed Forming*, 2010.
- [74] R. Schäfer und P. Pasquale. [Online]. Available: [www.pstproducts.com](http://www.pstproducts.com). [Zugriff am 3 Jänner 2012].
- [75] T. Aizawa, M. Kashani and K. Okagawa, "Application of Magnetic Pulse Welding for Aluminum Alloys and SPCC Steel Sheet," *Welding Journal*, vol. 86, pp. 119-s-124-s, May 2007.
- [76] K. Weman, *Welding Processes Handbook*, Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2003.
- [77] J. e. a. Jones, "Method and Apparatus Employing Vibratory Energy for Bonding Metals". Patent US 2946119, 26 July 1960.
- [78] T. Watanabe, H. Sakuyama and A. Yanagisawa, "Ultrasonic Welding Between Mild Steel Sheet and Al-Mg Alloy Sheet," *Journal of Materials Processing Technology*, no. 209, pp. 5475-5480, 2009.
- [79] P. Prangnell, F. Haddadi and Y. C. Chen, "Ultrasonic Spot Welding of Aluminium to Steel for Automotive Applications - Microstructure and Optimisation," *Materials Science and Technology*, vol. 27, no. 3, pp. 617-624, 2011.
- [80] X. Sun, E. Stephens, M. Khaleel, H. Shao and M. Kimchi, "Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy to Steel with Transition Material - From Process to Performance - Part I: Experimental Study," *Welding Journal*, pp. 188-S-195-S, June 2004.
- [81] W. Beyer, „Widerstandspunktschweißen der Kombination Stahl-Aluminium,“ *Schweißtechnik*, Bd. 20, Nr. 11, pp. 493-497, 1970.
- [82] F.-W. Bach, K. Möhwald, U. Holländer und T. Duda, „Neue Lösungsansätze zum Löten von Aluminiumlegierungen mit artgleichen und nicht artgleichen Fügepartnern,“ *DVS*, Bd. 212, pp. 231-235, 2001.
- [83] M. Roulin, J. Luster, G. Karadeniz and A. Mortensen, "Strength and Structure of Furnace-Brazed Joints between Aluminum and Stainless Steel," *Welding Research Supplement*, pp. 151-s-155-s, May 1999.
- [84] U. Füssel und S. Jüttner, „Warum nicht Aluminium und Stahl durch Metall-Inertgaslöten verbinden?,“ *Der Praktiker*, Nr. 4, 2003.

- [85] U. Reisgen, C. Otten, A. Abdurakhmanov and J. Schönberger, "Investigations about the Influence of the Time-Temperature Curve on the Formation of Intermetallic Phases during Electron Beam Welding of Steel – Aluminium Material Combinations," in *66th Annual Assembly of IIW*, 2013.
- [86] D. Bartout und N. Süleymanov, „Untersuchungen von Mischverbindungen aus dicken Aluminium- und Stahlblechen,“ *Schweißen und Schneiden*, Nr. 4, 2013.
- [87] H. J. Park, S. Rhee, M. Kang and D. Kim, "Joining of Steel to Aluminum Alloy by AC Pulse MIG Welding," *Materials Transactions*, vol. 50, no. 9, pp. 2314-2317, 2009.
- [88] C. Thomy, f. Wagner, F. Vollertsen, A. Wirth und M. Kreimeyer, „Laser-MIG-Hybridfügen von Aluminium-Stahl Leichtbaustrukturen,“ *LTJ*, Nr. 4, pp. 36-40, September 2007.
- [89] F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer, T. Seefeld and G. Sepold, "Characterization and Properties of Dissimilar Metal Combinations of Fe/Al and Ti/Al-Sheet Materials," in *Proc. ICALEO*, 2001.
- [90] C. Radscheit, E. Schubert und G. Sepold, „Laserstrahlhartlöten - ein geeignetes Fügeverfahren für Werkstoffkombinationen,“ *DVS*, Bd. 166, p. 289f., 1995.
- [91] H. Laukant, C. Wallmann, M. Korte and U. Glatzel, "Flux-Less Joining Technique of Aluminium with Zinc-Coated Steel Sheets by a Dual-Spot-Laser Beam," *Advanced Materilas Research*, Vols. 6-8, pp. 163-170, 2005.
- [92] H. Laukant, C. Wallmann, M. Müller, M. Korte, B. Stirn, H.-G. Haldenwanger and U. Glatzel, "Fluxless Laser Beam Joining of Aluminium with Zinc Coated Steel," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 10, no. 2, 2005.
- [93] J. Vrenken, C. Goos, T. Van der Veldt and W. Braunschweig, "Fluxless Laser Brazing of Aluminium to Steel," in *Joining in Automotive Engineering*, 2009.
- [94] G. Qin, Z. Lei, Y. Su, J. Gao, S. Wang and S. Lin, "Large Spot Laser Assisted MIG Arc Brazing-Fusion Welding of Aluminium Alloy to Galvanized Steel," in *66th Annual Assembly of IIW*, 2013.
- [95] G. Aichele, „Für Dick und Dünn Neue Schweißtechnologien zum Fügen von Aluminium,“ *Industriebedarf*, Nr. 9, 2006.
- [96] A. Franc, "Heterogeneous Joints Between Steel and Aluminium Made by Modified MIG Process," in *METAL*, 2010.
- [97] M. Potesser, "The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings," in *EPD Congress*, 2006.



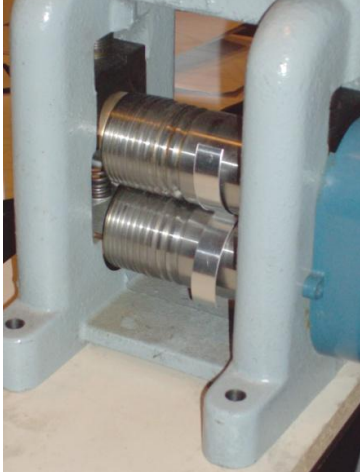



- [98] K. Wichart, „Verfahren zum Verbinden von Stahl- und Aluminiumbauteilen mittels Schmelzschweißen“. Österreich Patent AT413502B, 15 März 2006.
- [99] (JOIN), ARGE Kompetenznetzwerk für Fügetechnik, „Bericht über das 2. Forschungsjahr im Kompetenznetzwerk für Fügetechnik JOIN,“ 2007.
- [100] (JOIN), ARGE Kompetenznetzwerk für Fügetechnik, „Bericht über das 3. Forschungsjahr im Kompetenznetzwerk für Fügetechnik JOIN,“ 2008.
- [101] "JOIN", K-net für Fügetechnik, „Four Year Evaluation (1.6.2005-30.6.2009),“ 2009.
- [102] (JOIN), Kompetenznetzwerk für Fügetechnik, „Fachlicher Jahresbericht 4. Forschungsjahr 1.1.2009-31.12.2009,“ 2010.
- [103] TU Bergakademie Freiberg, „Praktikum "Kaltwalzplattieren",“ 2003.
- [104] „<http://www.surfacefinishequipment.com/mahr%20M1.htm>,“ Mahr GmbH. [Online].
- [105] „VDI/VDE Richtlinie 2602. Rauheitsmessung mit elektrischen Tastschnittgeräten.“. September 1983.
- [106] „VDI/VDE Richtlinie 2602 Blatt 2 Rauheitsmessung mit Tastschnittgeräten – Tastschnittverfahren – Aufbau, Messbedingungen, Durchführung.“. Oktober 2008.
- [107] „VDI/VDE Richtlinie 2602 Blatt 3 Oberflächenprüfung – Angabe der Oberflächenbeschaffenheit in der technischen Produktdokumentation.“. Juli 2012.
- [108] S. Jung, „Oberflächenbeurteilung-Rauheitsmessung Praktikum,“ Uni Stuttgart, Institut für Maschinenelemente, 2011. [Online]. Available: [http://www.ima.uni-stuttgart.de/studium/dt/Hauptfachversuche/aktuell/HFV\\_Oberflaechenbeurteilung\\_2011.pdf](http://www.ima.uni-stuttgart.de/studium/dt/Hauptfachversuche/aktuell/HFV_Oberflaechenbeurteilung_2011.pdf). [Zugriff am Mai 2013].
- [109] „DIN EN ISO 4287 Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit.“. 07 2010.
- [110] Mahr GmbH, Mahr GmbH, 09 1999. [Online]. Available: <http://langerhydraulik.de/pdf/mahr/rauigkeit.pdf?PHPSESSID=bb406eb2e6ac94226f6c192fcae8e122>. [Zugriff am Mai 2013].
- [111] „Wilhelm Schmidt Stahlbau,“ [Online]. Available: <http://www.w-schmidtstahl.at/index.php?id=18>. [Zugriff am Dezember 2014].
- [112] K. Wichart, J. Ivanova, J. Bruckner, N. Enzinger, G. Figner, G. Liedl, H. Basalka und A. Leitner, „Einsatz von Bimetallen für Hybridverbindungen,“ *Schweiß- & Prüftechnik*, pp.

28-31, 2009.

[113] ÖGI, OFI, SZA und ZFE, „Multimaterial-Plattform,“ 2011.

## Anhang

### Anhang 5.1.1 – Walzversuche Goldschmiedewalze

Al 1 mm/ Al 1 mm	keine Bindung
	<p><b>Abb. 1 Walzen zweier Aluminiumbleche:</b></p> <p>Eine Bindung ist nicht gegeben; eine starke Krümmung der Blechstreifen ist ersichtlich.</p>
Al 1 mm/Al 150 µm/St 1.2 mm	keine Bindung, Anschleifen der Oberfläche mit Schleifpapier 1000 → keine Bindung
	 <p><b>Abb. 2 Gewalzte Bimetall-Bleche:</b> Aluminium und Stahl (links) mit einer Zwischenschicht aus Reinaluminiumfolie (rechts). Die Bleche sind stark gebogen; eine Aufrauung der Oberfläche erzielt keine Verbindung der Metalle</p>
Al 1 mm/Al 150 µm/Al 1 mm	keine Bindung, Anschleifen → keine Bindung
	<p><b>Abb.3 Aluminium-Kombination:</b></p> <p>Aluminium mit Reinaluminiumfolie als Zwischenschicht. Die Bleche weisen starken Formverlust auf; die Aluminiumfolie zeigt teilweise Einrisse.</p>

Al 1 mm/(Haushalts)alufolie/St 1.2 mm	Folie teilweise mit Al verbunden
 	<p><b>Abb.4 Stahl und Aluminium mit Haushaltsalufolie:</b></p> <p>Die Folie haftet nur teilweise auf Aluminium, nicht auf Stahl.</p> <p>Das Stahlblech weist eine stärkere Verkrümmung auf als das Aluminiumwerkstück.</p> <p>Die Folie wurde durch das Verdrehen der Werkstücke beim Einzug in das Walzwerk stark beschädigt; deswegen konnte auch keine durchgängige Haftung auf Aluminium erzielt werden.</p> 
Al 1 mm/(Haushalts)alufolie/Al 1 mm	keine Bindung
Al 1.25 mm/Alufolie/Al 1.25 mm	keine Bindung, auch nicht durch Anschleifen
	<p><b>Abb. 5 Versuch einer Aluminiumverbindung mit Haushaltsalufolie:</b></p> <p>Starke Deformation und Reduzierung der Dicke der Aluminiumbleche von ursprünglich 1.25 mm auf ca. 0.65 mm erkennbar. Die Folie wird zerstört; sie zeigt Einrisse und weist eine Biegung auf.</p>
Alufolie/Alufolie	keine Bindung; auch durch mehrmaliges Walzen und Falten der Folie. Die Folie lässt sich ohne große Schäden wieder auf Originalform bringen.

## Anhang 5.1.2 – Ergebnisse der Kaltwalzplattierung

SACK-Gerüst IMF | 24.01.2013

Probe		1		2		3		4	
Werkstoffkombination		DC01/A199.85							
Breite		50		50		50		50	
Dicke		3		3		3		3	
h <sub>Al</sub> /h <sub>Stahl</sub>		1.5		1.5		1.5		1.5	
Oberflächenvorbereitung		Al		Al		Al		Al	
Walzparameter		St		St		St		St	
Geschw.		1200		1200		1200		1200	
Walz-spalt		4		4		4		4	
Enddicken		5		5		5		5	
h <sub>Al</sub> /h <sub>Stahl</sub>		1500		1500		1500		1500	
Auffederung		0.2		0.2		0.2		0.2	
Abnahme		1.4		1.4		1.4		1.4	
Walzkraft		1.9		1.9		1.9		1.9	
Walz-moment		1.2		1.2		1.2		1.2	
Walzen-durch-messer		0.4		0.4		0.4		0.4	
gedrückte Länge		306.6		306.6		306.6		306.6	
l <sub>d</sub> /h <sub>m</sub>		311.5		311.5		311.5		311.5	
l' <sub>d</sub> /h <sub>m</sub>		618.1		618.1		618.1		618.1	
k <sub>w</sub>		3.9		3.9		3.9		3.9	
Haftung		6.0		6.0		6.0		6.0	
DC01/6061	50	50	50	50	50	50	50	50	50
	3	3	3	3	3	3	3	3	3
	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5
	2	2	2	2	2	2	2	2	2
	0.7	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5
	5	5	5	5	5	5	5	5	5
	1300	1200	1200	1200	1200	1200	1200	1200	1200
	4	4	4	4	4	4	4	4	4
	5	5	5	5	5	5	5	5	5
	1500	1500	1500	1500	1500	1500	1500	1500	1500
	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2
	1.4	1.9	1.9	1.9	1.9	1.9	1.9	1.9	1.9
	1.7	1.46	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5
	0.9	1.02	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1
	2.6	2.48	2.59	2.59	2.59	2.59	2.59	2.59	2.59
	1.9	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4	1.4
	1.2	0.6	0.7	0.7	0.7	0.7	0.7	0.7	0.7
	0.4	0.45	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4
	306.6	186.7	188.2	188.2	188.2	188.2	188.2	188.2	188.2
	311.5	189.7	191.1	191.1	191.1	191.1	191.1	191.1	191.1
	618.1	376.4	379.2	379.2	379.2	379.2	379.2	379.2	379.2
	3.9	2.9	4	4	4	4	4	4	4
	6.0	3.367	2.4	2.4	2.4	2.4	2.4	2.4	2.4
	9.922	6.241	6.4	6.4	6.4	6.4	6.4	6.4	6.4
	180	180	180	180	180	180	180	180	180
	200.1	191.4	192.1	192.1	192.1	192.1	192.1	192.1	192.1
	1.11	1.06	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1
	18.4	19.0	18.5	18.5	18.5	18.5	18.5	18.5	18.5
	19.4	19.6	19.1	19.1	19.1	19.1	19.1	19.1	19.1
	1.1	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
	5.7	6.0	5.7	5.7	5.7	5.7	5.7	5.7	5.7
	6	6.2	5.9	5.9	5.9	5.9	5.9	5.9	5.9
	638.1	383.4	396.4	396.4	396.4	396.4	396.4	396.4	396.4
	NEIN	NEIN	NEIN	NEIN	NEIN	NEIN	NEIN	NEIN	NEIN



16	15	14	13	12	11	Probe	
						Werkstoffkombination	
HC260/7075	50	50	50	50	50	DC01/7075	
50	3	3	3	3	3	[mm]	Breite
1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	[mm]	AI
4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	[mm]	St
2	2	2	2	2	2	[mm]	Gesamt
1	1	1	1	1	1	Kraft [N]	Dicke
5	5	5	5	5	5	Vorschub [mm/s]	
1500	1300	1300	1300	1500	1500	Drehzahl [1/min]	Oberflächenvorbereitung
4	4	4	4	4	4	Kraft [N]	
5	5	5	5	5	5	Vorschub [mm/s]	St
1500	1500	1500	1500	1500	1500	Drehzahl [1/min]	
0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	$v_w$ [m/s]	Geschw.
0.9						s [mm]	Walz-spalt
1.90						AI [mm]	Enddicken
0.94						St [mm]	
2.84						Gesamt [mm]	$h_{AI}/h_{Stahl}$
2.02						[mm]	
1.94						$\Delta s$ [mm]	Auffederung
0.4						$\epsilon$	Abnahme
491.5						Antriebsseite [kN]	Walzkraft
503.5						Bedienseite [kN]	
995						Gesamt [kN]	Walz-moment
6.002						Oberwalze [kNm]	
9.194						Unterwalze [kNm]	Walzen-durch-messer
15.2						Gesamt [kNm]	
180						$R_w$ [mm]	gedrückte Länge
216.6						$R'_w$ [mm]	
1.20						$R'_w/R_w$	$l_d/h_m$
17.27						$l_{dv}$ [mm]	
18.95						$l'_d$ [mm]	$l'_d/h_m$
1.10						$l'_d/l_d$	
5.09							$k_w$
5.58							
1050.4						[MPa]	Haftung
NEIN							



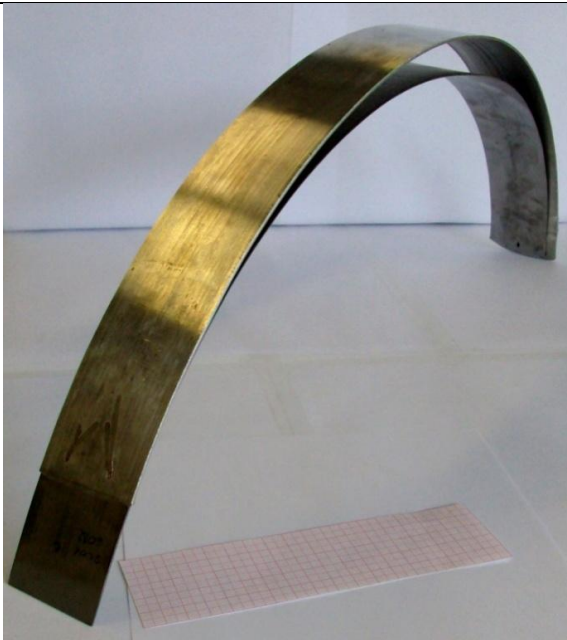
C		B		A		18		17		Probe	
DC01/A199.85		50		50		HC260/7075		50		Werkstoffkombination	
50	3	3	3	3	3	50	50	50	50	[mm]	Breite
1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	[mm]	AI
4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	[mm]	St
2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	[mm]	Gesamt
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	Kraft [N]	$h_{AI}/h_{Stahl}$
5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	Vorschub [mm/s]	Oberflächenvorbereitung
1200	1200	1200	1200	1200	1200	1500	1500	1500	1500	Drehzahl [1/min]	
Schleifen	Schleifen	Schleifen		Schleifen		4	4	4	4	Kraft [N]	Geschw.
0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	$v_w$ [m/s]	
0.4	0.9	0.9	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	s [mm]	Walz-spalt
1.7	1.90	2.27	2.27	2.27	2.27	2.27	2.27	2.27	2.27	AI [mm]	Enddicken
1.3	1.0	0.77	0.77	0.77	0.77	0.77	0.77	0.77	0.77	St [mm]	
0.6	0.58	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	Gesamt [mm]	$h_{AI}/h_{Stahl}$
392.1	310.2	229.9	229.9	229.9	229.9	229.9	229.9	229.9	229.9	[mm]	Auffederung
391.5	309.8	230.2	230.2	230.2	230.2	230.2	230.2	230.2	230.2	$\epsilon$	Abnahme
783.6	620.0	460.1	460.1	460.1	460.1	460.1	460.1	460.1	460.1	Antriebsseite [kN]	
8.0	6.4	3.5	3.5	3.5	3.5	3.5	3.5	3.5	3.5	Bedienseite [kN]	Walzkraft
5.1	4	4.4	4.4	4.4	4.4	4.4	4.4	4.4	4.4	Gesamt [kN]	
13.1	10.356	7.79	7.79	7.79	7.79	7.79	7.79	7.79	7.79	Oberwalze [kNm]	Walz-moment
180	180	180	180	180	180	180	180	180	180	Unterwalze [kNm]	
196.8	194.57	192.6	192.6	192.6	192.6	192.6	192.6	192.6	192.6	Gesamt [kNm]	Walzen-durch-messer
1.1	1.08	1.07	1.07	1.07	1.07	1.07	1.07	1.07	1.07	$R_w$ [mm]	
22.6	21.59	20.00	20.00	20.00	20.00	20.00	20.00	20.00	20.00	$R'_w$ [mm]	gedrückte Länge
23.6	22.4	20.7	20.7	20.7	20.7	20.7	20.7	20.7	20.7	$l_{d,v}$ [mm]	
1.1	1.04	1.03	1.03	1.03	1.03	1.03	1.03	1.03	1.03	$l'_d$ [mm]	$l_d/h_m$
8.7	7.81	6.6	6.6	6.6	6.6	6.6	6.6	6.6	6.6	$l'_d/l_d$	
9.1	8.12	6.9	6.9	6.9	6.9	6.9	6.9	6.9	6.9	$l'_d/h_m$	$k_w$
663	552.2	444.7	444.7	444.7	444.7	444.7	444.7	444.7	444.7	[MPa]	
JA	JA	JA	JA	JA	JA	JA	JA	JA	JA		Haftung

F	E	D	Probe	
DC01/A199.5				
50	50	50	[mm]	Werkstoffkombination
1.5	1.5	1.5	[mm]	Breite
1.5	1.5	1.5	Al	Dicke
3	3	3	St	
			Gesamt	
1	1	1		$h_{Al}/h_{Stahl}$
1	1	1	Kraft [N]	Oberflächenvorbereitung
5	5	5	Vorschub [mm/s]	
1200	1200	1200	Drehzahl [1/min]	
4	4	4	Kraft [N]	
5	5	5	Vorschub [mm/s]	
1500	1500	1500	Drehzahl [1/min]	
0.2	0.2	0.2	$v_w$ [m/s]	
0.9	0.9	0.4	s [mm]	
			Al [mm]	
			St [mm]	
1.7	1.7	1.40	Gesamt [mm]	Enddicken
			[mm]	$h_{Al}/h_{Stahl}$
0.8	0.8	1.0	$\Delta s$ [mm]	Auffederung
0.5	0.4	0.53	$\epsilon$	Abnahme
228	224.1	297.5	Antriebsseite [kN]	Walzkraft
231.6	225.8	298.9	Bedienseite [kN]	
459.6	449.9	596.4	Gesamt [kN]	
3.6	3.7	5.2	Oberwalze [kNm]	Walzmoment
2.1	2.0	2.8	Unterwalze [kNm]	
5.8	5.8	8.0	Gesamt [kNm]	
180	180	180	$R_w$ [mm]	Walzen- durch- messer
200.8	201	202.8	$R'_w$ [mm]	
1.1	1.1	1.1	$R'_w/R_w$	
15.6	15.3	16.95	$l_{d,v}$ [mm]	gedrückte Länge
16.5	16.2	17.99	$l'_d$ [mm]	
1.1	1.1	1.06	$l'_d/l_d$	
7.4	7.2	8.77	$l_d/h_m$	$l'_d/h_m$
7.8	7.6	9.3		
558.7	555.0	662.9	[MPa]	$k_w$
JA	JA	JA		Haftung

Probe 7 – DC01/6082



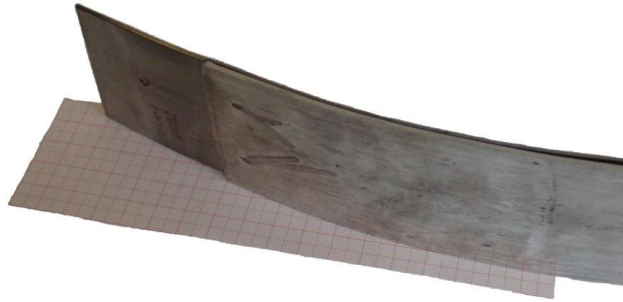
Gewalzter Streifen ohne Haftung



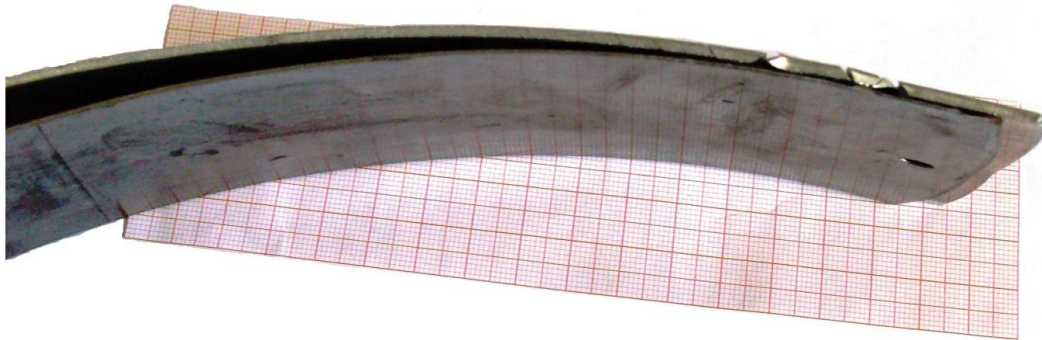
Oberseite Aluminium, Unterseite Stahl



Geringe Haftung am Anfang des Plattierstichs



Anfangsbereich der gewalzten Bleche



Endbereich der gewalzten Bleche

*Probe 7 zeigte keine Haftung. Am Anfang des Streifens ist eine geringfügige Verbindung, die leicht lösbar ist, in der Zone der Fixierung zu erkennen. Am Ende des Streifens sind einige Kantenrisse feststellbar.*

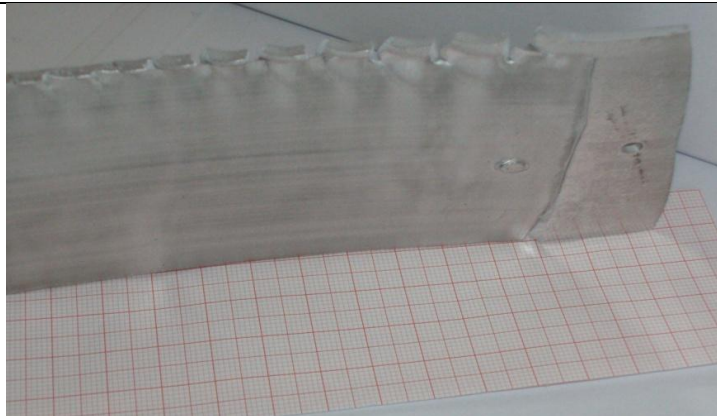
**Probe 8 – DC01/6082**



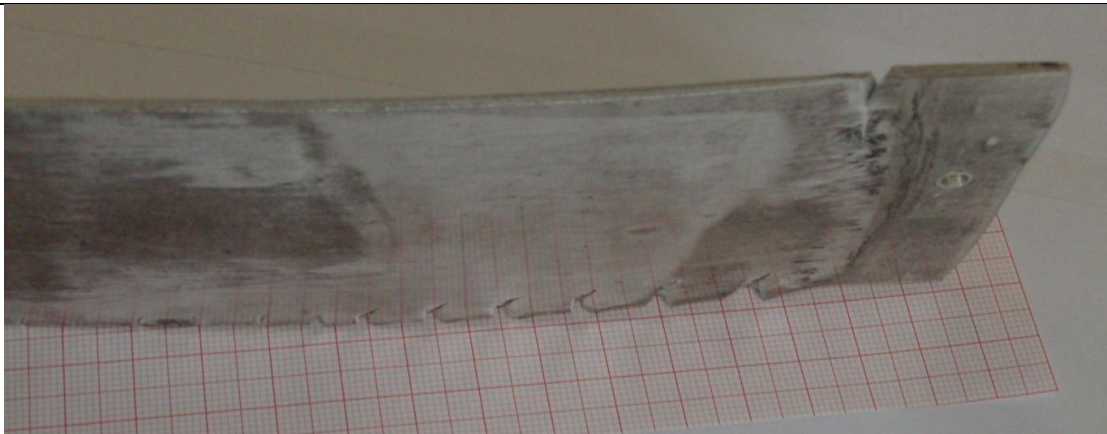
Gewalzter Streifen ohne Haftung



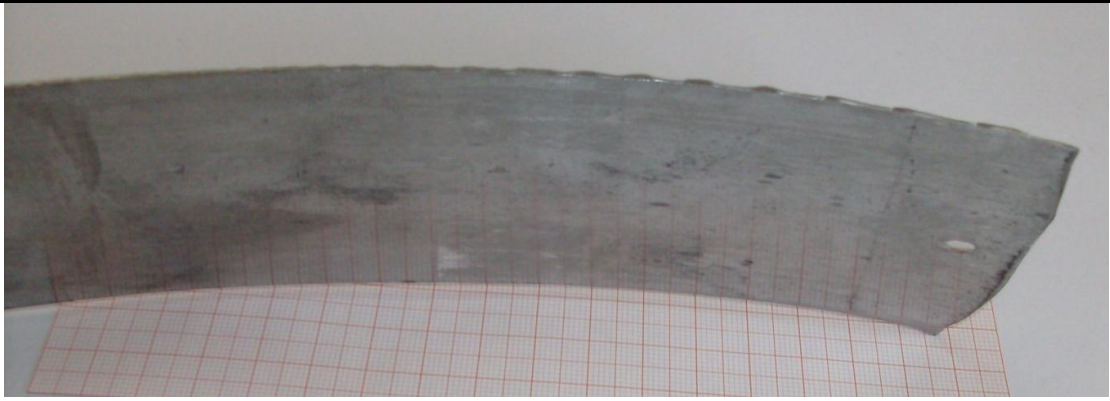
Oberseite Aluminium, Unterseite Stahl



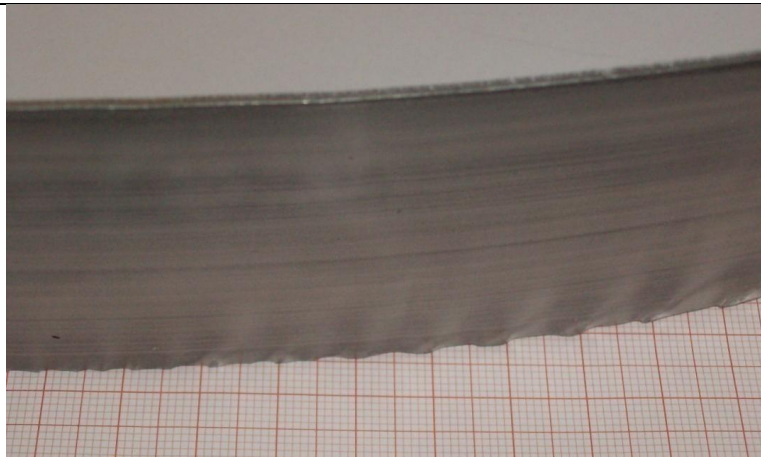
Aluminiuminnenseite: Kantenrisse sind erkennbar.



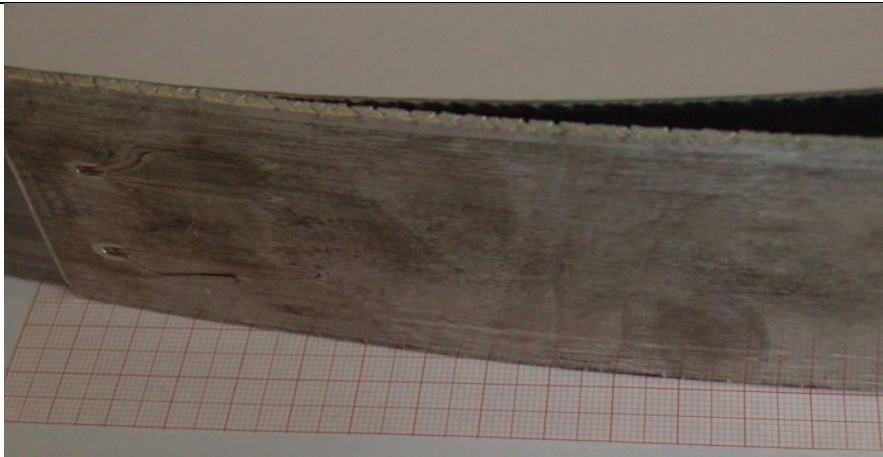
Aluminiumaußenseite



Stahlaußenseite

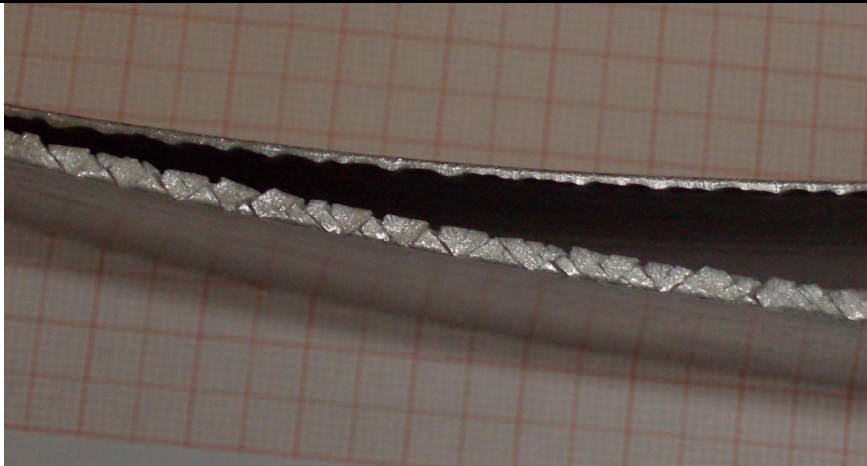


Stahlinnenseite: eine leichte Aluminiumschicht ist auf der Oberfläche zu erkennen



Anfangs leichte Kantenrisse





Kantenrisse entlang der gesamten Metallstreifenlänge

*Probe 8 zeigte keine Haftung. Entlang des gesamten Streifens sind Kantenrisse zu erkennen. Auf der Stahlseite sind keine Risse erkennbar, nur Einschnürungen; auf der Aluminiumseite sind Einrisse zu sehen.*

**Probe 9 – DC01/6082**

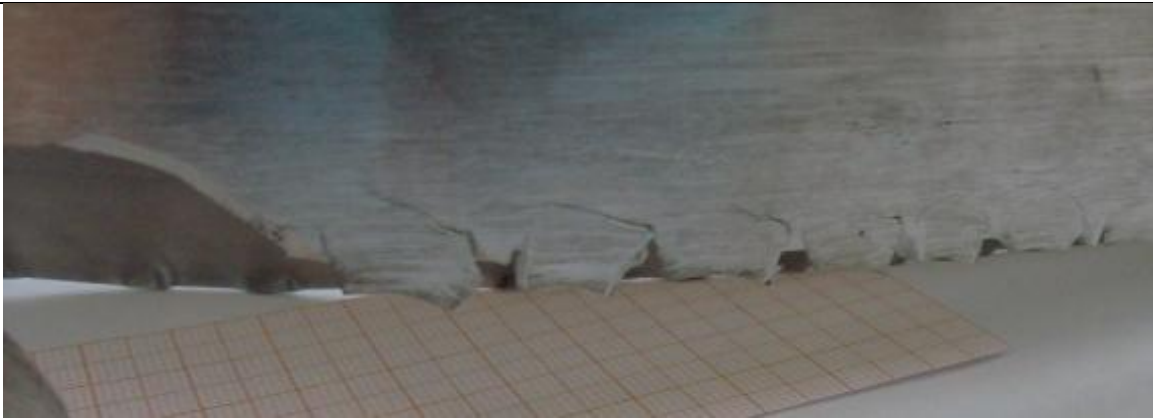


Gewalzter Streifen ohne Haftung

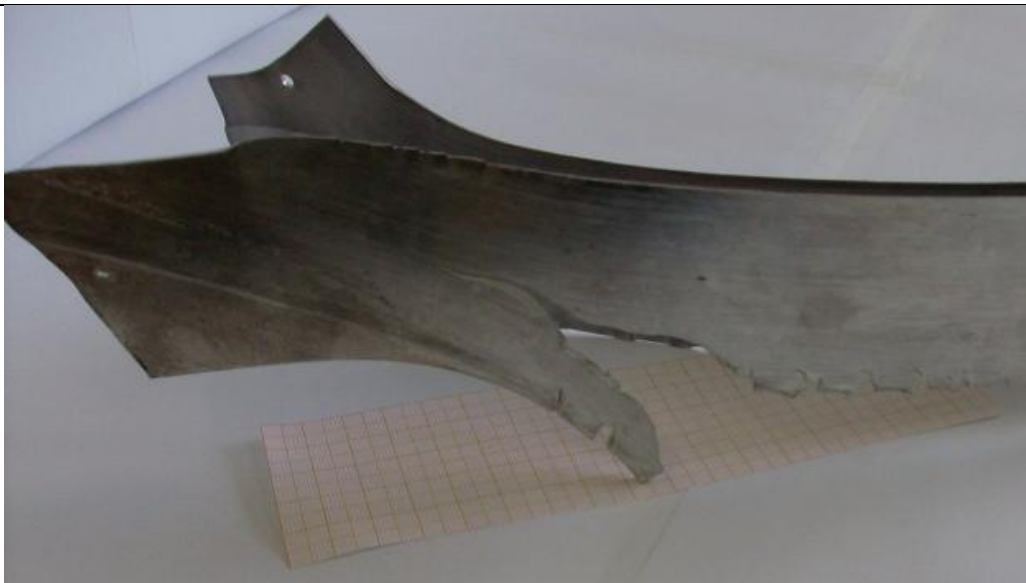




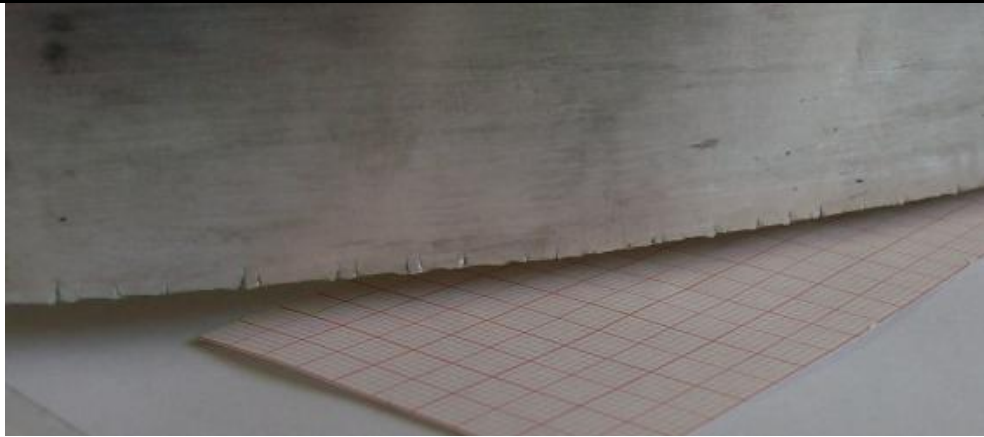
Aluminiumaußenseite: starker Einriss am Ende des Metallstreifens



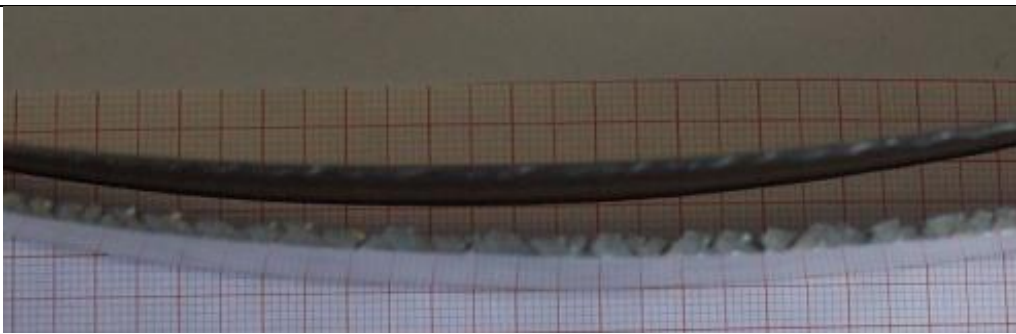
Kantenrisse im Aluminium



Seitliches Abgleiten der Plattierpartner



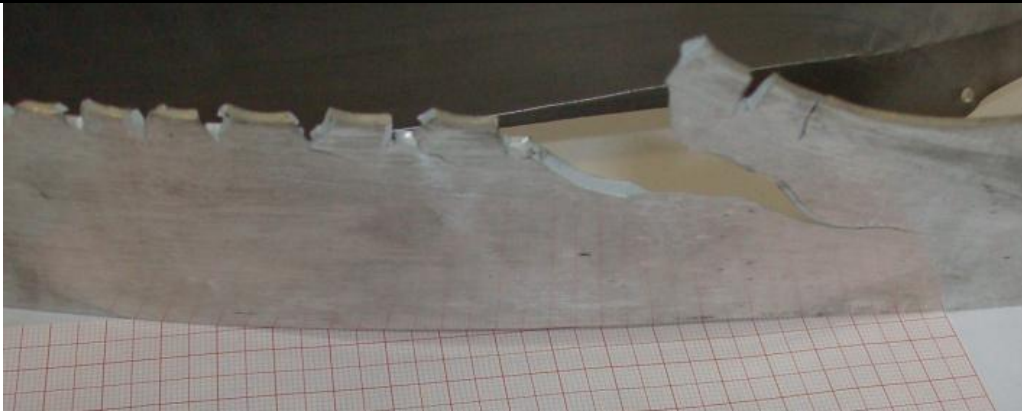
Im mittleren Bereich sind nur geringe Einrisse erkennbar; seitliche Ansicht.



Einrisse mittlerer Bereich; Ansicht von oben



Einrissbreite nimmt stetig bis zum Ende des Streifens zu



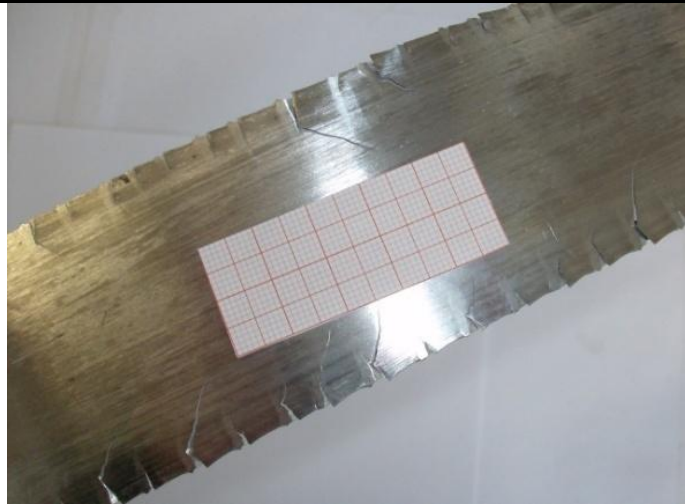
Riss am Ende des Aluminiumstreifens

*Probe 9 zeigte keine Haftung. Es sind nicht nur Kantenrisse entlang des gesamten Streifens erkennbar, sondern auch am Ende des Streifens ein großer Riss, der durch das seitliche Abgleiten der beiden Plattierpartner entstanden ist.*

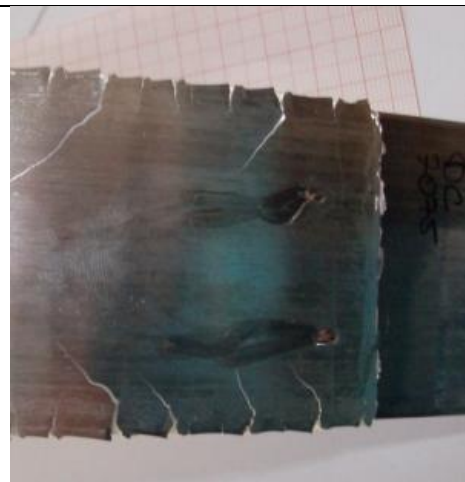
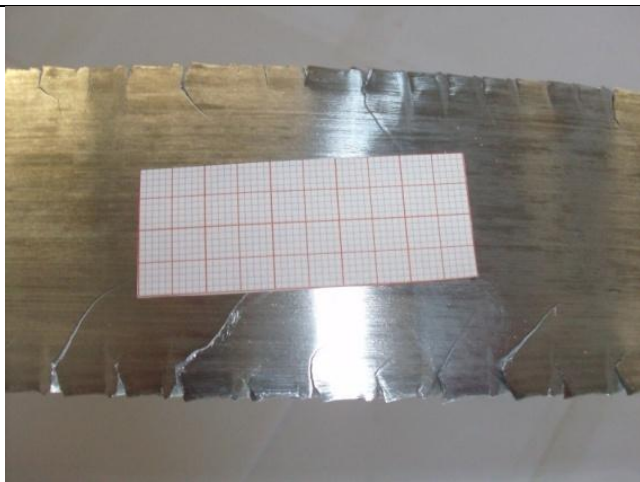
**Probe 10 – DC01/7075**



Walzplattierte Bleche ohne Haftung



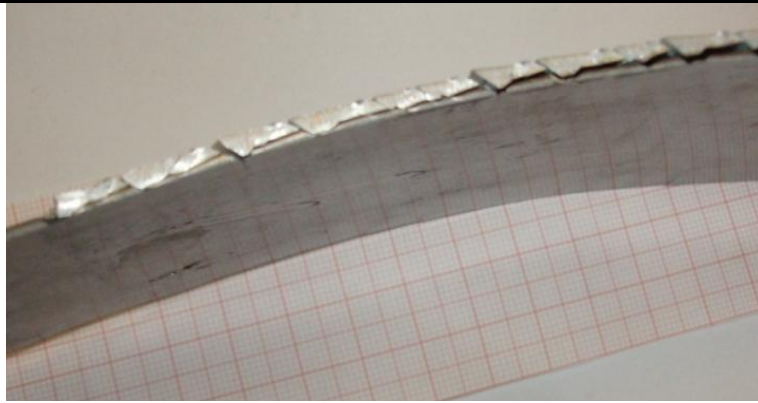
Kantenrisse entlang des gesamten Streifens



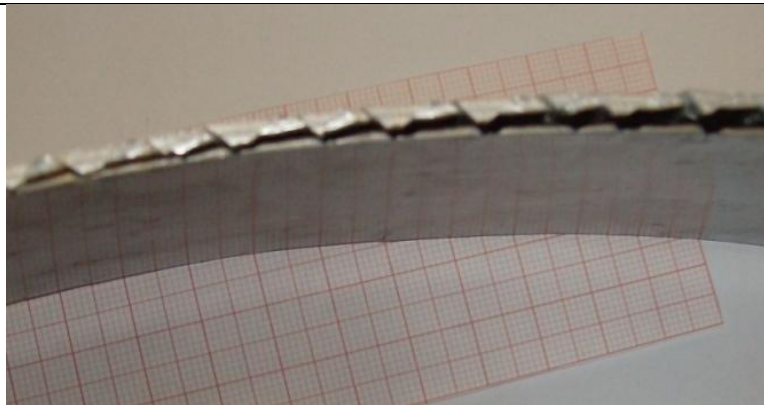
Risse sowohl in der Mitte der Streifenlänge, als auch am Anfang der Streifen



Die Aluminiumkante zeigt ein gezacktes Muster von Kantenrisse; Ansicht von oben



Kantenrisse im Aluminium



Auch im Mittelteil: Kantenrisse

*Probe 10 zeigte keine Haftung. Kantenrisse, die durch das härteste Material stark ausgeprägt sind, entlang des gesamten Streifens sind erkennbar.*

**Probe 16 – HC260/7075**

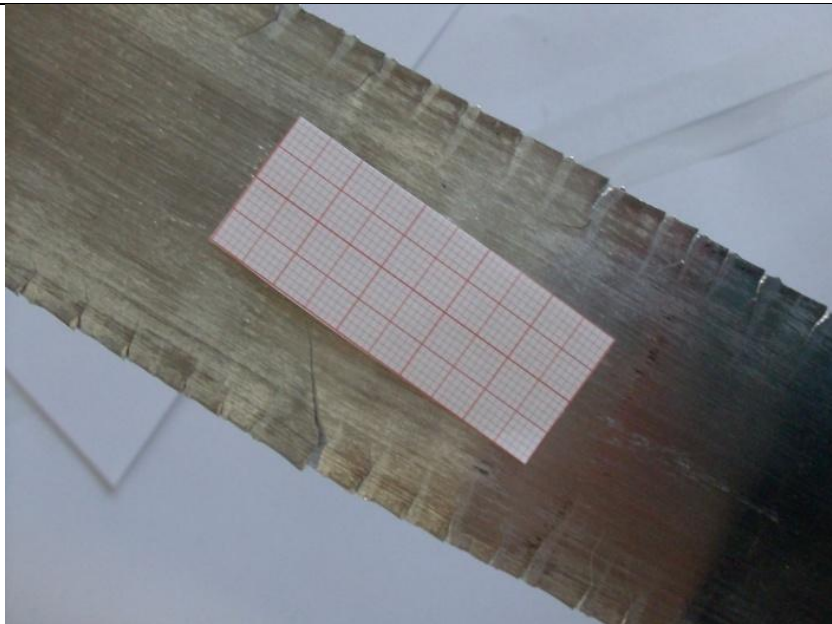


Bleche zeigen keine Haftung

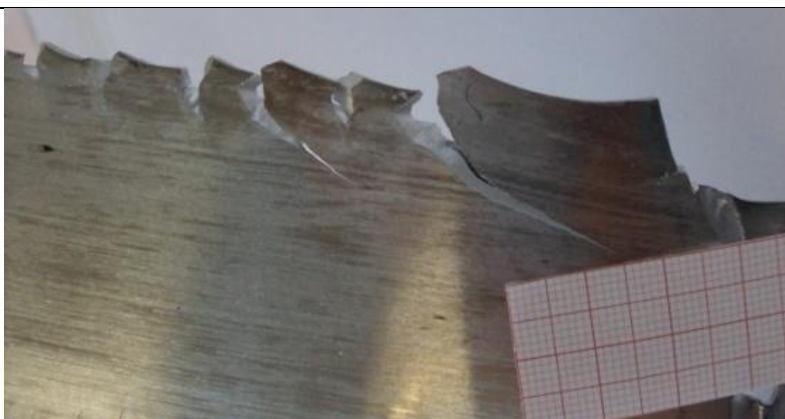




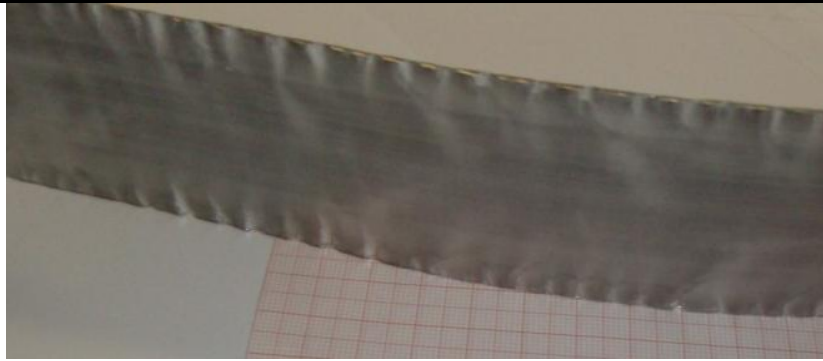
Einrisse entlang der Blechkanten



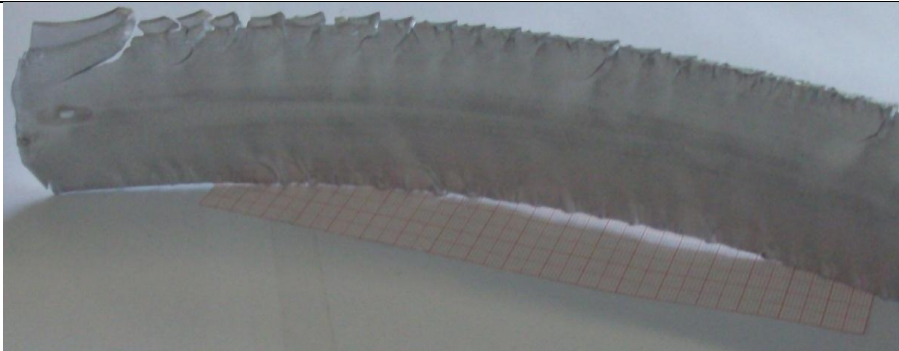
Kantenrisse im Aluminium



Starker Einriss im Aluminium



Stahlseite; keine Einrisse, aber starke Beschädigungen (Einbeulungen)



Aluminiumseite mit starken Kantenrissen

*Probe 16 zeigte keine Haftung. Im Aluminiumwerkstoff sind starke Kantenrisse erkennbar. Die Stahlseite weist starke Verformungen an den Blechkanten auf.*

**Probe A – DC01/Al99.85 Verh. 1:2**



*Probe A Aluminium und Stahl haften aufeinander.*



**Probe B – DC01/Al99.85 Verh. 1:2**



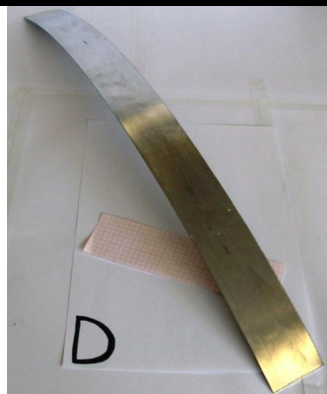
*Probe B Aluminium und Stahl haften aufeinander.*

**Probe C – DC01/Al99,85 Verh. 1:2**



*Probe C Aluminium und Stahl haften aufeinander.*

**Probe D – DC01/Al99,5 Verh. 1:1**



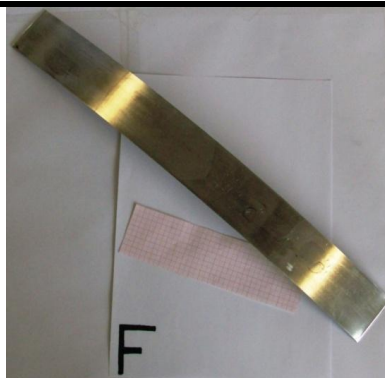
*Probe D Aluminium und Stahl haften aufeinander.*

**Probe E – DC01/Al99,5 Verh. 1:1**



*Probe E Aluminium und Stahl haften aufeinander.*

**Probe F – DC01/Al99,5 Verh. 1:1**



*Probe F Aluminium und Stahl haften aufeinander.*



13	12	11	10	9	8	7	Proben-#	
							HC260/7075	HC260/6082
50	50	50	50	50	50	50	[mm]	Breite
3	3	3	3	3	3	3	[mm]	Al
1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	[mm]	Stahl
4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	[mm]	Gesamt
2	2	2	2	2	2	2		Verh. $h_{Al}/h_{Stahl}$
40	40	40	40	40	40	40	Kraft [N]	Oberflächenvorbereitung
5	5	5	5	5	5	5	Vorschub [mm/s]	
500	500	500	500	500	500	500	Drehzahl [1/min]	
40	40	40	40	40	40	40	Kraft [N]	Stahl
5	5	5	5	5	5	5	Vorschub [mm/s]	
2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	Drehzahl [1/min]	
0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	$v_w$ [m/s]	Geschw.
1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	s [mm]	Walzspalt
2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	$h_1$ [mm]	Endhöhe
1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	$\Delta s$ [mm]	Auf-federung
0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	$\epsilon$	Abnahme
448.2	388.9	389.4	406.2	400.5	383.7	382.0	Antriebs-seite [kN]	Walzkraft
440.0	383.1	378.5	396	392.7	376.0	372.3	Bedien-seite [kN]	
888.2	772	767.8	802.2	793.2	759.7	754.4	Gesamt [kN]	
7.0	6.6	5.6	5.7	5.4	5.7	5.8	Oberwalze [kNm]	Walzmoment
5.1	4.7	5.4	5.5	5.8	5.4	5.1	Unterwalze [kNm]	
12.1	11.2	10.9	11.2	11.111	11.1	10.8	Gesamt [kNm]	
180	180	180	180	180	180	180	$R_w$ [mm]	Walzendurchmesser
208	204.3	204.2	205.3	205	204	203.8	$R'_w$ [mm]	
1.2	1.14	1.1	1.14	1.14	1.1	1.1	$R'_w/R_w$	
18.7	18.7	18.7	18.66	18.66	18.7	18.7	$l_d$ [mm]	gedrückte Länge
20.06	19.9	19.9	19.93	19.92	19.9	19.9	$l'_d$ [mm]	
1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	$l'_d/l_d$	
5.8	5.8	5.8	5.8	5.8	5.8	5.8	$l_d/h_m$	$k_w$
6.3	6.2	6.2	6.2	6.2	6.2	6.2	$l'_d/h_m$	
885.4	776.4	772.5	804.9	796.5	764.8	759.7	[MPa]	

21	20	19	18	17	16	15	14	Proben-#	
								Werkstoffkombination	
DC01/6061								Breite	
50	3	1.5	4.5	2	2	50	50	Al	
3	1.5	4.5	4.5	1.5	1.5	3	3	Stahl	
1.5	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5	1.5	4.5	Gesamt	
4.5	2	2	2	2	2	2	2	Verh. $h_{Al}/h_{Stahl}$	
40	40	40	40	40	40	40	40	Oberflächenvorbereitung	
5	5	5	5	5	5	5	5	Aluminium	
500	500	500	500	500	500	500	500	Stahl	
40	40	40	40	40	40	40	40	Geschw.	
5	5	5	5	5	5	5	5	Walzspalt	
2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	2000	Endhöhe	
0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	Auffederung	
1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	1.5	Abnahme	
2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	2.6	Walzkraft	
1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	Walzmoment	
0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	0.4	Walzdurchmesser	
323.4	324.2	328.8	339.1	363.7	332.8	446.3	435.9	gedrückte Länge	
314	314.3	320.9	325.5	351.7	318.2	435.2	427.4	$l_d/h_m$	
637.4	638.4	649.6	664.5	715.4	651.0	881.5	863.4	$l'_d/h_m$	
3.5	6.2	4.2	8.0	6.9	6.7	6.1	5.5	$k_w$	
5.5	3.6	5.6	2.3	3.7	3.3	5.6	6.1		
9	9.8	9.8	10.3	10.6	10.0	11.7	11.5		
180	180	180	180	180	180	180	180		
200.1	200.1	200.5	200.9	202.5	200.5	207.8	207.2		
1.1	1.1	1.11	1.12	1.13	1.11	1.15	1.15		
18.7	18.7	18.7	18.7	18.7	18.7	18.7	18.7		
19.7	19.7	19.7	19.7	19.8	19.7	20.1	20.0		
1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1		
5.8	5.8	5.8	5.8	5.8	5.8	5.8	5.8		
6.1	6.1	6.1	6.2	6.2	6.1	6.3	6.2		
647.8	648.8	659.6	674	722.7	661	879.2	862.3		

28	DC01/7075	27	26	25	24	23	22	Proben-#	
		DC01/6082						Werkstoffkombination	
50	3	1.5	4.5	2	50	50	50	Breite	Dicke
3	1.5	4.5	2	50	50	50	50	[mm]	
1.5	4.5	2	50	50	50	50	50	Al	
4.5	2	50	50	50	50	50	50	Stahl	
2	40	5	500	40	40	40	40	Gesamt	
40	5	500	40	40	40	40	40	Verh. $h_{Al}/h_{Stahl}$	
5	500	40	40	40	40	40	40		
500	40	5	500	40	40	40	40	Oberflächenvorbereitung	
40	5	500	40	40	40	40	40		
40	5	500	40	40	40	40	40	Aluminium	
2000	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1		
0.1	0.9	0.9	0.9	0.9	0.9	0.9	0.9	Stahl	
0.9	1.7	1.7	1.7	1.7	1.7	1.7	1.7		
1.65	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	Geschw.	
0.75	0.6	0.6	0.6	0.6	0.6	0.6	0.6		
0.6	419.4	433.5	386.0	390.1	417.5	377.8	377.8	Walzspalt	
472.6	406.8	424.4	378.2	380.2	405.4	368.8	368.8		
462.4	826.2	857.9	764.2	770.3	822.9	746.6	746.6	Endhöhe	
934.9	5.5	6.5	6.5	7.1	9.0	4.8	4.8		
9	6.5	5.9	4.4	4.6	3.6	5.1	5.1	Auf-federung	
4.3	12.1	12.4	10.9	11.7	12.6	9.9	9.9		
13.3	180	180	180	180	180	180	180	Abnahme	
180	197.7	198.4	196.4	196.5	197.9	194.7	194.7		
200.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	1.1	Walzkraft	
1.1	22.6	22.6	22.6	22.6	22.5	23.6	23.6		
22.6	23.7	23.7	23.6	23.6	23.5	24.5	24.5	Walzmoment	
23.8	1.1	1.1	1.0	1.1	1.1	1.0	1.0		
1.1	8.7	8.7	8.7	8.7	8.6	9.7	9.7	Walzdurchmesser	
8.7	9.11	9.1	9.1	9.1	9	10.1	10.1		
9.2	697.3	722.9	647.2	652.2	699.1	609.0	609.0	gedrückte Länge	
784.5									
								$l_d/h_m$	
								$l'_d/h_m$	
								$k_w$	

## Anhang 5.2.1 – Schichtdickenmessung

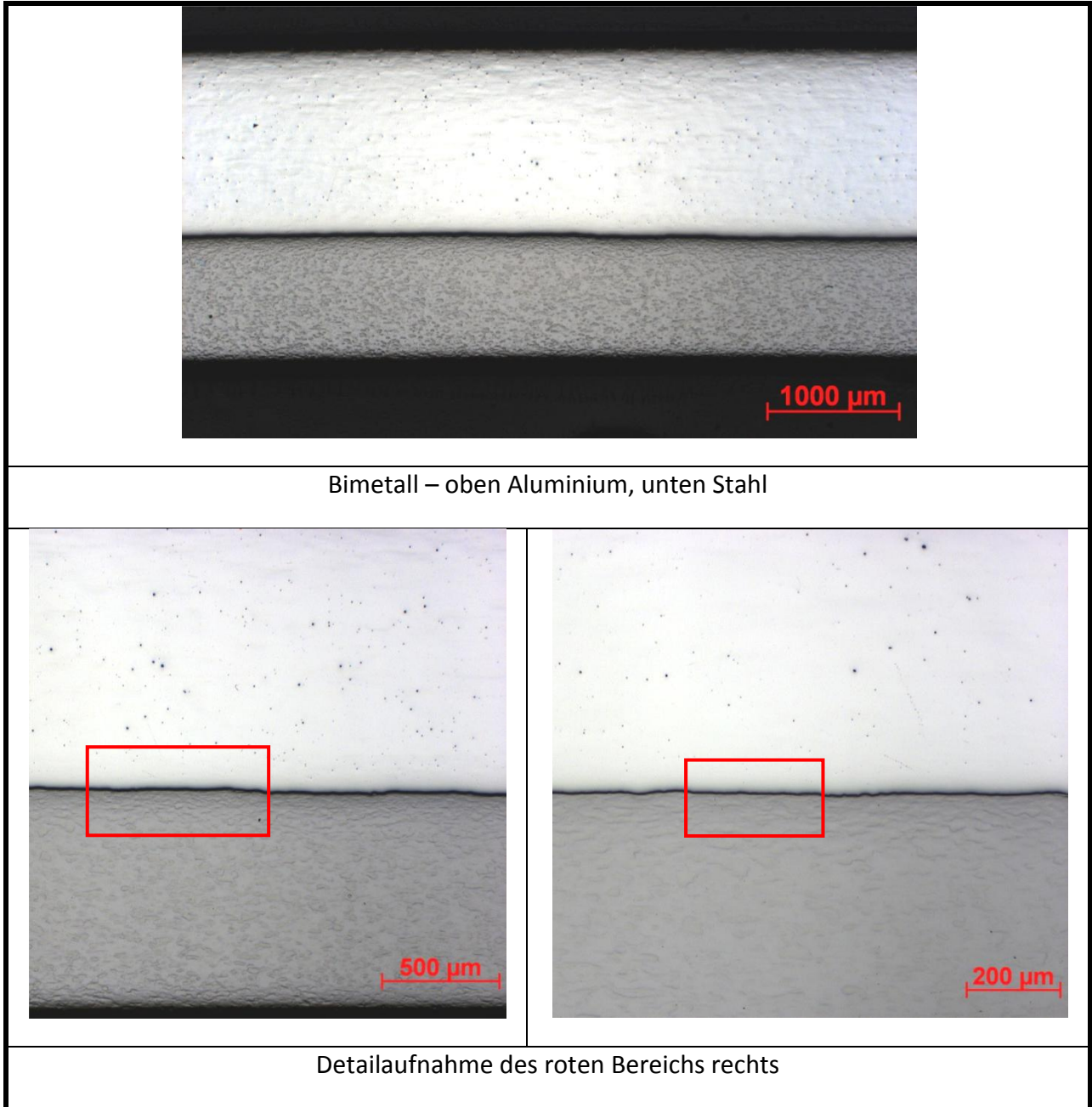
Folgende Werte wurden bei der Schichtdickenmessung gemessen:

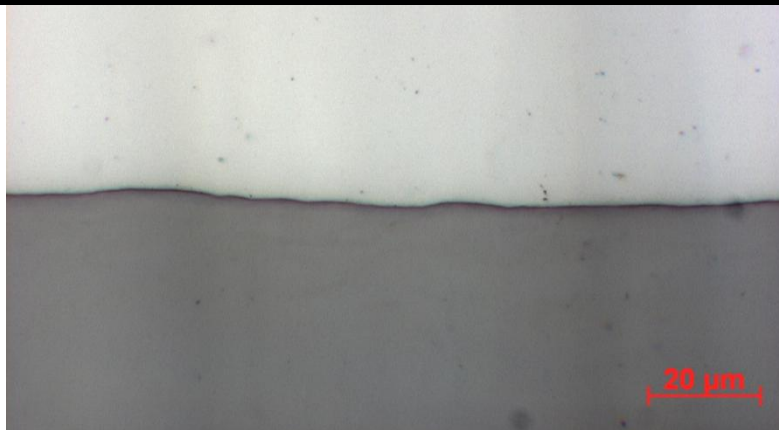
<b>Probe D</b>	<b>Schichtdicke Al [<math>\mu\text{m}</math>]</b>
Streifenmitte	590
	593
	607
	590
	600
	588
	563
5 cm entfernt von Streifenmitte	576
	585
	597
	588
	584
	581
	576
	563
10 cm entfernt von Streifenmitte	529
	583
	586
	600
	600
	586
	588
10 cm entfernt von Streifenmitte; andere Seite	540
	540
	550
	582
	586
	552
	549
	549
	526
<b>Probe E</b>	<b>Schichtdicke Al [<math>\mu\text{m}</math>]</b>
Position X	745
	731
	741
	725
	744
	743
	731
	721
	746
	723
	728
	714
Position Y	719
	724
	719
	704
Position Z	676
	695
	684
	683



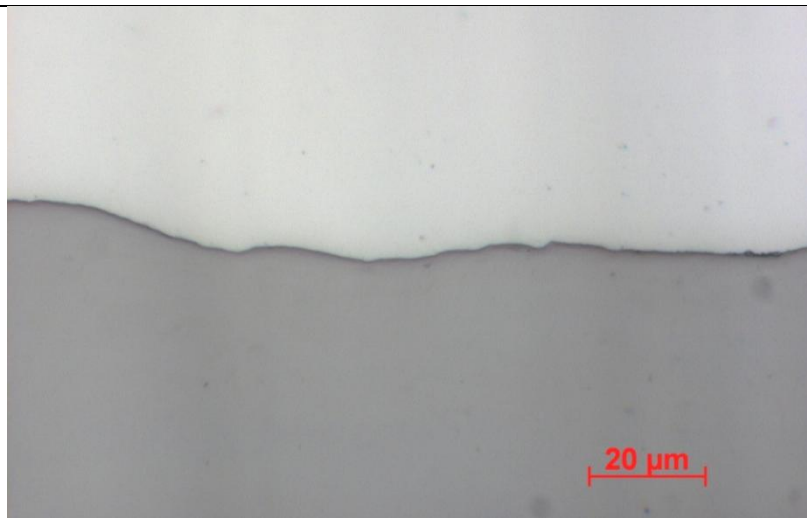
## Anhang 5.2.4 – Lichtmikroskopische Untersuchung kaltwalzplattierter Bleche

Untersuchung Bimetall in Walzrichtung:

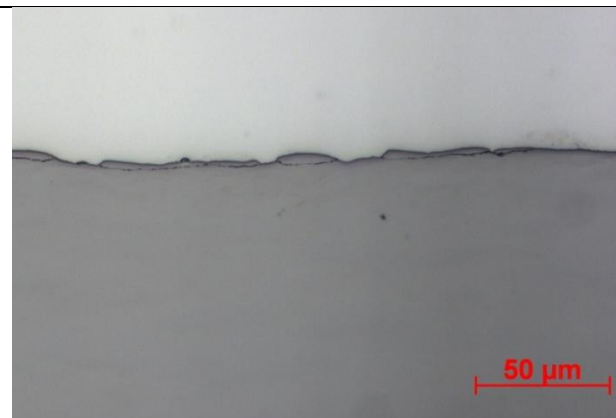




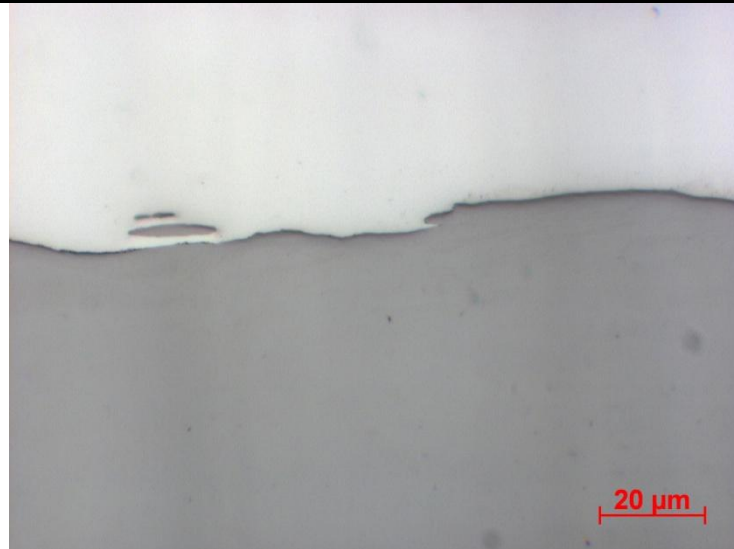
Detail des vergrößerten roten Bereichs: durchgängige Verbindung Aluminium – Stahl



Verbindung in der Mitte des Bimetallstreifens

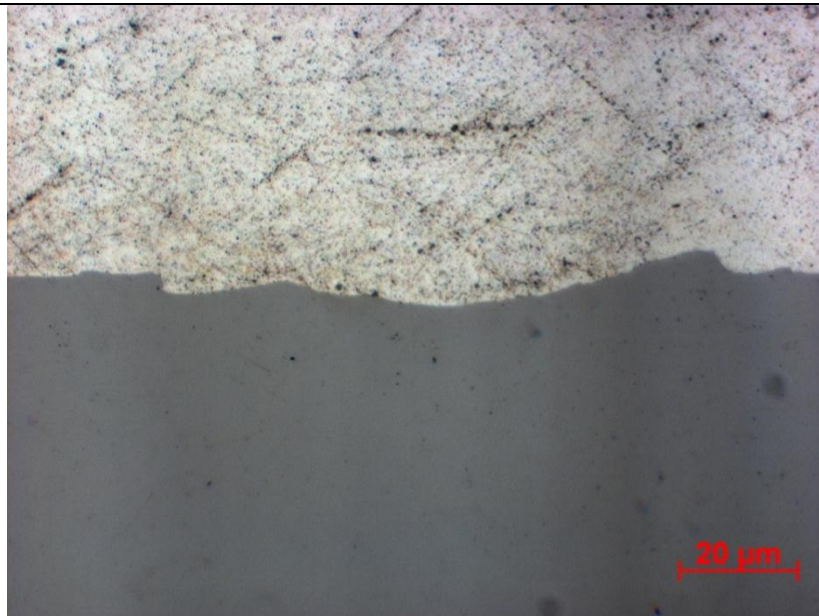


Leichte Einrisse in Stahl; Detail rechts



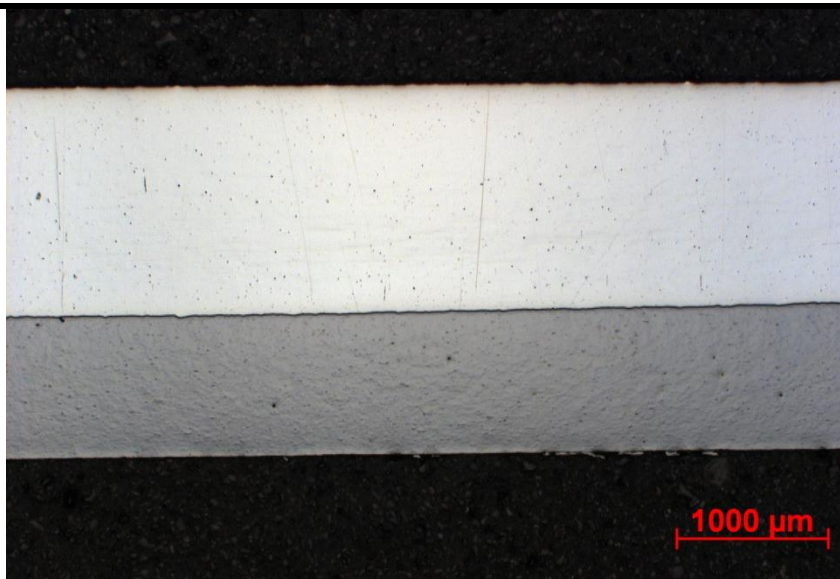
Einschluss von Stahl in Aluminium

Dieselbe Probe wies anfangs nach allen Schleif- und Polierstufen eine zerkratzte Oberfläche auf, daraufhin wurde die Probe nochmals poliert. Die Probe zeigt aber, dass die weitere Verwendung von Polier- und Schleifmittel die Aluminium-Stahl-Verbindung angreift. Die Verbindungszone zeigt keinen schwarzen Übergang (tiefere Stelle; nicht mehr auf einer Ebene); sie ist gleichmäßig und es ist kein direkter Übergang zu erkennen. Die Grenze verschwimmt.

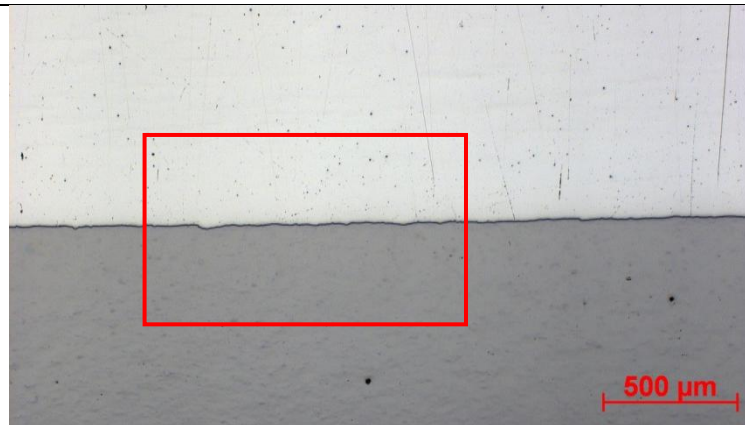


Probe mit oberflächlichen Kratzern im Aluminium

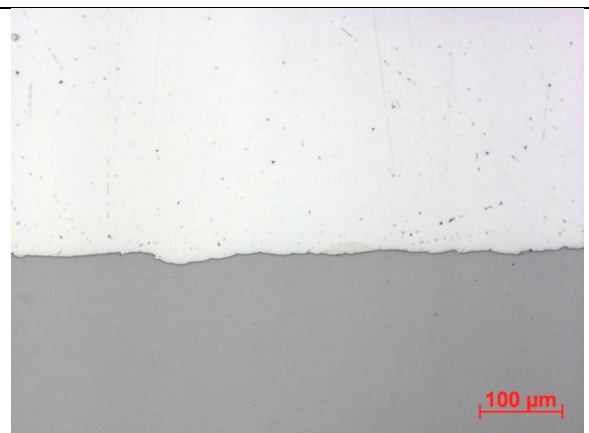
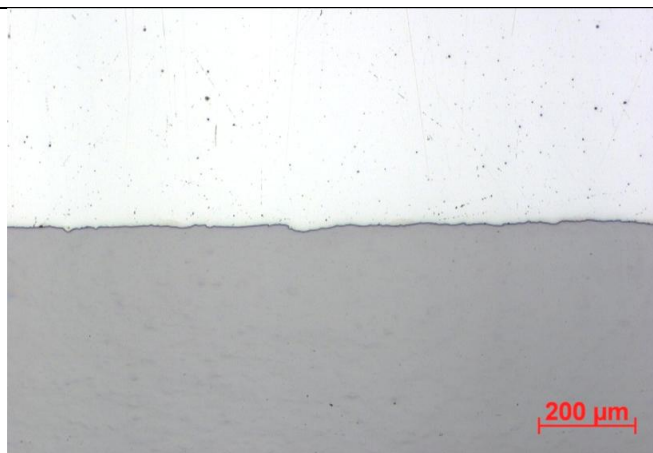
**Untersuchung Bimetall normal zur Walzrichtung:**



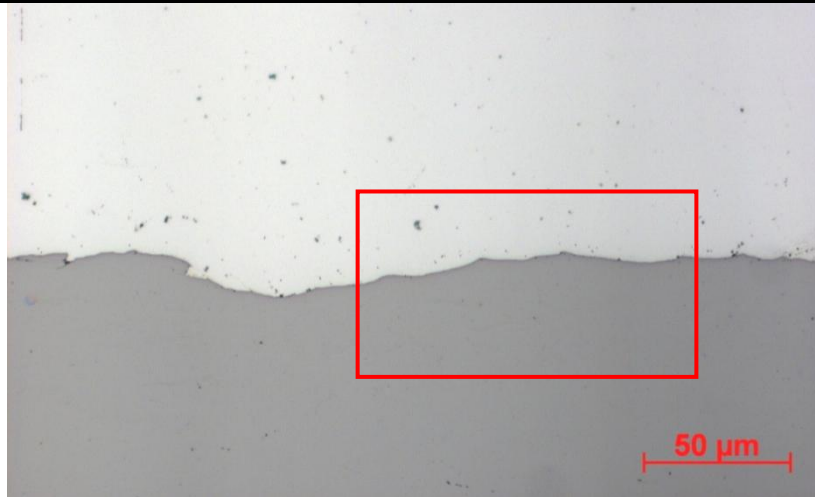
Bimetall normal zur Walzrichtung: oben Aluminium, unten Stahl



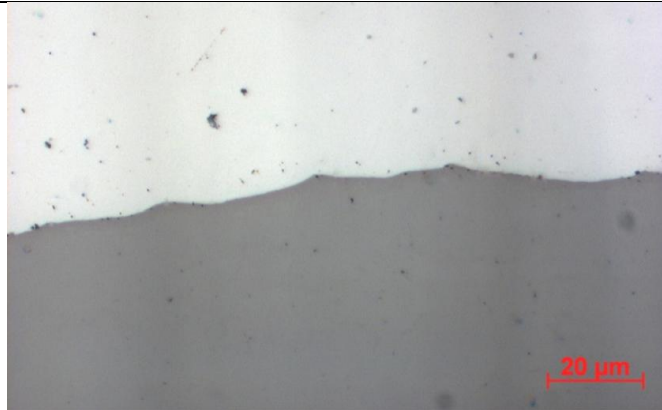
Verbindungszone Aluminium – Stahl





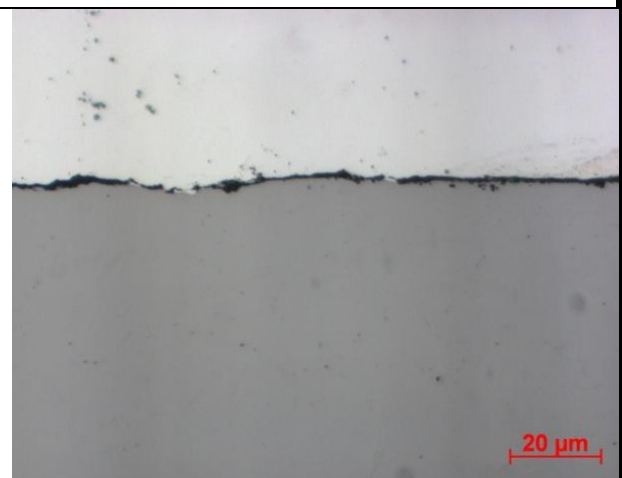
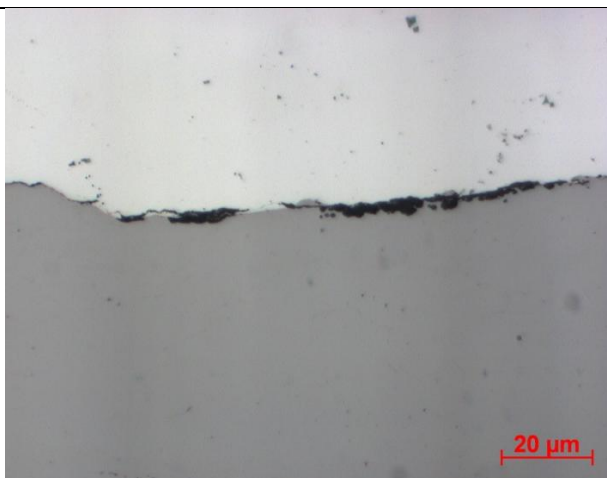


Aufgeraute Stahloberfläche mit Bindung an Aluminium

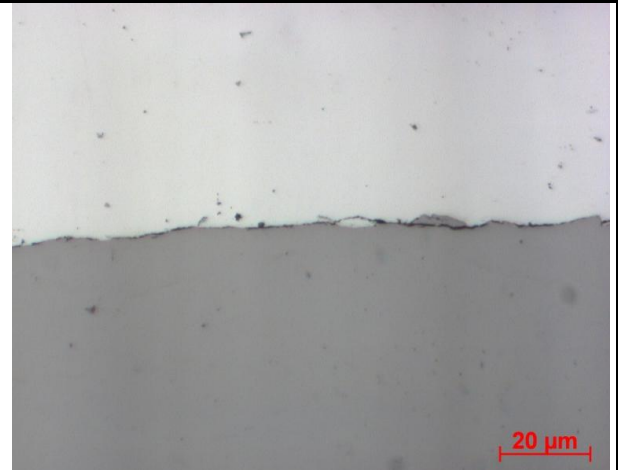
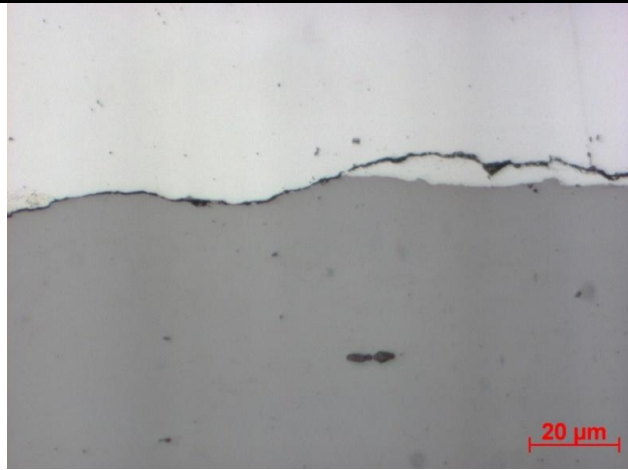


Detailaufnahme der Bimetallverbindung

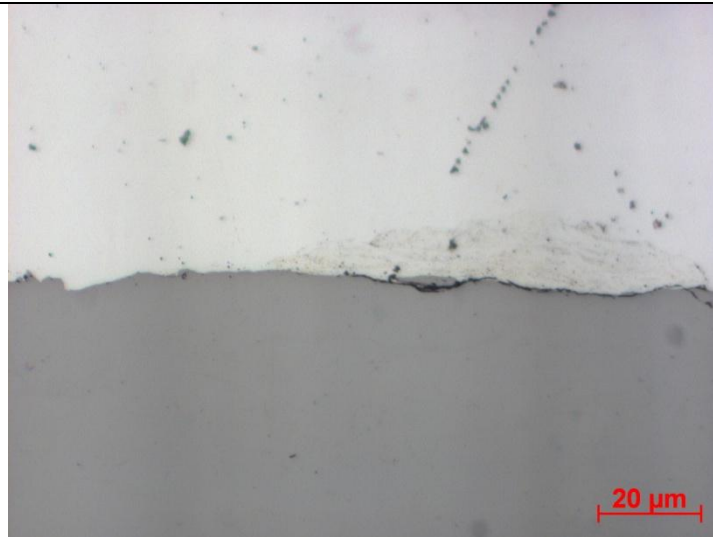
Fehlerbilder entlang der Verbindungszone des Bimetalls:



Riss entlang der Verbindung beider Metalle



Risse durch Aluminium (links und rechts) und durch Stahl (rechts)



Rissverlauf durch Stahlseite

Gefügeuntersuchung:



Geätztes ferritisches Gefüge im Stahl



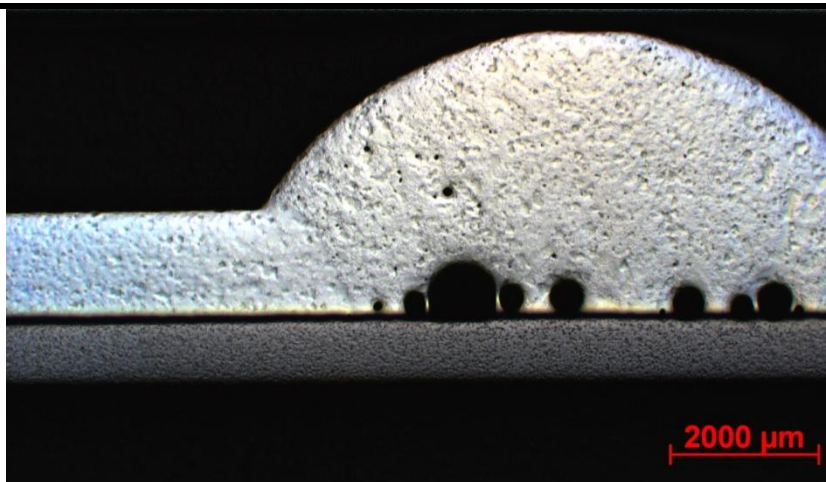




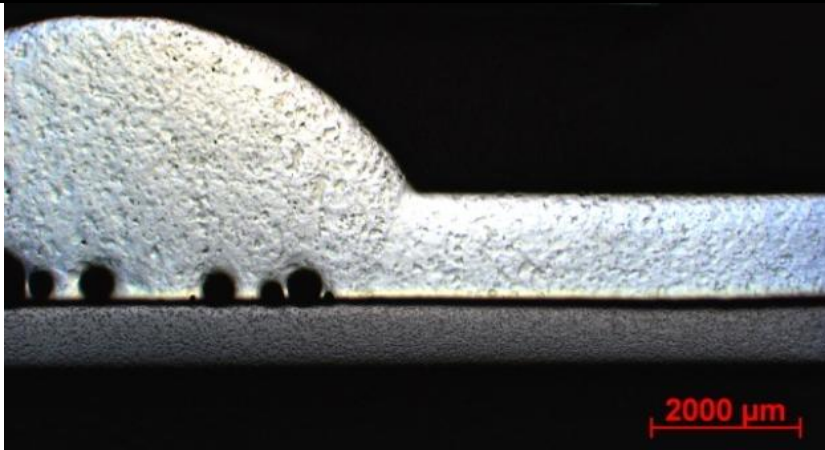
Ferritkörner des Stahls

**Untersuchung der Auftragsschweißung an der Aluminiumseite des Bimetallstreifens:**

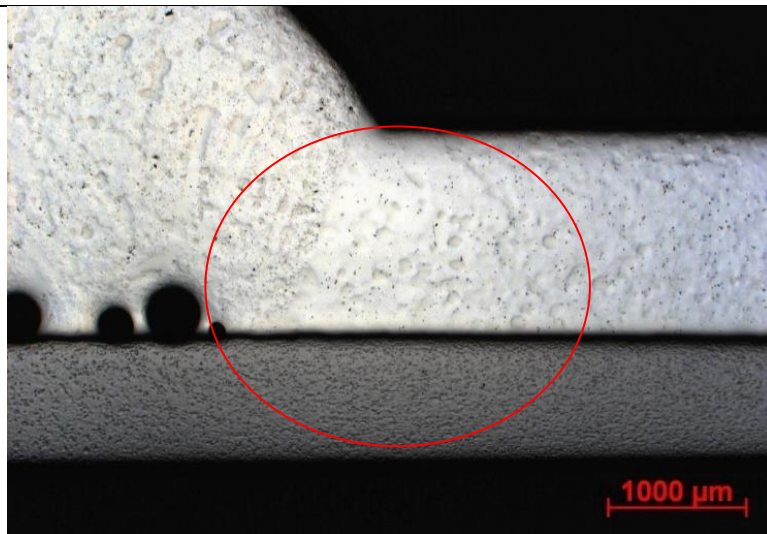
Aluminium I=130A



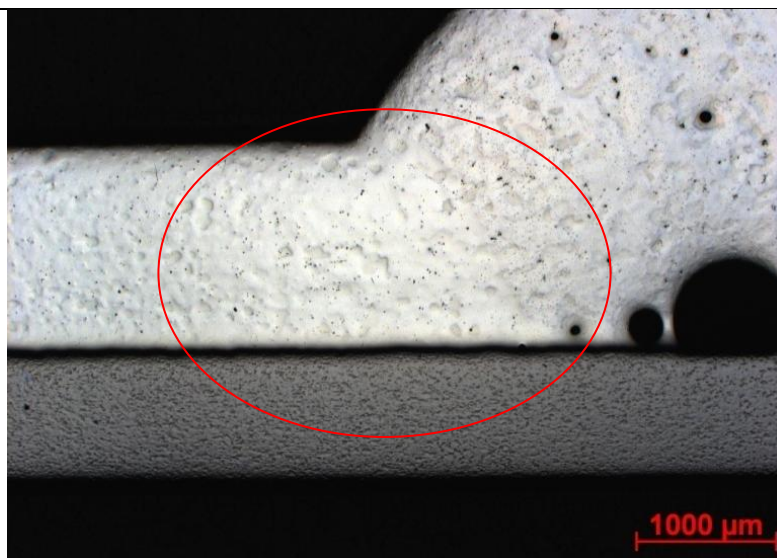
Linke Seite der Auftragsschweißung



Rechte Seite der Auftragsschweißung



Wärmeeinflusszone rechte Seite

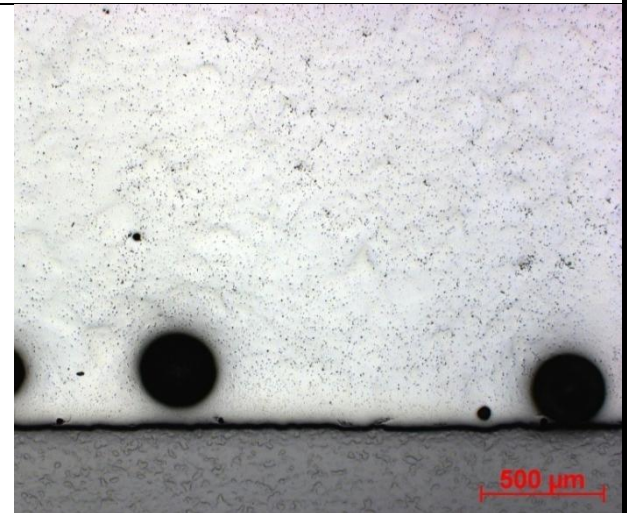
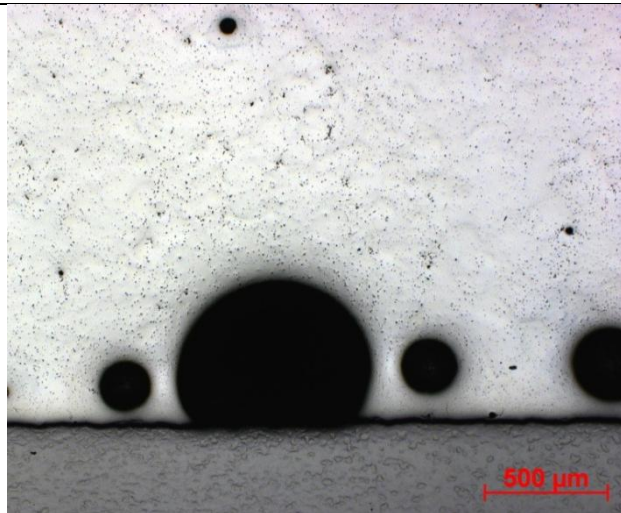


Wärmeeinflusszone

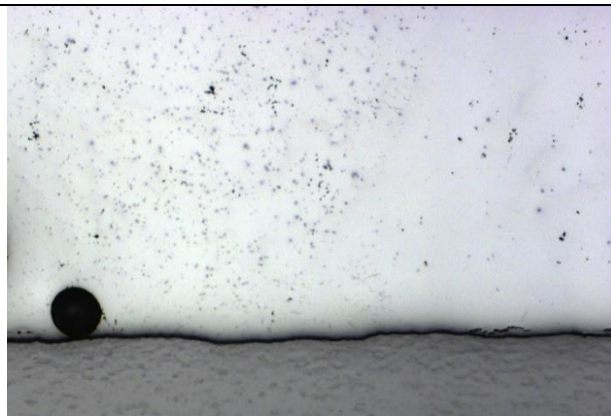




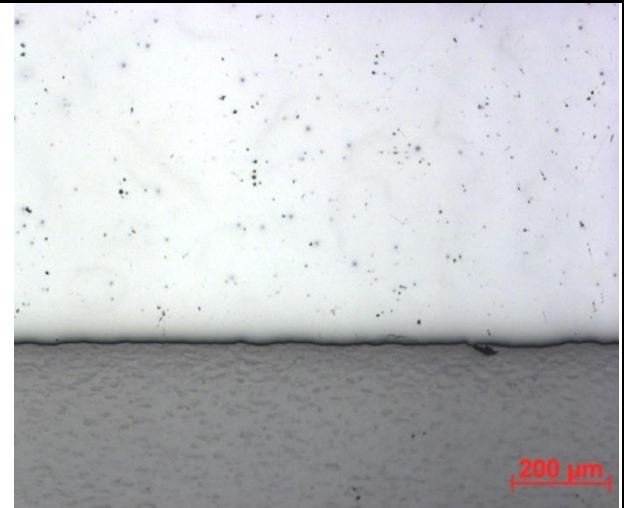
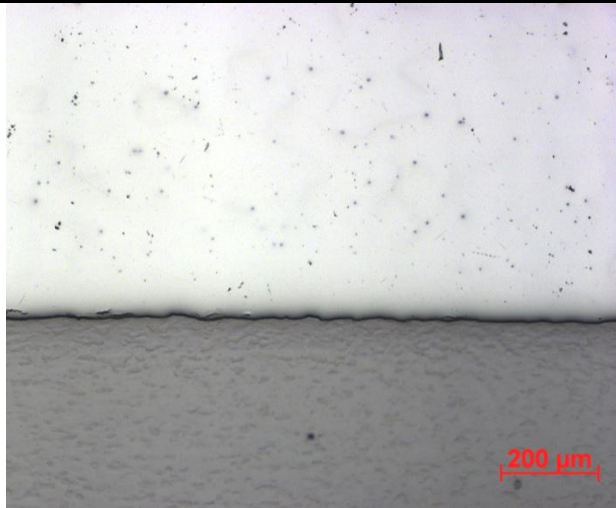
Detail – WEZ



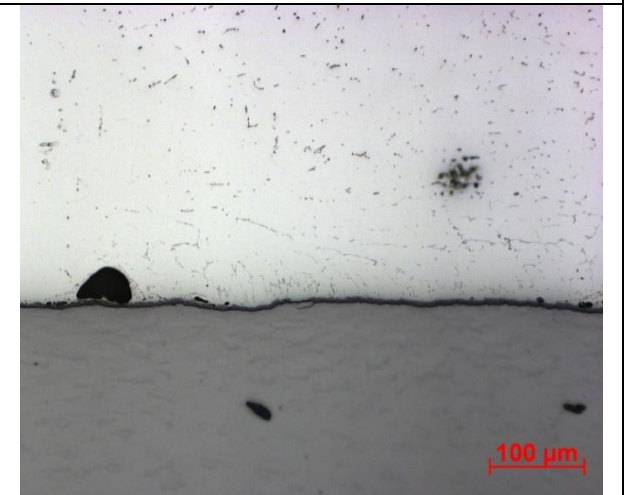
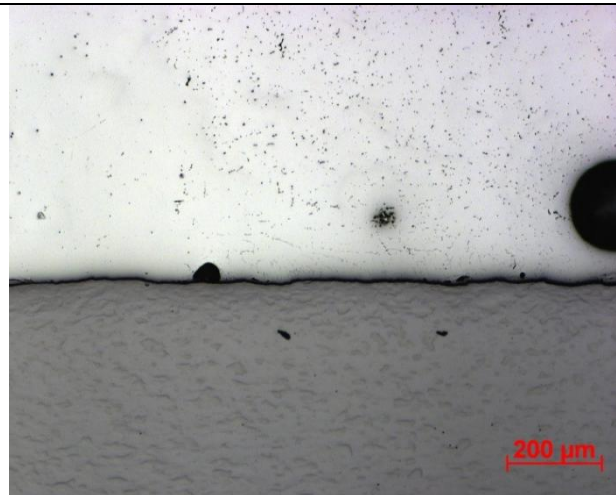
Auftragsschweißung – Bimetallseite Aluminium



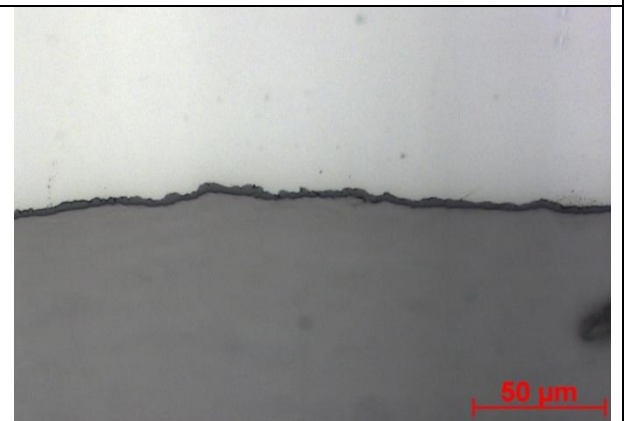
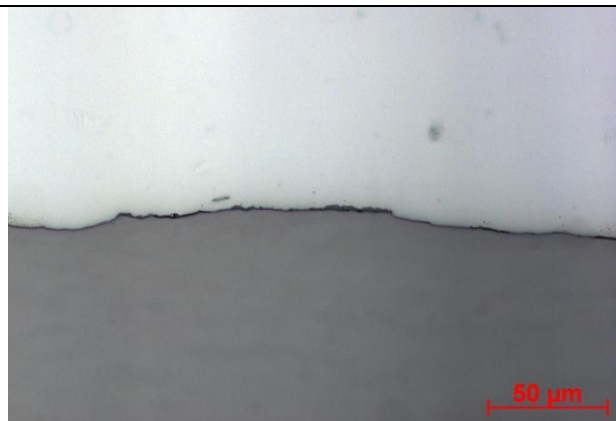
Übergang Auftragsschweißung – WEZ rechte Seite



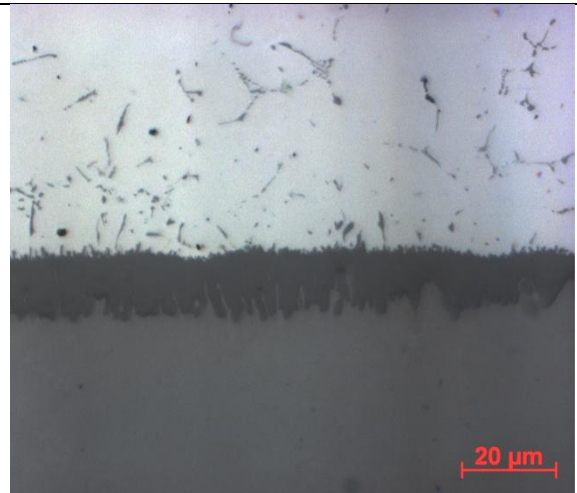
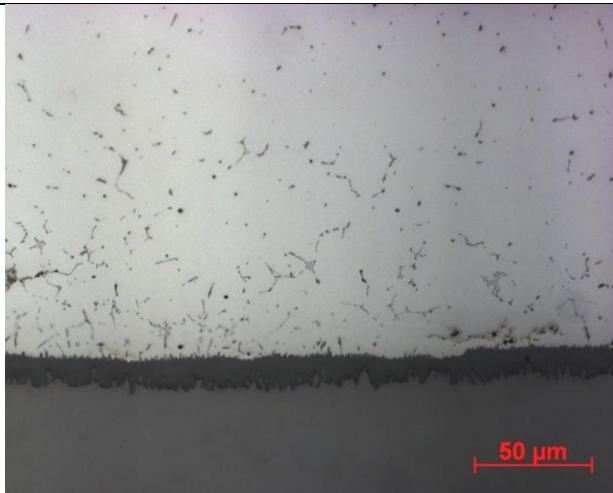
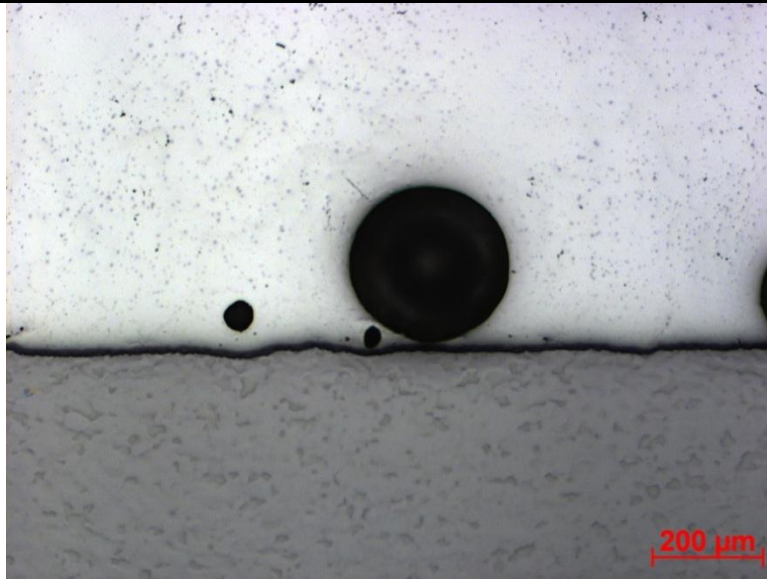
Detail WEZ rechte Seite



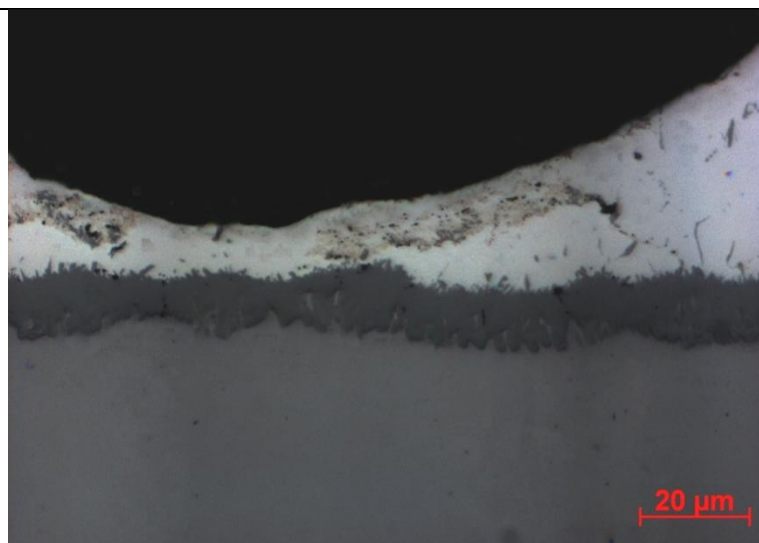
Übergang linke Seite WEZ – Auftragsschweißung



Intermetallische Phasen der Wärmeeinflusszone

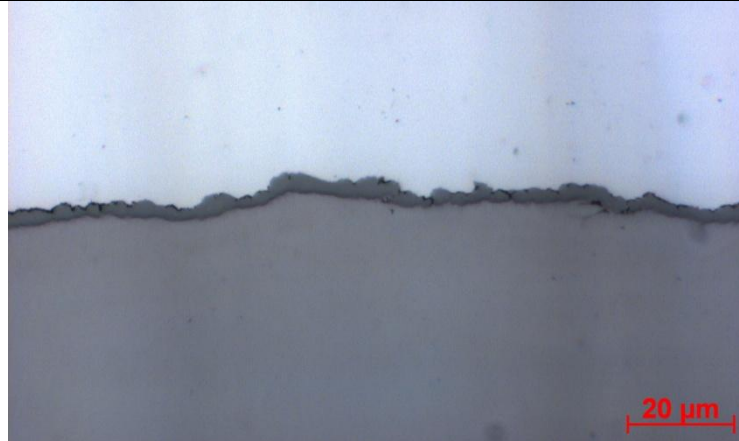


Bereich Mitte der Auftragsschweißung

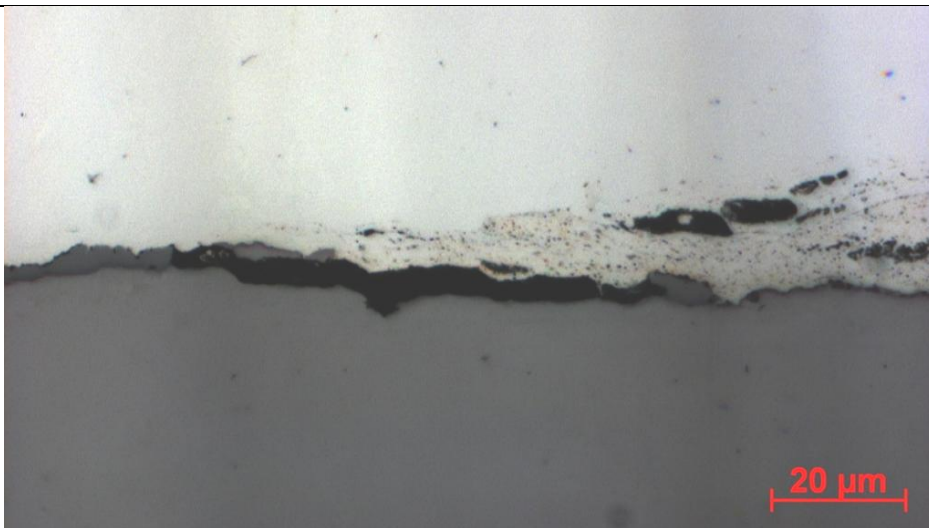


Größte Pore im Aluminiumbereich

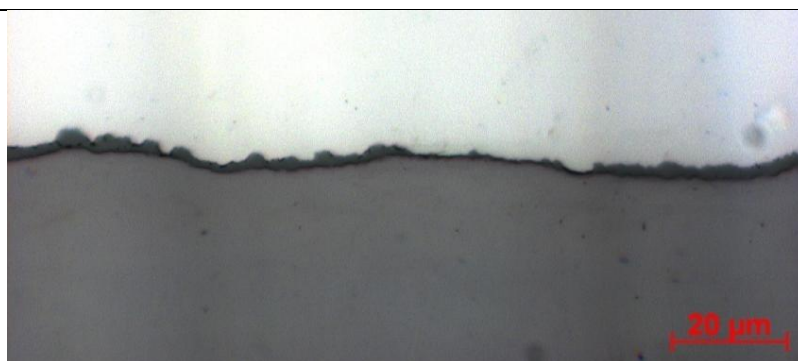




Bereich seitlich der Auftragsschweißung

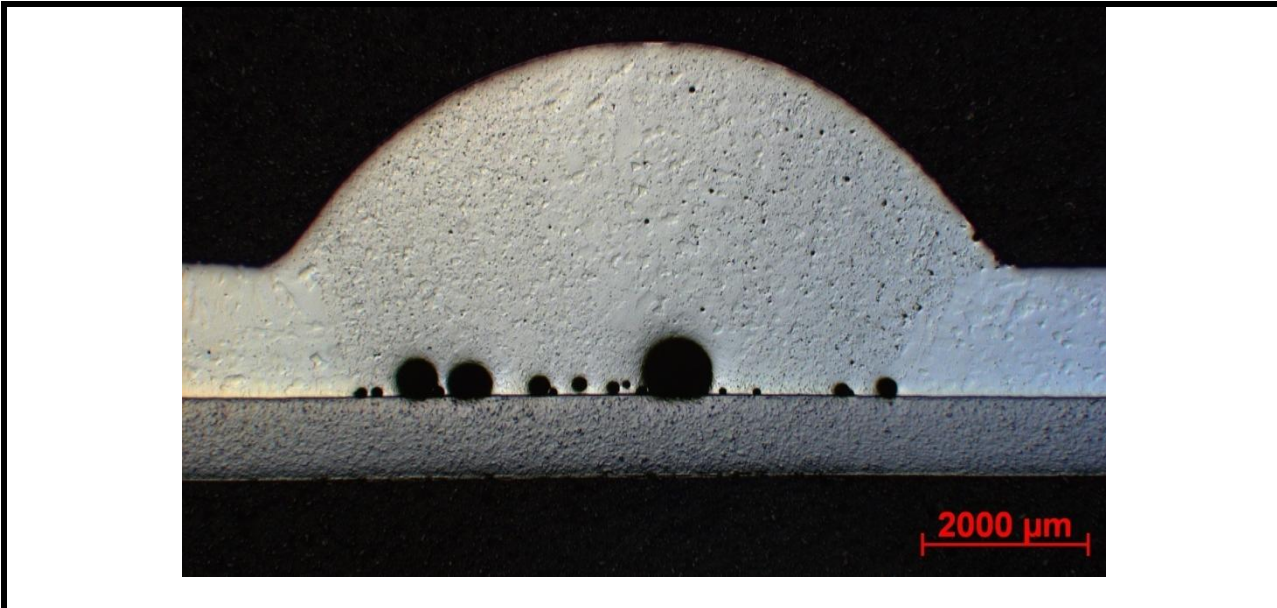


Bruch in intermetallischer Phase

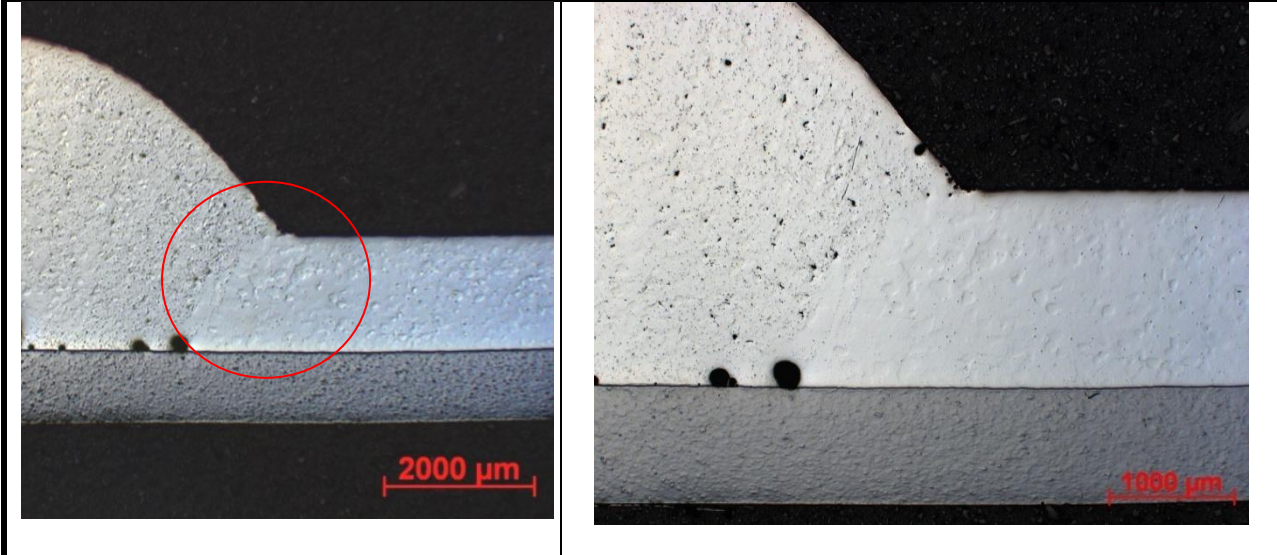


Ausläufer der intermetallischen Phase

Aluminium I=140A

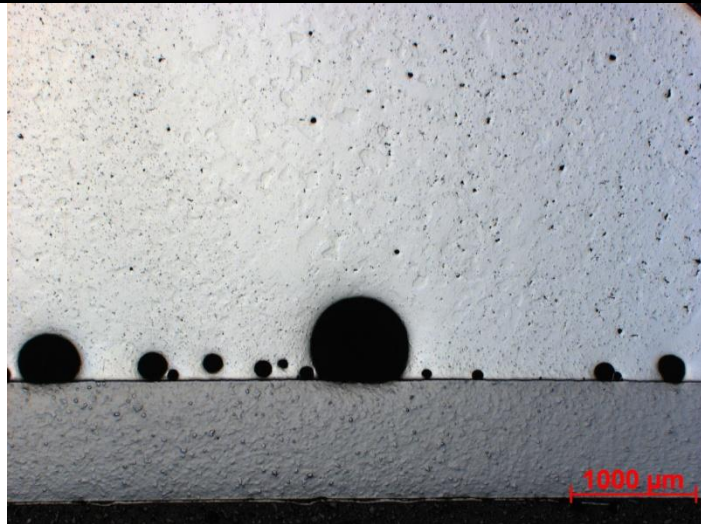


Auftragsschweißung Aluminium

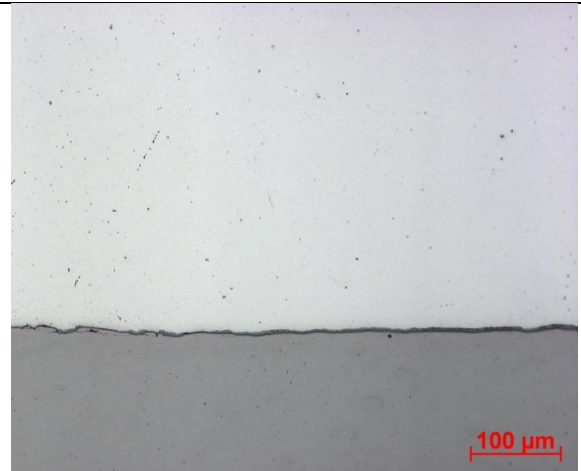
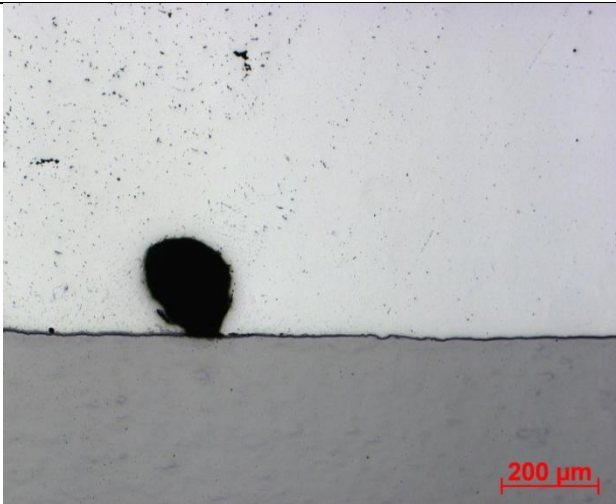


WEZ – rechte Seite

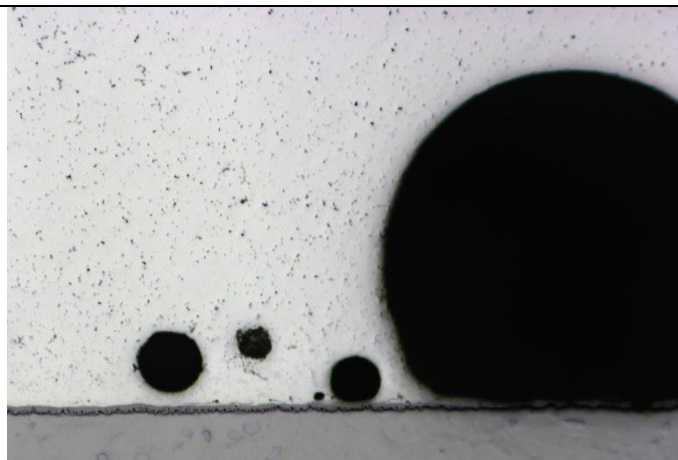




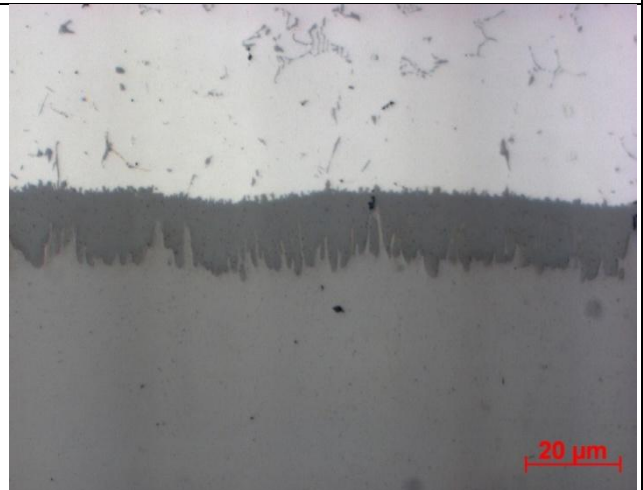
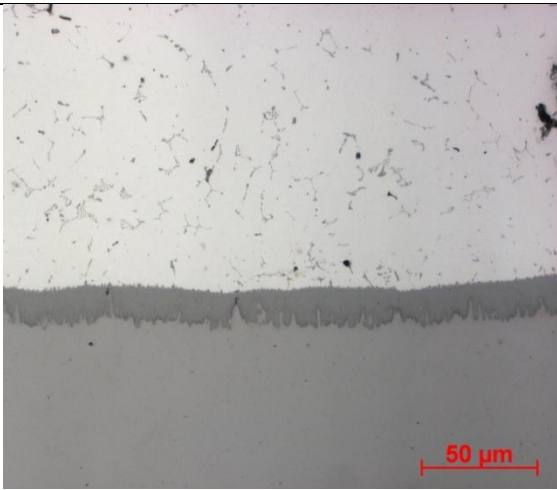
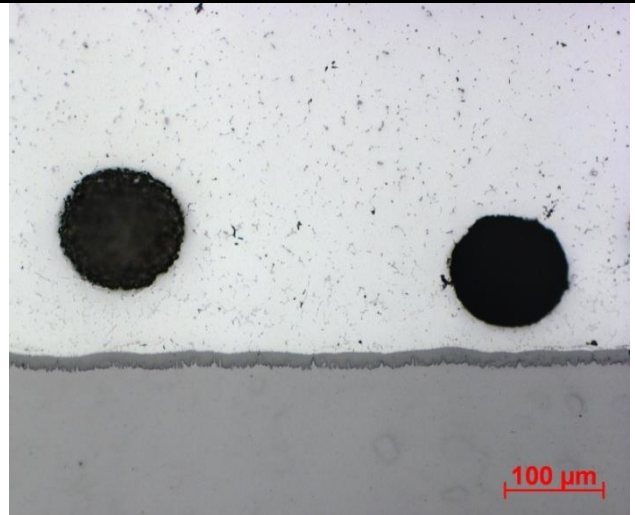
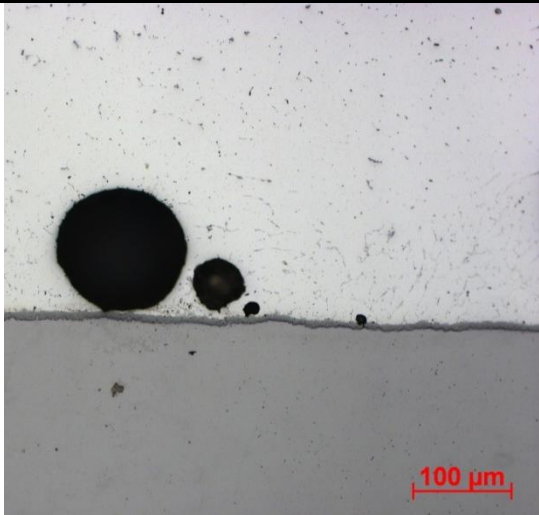
Bereich Mitte der Auftragsschweißung



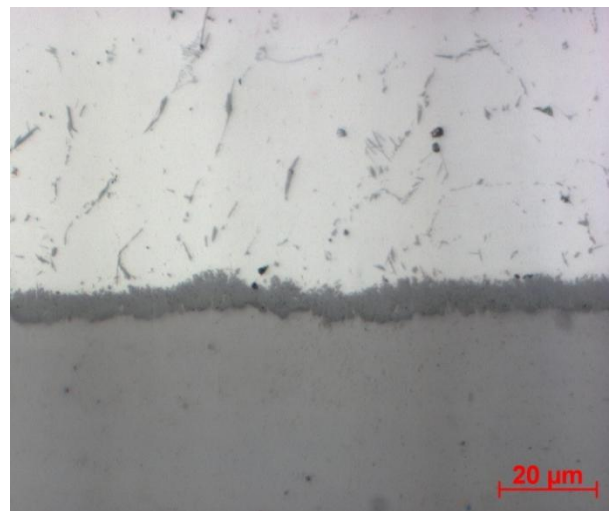
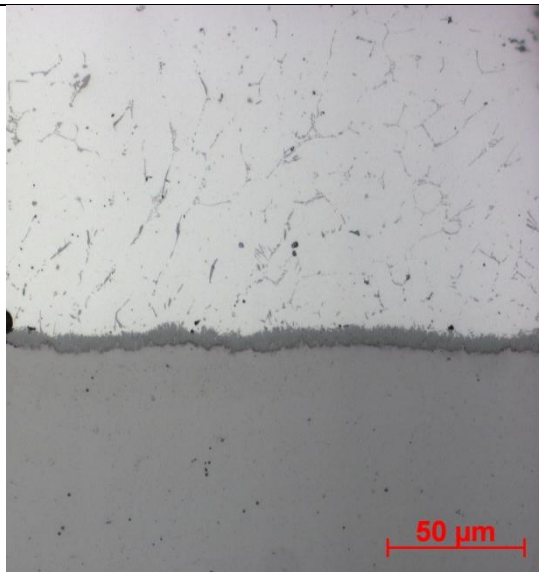
WEZ



Bereich Mitte größte Pore

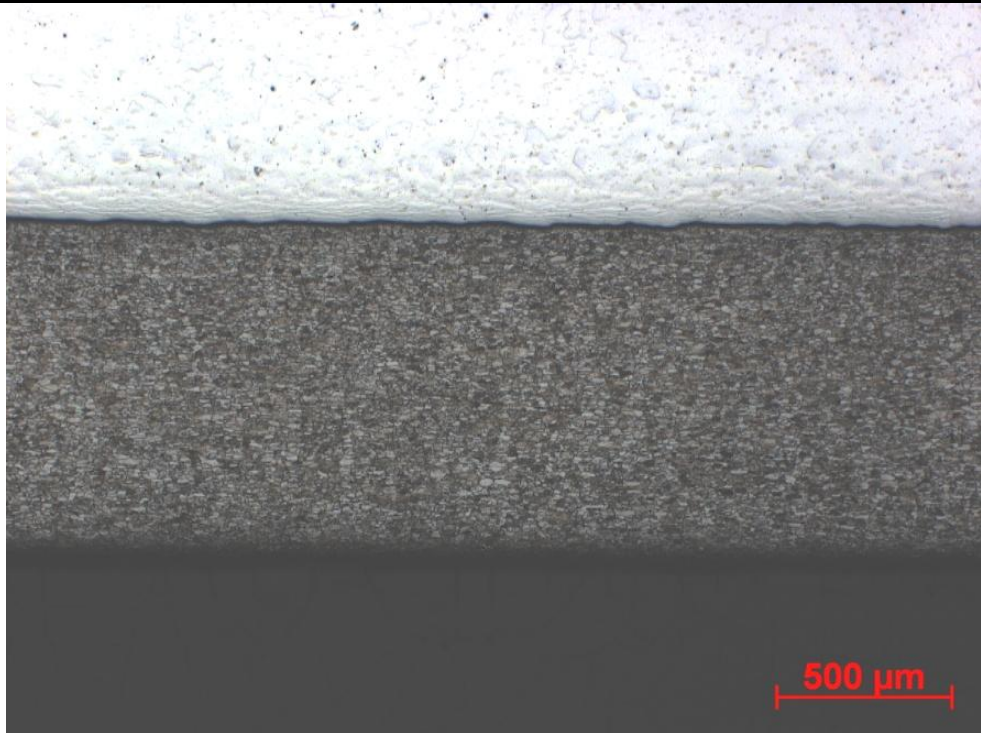


Mittlerer Bereich – intermetallische Phasen

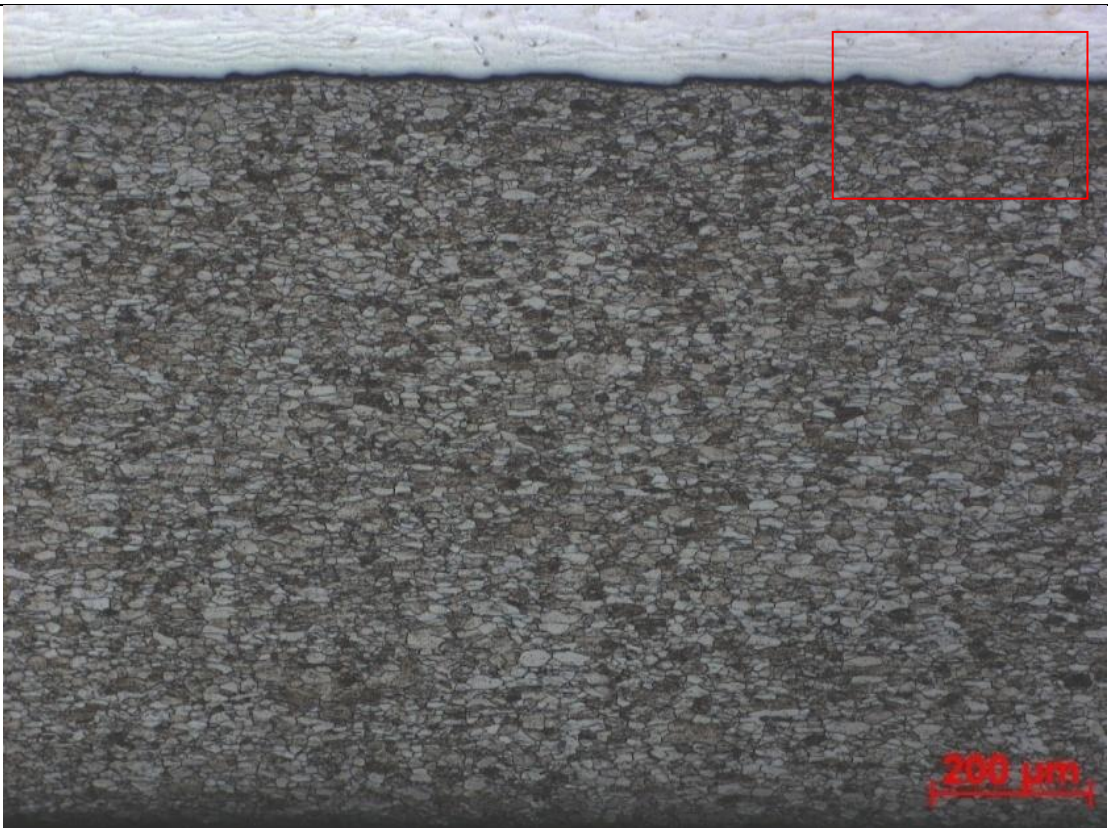


Seitlicher Bereich der intermetallischen Phasen

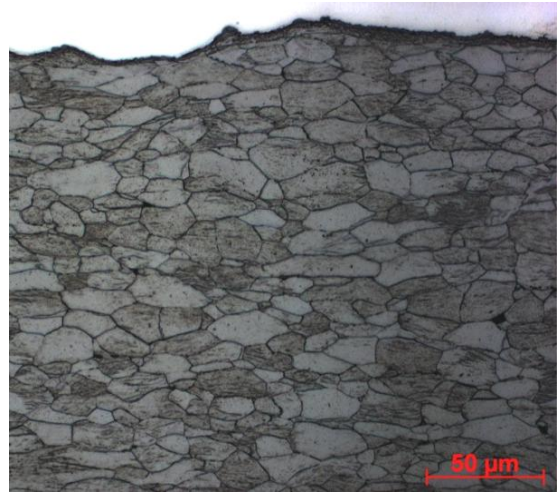
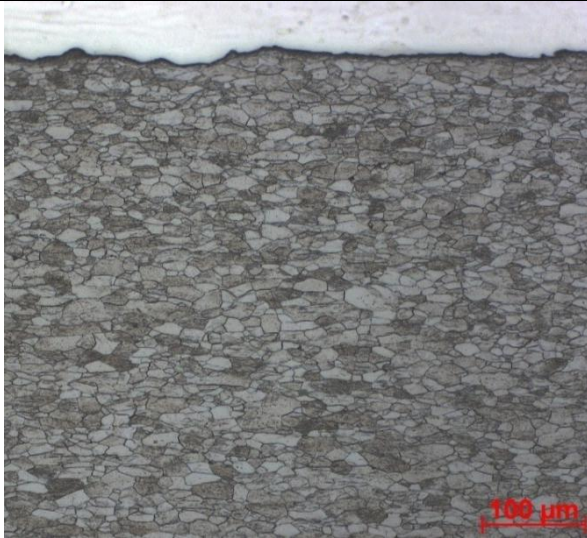




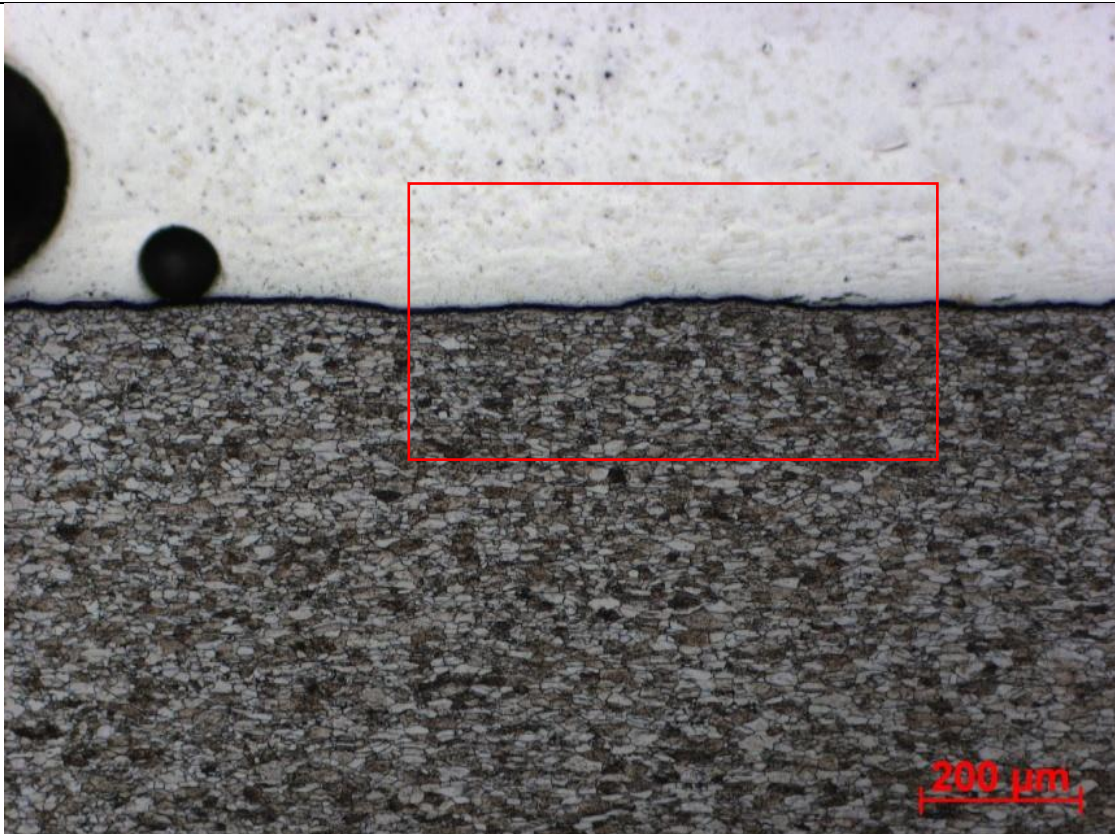
Querschnittsfläche des Bimetalls



Stahlseite des Bimetalls mit Wärmeeinwirkung (mittig)

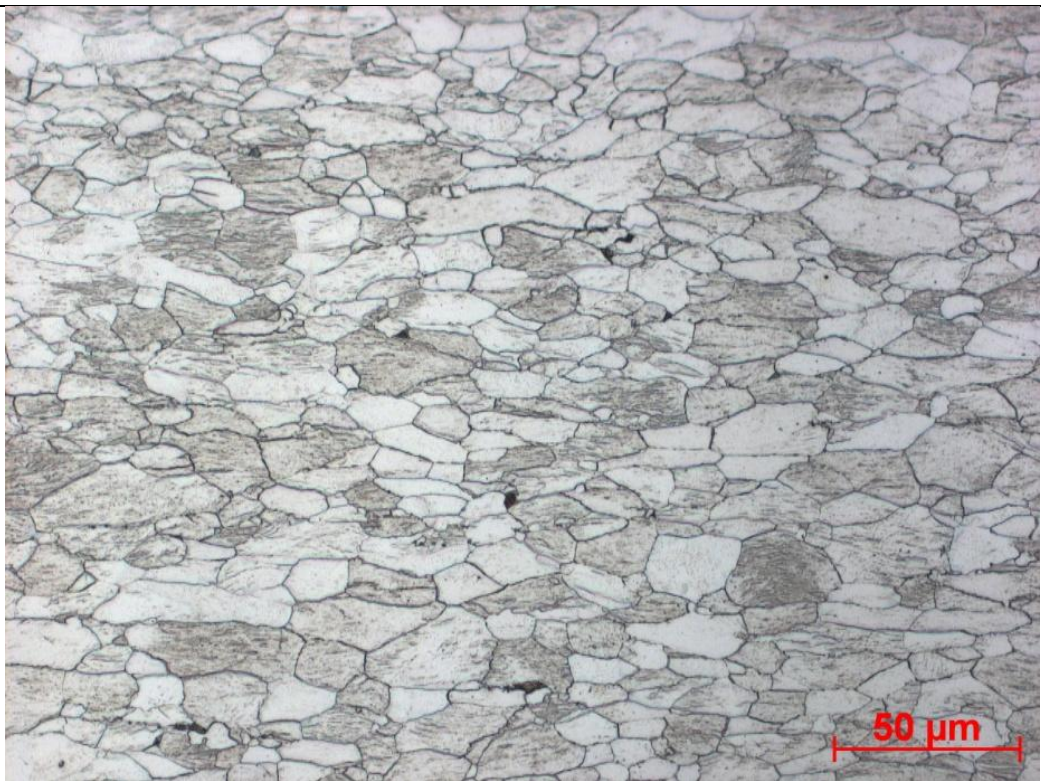
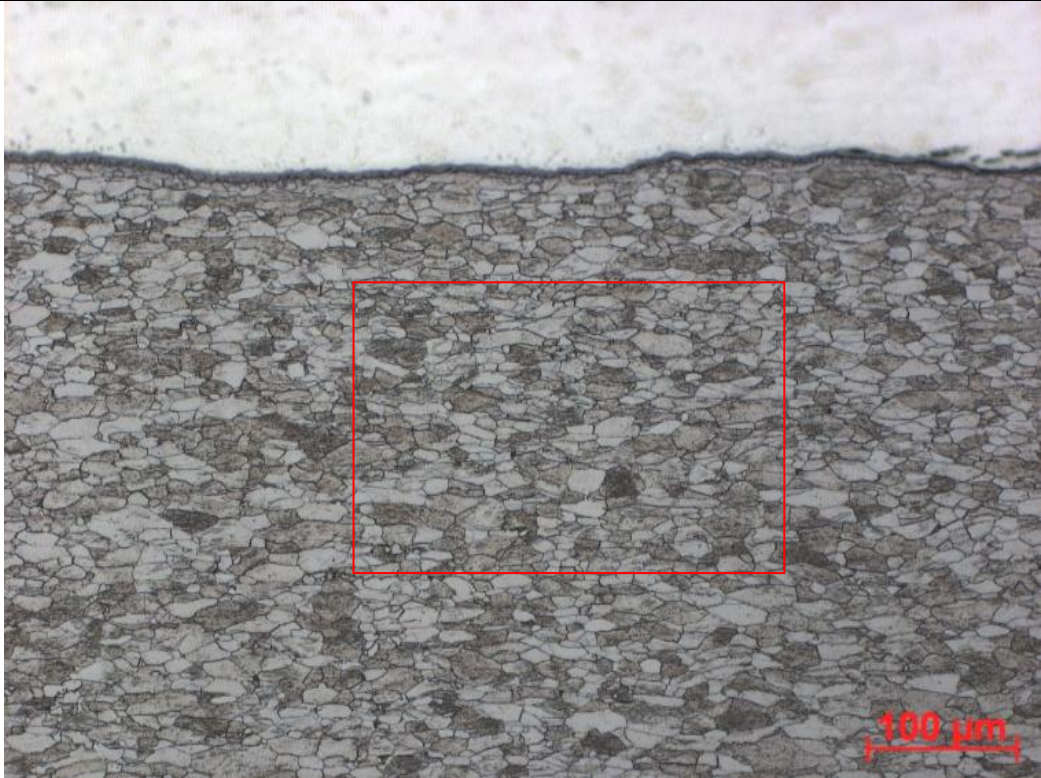


Detailaufnahme des Ausschnitts



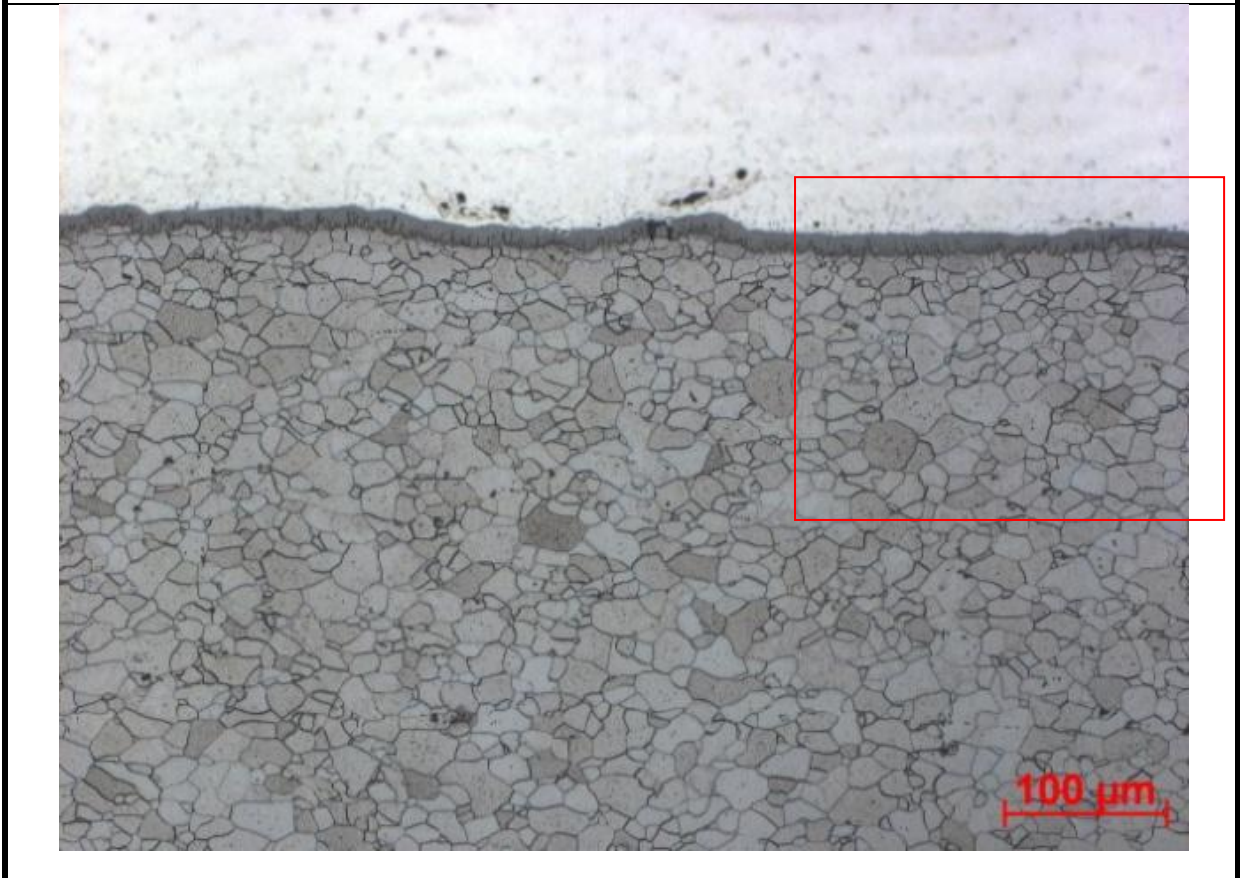
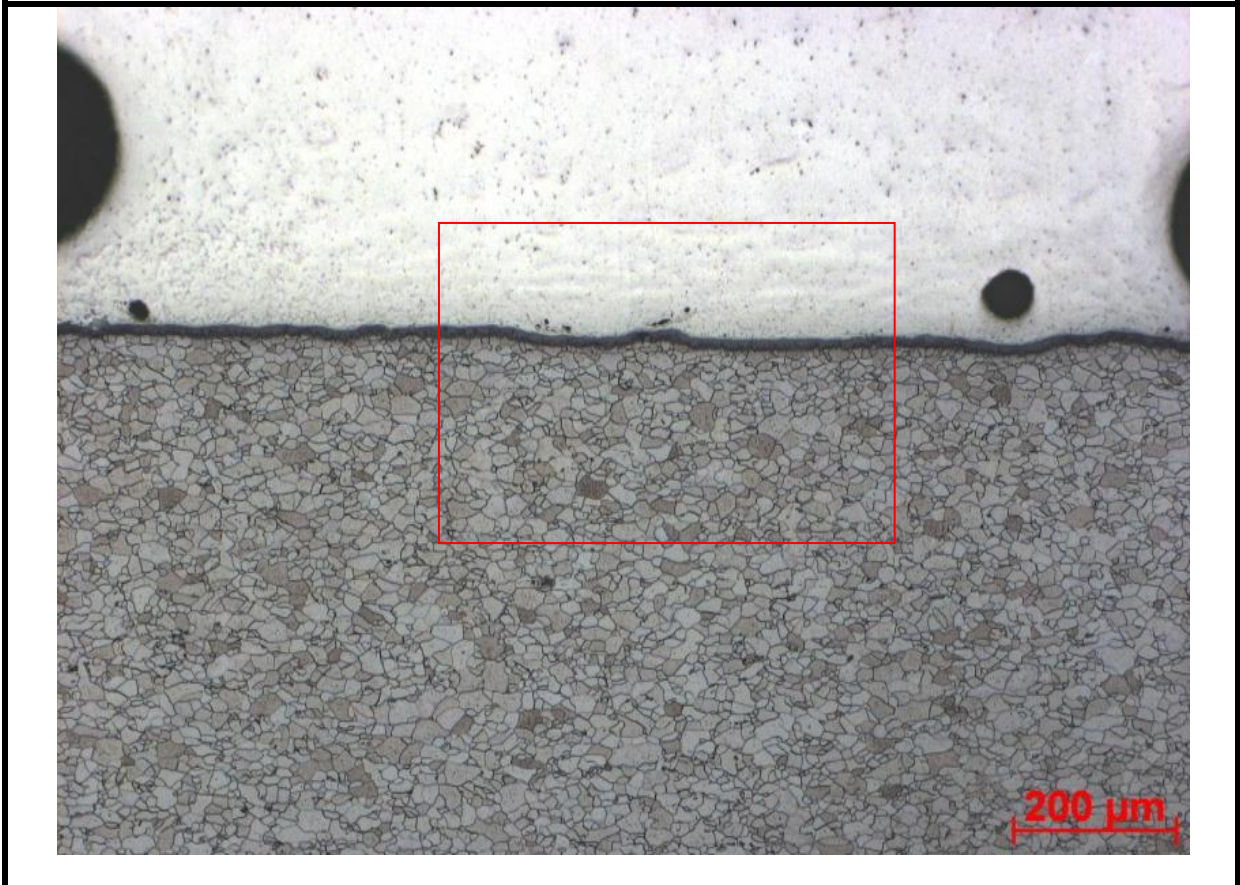
Wärmeeinflusszone der Auftragschweißung



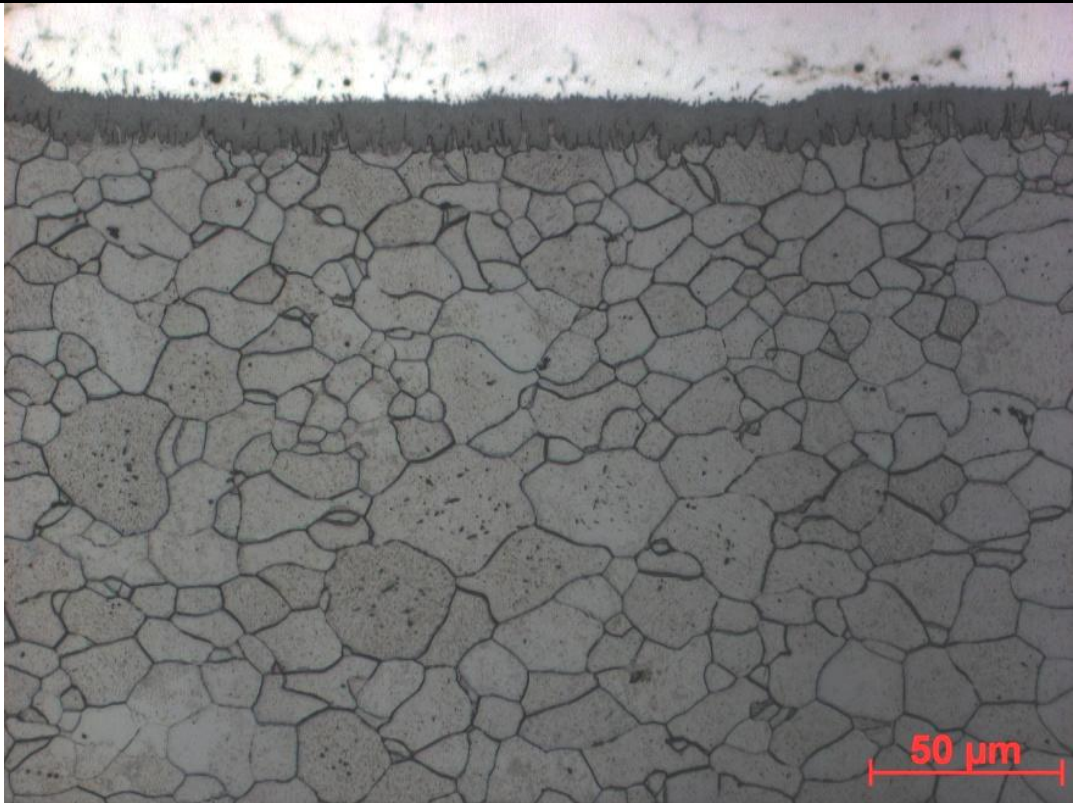


Detail der WEZ

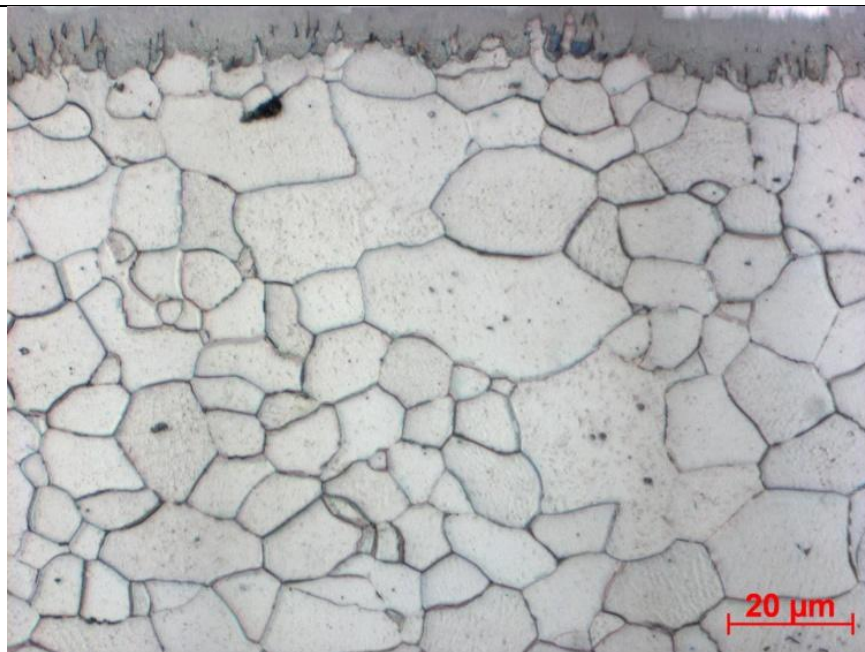




Mitte der Auftragsschweißung mit Detailaufnahme



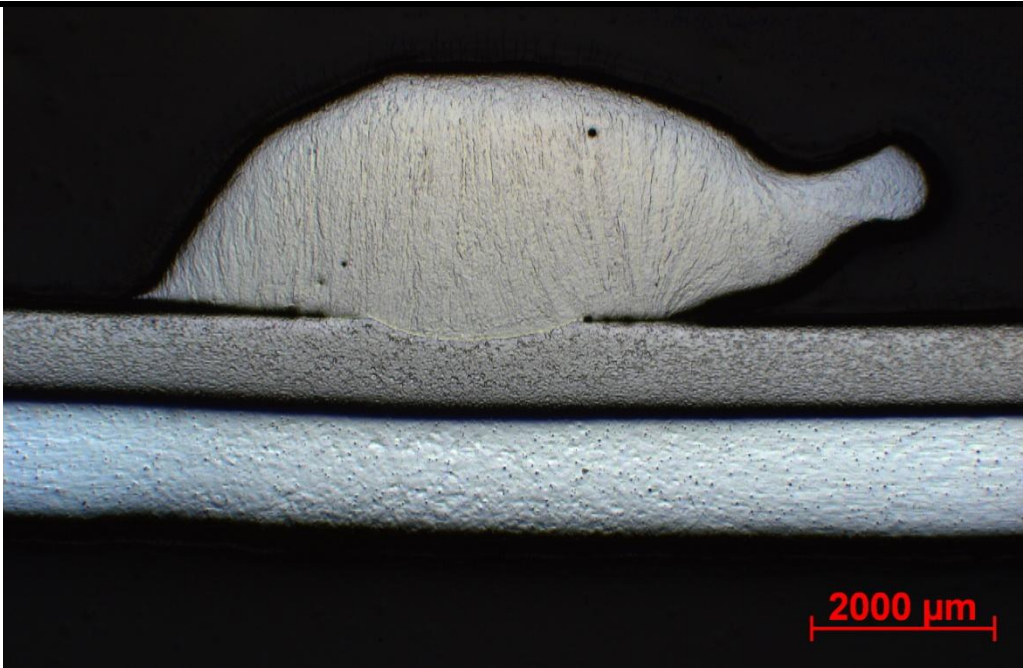
Detailausschnitt der Mitte der Auftragsschweißung



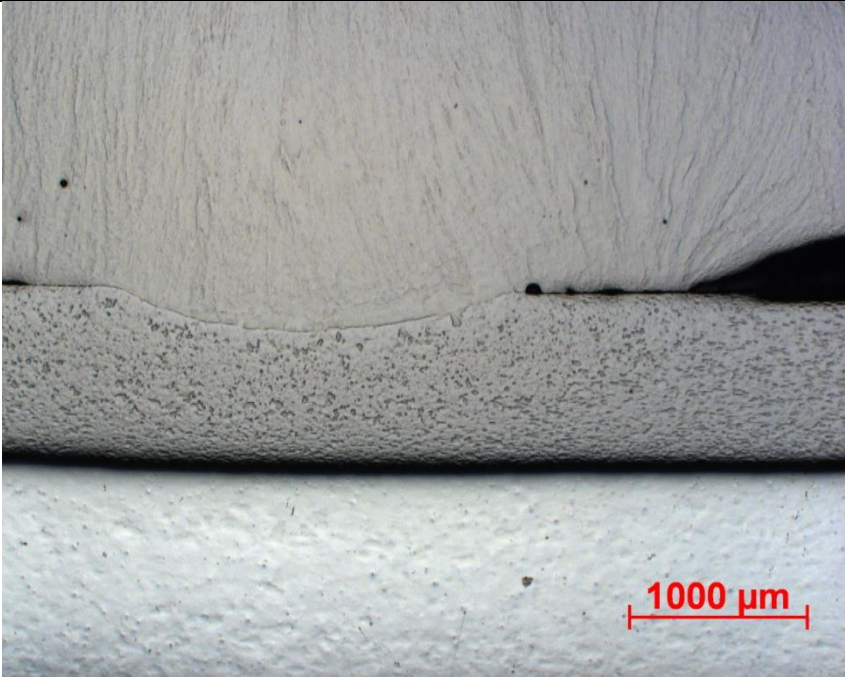
Grenze intermetallische Phase – Stahl



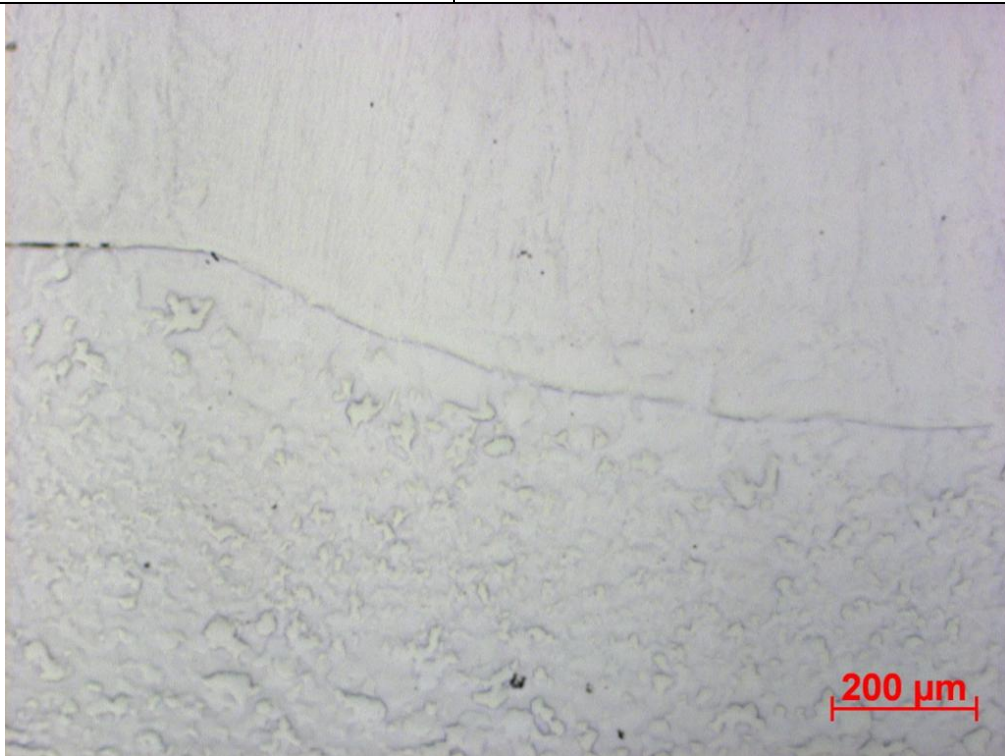
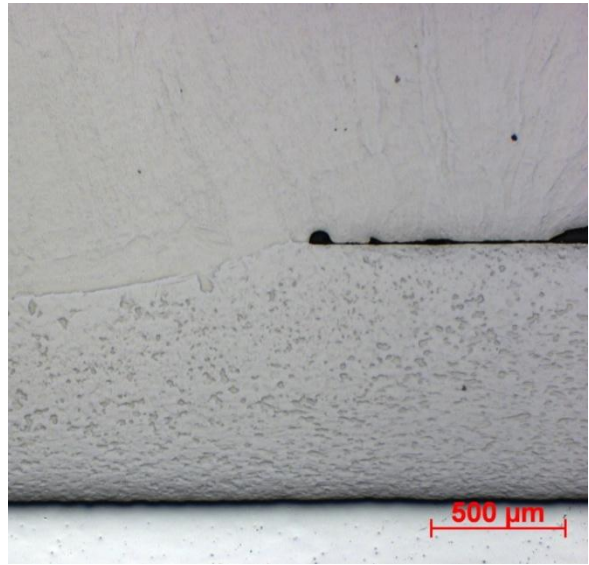
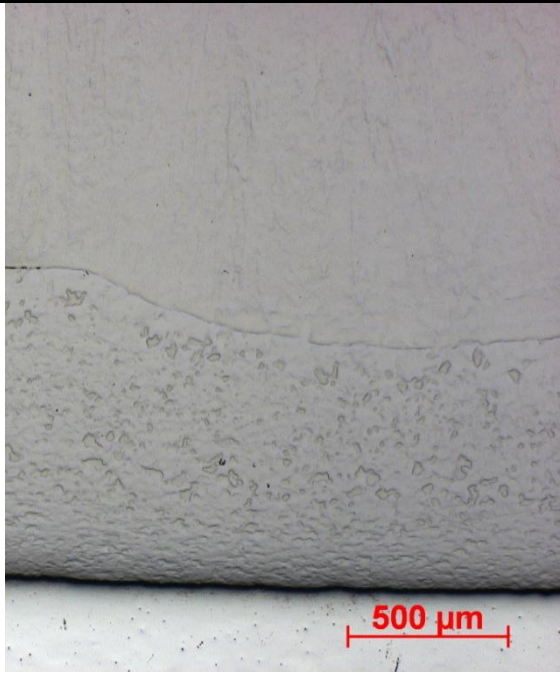
Untersuchung der Auftragsschweißung an Stahl



Querschnitt des Schweißpunktes

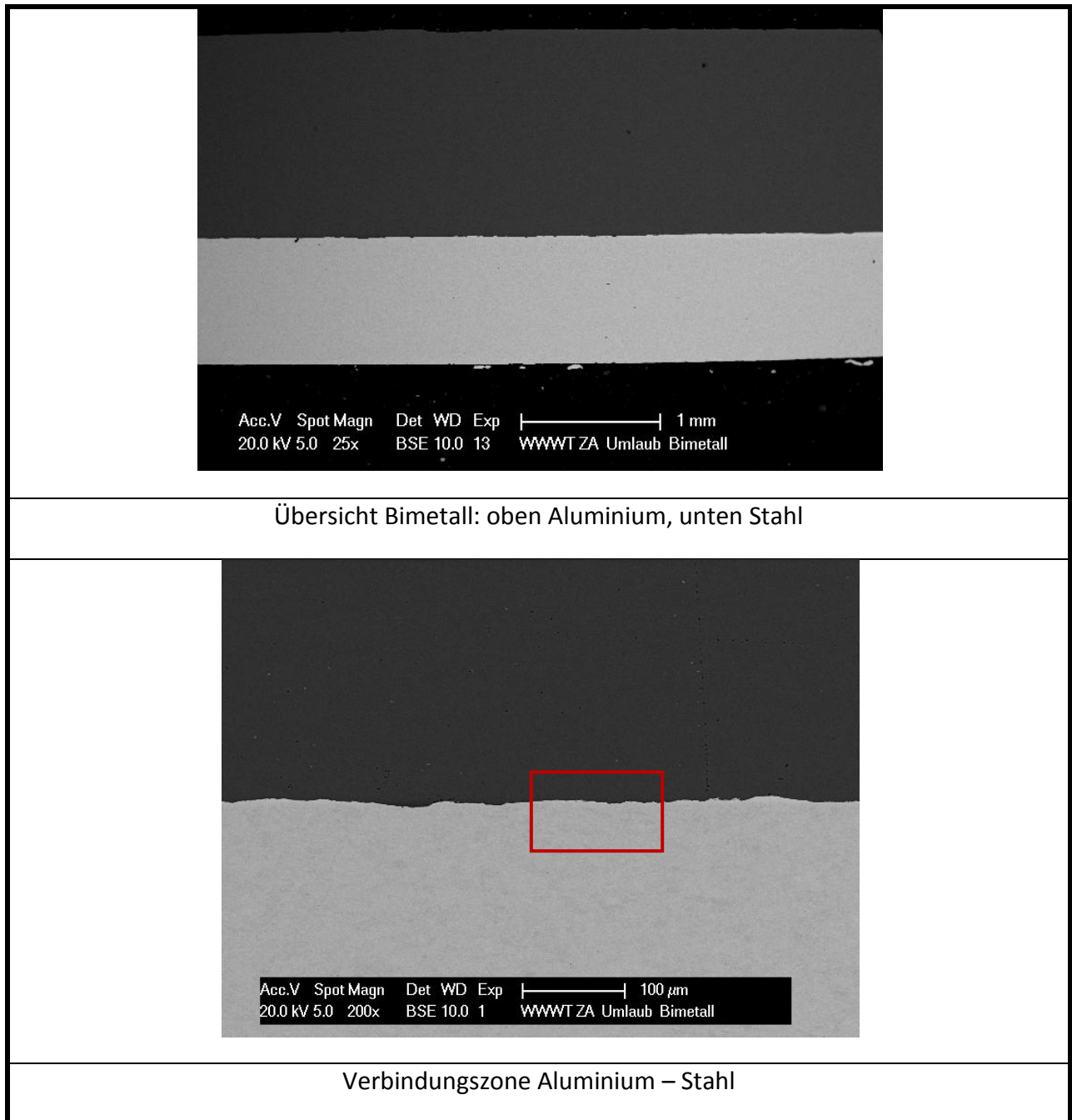


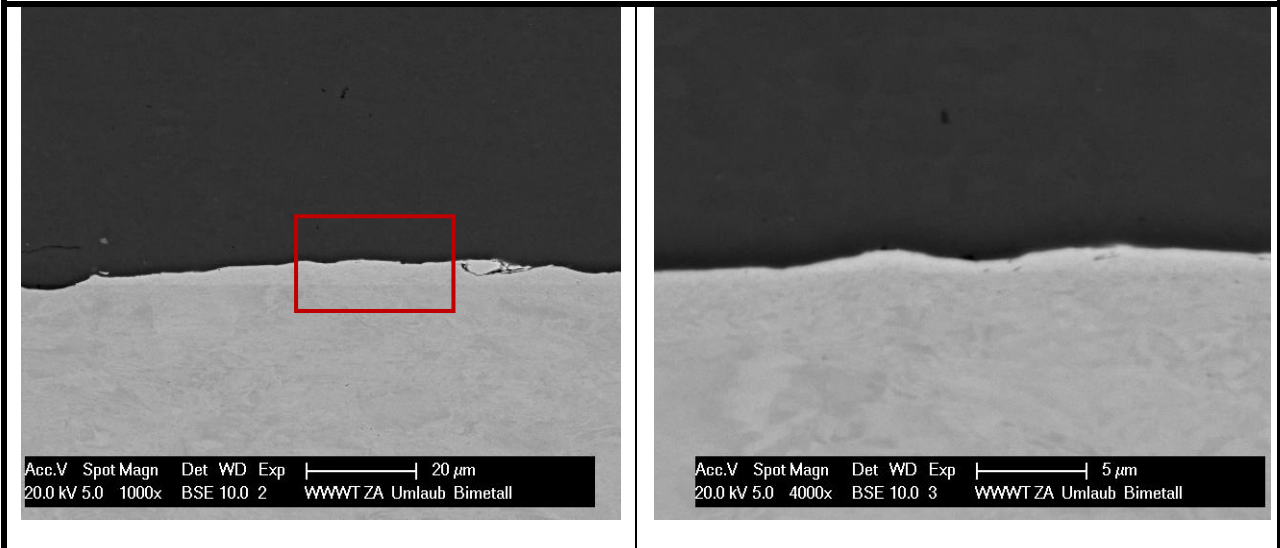
Verbindungszone Zusatzwerkstoff – Grundwerkstoff



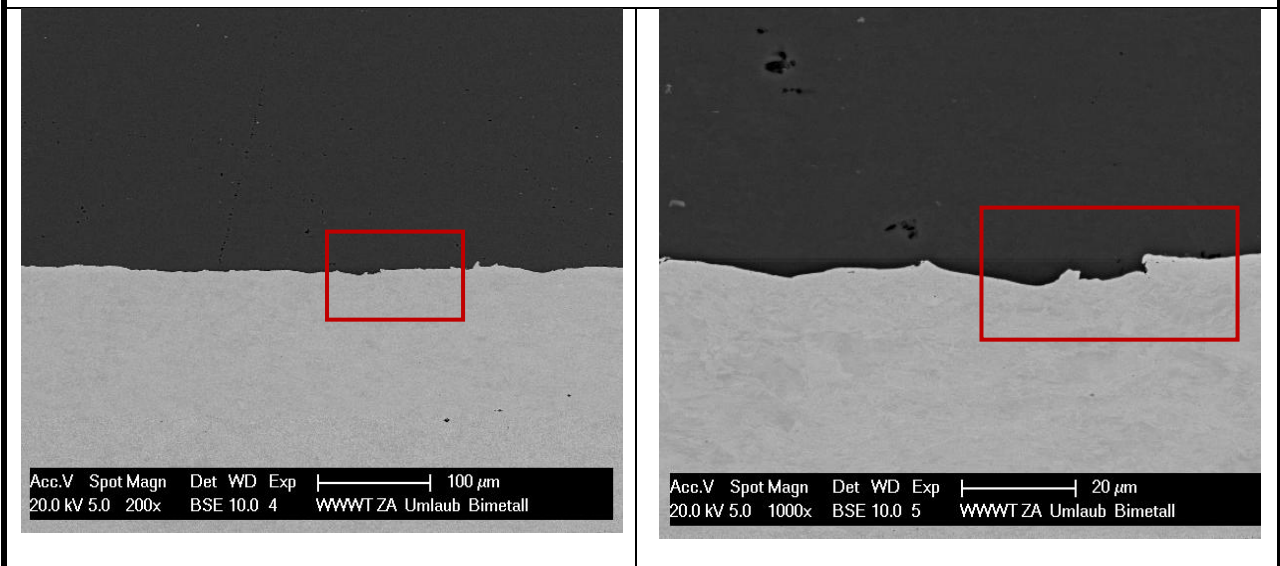
Werkstoffübergang – Detailaufnahmen

## Anhang 5.2.5 – REM-Untersuchung des Bimetalls



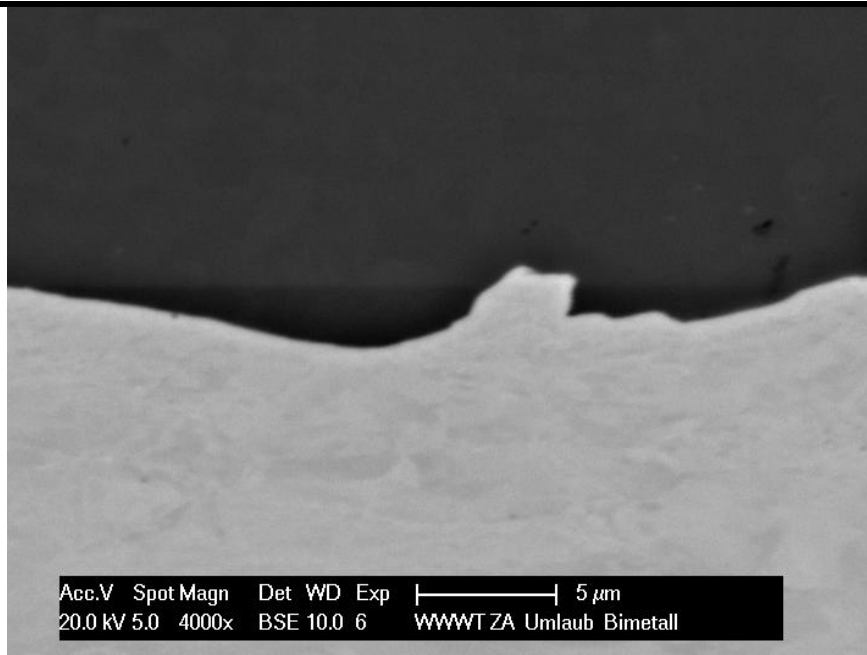


Detailaufnahme roter Bereich

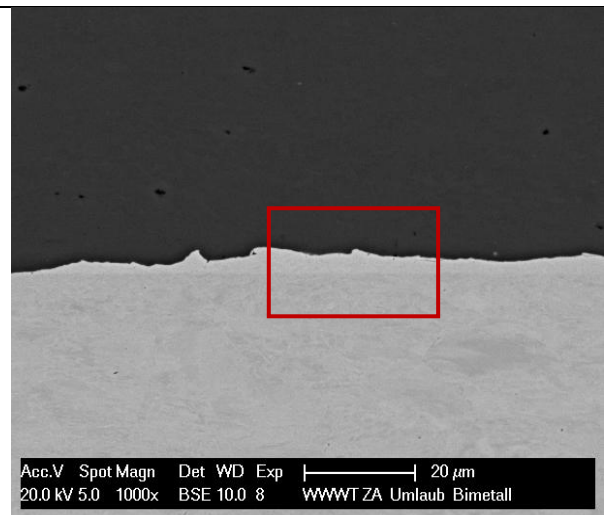
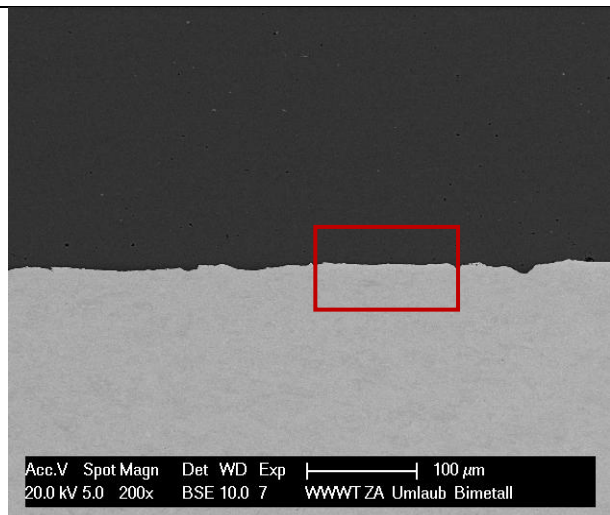


Bindung Aluminium mit Stahl in Detail

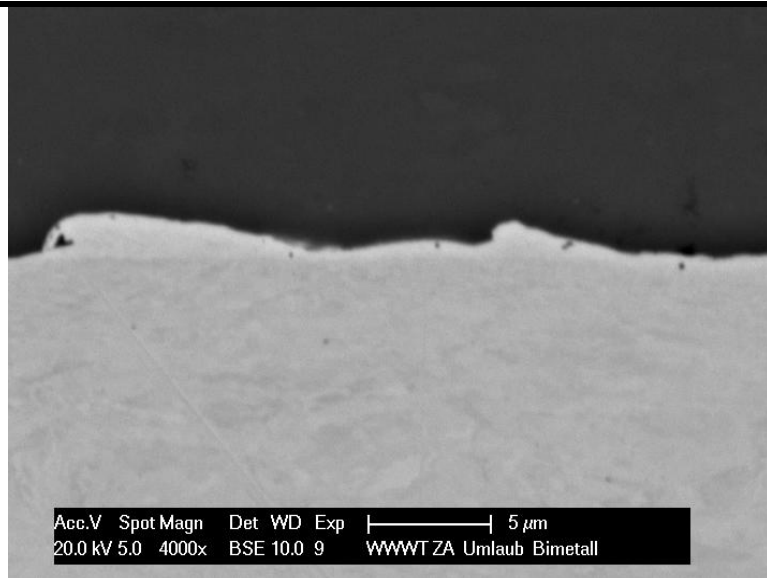




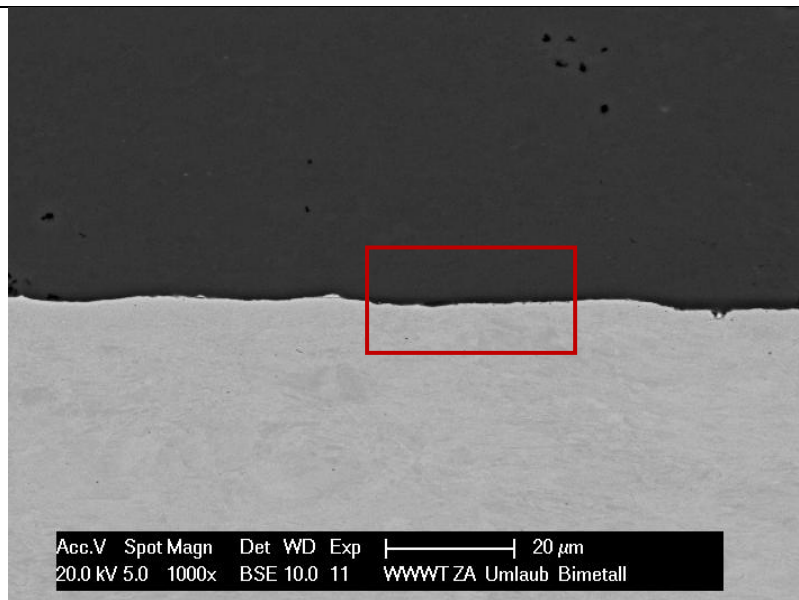
Vergrößerung des roten Bereichs



Bimetallverbindung

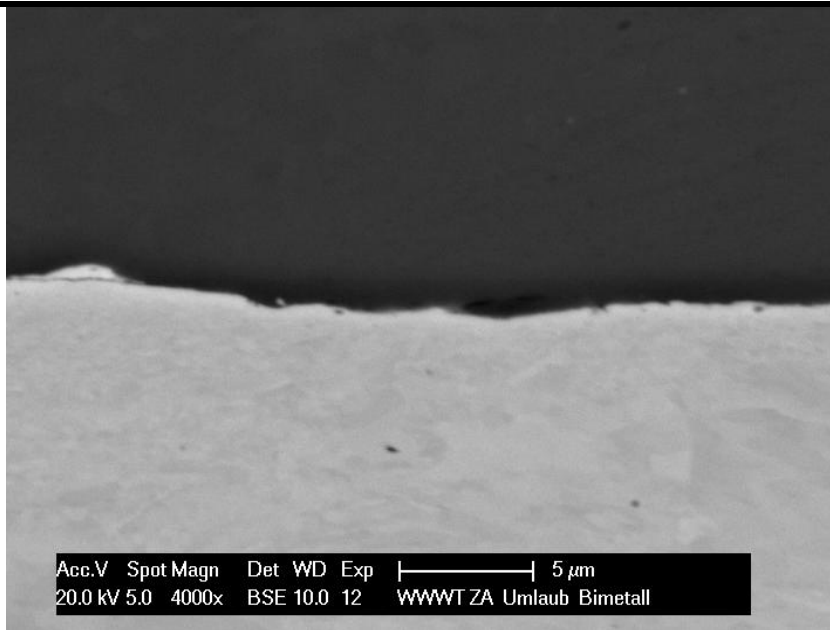


Detailaufnahme Bimetall



Durchriss in Stahl





Detail durchgängiger Verbindung mit Stahldurchriss

## Untersuchung der WIG-Auftragsschweißung:

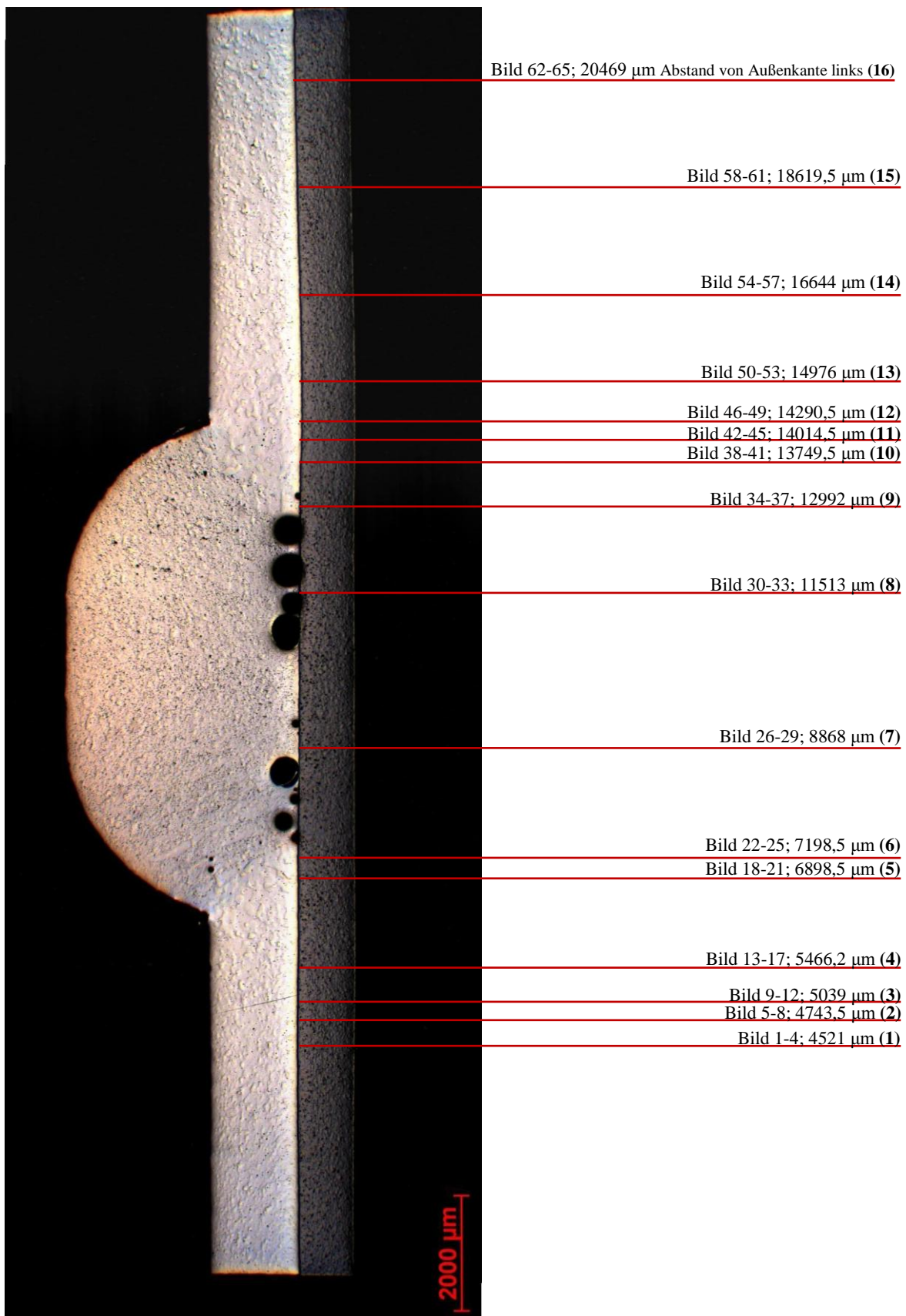
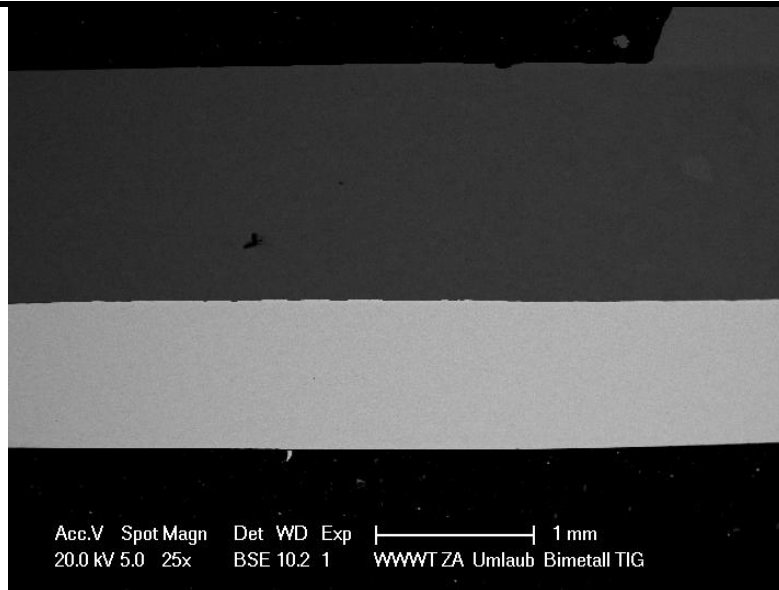
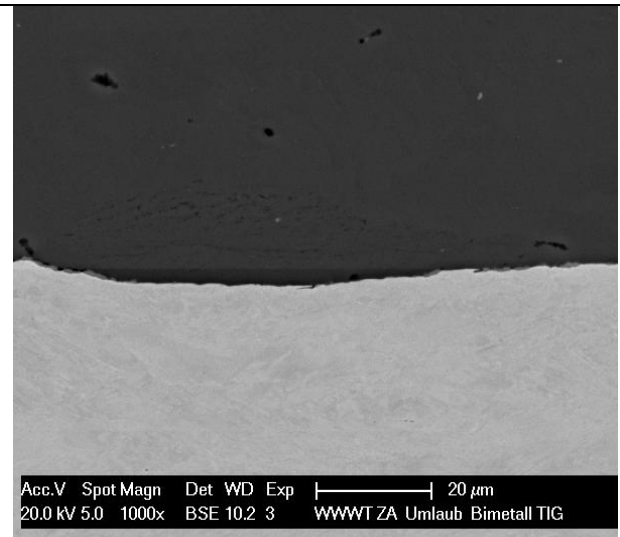
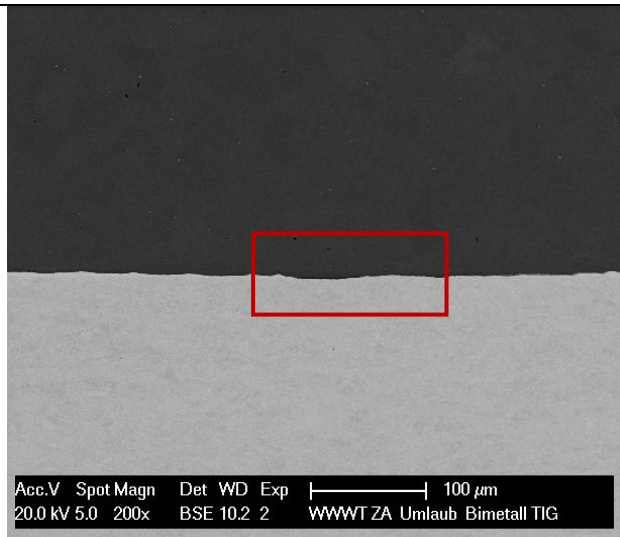


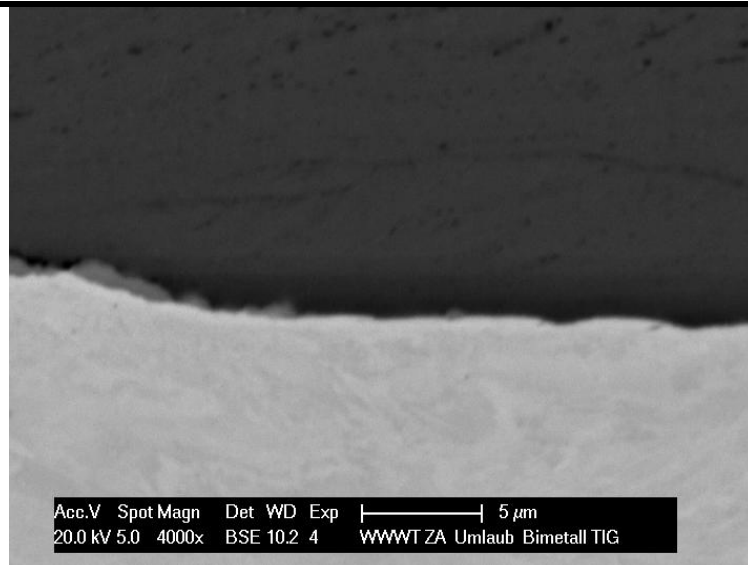
Abb. 45 Auftragsschweißung normal zur Walzrichtung (140A); Querschnitt in Walzrichtung [(Messpunktnummer)]



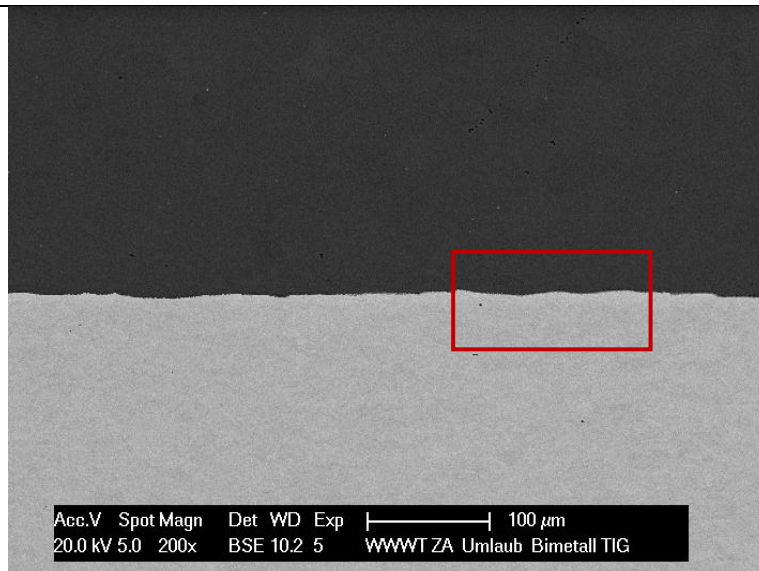
**Messpunkt 1: Bimetall mit Auftragsschweißung – WEZ (linke Seite)**



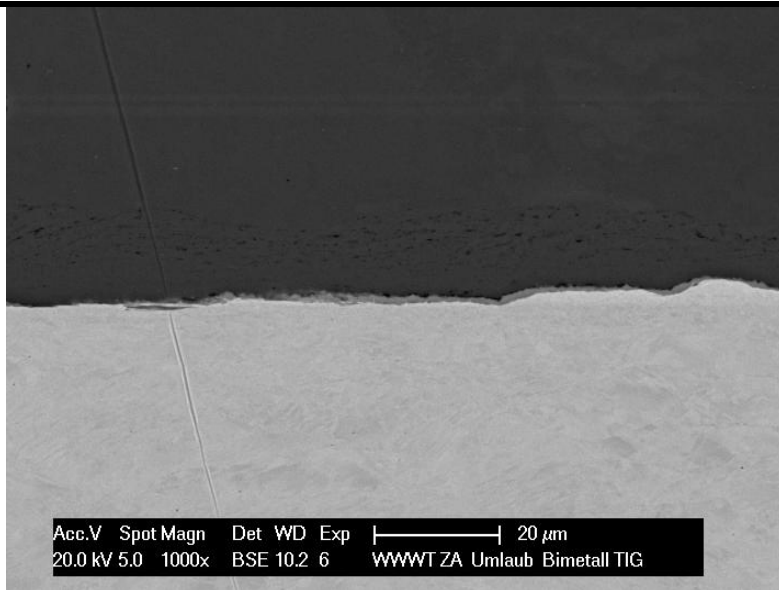
**Detailaufnahme**



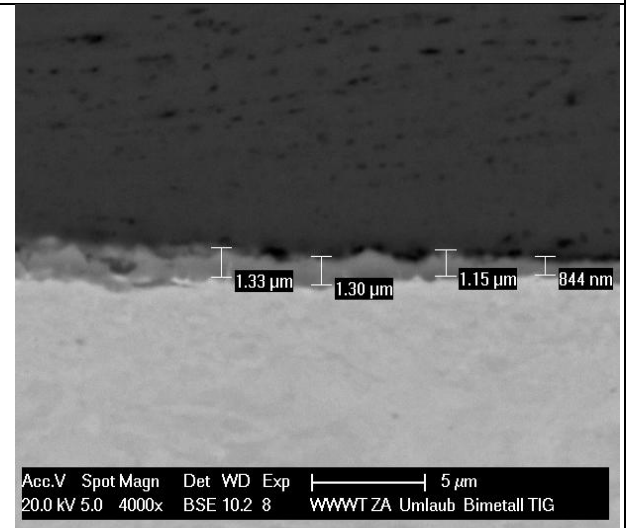
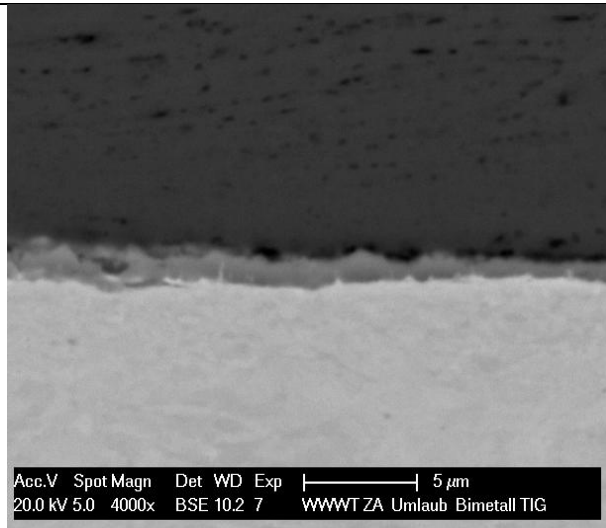
Erste intermetallische Phasen



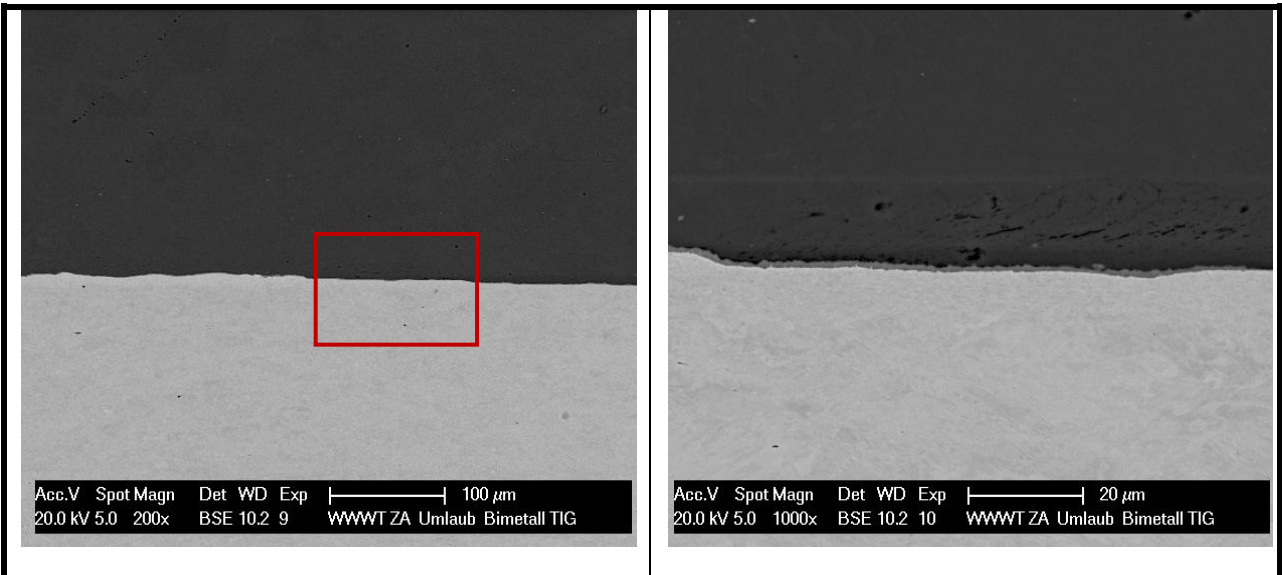
Messpunkt 2



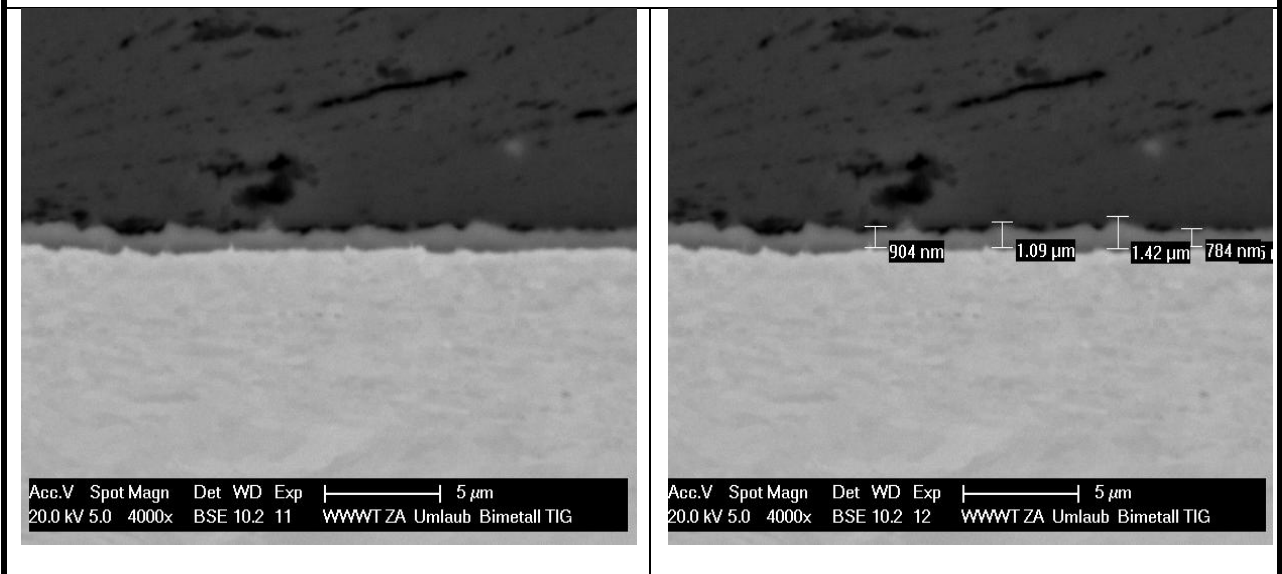
Detail WEZ



Intermetallische Phasen

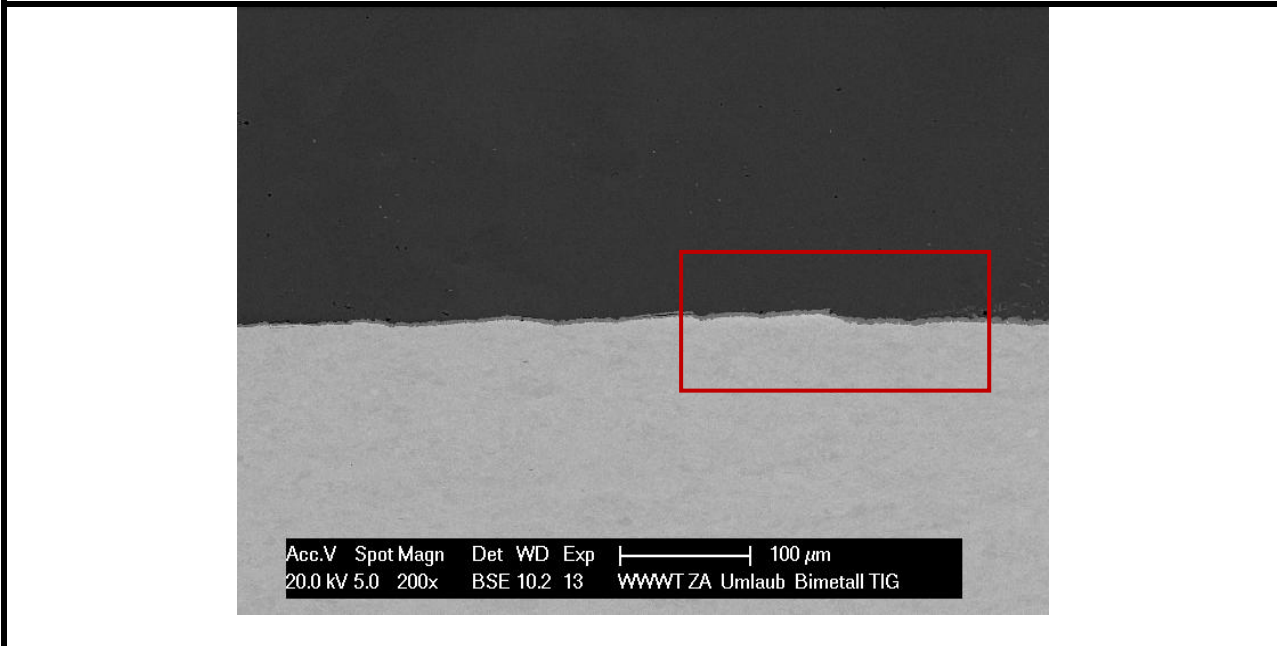


**Messpunkt 3**

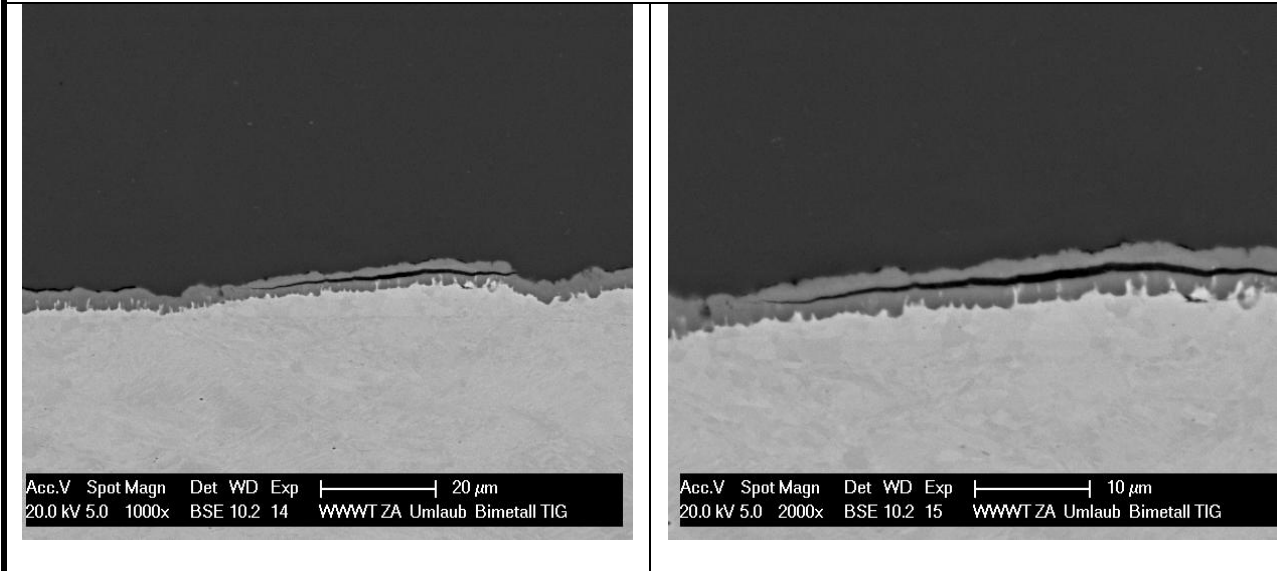


**Intermetallische Phase und deren Breite**

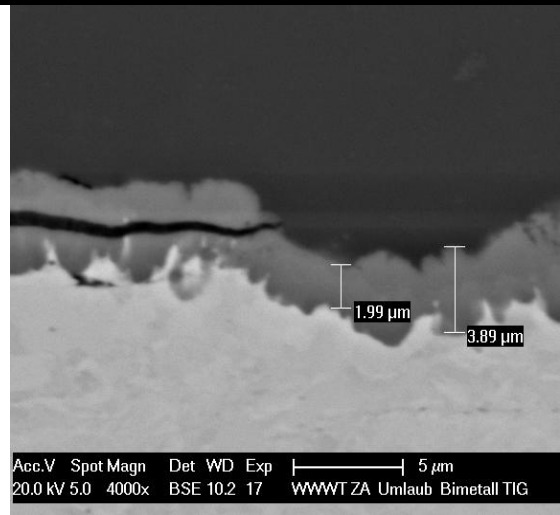
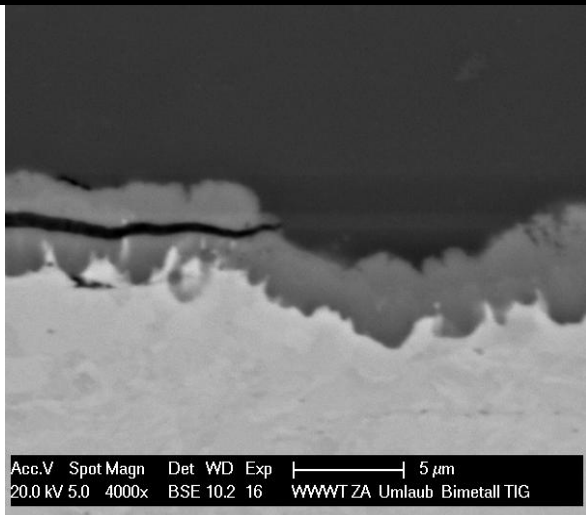




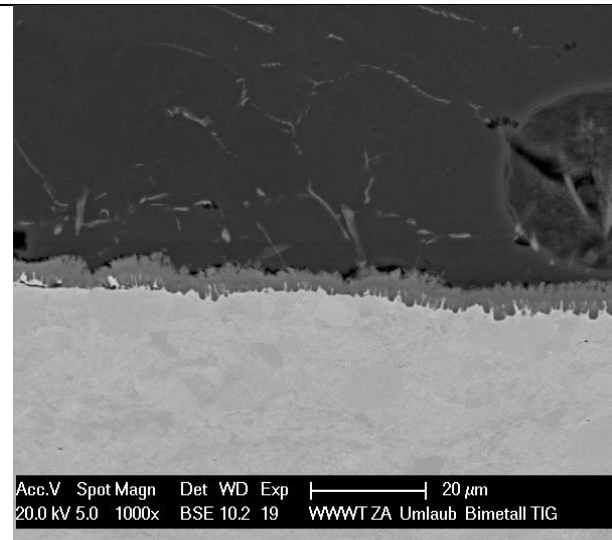
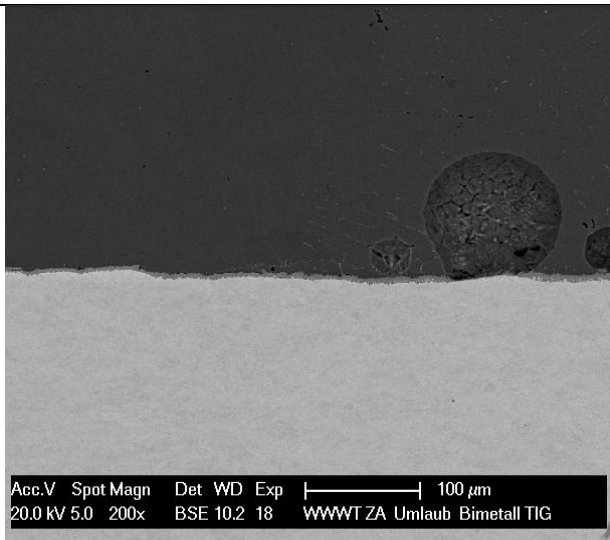
Messpunkt 4



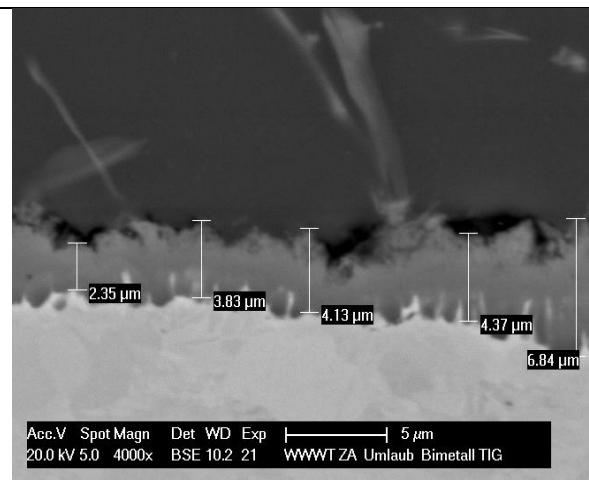
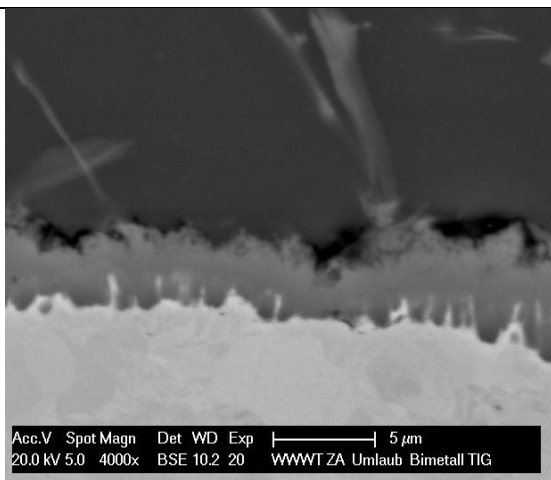
Erste Haftung der IMP, Riss



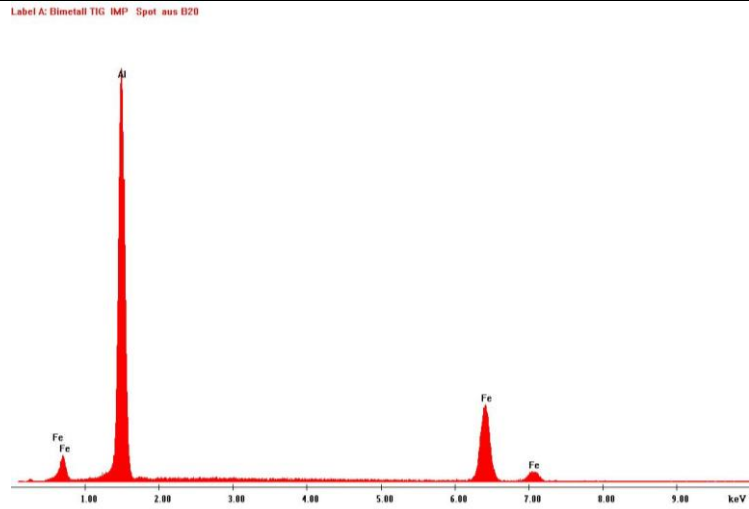
Detail der IMP



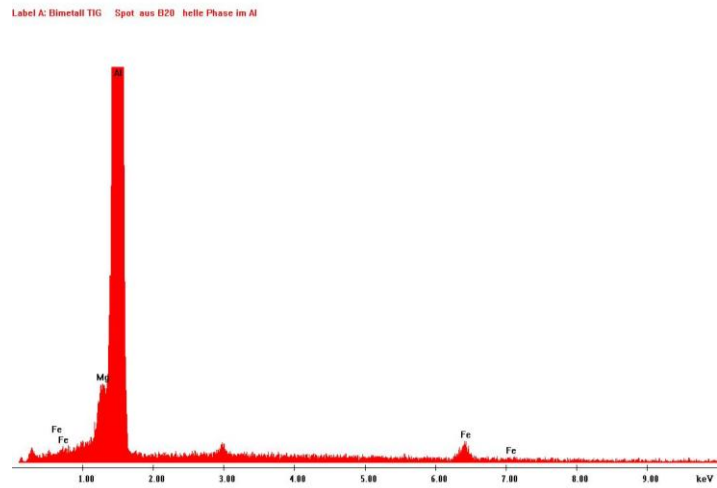
Messpunkt 5



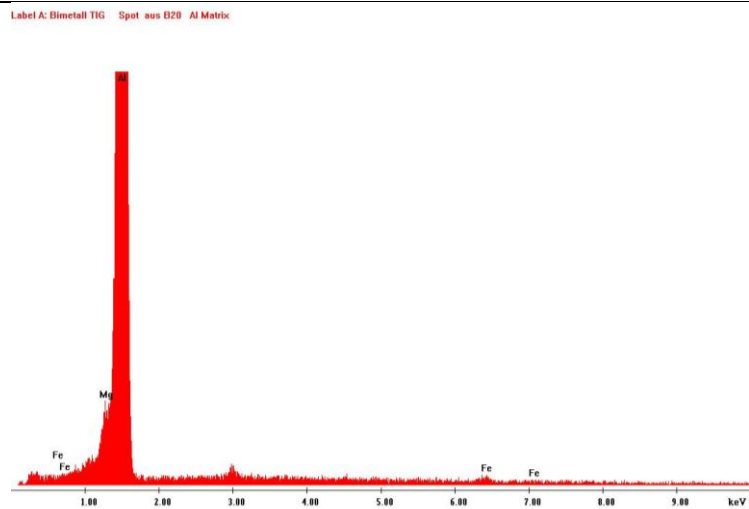
Intermetallische Phasen



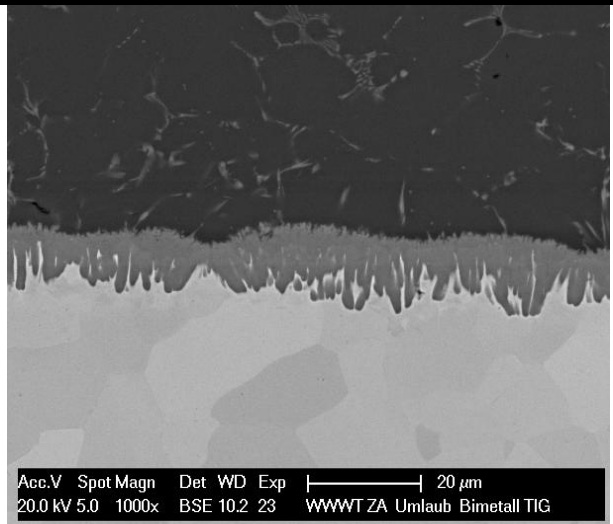
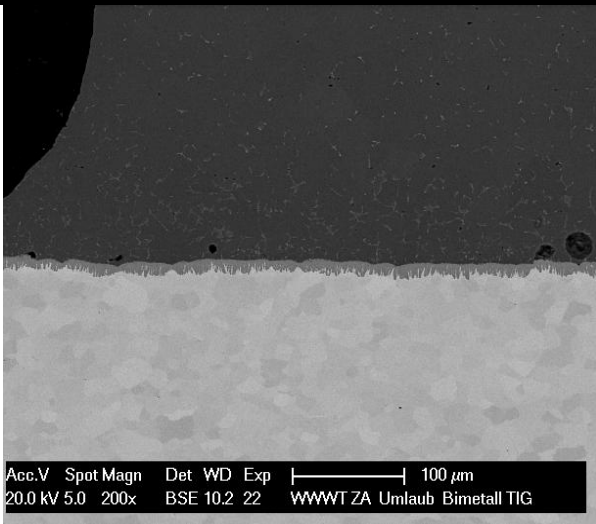
Element, Wt%, At%: AlK 61.14, 76.51; FeK 38.86, 23.49 [FeAl<sub>3</sub>]



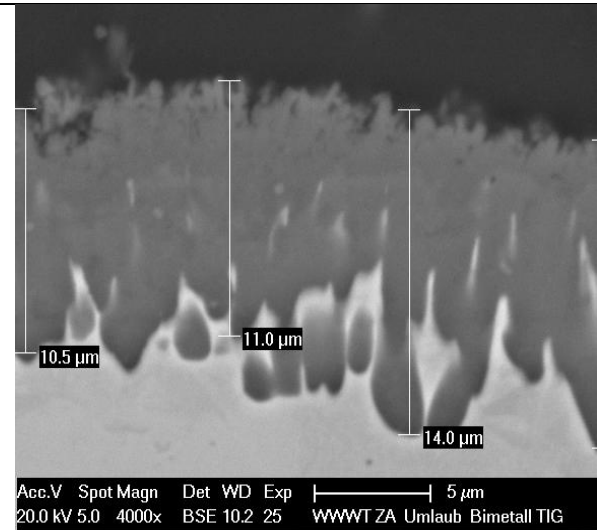
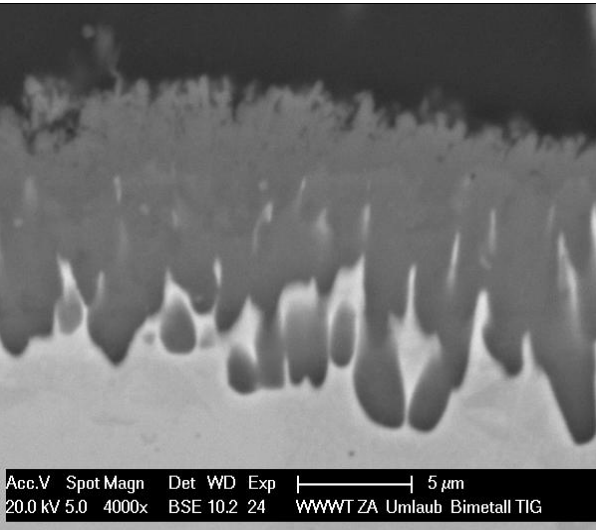
Element, Wt%, At%: AlK 95.32, 96.39; FeK 2.59, 1.27; MgK 2.09, 2.34 [helle Phase in Al]



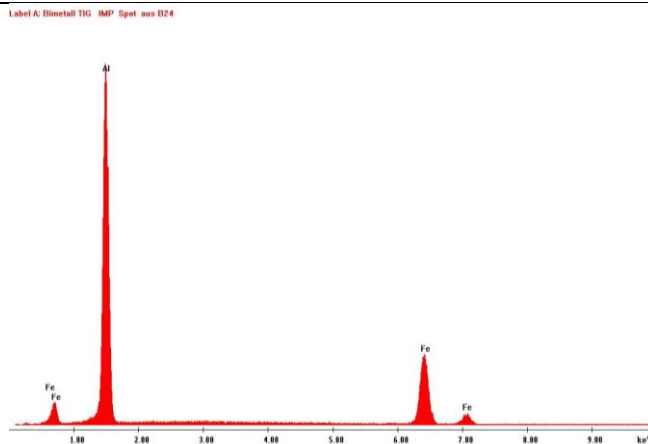
Element, Wt%, At%: AlK 97.19, 97.44; FeK 0.90, 0.44; MgK 1.91, 2.13[Al-Matrix]



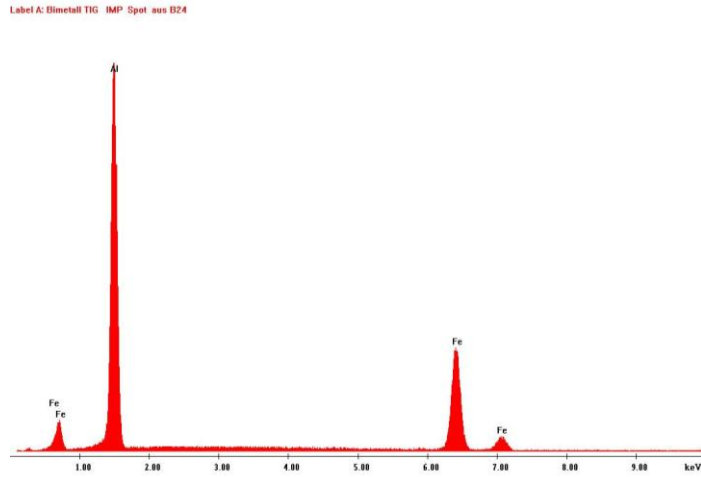
**Messpunkt 6**



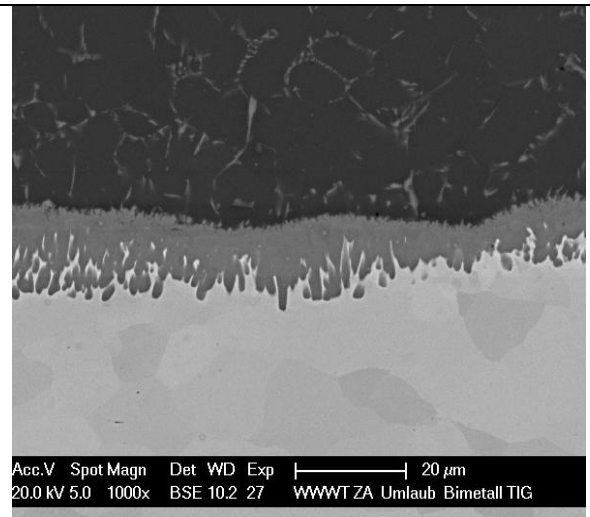
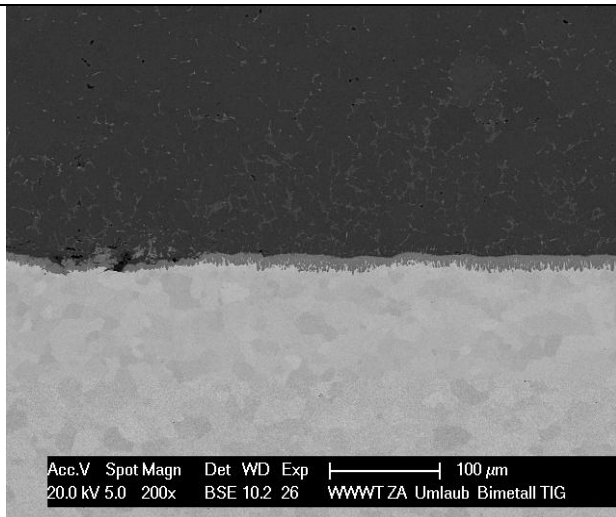
**IMP am Rand der Schweißzone**



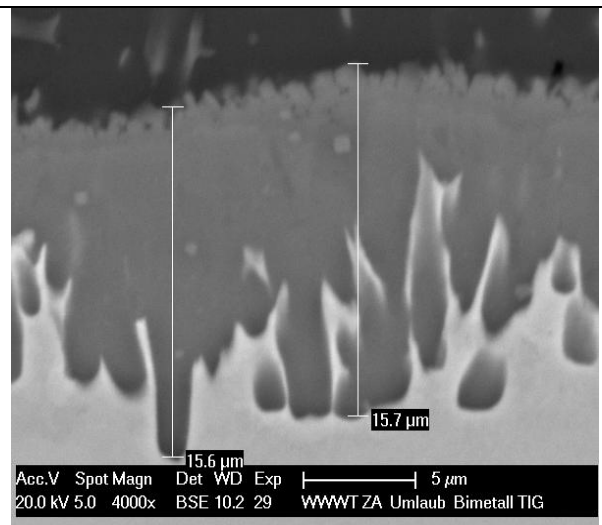
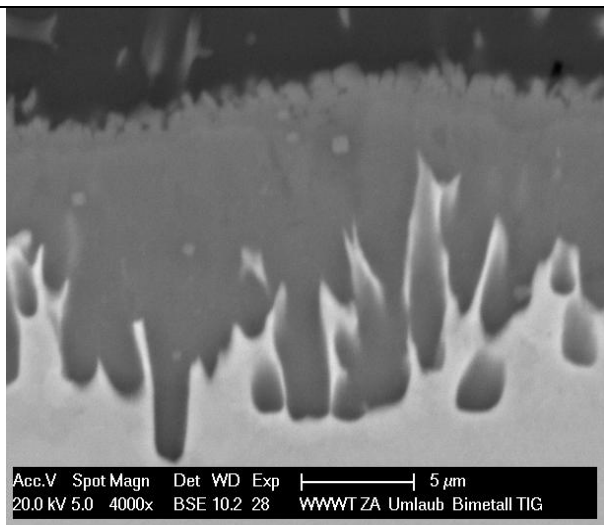
Element, Wt%, At%: AlK 59.90, 75.56; FeK 40.10, 24.44 [FeAl<sub>3</sub>]



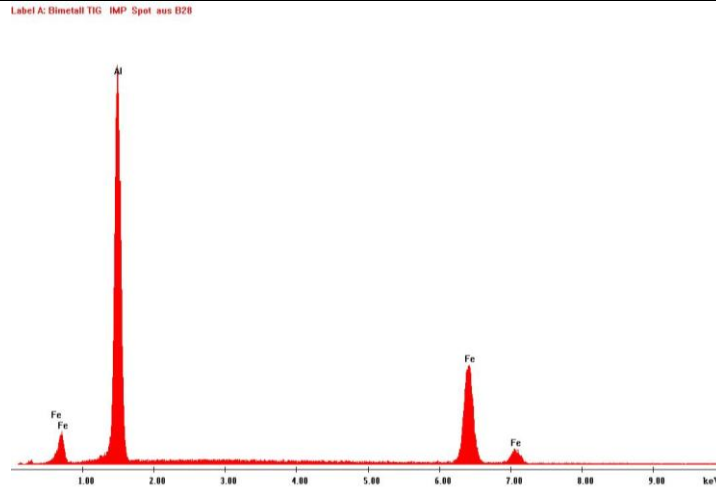
Element, Wt%, At%: AlK 54.45, 71.21; FeK 45.55, 28.79 [ $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ]



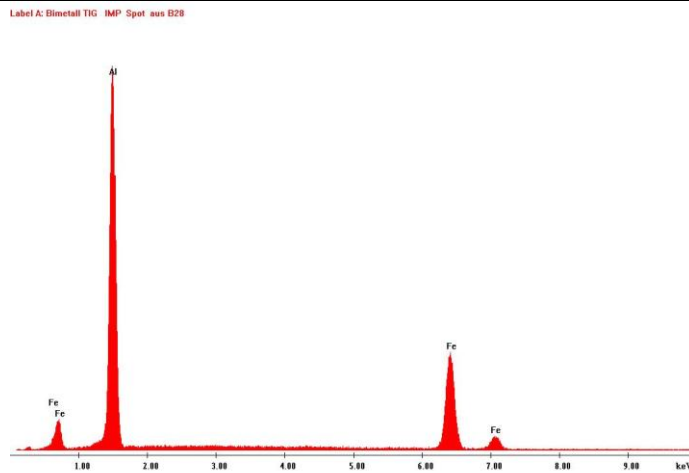
**Messpunkt 7**



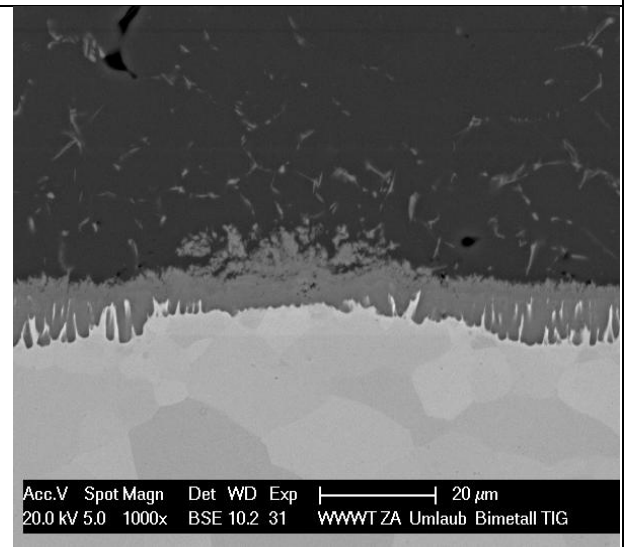
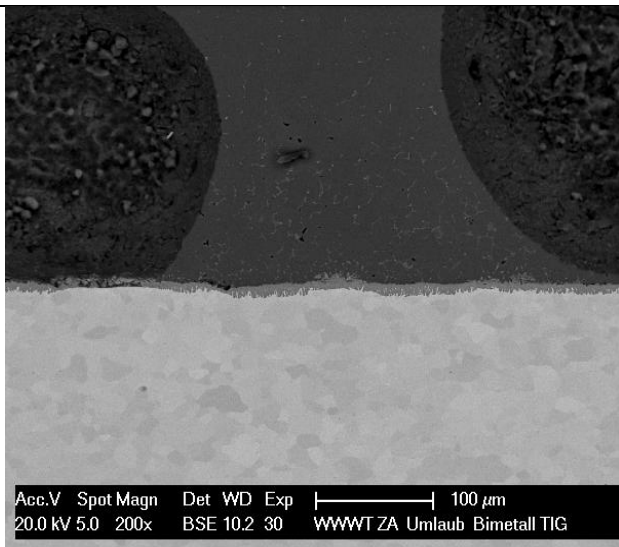
Mittlerer Bereich der Schweißnaht



Element, Wt%, At%: AlK 55.11, 71.76; FeK 44.89, 28.24 [Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>]

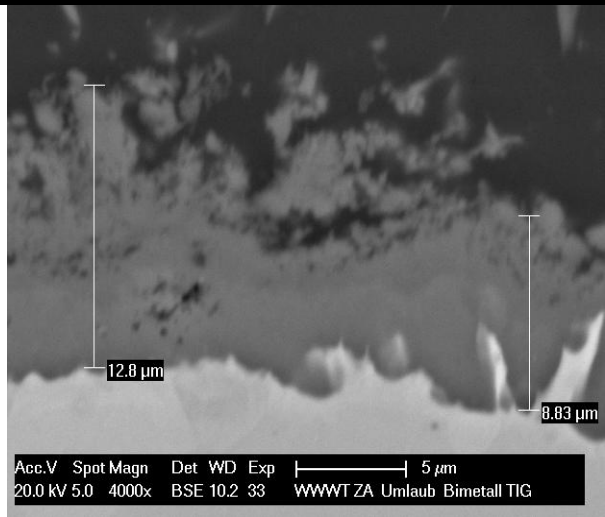
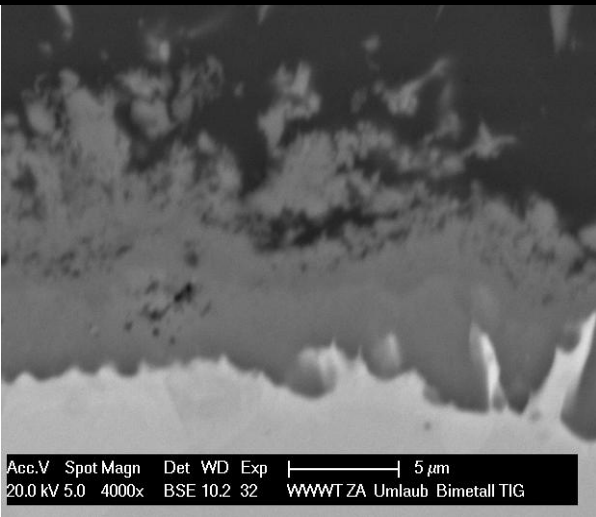


Element, Wt%, At%: AlK 55.40, 71.99; FeK 44.60, 28.01 [Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>]

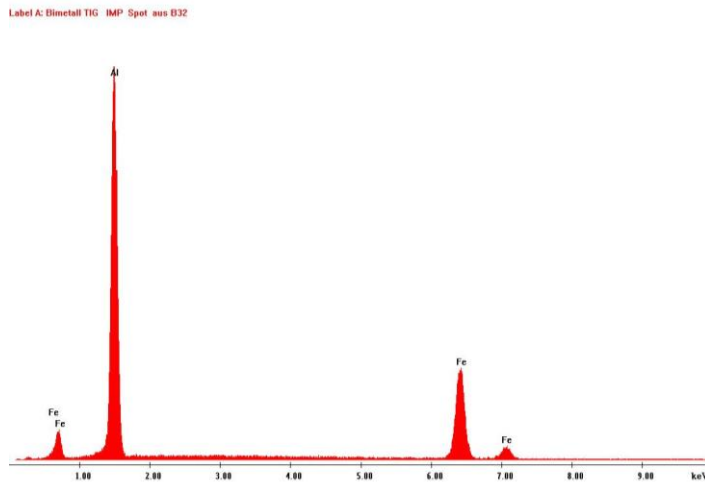


Messpunkt 8

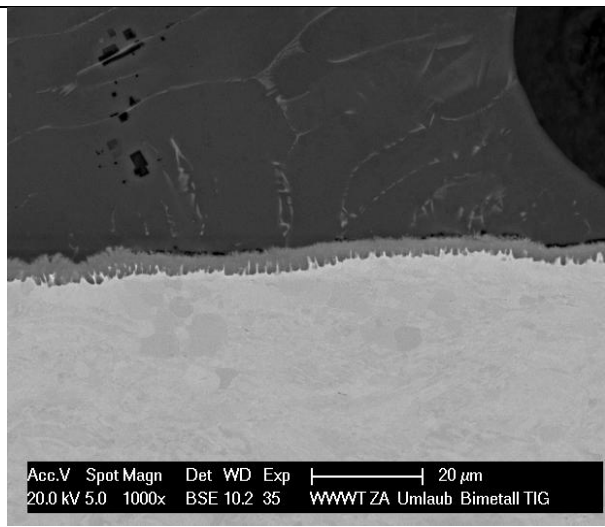
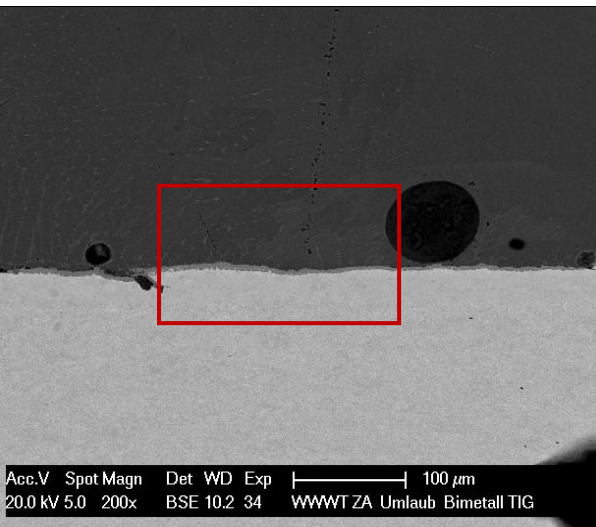




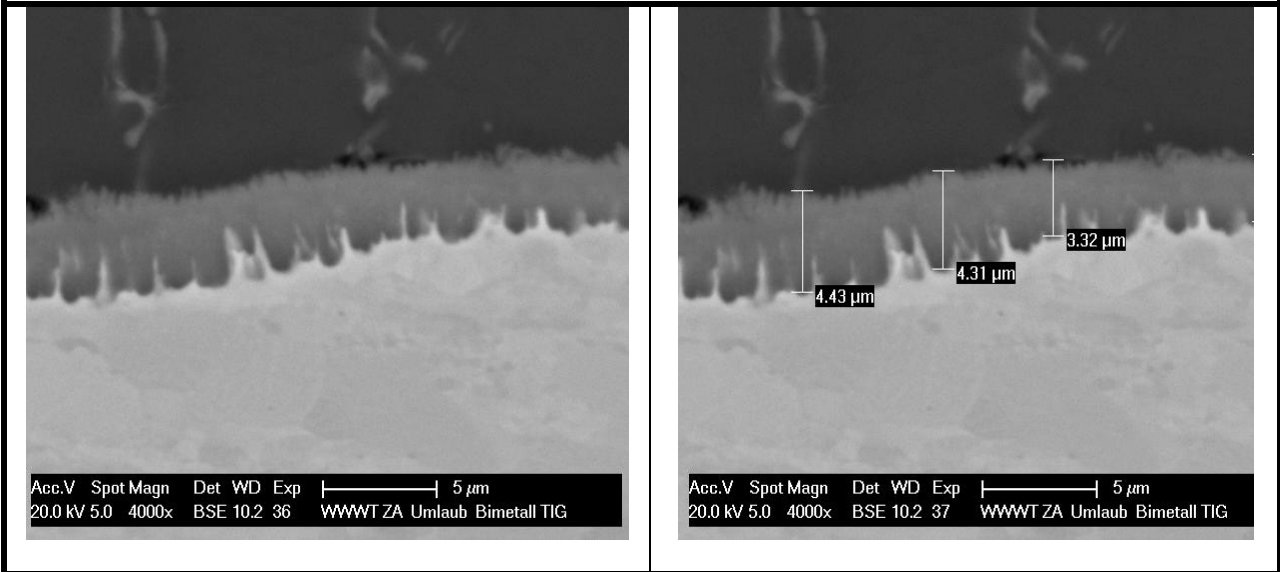
Breite verstreute IMP



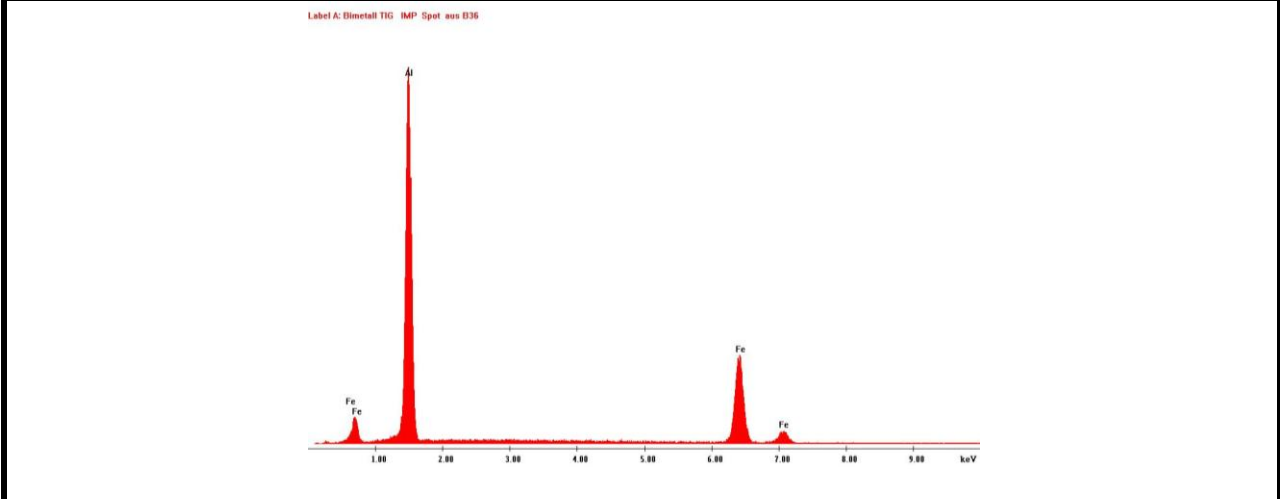
Element, Wt%, At%: AlK 56.76, 73.10; FeK 43.24, 26.90 [Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>+FeAl<sub>3</sub>]



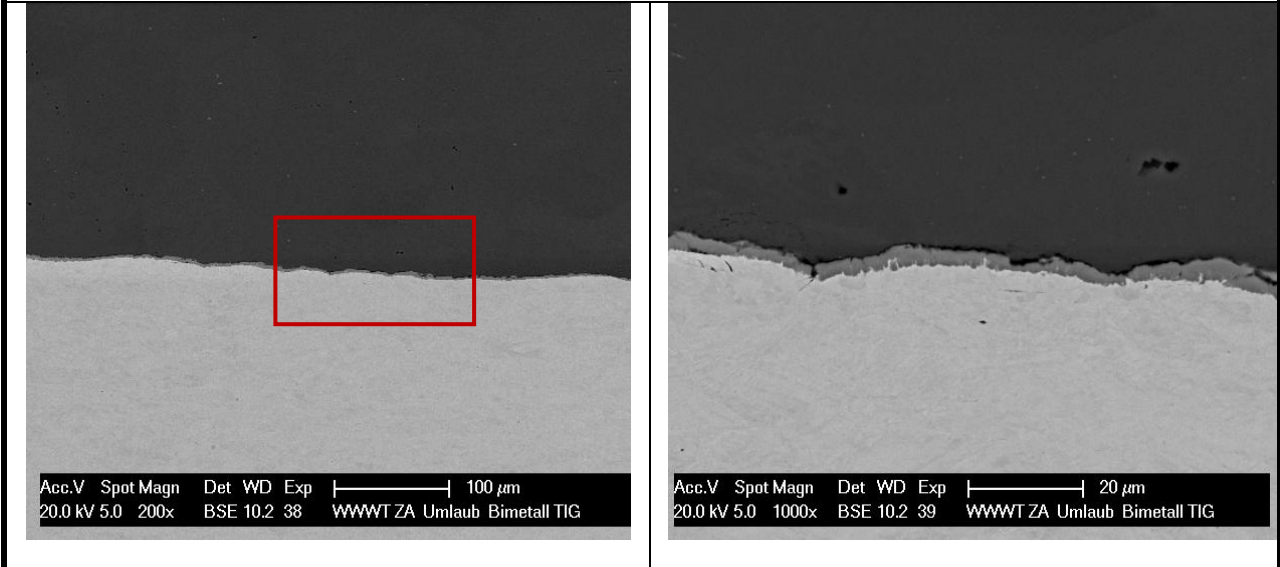
Messpunkt 9



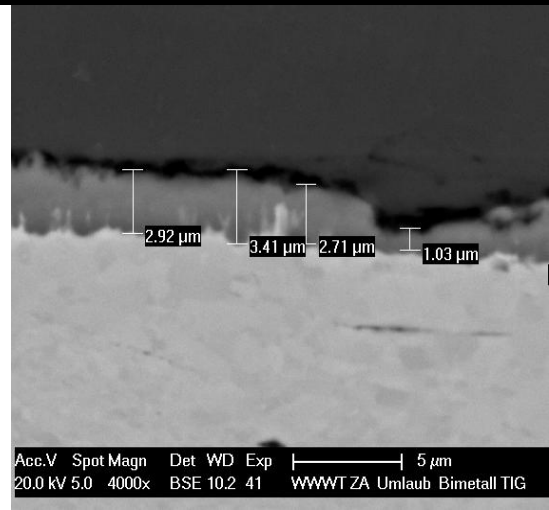
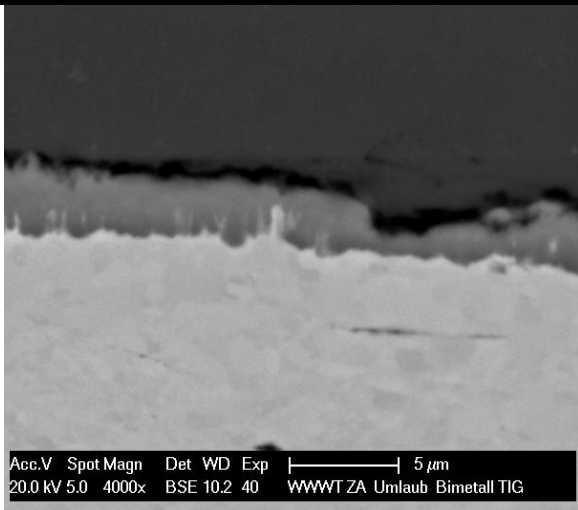
IMP am Ende der Schweißzone



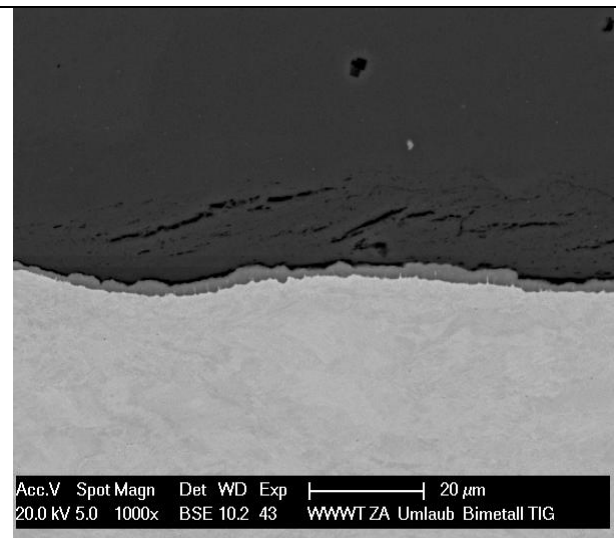
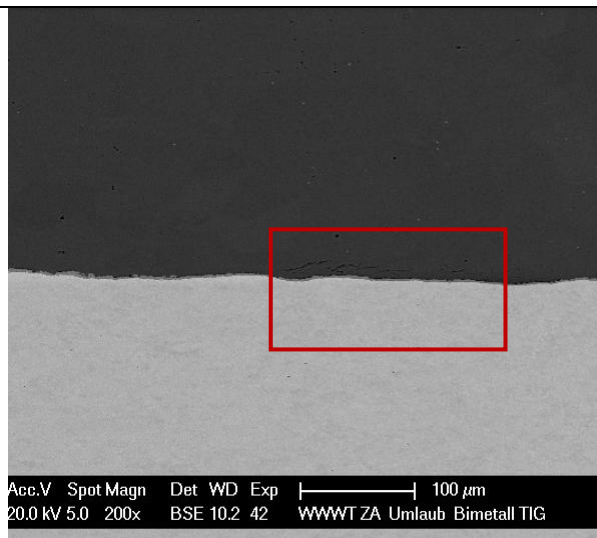
Element, Wt%, At%: AlK 56.81, 73.13; FeK 43.19, 26.87 [Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>+FeAl<sub>3</sub>]



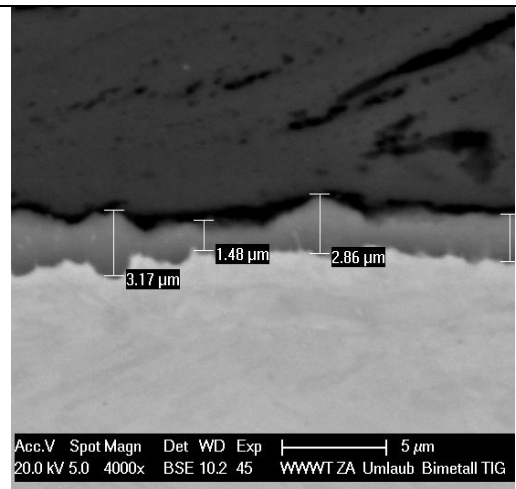
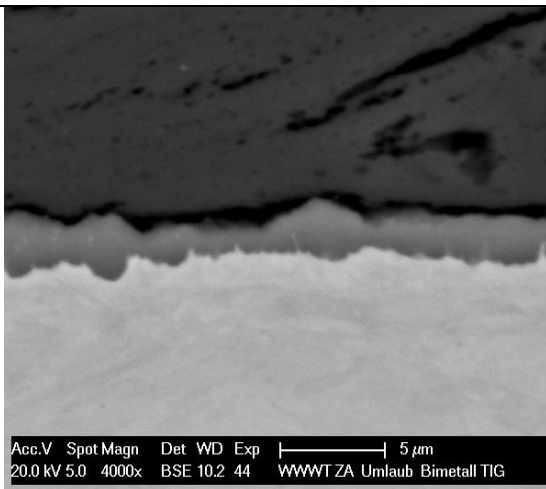
Messpunkt 10



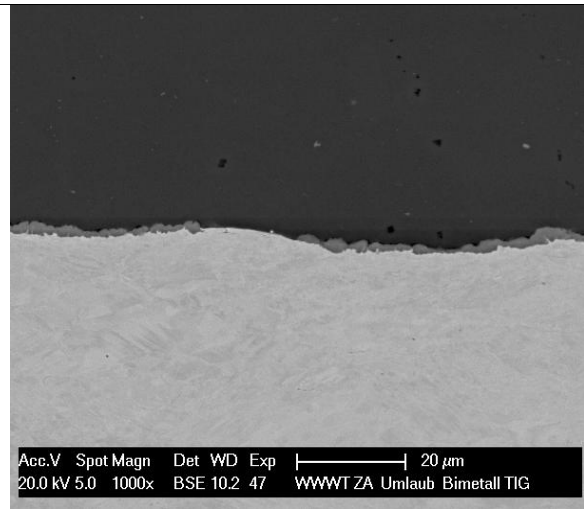
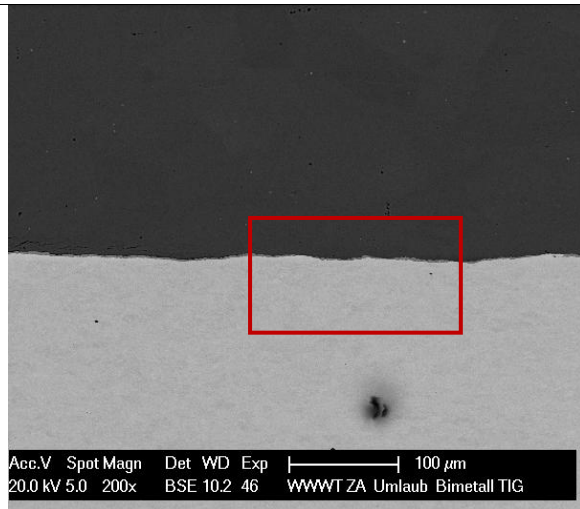
Grenze der Haftung der IMP – WEZ



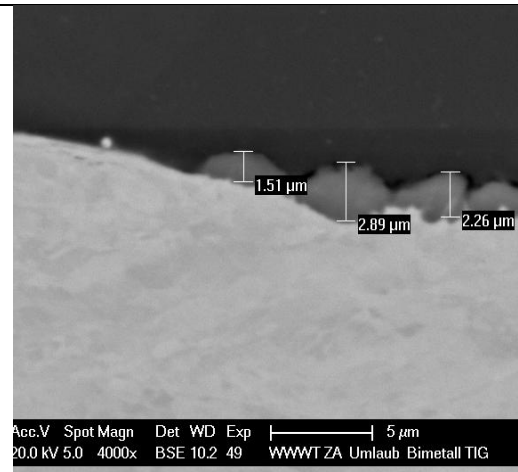
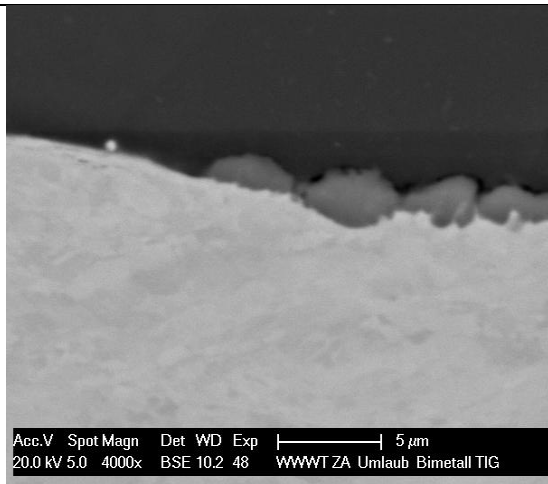
Messpunkt 11



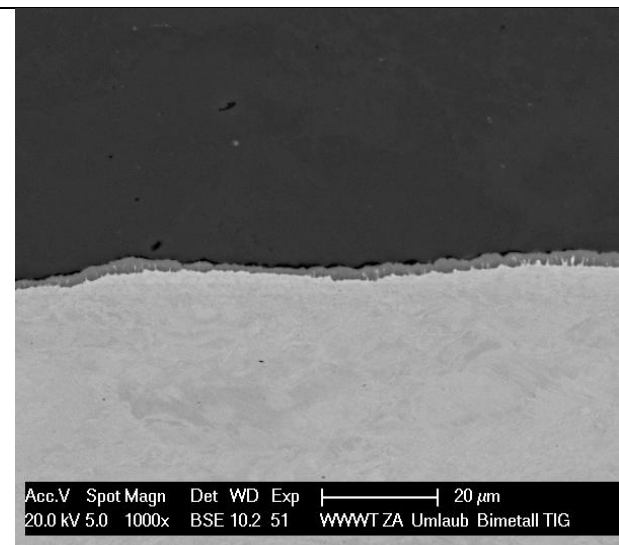
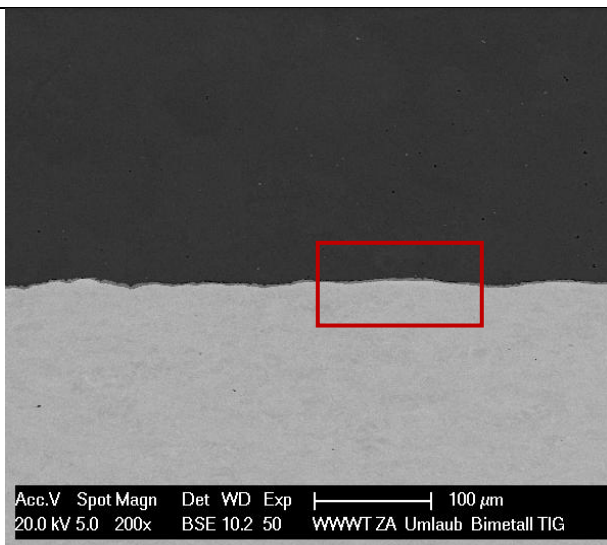
Keine Anbindung zur IMP



**Messpunkt 12**

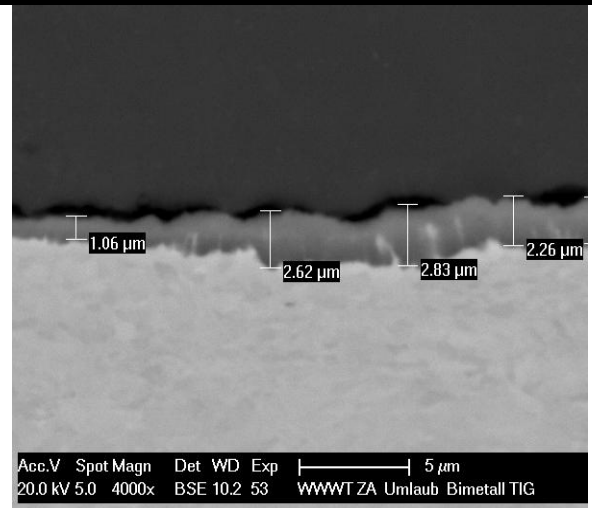
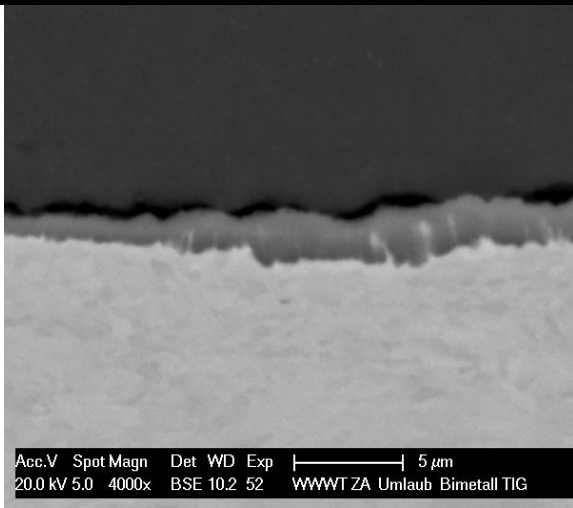


Langsames Auflösen der IMP; keine nadelartige Form mehr

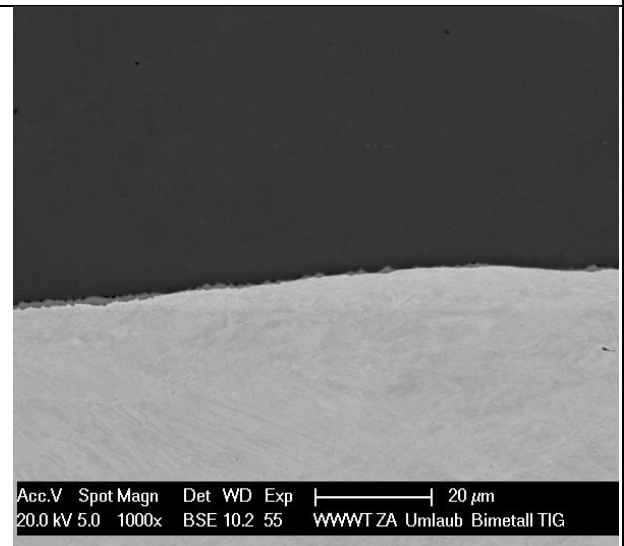
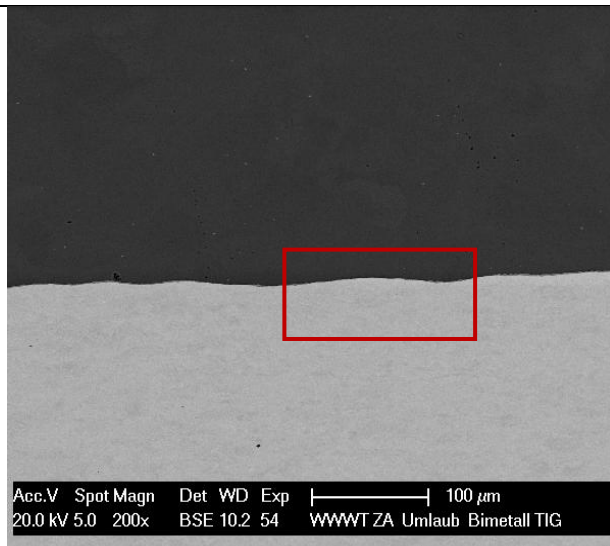


**Messpunkt 13**

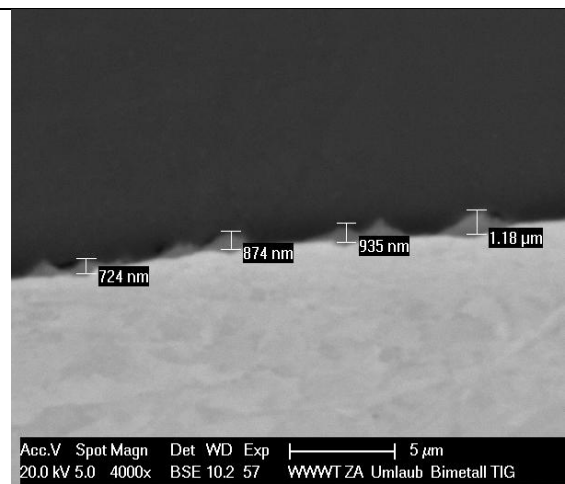
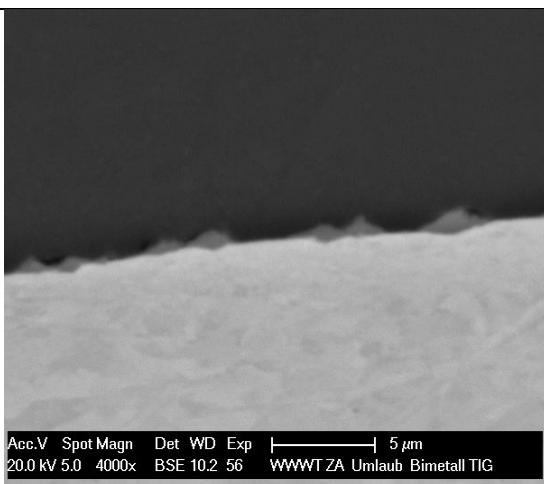




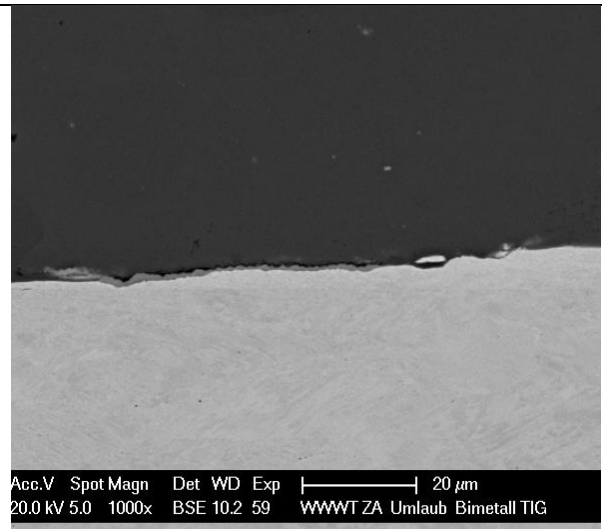
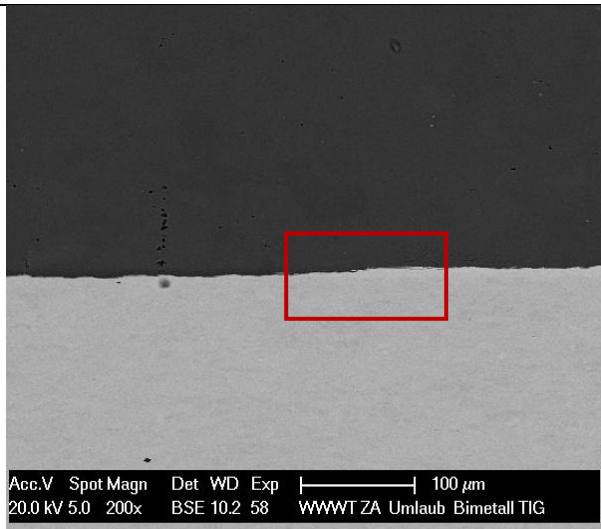
Keine Anbindung zu Aluminium



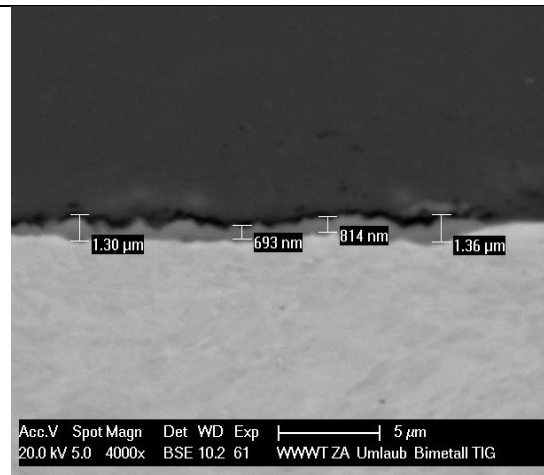
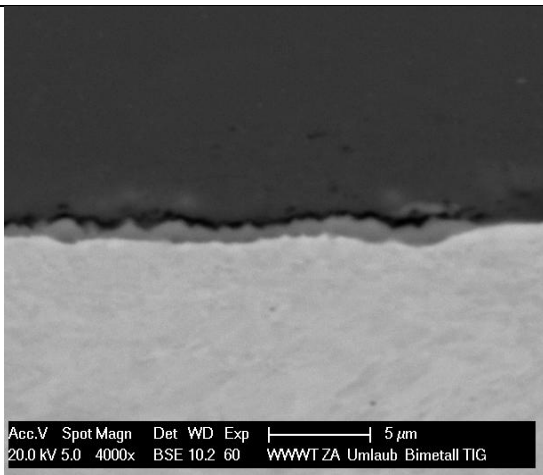
Messpunkt 14



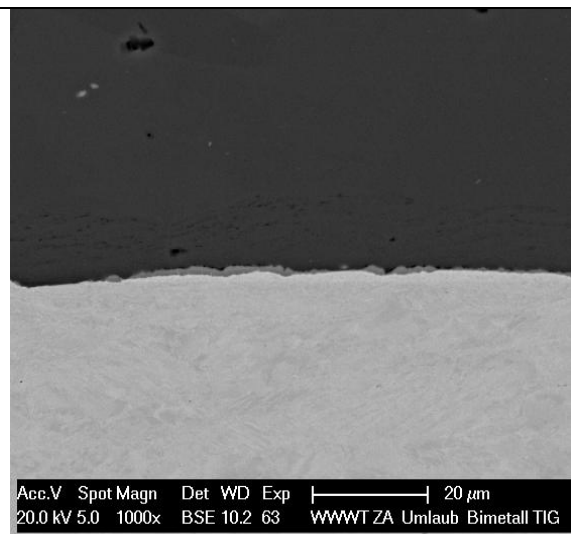
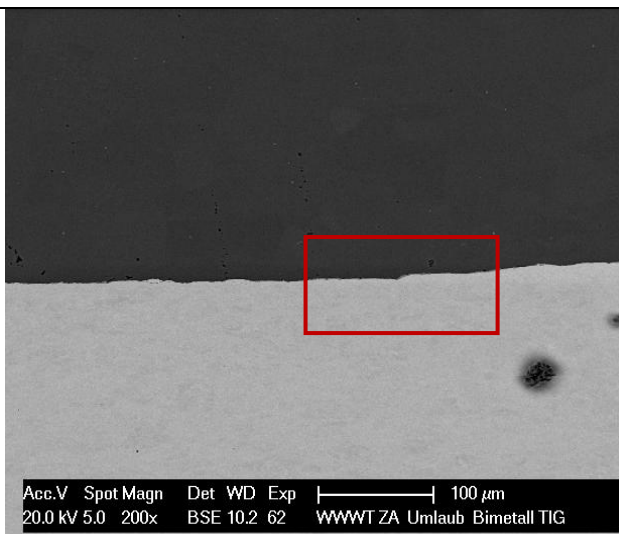
Detailaufnahme der IMP



**Messpunkt 15**

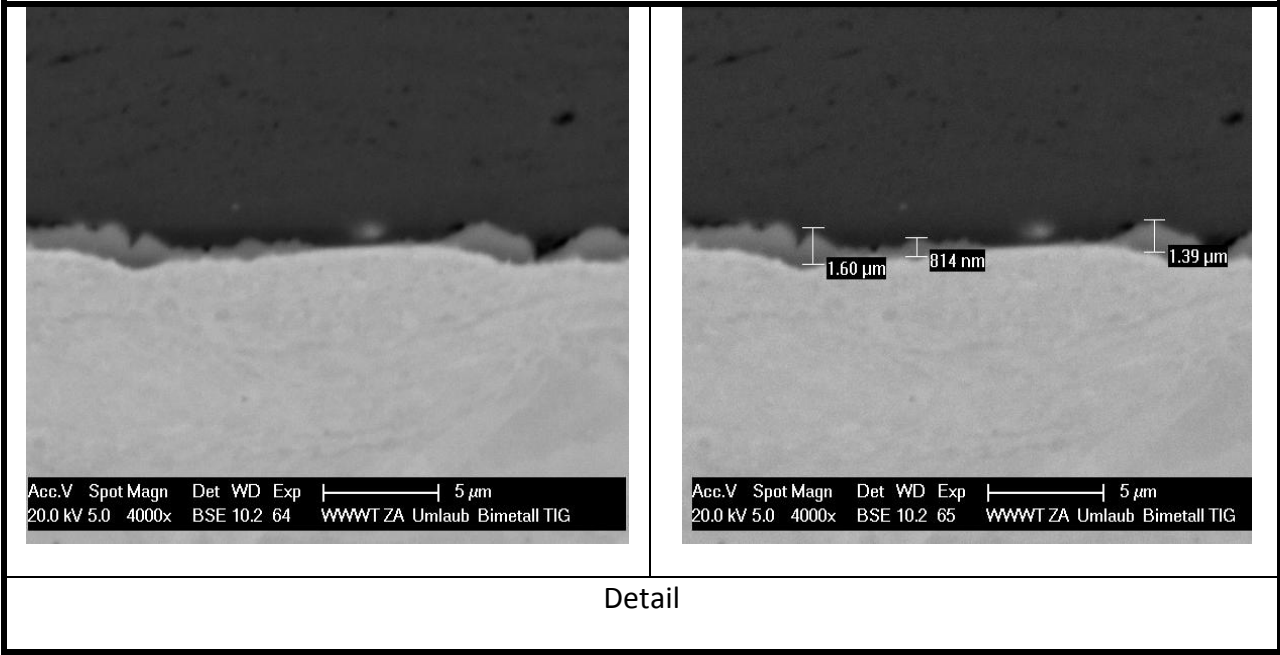


**Letzte größere Ansammlung von IMP**

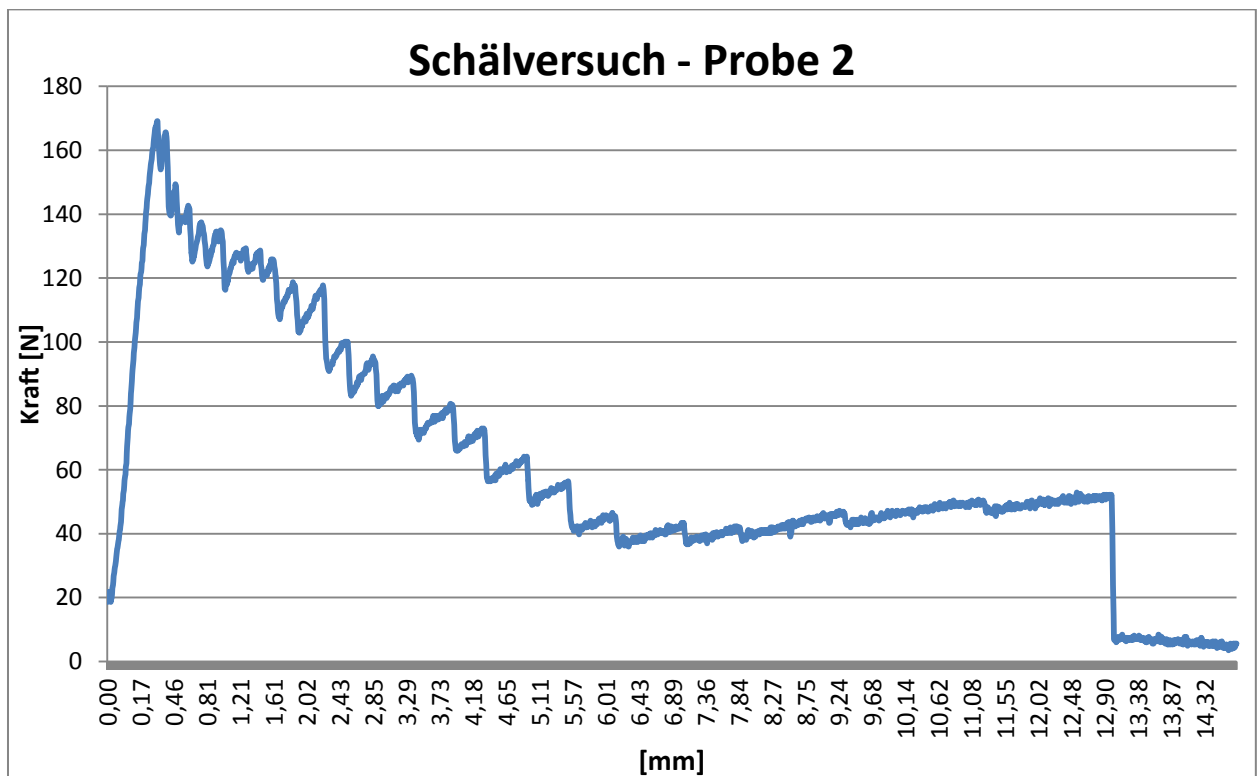
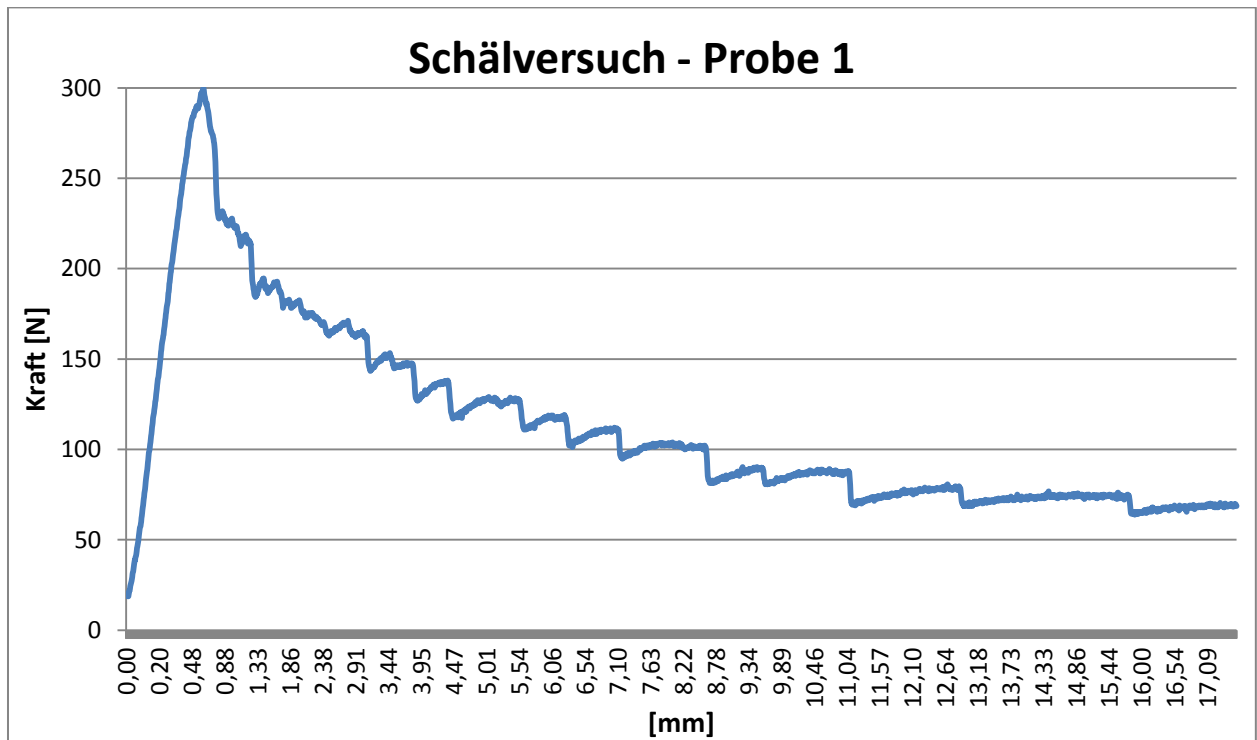


**Messpunkt 16 rechter Außenbereich; Ausläufer der IMP**



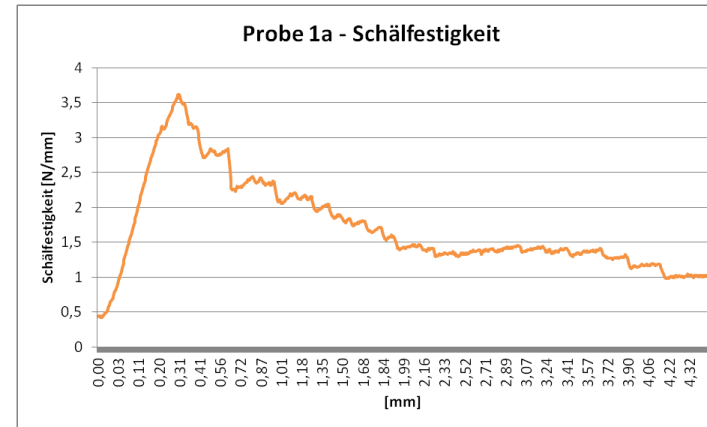
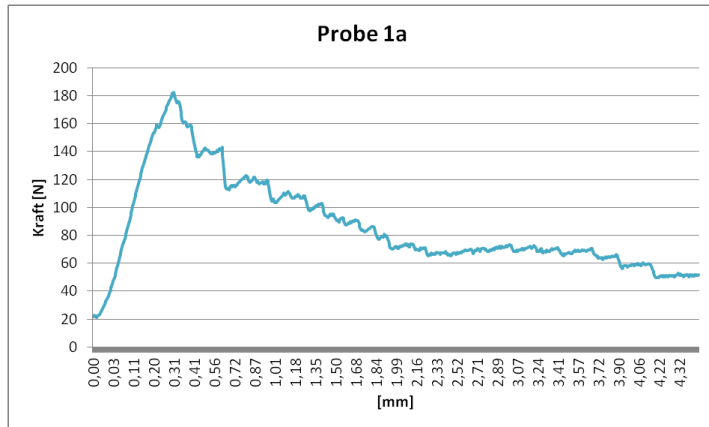


## Anhang 5.2.6 – Schälversuch gewalzter Bimetalle

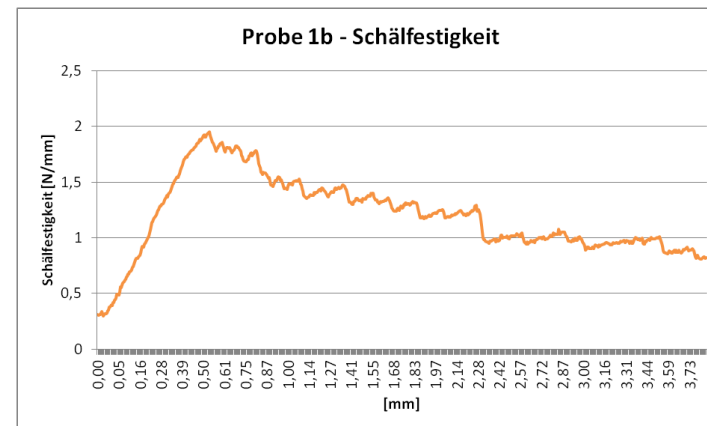
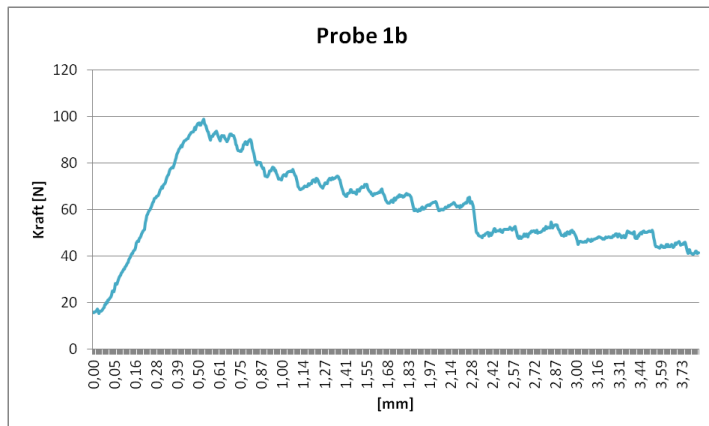


## Anhang 5.2.8 – Schälversuch höherfeste Plattierungen

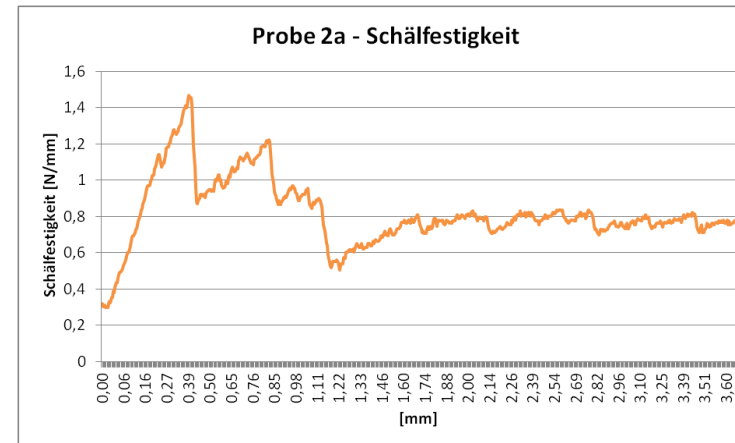
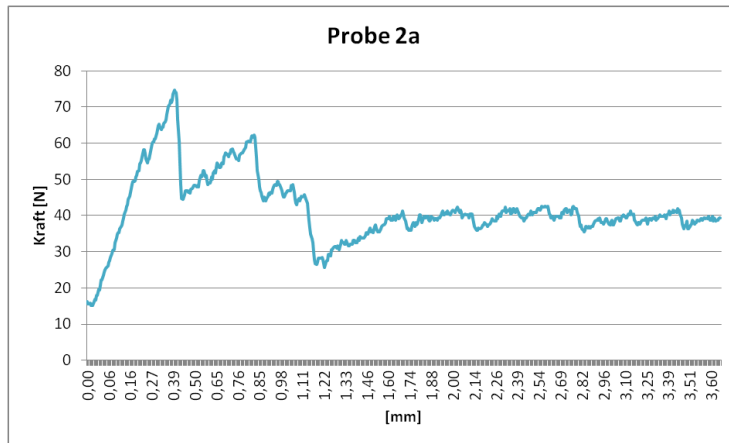
Probe 1a erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 50.3 mm von ca. 182 N.



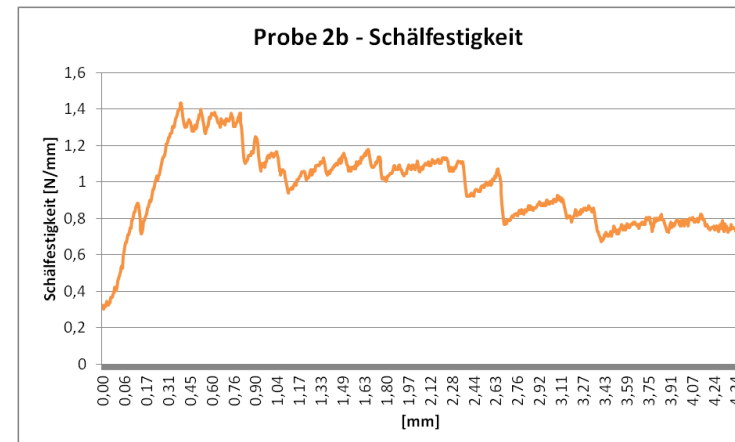
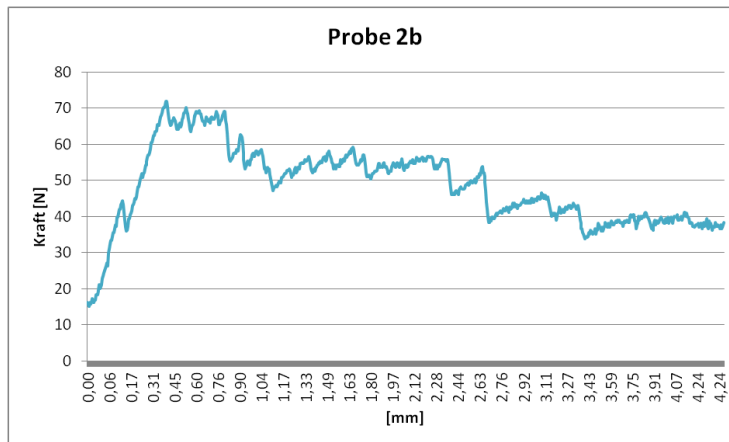
Probe 1b erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 50.54 mm von ca. 98.6 N.



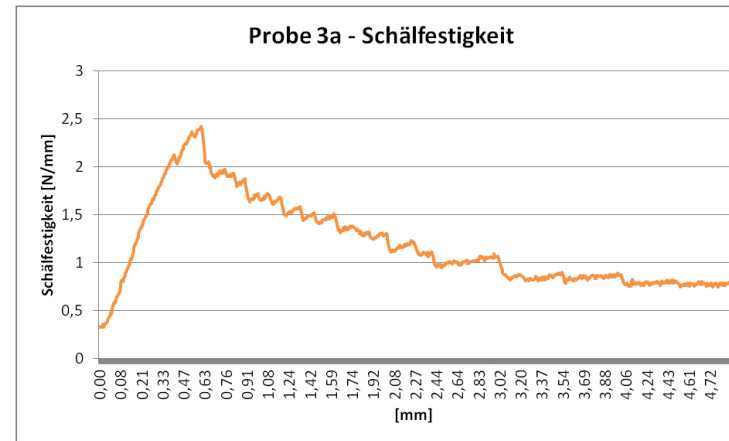
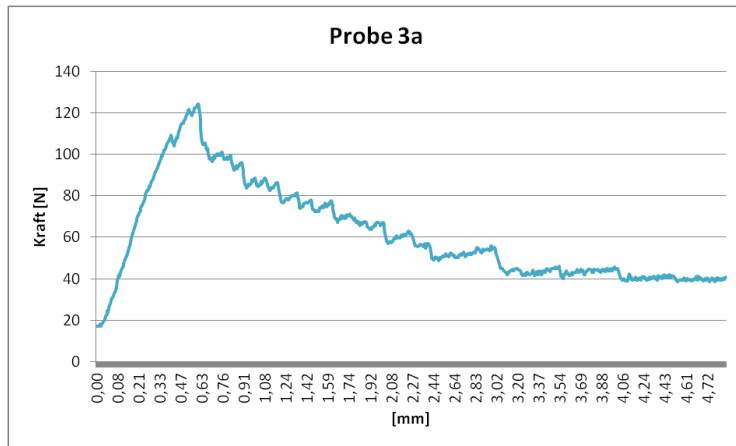
Probe 2a erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  einer Probenbreite von 50.92 mm von ca. 74.7 N.



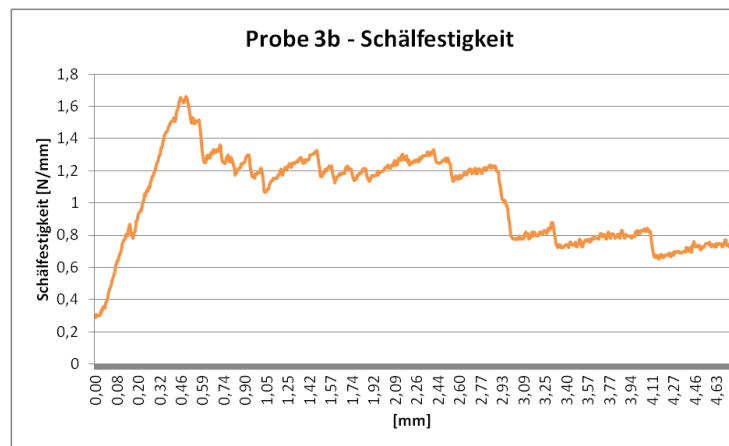
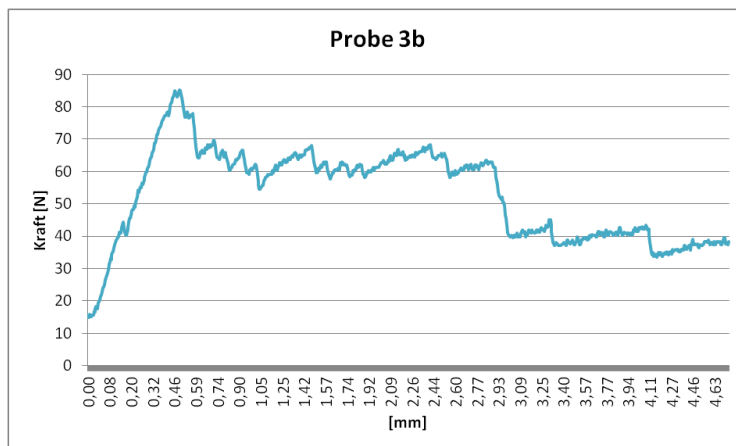
Probe 2b erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 50.17 mm von ca. 71.9 N.



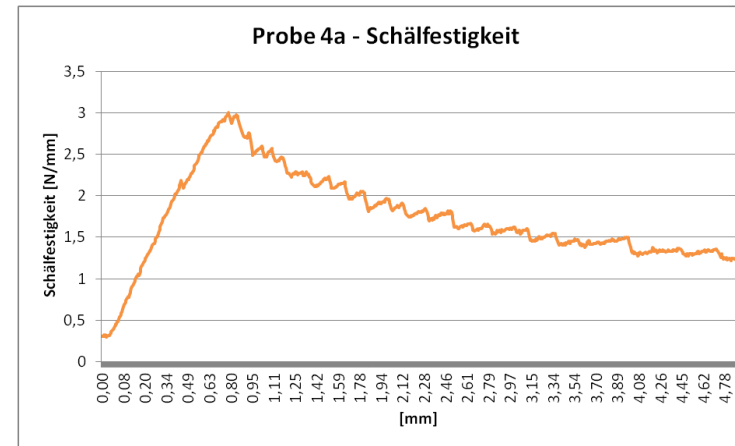
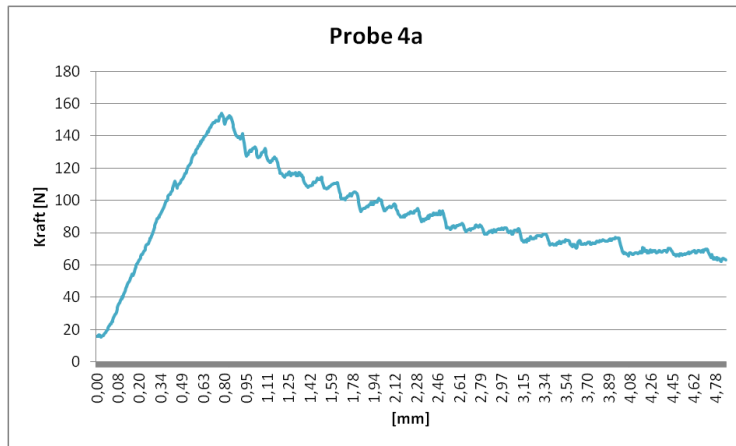
Probe 3a erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 51.38 mm von ca. 124 N.



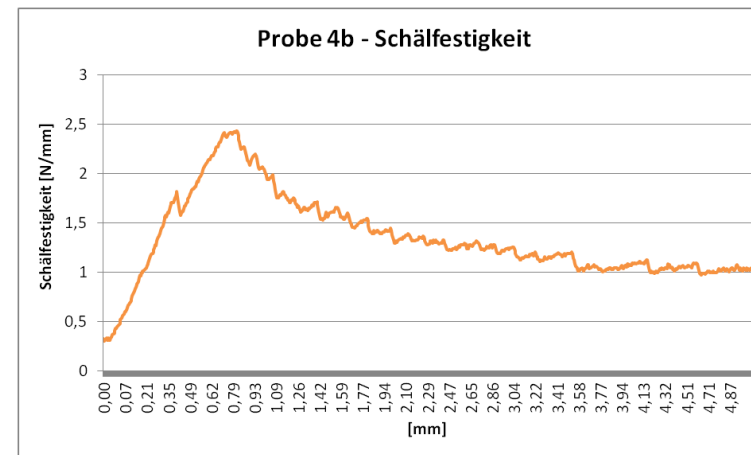
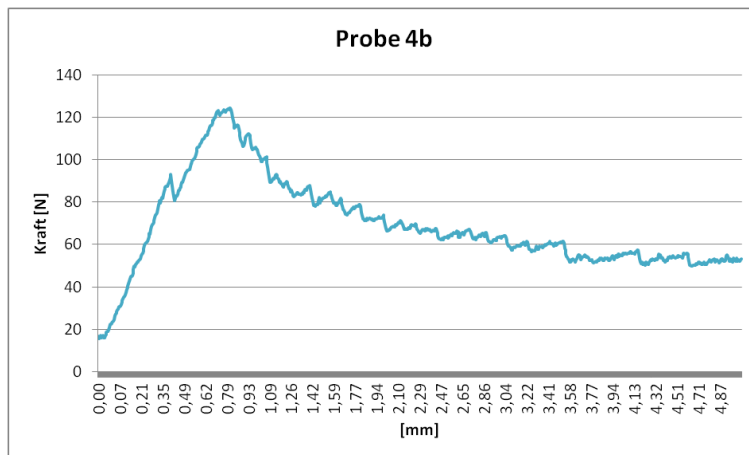
Probe 3b erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 51.29 mm von ca. 85.2 N.



Probe 4a erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 51.3 mm von ca. 154 N.

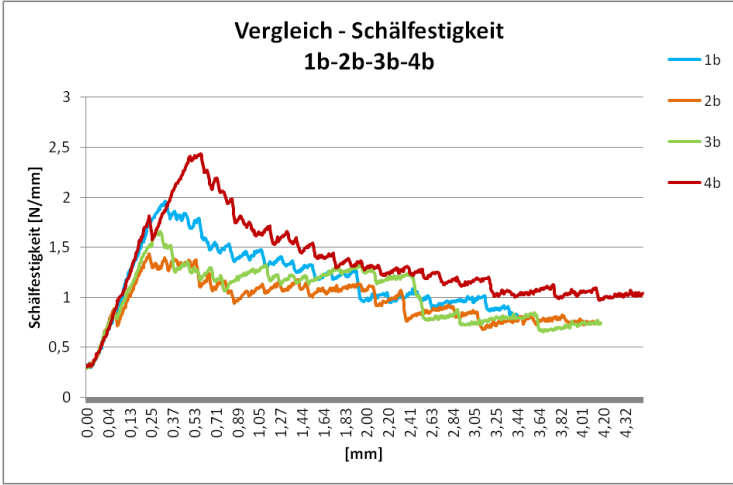
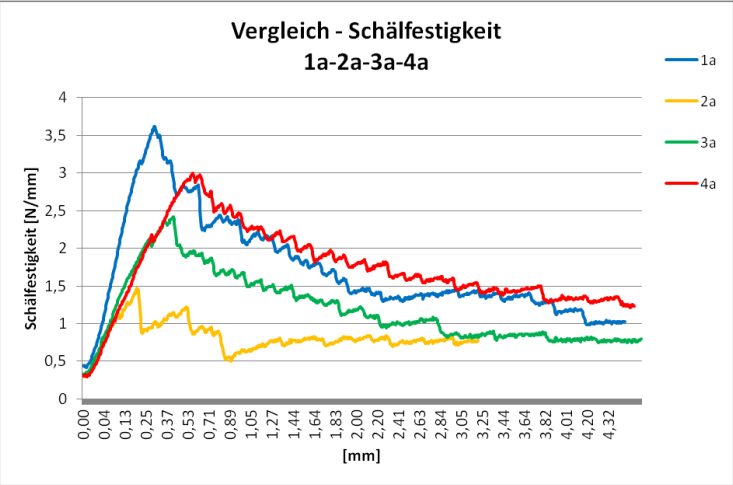


Probe 4b erzielte eine maximale Kraft  $F_{\max}$  bei einer Probenbreite von 51.16 mm von ca. 124 N.





Die „a-Proben“ sowie „b-Proben“ weisen ein ähnliches Verhaltensmuster auf:



## Anhang 5.3 – Parameterstudie CMT-Auftragslötung

	U [V]	Mittel U [V]	min U [V]	max U [V]	I [A]	Mittel I [A]	min I [A]	max I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>Draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen	Raupe (Abmessung, Abstand zu nächster/Rand)						
														b <sub>min</sub> [mm]	b <sub>max</sub> [mm]	h <sub>min</sub> [mm]	h <sub>max</sub> [mm]	d <sub>1</sub> [mm]	d <sub>2</sub> [mm]	
Parametersuche																				
A	12.3	11	9.8	12.1	50	50	44	51	850	Ar 16	3	7.63	0		4.2		1.1		10.2	2.1
B	12.5	11.9	9.4	16.8	63	62	57	68	850	Ar 16	4	7.63	0		6.3		1.0		13.0	16.7
C	12	12.1	9.8	15	52	52	29	62	850	Ar 16	2.3	7.63	0		4.8		2.0		11.4	15.0
D	12.3	10.9	8.5	16.6	50	49	34	56	850	Ar 16	3	7.63	0		4.8		1.4		16.0	12.0
E	12.3	11	9.1	17.9	50	49	37	55	850	Ar 16	3	7.63	0		4.1		1.5		28.8	30.0
F	12.3	10.7	9.1	13.5	50	50	40	54	750	Ar 16	3	7.63	0		4.7		1.1		15.0	16.0
G	12.3	10.4	9.7	11.3	50	51	45	51	700	Ar 16	3	7.63	1.5		4.7		1.5		16.0	36.0
H	12.3	10.7	9.9	11.7	50	51	47	51	650	Ar 16	3	7.63	1.5		5.2		1.2		28.8	12.0
Niedrigere Schweißgeschwindigkeit?																				
A01	12.3	12.6	8.6	16.2	41	55	44	84	650	Ar 16	2.3	7.63	1.5	*Schutzgas						
B01	12.3	15.20	12.3	20	41	52	28	67	500	Ar 16	2.3	7.63	0	*Schutzgas						
C01	12.3	18.3	15.2	21.9	35	46	36	50	500	Ar 16	2	7.63	1.5	*Schutzgas						
Helium als Schutzgas																				
A02	12.3	18.6	5.5	37.6	50	49	0	98	700	He 40	3	7.63	1.5							
B02	12.3	18.7	17.2	22.1	50	50	46	50	600		3	7.63	1.5							
C02	12.5	19.7	16.4	24.8	63	62	58	63	600		4	7.63	1.5							
D02	18.9	19.3	17.2	22.3	55	55	52	56	600		3.5	7.63	1.5							
E02	12.3	19.4	17.3	21.9	50	50	46	50	500		3	7.63	1.5							
F02	12.3	19.10	17.4	22.3	50	50	47	50	600		3	7.63	1.5							
G02	12.3	20.3	2	35.8	50	47	0	98	650		3	7.63	1.5							
Variieren der Schweißgeschwindigkeit und des Stromes																				
A03	12.3	10.6	10	11.9	47	47	45	47	400	Ar 16	2.7	7.63	1.5		6.4		1.4		37.0	37.0
B03	12.3	10.5	9.9	11.9	47	47	45	48	350	Ar 16	2.7	7.63	1.5		7.4		1.8		37.0	39.6
C03	12.3	10.4	9.8	11.5	47	47	46	48	300	Ar 16	2.7	7.63	1.5		8.5		1.8		39.6	15.0
D03	12.3	10.4	9.7	11.7	47	47	46	49	200	Ar 16	2.7	7.63	1.5		12.4		2.0		15.0	17.0
E03	12.3	10.2	9.6	11.4	45	45	44	46	200	Ar 16	2.5	7.63	1.5		11.8		1.6		17.0	55.0
G03	12.3	11.6	10.6	13.5	43	52	49	55	200	Ar 16	2.4	7.63	1.5		7.7		1.4		7.0	33.8
H03	12.3	10.2	9.6	11.5	47	47	45	48	300	Ar 16	2.7	7.63	1.5		9.0		2.3		33.8	37.0
Schweißnahthöhe vergrößern? Zweite Auftragsschweißung?																				
A04-1	12.3	10.2	9.6	11.1	47	47	45	49	300	Ar 16	2.7	7.63	1.5		5.3		4.4		17.0	39.0
A04-2	12.3	10.6	9.7	11.5	47	48	45	49	300	Ar 16	2.7	7.63	1.5							



	U [V]	Mittel U [V]	min U [V]	max U [V]	I [A]	Mittel I [A]	min I [A]	max I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen		Raupe (Abmessung, Abstand zu nächster/Rand)					
															b <sub>min</sub> [mm]	b <sub>max</sub> [mm]	h <sub>min</sub> [mm]	h <sub>max</sub> [mm]	d <sub>1</sub> [mm]	d <sub>2</sub> [mm]
D09	12.3	13.7	11.4	18	19	19	16	22	50	Ar 16	1.2	8	1.5	v Masse. schleppend						
E09	12.3	13.7	0	29.9	19	19	0	98	50	Ar 16	1.2	8	1.5	pendelnd. Höhe variabel						
<b>Position Schweißbrenner?</b>																				
A10	12.3	13.4	11.6	14.7	19	19	16	21	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	4 Spanner Masse seitlich	8.0	9.6	4.7	4.9	58.0	28.0
B10	12.3	13.3	11.8	14.1	19	19	17	20	50	Ar 16	1.2	10	1.5	4 Spanner Masse Blech. stechend 10°	8.0		5.0	3.4	28.0	22.6
C10	12.3	13.5	11.4	14.4	19	19	16	20	50	Ar 16	1.2	15	1.5		11.4		4.0	3.2	28.0	30.7
A11	12.3	13.2	11.6	14.9	19	18	16	20	50	Ar 16	1.2	12	1.5	1 breiter Spanner	8.2		4.0		34.0	36.0
B11	12.3	13.3	11.4	14.4	19	18	17	21	50	Ar 16	1.2	12	1.5	3 Spanner	8.1		4.4		41.6	22.0
C11	12.3	13.1	11.1	14.8	19	18	16	22	50	Ar 16	1.2	15	1.5	4 Spanner → Einbruch					36.0	53.0
D11	12.3	12.6	11.3	29.9	19	19	0	98	50	Ar 16	1.2	15	1.5	1 breiter Spanner	7.3	11.0	4.0		22.0	28.0
E11	12.3	12.1	0.3	14.5	19	19	16	24	50	Ar 16	1.2	15	1.5	3 Spanner					53.0	8.1
F11	12.3	12.6	11.1	14.3	19	19	16	22	60	Ar 16	1.2	15	1.5	3 Spanner					8.1	15.8
G11	12.3	13.3	11.9	14.2	19	18	17	20	50	Ar 16	1.2	8.5	1.5	3 Spanner; Ablösung	8.3		4.2		15.8	41.6
<b>Nahtaussehen abhängig von Spanneinrichtung oder Masseanschluss?</b>																				
A12	12.3	13.4	12.2	14.1	19	18	17	19	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	4 Spanner. Masse seitlich	8.7	10.2	2.7	4.2	6.3	47.0
B12	12.3	13.6	12.2	14.6	19	18	17	19	50	Ar 16	1.2	7.63	1.5	4 Spanner. Masse mittig	9.3	10.8	3.0	4.0	23.8	12.7
A13	12.3	13.3	12.5	14.1	19	18	17	19	50	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Sp.. M. mittig; neutral	9.0	10.0	3.6	4.4	30.3	23.0
B13	12.3	13.3	12	14	19	18	17	19	50	Ar 16	1.2	8	1.5	4 Sp.. M. mittig; neutral	8.2		4.0		47.0	6.3
C13	12.3	13.3	12.2	14.5	19	18	17	20	50	Ar 16	1.2	8	1.5	warm	8.5	9.7	3.5		64.5	89.0
D13	12.3	13.3	12.5	14.4	19	18	17	20	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	kalt	9.0		2.7		22.6	30.3
<b>Ablösung Naht nicht bei jeder Schweißung; Blechtemperatur?</b>																				
A14	12.3	13.2	12.2	14.8	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Spanner. Masse seitlich	13.4		2.8		66.5	67.0
B14	12.3	13.3	11.6	14.1	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Spanner. Masse mittig						
C14	12.3	13.4	12.1	14.3	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	3.5 Spanner	9.2		3.1		67.0	25.0
D14	12.3	13.4	12.1	14.4	19	18	17	20	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	in Sp. Auskühlen						
<b>Unterschiedliche Arbeitsweisen des Schweißgeräts?</b>																				
A15	12.3	13.3	11.4	14.2	19	19	17	20	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Takt	9.0	9.2	2.8	3.2	61.3	26.3
B15	12.3	13.4	11.9	13.5	19	34	25	27	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Sondertakt (3 Phasen)	9.8	10.0	3.0	3.4	61.3	26.3
		13.4	12.6	14.2		18	17	19												
		13.5	12.8	14.2		17	17	18												

	U [V]	Mittel U [V]	min U [V]	max U [V]	I [A]	Mittel I [A]	min I [A]	max I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen		Raupe (Abmessung, Abstand zu nächster/Rand)					
															b <sub>min</sub> [mm]	b <sub>max</sub> [mm]	h <sub>min</sub> [mm]	h <sub>max</sub> [mm]	d <sub>1</sub> [mm]	d <sub>2</sub> [mm]
C15	12.3	13.3	12.1	14.2	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Takt	8.5	12.2	2.8	3.2	26.3	30.7
Spanntechnik?																				
D15	12.3	13.3	12.3	14.2	19	18	16	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	2 Sp.; Oberhalb Brenner	8.9	12.5	2.7	3.5	30.7	30.3
E15	12.3	13.3	11.6	14.3	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	2 li. In Schw.richtung	8.7	10.3	3.2	3.4	23.8	12.7
F15	12.3	13.3	12.4	14.2	19	18	16	20	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	ohne Spanner	8.6	12.0	2.3	3.4	30.3	23.8
G15	12.3	13.3	12.1	15	19	18	16	19	60	Ar 16	1.2	7.65	1.5	4 Sp.. Teflon unterlegt	9.2	9.9	2.9	3.0	12.7	52.3
A16	12.3	13.3	12.3	14.6	19	18	17	20	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Innenwölbung bei Beginn → Ablösung						
B16	12.3	13.3	12.4	14.4	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Blechgegenseite; kaum Verzug; Innenwölbung; beidseitig Al-Bleche						
Blechseite macht keinen Unterschied																				
C16	12.3	15.3	12.2	17.2	19	19	16	22	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	blau violetter Lb. → Brennerneigung (schleppend von selbst); Gasströmungsgeräusch						
D16	12.3	13.5	12.1	14.4	19	20	17	20	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Brennerabstand falsch (2 mm) weißlich blauer Lb.						
woher Veränderungen am Brenner?																				
E16	12.3	13.3	12.3	14	19	19	17	20	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	grüner Lb; Gasströmung						
F16	12.3	13.9	12.7	16.5	19	18	16	20	60	Ar 16	1.2	7.63	1.5	Unterlage St. 10 mm						
Größerer Abstand. weniger Spritzer?																				
G16	12.3	14.6	12.8	16.6	19	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	weniger Spritzer						
H16	12.3	14.9	0.9	16.6	19	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Seite Brennergriff Al-Blech						
I16	12.3	13.7	12.3	16.5	19	18	16	24	60	Ar 16	1.2	8	1.5	warm						
J16	12.3	13.4	12.2	14.4	19	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Unterlage entfernt; von Mitte Blech weg						
Einfluss Randabstand?																				
K16	12.3	13.9	12.2	15.2	19	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	v. Mitte. geringerer Randabstand						
Höherer Drahtvorschub?																				

	U [V]	Mittel U [V]	min U [V]	max U [V]	I [A]	Mittel I [A]	min I [A]	max I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen		Raupe (Abmessung, Abstand zu nächster/Rand)					
															b <sub>min</sub> [mm]	b <sub>max</sub> [mm]	h <sub>min</sub> [mm]	h <sub>max</sub> [mm]	d <sub>1</sub> [mm]	d <sub>2</sub> [mm]
A17	12.3	13.6	11.9	15.2	21	21	18	21	60	Ar 16	1.3	8	1.5	Al oberh. Brenner; kein Stick-out sichtbar; Außenwölbung beim Schweißen	8.0	13.0	2.0	3.6	42.0	22.8
B17	12.3	13.2	11.7	13.9	21	20	19	23	60	Ar 16	1.3	8	1.5		11.2	15.5	1.6	5.0	40.0	21.0
Naht sehr breit → schneller Schweißen?																				
C17	12.3	13.4	12.6	14.2	21	20	19	21	70	Ar 16	1.3	8	1.5	Außenwölbung	9.4	14.0	1.3	2.8		14.1
Drahtvorschub verringern. Stromstärke erhöhen?																				
D17	12.3	13.5	12.2	14.6	19	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Stick-out sichtbar	7.6	11.3	2.0	3.3		15.8
E17	12.3	13.8	12.4	15.2	20	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		7.4	12.0	1.3	3.6		11.0
F17	12.3	13.6	12.1	15.2	21	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Außenwölbung	7.5	12.0	1.6	3.8		8.0
G17	12.3	13.5	12.3	14.7	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	starke Außenwölbung	7.2	11.0	2.6	3.0		11.0
A18	12.3	13.2	11.9	15.1	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		11.5		2.7		38.6	10.0
Naht höher?																				
B18	12.3	13.7	11.8	14.9	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	schleppend ~10°	10.1		2.3		28.8	19.5
C18	12.3	13.2	12.5	14.5	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	6	1.5		10.3		2.4			
Unterschied in Anbringung Masse? Blaswirkung?																				
D18	12.3	13.8	12.3	14.8	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	6	1.5	Masse Brenneroberseite	11.3		2.9			22.9
E18	12.3	13.8	12.3	15	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	6	1.5	Masse seitlich	10.5		2.0		22.9	24.7
Im warmen Zustand schweißen?																				
F18	12.3	13.9	12	14.8	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	6	1.5	warm	12.1		2.7		24.7	10.0
Abstand zu Blech?																				
A19	12.3	13.2	11.4	14.3	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.0	11.2	2.9		41.0	19.5
B19	12.3	13.6	11.5	14.4	22	18	17	22	60	Ar 16	1.2	6	1.5		11.2		2.2		41.0	19.5
C19	12.3	13.6	11.9	14.5	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	7	1.5	Spritzer	9.9	11.4	2.8		19.5	23.5
D19	12.3	13.5	12	14.4	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	6.5	1.5	Stickoutänderung bei Schw.	8.8	11.4	2.6		23.5	20.0
E19	12.3	13.7	11.9	14.5	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	~5 mm Stickout	9.1	10.9	2.8		20.0	10.0
Schweißen abwarten Schweißen → Reihenfolge A20-A21-B20-B21-C21-D21-C20-E21-D20-F21																				
A20	12.3	13.3	12.3	15.5	22	17	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5		12.4	15.2	2.4		31.5	21.0
B20	12.3	13.8	12.5	14.8	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.7	13.4	2.6	2.7	21.0	16.5
C20	12.3	13.8	12.5	14.9	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.5	12.4	2.9		16.5	20.0
D20	12.3	13.7	12.2	14.6	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		9.3	11.6	2.9	3.0	20.0	161.0
A21	12.3	14	12.1	15.3	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	anfangs Fehlschweißung (falsches Programm)	10.0	13.4	2.2	3.5	26.5	26.0
B21	12.3	13.6	11.9	14.4	22	19	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.5		3.6		26.0	21.5



	U [V]	Mittel U [V]	min U [V]	max U [V]	I [A]	Mittel I [A]	min I [A]	max I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	V <sub>draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen		Raupe (Abmessung, Abstand zu nächster/Rand)					
															b <sub>min</sub> [mm]	b <sub>max</sub> [mm]	h <sub>min</sub> [mm]	h <sub>max</sub> [mm]	d <sub>1</sub> [mm]	d <sub>2</sub> [mm]
C21	12.3	13.6	12.6	14.7	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.5		3.4		26.0	20.5
D21	12.3	13.7	12.5	14.6	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Ablösung	9.7	11.8	3.4	3.9	26.0	16.5
E21	12.3	13.8	11.9	14.7	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		9.4	11.4	3.3	3.8	18.0	25.0
F21	12.3	13.7	11.5	14.9	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Mitte Blech → starke Wölbung → Ablösung	9.9	11.6	2.8	3.5	25.0	156.0
Schweißen gereinigtes/ungereinigtes Blech - Einfluss Abstand der Nähte zueinander?																				
A01/Pr	12.3	13.6	5.4	29.9	22	18	0	98	60	Ar 16	1.2	8	1.5	ungereinigt	12.5		2.4		31.5	39.5
B01/Pr	12.3	13.3	12.1	14.2	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		11.3	11.9	2.7		39.5	39.0
C01/Pr	12.3	13.6	11.5	14.6	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5		11.0	12.4	2.6		39.0	42.5
D01/Pr	12.3	13.3	12.3	14.4	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.5	12.9	2.7	3.0	42.5	37.0
E01/Pr	12.3	13.8	12.5	14.8	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		11.2	13.0	2.7	3.4	37.0	45.0
A02/Pr	12.3	13.6	12.2	15.1	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	gereinigt	10.8	13.5	2.5	3.5	18.0	43.0
B02/Pr	12.3	13.5	12.3	14.5	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		10.5	12.8	2.1	3.1	43.0	40.0
C02/Pr	12.3	13.5	11.8	14.7	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		9.7	12.4	2.8	3.2	40.0	42.0
D02/Pr	12.3	13.6	12.5	14.7	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		9.8	12.1	2.4	3.6	42.0	46.0
E02/Pr	12.3	13.7	12	14.9	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5		9.7	12.3	2.7	3.5	46.0	48.0
Anschließend Fräsen zur Erzeugung Bimetallstreifen ca. 2 mm																				
A22	12.3	13.6	12.1	15.2	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
B22	12.3	13.4	12.1	14.3	22	17	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
C22	12.3	13.5	11.9	14.4	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
D22	12.3	13.7	12.2	15.1	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
E22	12.3	13.9	12	15	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
F22	12.3	13.8	12	15.1	22	18	16	22	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
A23	12.3	13.8	11.7	15.2	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
B23	12.3	13.9	12	15.5	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
C23	12.3	13.8	12.7	14.6	22	17	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
D23	12.3	14	12	16.4	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Schutzgas?						
A24	12.3	13.8	12.2	15.2	22	18	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
B24	12.3	14	12.1	15.5	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
C24	12.3	13.9	12.6	15.6	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
D24	12.3	13.8	12.3	18.2	22	18	16	23	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Lb blau → Biegung Blech						
A25	12.3	13.5	12.1	14.6	22	17	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
B25	12.3	13.5	12.2	14.7	22	18	17	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
C25	12.3	13.5	11.4	14.9	22	18	16	21	60	Ar 16	1.2	8	1.5	Lb blau → Biegung Blech						
A26	12.3	13.6	12.3	14.9	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5							
B26	12.3	13.6	12.3	14.6	22	17	16	20	60	Ar 16	1.2	8	1.5							



	U [V]	Mittel U [V]	min U [V]	max U [V]	I [A]	Mittel I [A]	min I [A]	max I [A]	v [mm/min]	Gas [l/min]	v <sub>draht</sub> [m/min]	Brennerabstand zu Blech [mm]	HotStart Pulszyklen	Raupe (Abmessung, Abstand zu nächster/Rand)					
														b <sub>min</sub> [mm]	b <sub>max</sub> [mm]	h <sub>min</sub> [mm]	h <sub>max</sub> [mm]	d <sub>1</sub> [mm]	d <sub>2</sub> [mm]
C26	12.3	13.5	12	14.5	22	18	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
A27	12.3	13.6	12.2	14.6	22	17	17	21	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
B27	12.3	13.5	12.2	14.5	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
C27	12.3	13.5	12.4	14.4	22	17	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
A28	12.3	13.5	12.4	14.4	22	17	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
B28	12.3	13.4	12.4	14.5	22	17	17	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
C28	12.3	13.5	11.9	14.4	22	18	16	21	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
A29	12.3	13.6	12.1	15.2	22	18	17	21	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
B29	12.3	13.6	11.6	15.6	22	17	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5						
C29	12.3	13.5	11.3	14.6	22	18	16	19	60	Ar 16	1.2	8	1.5	warmer Zustand					

## Anhang 5.4 – Parameterstudie Sekundärschweißungen

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]	
0	St-Bimetall			1500	2000	Dauerstrich	Ar 20	Ar 20	Ausdehnung Al
1	Al Blindnaht	Max	0.3	1000	2000	Rechteck 30:70	Ar 20	Ar 20	nicht durchgeschweißt
2	Al Blindnaht	500	0.3	500	2000	Rechteck 30:70;	Ar 20	Ar 20	
3	Al Blindnaht	1000	0.3	1000	2000	Rechteck 30:70	Ar 20	Ar 20	zu hohe Energie
4	Al Blindnaht	1000	5	1250	2000	Rechteck 30:70	He 18	He 8	
5	Al Blindnaht	200	5	2000	2000	Rechteck 30:70	He 18	He 8	
6	Al Stumpfnah	200	5	2000	2000	50:50	He 18	He 8	durchgeschweißt
7	Al Stumpfnah	200	5	2000	2000	50:50	He 18	He 8	
8	Al Stumpfnah	200	5	1850	2000	50:50	He 18	He 8	nicht durchgeschweißt
9	Al Stumpfnah	200	5	1700	2000	50:50	He 18	He 8	
10	Al Stumpfnah	200	5	1700	2000	50:50	He 18	He 8	über Schweißung #9
11	Al Stumpfnah	200	5	2000	2000	50:50	He 18	He 8	Fokus geändert
12	Al Stumpfnah	200	5	2000	2000	50:50	He 18	He 8	
13	Al Stumpfnah	Max	5	2000	2000	50:50	He 18	He 8	
14	Al Stumpfnah	Max	5	2000	2000	50:50	He 18	He 8	Problem Fokus

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]	
1_710	Al Blindnaht	200	5	2000	2000	50:50	He 10	He 10	Fokus 0
2_710	Al Blindnaht	200	5	2000	2000	50:50	He 10	He 10	Fokus -0.1
3_710	Al Blindnaht	200	5	2000	2000	50:50	He 10	He 10	Fokus -0.2
4_710	Al Blindnaht	200	5	2000	2000	50:50	He 10	He 10	Fokus +0.1
5_710	Al Blindnaht	200	5	2000	2000	50:50	He 10	He 10	Fokus 0
6_710	Al Blindnaht	200	5	1850	2000	50:50	He 10	He 10	Fokus 0
7_710	Al Blindnaht	200	5	1850	2000	40:60	He 10	He 10	Fokus 0
8_710	Al Blindnaht	200	5	1850	2000	30(4%):40(100%):100(100%)	He 10	He 10	Fokus 0
9_710	Al Blindnaht	200	5	1850	2000	40(4):60	He 10	He 10	Fokus 0
10_710	Al Blindnaht	200	5	1850	2000	40(4):60	He 10	He 10	
11_710	Al Blindnaht	200	5	1850	2000	40(4):60	He 10	He 10	
12_710	Al Blindnaht	200	5	1500	2000	40(4):60	He 10	He 10	
13_710	Al Blindnaht	200	5	2250	2000	40(4):60	He 10	He 10	
14_710	Al Blindnaht	200	5	2500	2000	40(4):60	He 10	He 10	
15_710	Al Blindnaht	Max	100	2500	2000	1(4):20:80	He 10	He 10	
16_710	Al Blindnaht	Max	10	2500	2000	1(4):20:100 (Puls3)	He 10	He 10	
17_710	Al Blindnaht	Max	10	2500	2000	Puls3	He 10	He 10	
18_710	Al Blindnaht	Max	10	2500	2000	Puls3	He 10	He 10	beidseitig fixiert

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]	
19_710	Al Stumpfnah	Max	10	2500	2000	Puls3	He 10	He 10	
20_710	Al Stumpfnah	Max	10	2500	2000	Puls3	He 10	He 10	
A-01	Al-Bimetall	Max	10	2250	2000	Puls3	He 10	He 12	
A-02	Al-Bimetall	Max	10	2500	2000	Puls3	He 10	He 12	
A-03	Al-Bimetall	Max	10	2400	2000	Puls3	He 10	He 12	
A-03	Al-Bimetall	Max	10	2300	2000	Puls3	He 10	He 12	
A-05	Al-Bimetall	Max	10	2300	2000	Puls3	He 10	He 12	
A-06	Al-Bimetall	Max	10	2300	2000	Puls3	He 10	He 12	
St_1_910	St Blindnaht			1000	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_2_910	St Blindnaht			1200	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_3_910	St Blindnaht			1500	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_4_910	St Blindnaht			1750	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_5_910	St Blindnaht			2000	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_6_910	St Blindnaht			2000	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_7_910	St Blindnaht			2000	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_8_910	St Blindnaht			2300	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_9_910	St Blindnaht			2300	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_10_910	St Blindnaht			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]	
St_11_910	St Blindnaht			5000	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_BW1_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante
St_BW2_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.4 mm
St_BW3_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.1 mm
St_A01	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	
St_BW4_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.5 mm
St_BW5_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.5 mm
St_BW6_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.4 mm
St_BW7_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.3 mm
St_BW8_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.3 mm
St_BW9_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.2 mm
St_BW10_910	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.25 mm
St_A02	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.25 mm
St_A03	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.3 mm
St_A04	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 12	Fokus Kante 0.25 mm



	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]		Drahtvorschub [V]; 1V $\pm$ 1.8m/min
Alu B_1	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Dauerstrich	He 10	He 12		0
B_2	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Dauerstrich	He 10	He 12		0
B_3	Al Blindnaht	max	10	1500	2000	Dauerstrich	He 10	He 12		0
B_4	Al Blindnaht	max	10	1500	2000	Dauerstrich	He 10	He 12	Fokus + 0.02 mm	0
B_5	Al Blindnaht	max	100	1500	2000	Dauerstrich	He 10	He 12		0
B_6/B_7	Al Blindnaht	max	100	1500	2000	Dauerstrich	He 10	He 12	Fokus + 0.25/0.5 mm	0
B_8	Al Blindnaht	max	100	1500	2000	Dauerstrich	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0
B_9	Al Blindnaht	max	10	1500	2000	Puls 3	He 10	He 12		0
C_1	Al Blindnaht	max	10	1500	2000	Puls 3	He 10	He 12		0
C_2	Al Blindnaht	max	10	1500	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.5	0
C_3	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.5	0
C_4	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.25	0
C_5	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0
C_6	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0
D_1	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0
D_2	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	1
D_3	Al Blindnaht	max	10	2200	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0.9
D_4	Al Blindnaht	max	10	2500	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0.9
D_5	Al Blindnaht	max	10	2500	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	1.2

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]		Drahtvorschub [V]; $1V \pm 1.8m/min$
D_6	Al Blindnaht	max	10	2200	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	1.2
D_7	Al Blindnaht	max	10	2200	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	1.2
D_8	Al Blindnaht	max	10	2200	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	1.2
D_9	Al Blindnaht	max	10	2200	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0.8
E_1	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0.8
E_2	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 10	He 12	Fokus + 0.75	0.6
F_1	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 10	He 12	Drahtposition	0.6
F_2	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 10	He 12	Drahtposition	0.6
F_3	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 10	He 12	Drahtposition	0.6
F_4	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 30	He 25	Drahtposition	0.6
F_5	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 30	He 25	Drahtposition	0.8
F_6	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 30	He 15	Drahtposition	0.8
G_1	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 30	He 15		1.2
G_2	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0
G_3	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10	zu wenig Draht	0.1
G_4	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.8
G_5	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.3/0.2
G_6	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.5
G_7	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.6

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]		Drahtvorschub [V]; $1V \pm 1.8m/min$
G_8	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.6
H_1	Al Stumpfnah	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10	Fokus Kante	0.3
H_2	Al Stumpfnah	max	10	2300	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.5
H_3	Al Stumpfnah	max	10	2500	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.5
H_4	Al Stumpfnah	max	10	2500	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.8
H_5	Al Stumpfnah	max	10	2500	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.6
H_6	Al Stumpfnah	max	10	2500	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.5
I_1	Al Blindnaht	max	10	2750	2000	Puls 3	He 20	He 10		1.2
I_2	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 20	He 10		0.5
J_1	Al Blindnaht	max	10	2000	2000	Puls 3	He 13	He 11	HV-Kamera einrichten	0
J_2	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 13	He 11		0
J_3	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 13	He 11		0
J_4	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 13	He 11	2-3x über gleiche Naht	0
J_5	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 13	He 11	Draht zu hoch/langsam; schmilzt nicht konstant ab; Film 1	0.6
J_6	Al Blindnaht	max	10	2300	2000	Puls 3	He 13	He 11		0.8
K_1	Al Stumpfnah	max	10	2300	2000	Puls 3	He 13	He 11	Geschwindigkeit erhöhen; Fokus 0.3 v. Kante; Film 3	0.8
K_2	Al Stumpfnah	max	10	2500	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.3 v. Kante; Film 4	0.8
AIZ_1	Al-Bimetall	max	10	2500	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.3 v. Kante; Film 5	0.8

	Material	f [Hz]	Pulsdauer [ms]	v [mm/min]	P [W]	Puls	Schutzgas [l/min]	Formiergas [l/min]		Drahtvorschub [V]; $1V \pm 1.8m/min$
AIZ_2	Al	max	10	2600	2000	Puls 3	He 13	He 11	zu heiß. Randabstand; Bimetall zerfällt; Fokus 0.4 v. Kante; Film 6	0.8
AIZ_3	Al	max	10	2750	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.4 v. Kante; Film 7	0.8
AIZ_4	Al	max	10	2750	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.4 v. Kante; Film 8	0.8
AIZ_5	Al	max	10	2900	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.4 v. Kante; Film 9	0.8
AIZ_6	Al	max	10	2900	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.4 v. Kante; Film 10	0.8
AIZ_7	Al	max	10	2900	2000	Puls 3	He 13	He 11	Fokus 0.4 v. Kante; Film 11	0.8
St_A1	St Stumpfnah			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 11	Fokus 0.25 v. Kante; Film 12	
AIZ_1_St	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 11	0.25 zu viel. Film 13; nochmal in 0.2 Abstand; Fokus 0.25 v. Kante; Film 14	
AIZ_3_St	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 11	Fokus 0.2 v. Kante; Film 15	
AIZ_4_St	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 11	Fokus 0.2 v. Kante; Film 16	
Al_Z_5_St	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 11	Fokus 0.2 v. Kante; Film 17	
AIZ_7_St	St-Bimetall			4600	1000	Dauerstrich	Ar 13	Ar 11	Fokus 0.2 v. Kante; Film 18	

# Dipl.-Ing. Katharina H. Umlaub

Geburtsort/-datum: Wien, 11-06-1987

## Ausbildung

**Doktoratsstudium der technischen Wissenschaften Maschinenbau, TU Wien**  
(seit Februar 2012)

International Welding Engineer (IWE AT 1216; 28.5.2014)/ European Welding Engineer (EWE AT 00764; 28.5.2014)

Verleihung des akademischen Grades Diplom-Ingenieur, MSc (5.Oktober 2011)

**Studium Technische Physik, TU Wien** (Oktober 2005-Oktober 2011)

3.Diplomprüfung mit Auszeichnung bestanden (5.Oktober 2011)

Diplomarbeit: Schädigung und Wölbung von Marmorfassadenplatten durch Witterungseinflüsse (April 2011)

2. Diplomprüfung (Oktober 2010)

**Matura, BG Wien 3, Wien** (Juni 2005)

Buffalo Grove High School, Chicago, Illinois, USA (2003), Gastschüler

## Berufliche Erfahrung

**Chief Executive des ANB Österreich** (seit Jänner 2015)  
Schweißtechnische Zentralanstalt (SZA), Wien

**Wissenschaftlicher Mitarbeiter F & E** (seit Dezember 2011)  
Schweißtechnische Zentralanstalt (SZA), Wien

**Projektassistent** (Juli-September 2010)  
Labor für Materialwissenschaften, Institut für Hochbau und Technologie, TU Wien

**Projektassistent** (August 2009)  
BOKU-Universität für Bodenkultur, Wien

**Praktikant** (Februar-April 2009)  
Immobilien- und Facilitymanagement, Wien

**Projektassistent** (Juli 2008)  
CERN-European Organization for Nuclear Research (ASACUSA), Genf, Schweiz

**Projektassistent** (April – Juni 2008)  
Österreichische Akademie der Wissenschaften, SMI; Wien