



Joining of Aluminum to Steel sheets by use of local deposited Plasma Interlayers

Fügen von Aluminium und Stahl mit lokaler Plasmabeschichtung

Stefan Oberweger, BSc

Masterarbeit

zur Erlangung des akademischen Grades

Diplom-Ingenieur

Masterstudium Wirtschaftsingenieurwesen-Maschinenbau

eingereicht an der

Technischen Universität Graz

Betreuer: Dipl.-Ing. Maximilian Stummer

Beurteiler: Assoc. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Norbert Enzinger

Graz, 30.3.2018

Institute of Materials Science, Joining and Forming



Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Masterarbeit identisch.

Graz, am

.....

Stefan Oberweger

Affidavit

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources/resources, and that I have explicitly indicated all material which has been quoted either literally or by content from the sources used. The text document uploaded to TUGRAZonline is identical to the present master's thesis.

Graz, on

.....

Stefan Oberweger

Danksagung

Der größte Dank gilt meinen Eltern Rosina und Helmut, die mir mein Studium ermöglicht haben und mich immer unterstützten. Ich möchte mich auch bei meinem Bruder Markus für die Unterstützung während meiner Studienzeit bedanken. Ein besonderer Dank gilt auch meiner Freundin, die in jeder Situation hinter mir stand und immer vollstes Verständnis zeigte.

Für die exzellente Betreuung und unzählige fachliche Anregungen bedanke ich mich bei meinem Betreuer Dipl.-Ing. Maximilian Stummer. Ein Dank gilt auch dem Institutsvorstand Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Christof Sommitsch, Assoc. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Norbert Enzinger und allen Mitarbeitern des Institutes für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik, die mir während meiner Versuche und Untersuchungen immer tatkräftig zur Seite standen.

Abschließend bedanke ich mich bei Dr. Fritz Pesendorfer, dem Geschäftsführer der Firma Inocon Technologie GmbH, für die Möglichkeit diese Arbeit durchzuführen. Ein besonderer Dank gilt auch den Mitarbeitern Dipl.-Ing. Andreas Hinterer und Dipl.-Ing. Philipp Stögmüller für die tolle Unterstützung und Zusammenarbeit während der Durchführung meiner Diplomarbeit.

Kurzfassung

In der vorliegenden Diplomarbeit wird die Schweißbarkeit von Aluminium und Stahl mit lokaler atmosphärischer Plasmabeschichtung untersucht. Dabei galt es die Plasmabeschichtung so zu optimieren, dass mittels Cold-Metal-Transfer eine Schweißverbindung hergestellt werden kann. Weiters sollten die Schweißparameter entsprechend angepasst werden. Im Vordergrund steht eine gute Benetzung der verzinkten Stahloberfläche mit flüssigem Aluminium und möglichst hohe Festigkeitswerte.

Im ersten Schritt erfolgte eine Basischarakterisierung der verwendeten Materialien. An der durch atmosphärisches Plasmaspritzen aufgetragenen Zinkschicht wurde die Schichtdicke und die Porosität gemessen. Um die genaue Phasenzusammensetzung der Beschichtung zu bestimmen wurde eine Röntgendiffraktometrie durchgeführt. Anhand dieser Ergebnisse konnten optimale Beschichtungsparameter gefunden werden und eine Partikelgröße von 30 µm erwies sich als optimal.

Im Zuge der Schweißversuche wurden Überlappverbindungen zwischen Aluminium- und Stahlblechen mit lokaler atmosphärischer Plasmabeschichtung hergestellt. Dabei wurden verschiedene Beschichtungsparameter variiert und deren Einfluss auf das Schweißergebnis wurde untersucht. Ein Vergleich der Zusatzwerkstoffe AlSi3Mn und AlSi12 zeigte deutlich bessere Ergebnisse bei der Verwendung von AlSi3Mn.

An den Schweißverbindungen wurden Zugversuche durchgeführt und die Bruchflächen der Zugproben wurden mittels Rasterelektronenmikroskop analysiert. An den Querschliffen der Schweißnähte wurde die Porosität und die intermetallische Phasenbreite gemessen. Aus den Ergebnissen geht hervor, dass Aluminium und Stahl mit lokaler atmosphärischer Plasmabeschichtung schweißbar ist, wenn das Stahlblech eine Zinkschicht besitzt. Es konnte eine Zugfestigkeit von 103.8 MPa erreicht werden. Einen entscheidenden Einfluss auf die Schweißnahtgüte haben die Vorwärmtemperatur und die Oberflächenbehandlung des Stahls vor dem Beschichtungsprozess. Für eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften gilt es somit das Hauptaugenmerk auf diese Einflussfaktoren zu legen.

Abstract

Joining aluminum to steel with a local interlayer, deposited by atmospheric plasma spraying, is the objective of this master thesis. The coating and welding parameters should be optimized, to get optimal welding results. Cold Metal Transfer is used as welding process. The focus lies on an optimal wetting of the steel surface with liquid aluminum and good mechanical properties of the joint.

The first step was a basic characterization of the used materials. This included a measurement of the particle size distribution and an X-ray diffraction of the powders. The layer thickness and porosity were measured on the deposited coating. An X-ray diffraction of the coating was conducted to determine the chemical composition. Using the results of this investigations optimal coating parameters could be found.

In the course of the welding trials, overlap joints between aluminum and steel sheets with a local interlayer, deposited by atmospheric plasma spraying, were produced. Thereby different coating parameters were varied and their influence on the weld quality was investigated. AISi3Mn turned out to be optimal as filler metal.

On the produced joints tensile tests were carried out and the porosity and intermetallic phase width were measured. The fractured surfaces of the tensile tests were analyzed with the scanning electron microscope. The results of this investigations showed, that aluminum and steel with a local interlayer is weldable, if the interlayer consists of zinc. The joint reached a tensile strength of 103.8 MPa. The preheat temperature and the surface pre-treatment of the steel before the coating process have a significant influence on the joint quality. Focus should be on these two factors for further improvements of the mechanical properties of the joint.

Inhaltsverzeichnis

1.	EINLEITUNG	1
2.	LITERATUR	2
2.1	FÜGEN VON STAHL UND ALUMINIUM	2
2.1.1	<i>Cold Metal Transfer</i>	3
2.1.2	<i>Metallurgisch bedingte Probleme</i>	6
2.2	OBERFLÄCHENNAHE VORGÄNGE BEIM BESCHICHTEN	13
2.2.1	<i>Grenzschichtvorgänge</i>	14
2.2.2	<i>Plasmaaktivierung</i>	15
2.3	PULVERKENNWERTE	16
2.4	ATMOSPHERISCHES PLASMASPRITZEN.....	18
2.4.1	<i>Einflussgrößen</i>	19
2.4.2	<i>Plasmaerzeugung</i>	20
2.4.3	<i>Wechselwirkungen zwischen Plasma und Partikeln</i>	22
2.4.4	<i>Wechselwirkungen zwischen Partikeln und Substrat</i>	24
2.4.5	<i>Chemische Veränderung von Partikeln während der Flugphase</i>	26
2.4.6	<i>Adhäsionsmechanismen</i>	27
2.4.7	<i>Schichtaufbau</i>	29
2.5	UNTERSUCHUNGSMETHODEN FÜR BESCHICHTUNGEN	31
2.5.1	<i>Messung der Porosität</i>	32
2.5.2	<i>Röntgendiffraktometrie</i>	33
3.	VERWENDETE WERKSTOFFE	35
3.1	STAHL	35
3.2	ALUMINIUM	35
3.3	PULVERWERKSTOFFE	37
3.4	SCHWEIßZUSATZWERKSTOFFE	38
4.	ÜBERBLICK UND GLIEDERUNG DER VERSUCHE	40
5.	PULVERCHARAKTERISIERUNG.....	42
5.1	PARTIKELGRÖßENVERTEILUNG	42
5.2	RÖNTGENDIFFRAKTOMETRIE	44

6.	BESCHICHTUNGSUNTERSUCHUNGEN.....	46
6.1	PROBENPRÄPARATION	46
6.2	SCHICHTDICKE.....	47
6.3	POROSITÄT	49
6.4	RÖNTGENDIFFRAKTOMETRIE	52
7.	SCHWEIßVERSUCHE.....	55
7.1	VERSUCHSAUFBAU	58
7.2	PROBENENTNAHMEPLAN.....	59
7.3	PROBENPRÄPARATION	61
7.4	VORVERSUCHE	62
7.4.1	<i>Plasmaaktivierung.....</i>	<i>65</i>
7.4.2	<i>Zugversuch</i>	<i>69</i>
7.4.3	<i>Bruchflächenanalyse</i>	<i>71</i>
7.4.4	<i>Porenbildung</i>	<i>73</i>
7.4.5	<i>Intermetallische Phasenbreite.....</i>	<i>74</i>
7.5	HAUPTVERSUCHE.....	76
7.5.1	<i>Zugversuch</i>	<i>78</i>
7.5.2	<i>Porenbildung</i>	<i>81</i>
7.5.3	<i>Intermetallische Phasenbreite.....</i>	<i>84</i>
7.6	DISKUSSION DER ERGEBNISSE	86
8.	ZUSAMMENFASSUNG.....	88
9.	AUSBLICK	89
	LITERATURVERZEICHNIS	90
	ABBILDUNGSVERZEICHNIS.....	93
	FORMELVERZEICHNIS	96
	TABELLENVERZEICHNIS.....	97
	ANHANG	I

1. Einleitung

Die weltweite Nachfrage nach Automobilen steigt kontinuierlich und alternative Antriebskonzepte gewinnen immer mehr an Bedeutung. Alle zukünftigen Fahrzeugkonzepte werden auf eine verbesserte Energieeffizienz abzielen, wobei das Fahrzeuggewicht eine maßgebliche Rolle spielt. Dies macht die Nutzung alternativer Werkstoffe und Bauweisen unumgänglich. Im Automobilbau wird Stahl immer mehr durch Aluminium, Magnesium, Kunststoff und Verbundwerkstoffe ersetzt. [1]

Für viele Bereiche von Karosserien sind hochfeste Stähle erforderlich, die im Falle eines Unfalls die Aufprallenergie absorbieren. Aus diesem Grund kommen verstärkt Hybridbauweisen zum Einsatz, welche die Verbindung von Stahl und Aluminium notwendig machen. Neben den mechanischen Eigenschaften einer Schweißverbindung stehen robuste, flexible und leistungsfähige Fertigungsprozesse im Fokus. Diese müssen wirtschaftlich, automatisierbar und reproduzierbar sein, um sie erfolgreich in der Massenproduktion anwenden zu können. [1]

Zur Durchführung einer Verbindungsschweißung von Stahl und Aluminium, mit zufriedenstellenden mechanischen Eigenschaften, ist eine Zinkbeschichtung des Stahls notwendig. [2] Aktuell dominieren die Verfahren Feuerverzinken und elektrolytisches Verzinken. Diese sind sehr kostenintensiv und umfassen immer eine vollständige Beschichtung des Bandmaterials. Die Hauptanwendung dieser Beschichtungen liegt im Korrosionsschutz. Wenn kein Korrosionsschutz notwendig ist, bietet sich eine lokale Zinkbeschichtung mittels atmosphärischem Plasmaspritzen (APS) an. Diese Beschichtung kann lokal und unter Atmosphäre aufgebracht werden und eignet sich somit auch für Reparaturarbeiten oder zum lokalen Korrosionsschutz.

Die Herstellung einer möglichst homogenen Beschichtung, mit niedriger Porosität und konstanter Dicke mittels atmosphärischem Plasmaspritzen, stellt eine große Herausforderung dar. Im Zuge dieser Masterarbeit wird der Einfluss unterschiedlicher Beschichtungsparameter auf die Schichteigenschaften und die Schweißbeignung untersucht. Mittels Cold-Metal-Transfer (CMT) werden Verbindungsschweißungen der lokal beschichteten Stahlbleche und Aluminium durchgeführt. Dabei steht das Erreichen definierter mechanischer Kennwerte im Vordergrund und eine möglichst hohe Reproduzierbarkeit soll gewährleistet sein.

2. Literatur

Dieses Kapitel umfasst die theoretischen Grundlagen dieser Arbeit. Auf einige allgemeine Erläuterungen zum Thema Schweißen von Stahl und Aluminium folgt die Beschreibung des verwendeten Schweißverfahrens. Weiters werden oberflächennahe Vorgänge beim Beschichten beschrieben und die Funktionsweise des atmosphärischen Plasmaspritzens wird erläutert. Abschließend sind die wichtigsten Pulverkennwerte angeführt und verschiedene Untersuchungsmethoden für Beschichtungen werden kurz beschrieben.

2.1 Fügen von Stahl und Aluminium

Beim Fügen von Stahl und Aluminium wird das Aluminium aufgeschmolzen und der Stahl wird vom flüssigen Aluminium benetzt. Genau genommen wird das Aluminium geschweißt und der Stahl wird gelötet. Aufgrund unterschiedlicher Werkstoffeigenschaften ergeben sich viele Einflussparameter und Herausforderungen, die in diesem Kapitel näher betrachtet werden. Weiters wird der CMT-Schweißprozess detailliert beschrieben.

Zahlreiche Veröffentlichungen befassen sich mit dem Fügen von Stahl und Aluminium, wobei unterschiedliche Schweißverfahren zum Einsatz kommen. Einen entscheidenden Einfluss auf die Qualität von Aluminium-Stahl-Verbindungen hat die Beschichtung des Stahls. Cao et al. [2] haben gezeigt, dass eine Zinkbeschichtung notwendig ist, um qualitätsgerechte Verbindungen herzustellen. Das Zink schmilzt unter Einwirkung des Lichtbogens auf und verbessert die Benetzung des Stahls mit dem flüssigen Aluminium. Zusätzlich verdampft ein Teil des Zinks, wodurch die Temperatur des Schmelzbades reduziert wird. Dadurch kommt es zu einer schnelleren Abkühlung der Wärmeeinflusszone (WEZ) und zu einer Verringerung der intermetallischen Phasenbreite. [3]

Cao et al. [4] untersuchten den Zusammenhang zwischen Streckenenergie, Festigkeit und intermetallischer Phasenbreite beim Fügen von 1 mm dickem galvanisiertem Stahl (Q235) und der Aluminiumlegierung AA6061T6. Als Schweißverfahren kam CMT zum Einsatz und als Zusatzwerkstoff AlSi5. Sie zeigten, dass die mechanischen Eigenschaften im Wesentlichen von der intermetallischen Phasenbreite und der Erweichung der Wärmeeinflusszone des Aluminiums abhängen. Die höchsten Zugfestigkeitswerte wurden bei einer intermetallischen Phasenbreite von rund 5 μm erreicht, wobei der Bruch in der WEZ des Aluminiums erfolgte.

Bis dato gibt es nur wenige Veröffentlichungen, die sich mit dem Fügen von Aluminium und lokal beschichtetem Stahl befassen. Stögmüller [5] hat umfassende Untersuchungen mit korrosionsbeständigem Stahl, an dem eine Zinkbeschichtung mittels APS aufgebracht wurde, durchgeführt. Er zeigte, dass diese Beschichtung in Bezug auf unterschiedlichste Eigenschaften großes Potential besitzt. Er konnte jedoch keine haltbaren Schweißverbindungen zwischen Aluminium und lokal verzinktem Stahl herstellen.

Fritsch [6] hat sich mit dem Schweißen von Aluminium und Stahl mit lokaler Zinkbeschichtung, die mittels atmosphärischem Plasmaspritzen aufgebracht wurde, befasst. Die Versuche wurden mit dem CMT-Verfahren durchgeführt und als Zusatzwerkstoff kam AlSi5 zum Einsatz. Er hat unterschiedliche Schweißparameter evaluiert und konnte eine optimale Parameterkombination ermitteln, wobei die Streckenenergie 541.2 J/cm betrug. Er erreichte mit elektrolytisch verzinkten Blechen zufriedenstellende Festigkeitswerte. Bei den APS-beschichteten Blechen war die Benetzung des Stahls mit Aluminium nicht zufriedenstellend. Die Zugfestigkeit betrug nur 40 MPa und der Bruch erfolgte immer im Interface zwischen Stahl und Aluminium. Eine Porenbildung im Schweißgut war besonders im Bereich der Stahloberfläche zu beobachten. Das Zink verdampft, kann aber durch das schnell erstarrende Schmelzbad nicht ausgasen und verbleibt als Poren in der Schweißnaht. Ebenfalls kam es zu einer verstärkten Anreicherung von Zink im Bereich des Nahtauslaufes. Die intermetallische Phasenbreite war bei allen Schweißnähten unter $5 \mu\text{m}$ und erreichte bei den Verbindungen mit plasmabeschichteten Blechen ein Minimum von rund $0.5 \mu\text{m}$.

2.1.1 Cold Metal Transfer

Viele neue Lichtbogenschweißverfahren zielen auf eine Minimierung der Wärmeeinbringung ab, wobei hier das Cold-Metal-Transfer-Verfahren der Vorreiter ist. [1] Es handelt sich dabei um ein optimiertes Metall-Schutzgas-Schweißverfahren mit sehr geringer Wärmeeinbringung im Vergleich zum Kurzlichtbogenprozess. Der Lichtbogen wird zwischen Werkstück und abschmelzender Drahtelektrode erzeugt und sorgt für die Abschmelzung des Zusatzwerkstoffes und für die örtliche Aufschmelzung des Grundwerkstoffes. Die Schweißstelle wird durch ein zugeführtes Gas von der Atmosphäre abgeschirmt und schützt sie somit vor der Oxidationswirkung. Dabei können Aktiv- oder Inertgase verwendet werden. Das Verfahrensprinzip unterscheidet sich dabei nicht wesentlich und ist aus Abbildung 1 ersichtlich. [7]

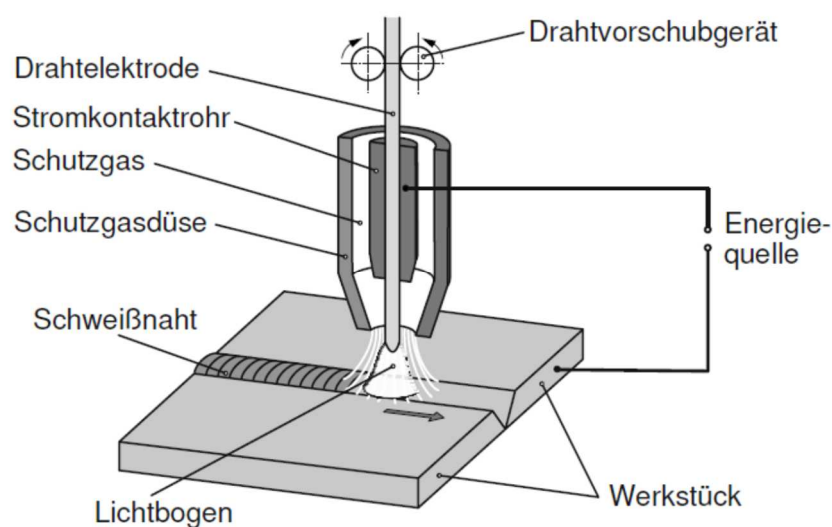


Abbildung 1: Verfahrensprinzip des Metall-Schutzgasschweißens [8]

Die Besonderheit beim CMT-Prozess liegt darin, dass der Draht nicht nur zum Werkstück hinbewegt, sondern auch kontrolliert zurückbewegt wird (Push-Pull Bewegung) und der Schweißstrom und die Schweißspannung kontinuierlich geregelt werden. Daraus resultieren eine niedrige Wärmeeinbringung und nahezu spritzerfreie Schweißnähte. [7]

Der CMT-Prozess kann in charakteristische Phasen unterteilt werden, die in Abbildung 2 dargestellt sind. Während eines CMT-Zyklus zeigen Strom, Spannung und Drahtvorschubgeschwindigkeit charakteristische Verläufe. Während der Lichtbogen brennt, wird der Zusatzwerkstoff zum Schmelzbad zugeführt und aufgeschmolzen. Durch das Eintauchen des Zusatzwerkstoffes in das Schmelzbad erlischt der Lichtbogen und der Schweißstrom wird abgesenkt. Während der Kurzschlussphase unterstützt die Rückbewegung des Drahtes die Tropfenablöse und der Werkstoffübergang findet nahezu stromlos statt. Durch die Tropfenablöse wird der Kurzschluss unterbrochen und der Schweißstrom wird wieder erhöht. Gleichzeitig wird die Drahtbewegung wieder umgekehrt und der Prozess startet von vorne. Die reversierende Drahtbewegung erfolgt in einem Frequenzbereich von 50 bis 130 Hz in Abhängigkeit des Zusatzwerkstoffes, des Schutzgases und des Elektrodendurchmessers. [1] [9]

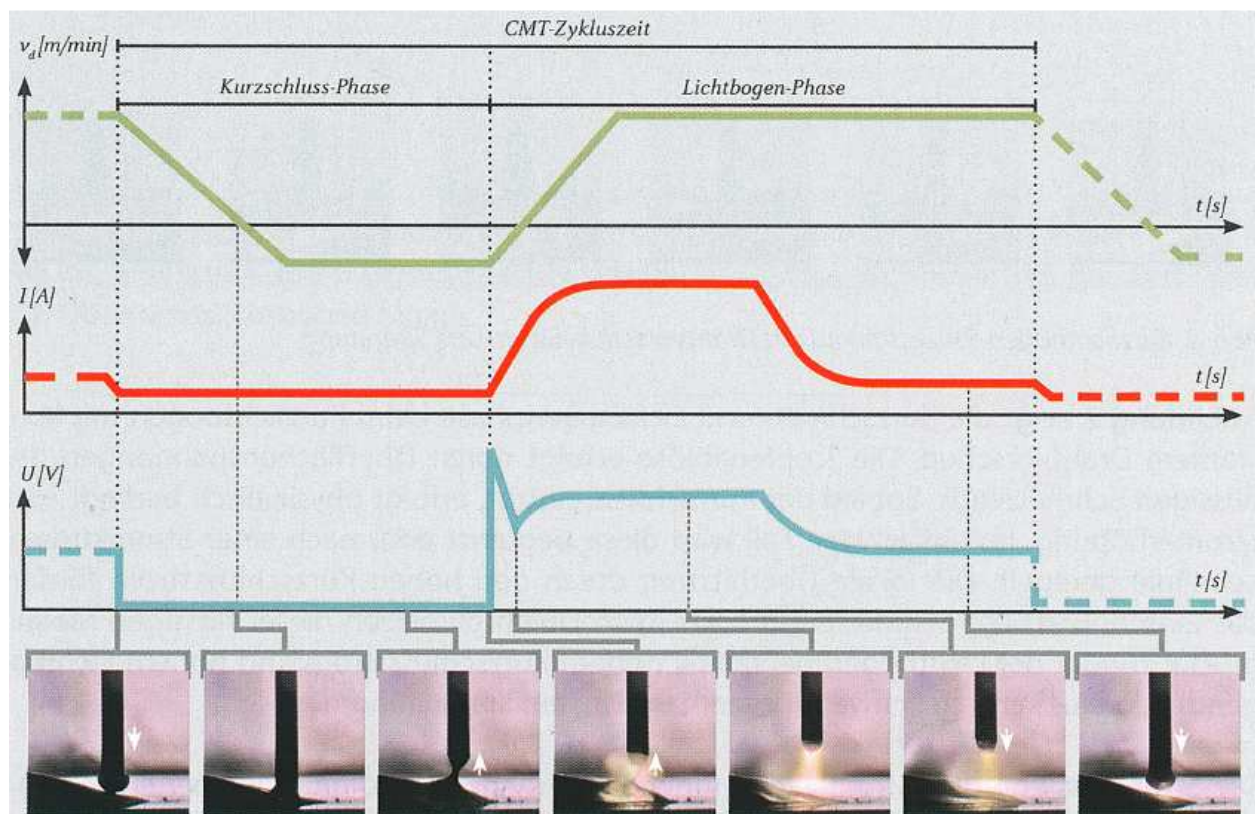


Abbildung 2: Verlauf von Drahtvorschubgeschwindigkeit v_d , Strom I und Spannung U beim CMT-Prozess [9]

Für spezielle Anwendungen gibt es drei Verfahren, die eine Weiterentwicklung des CMT-Prozesses darstellen. Beim CMT-Pulse-Prozess wird ein Pulse-Zyklus mit einem CMT-Zyklus kombiniert, wodurch sich die Wärmeeinbringung erhöht. CMT-Advanced integriert die Polarität des Schweißstromes mit in die Prozessregelung, wobei der Polaritätswechsel in der Kurzschlussphase stattfindet. Beim CMT-Advanced-Pulse-Prozess werden negativ gepolte CMT-Zyklen und positiv gepolte Pulse-Zyklen miteinander kombiniert. [9]

Die Energieeinbringung kann durch die Streckenenergie E in J/cm charakterisiert werden und berechnet sich laut [10] wie folgt:

$$E = \frac{U \cdot I}{v}$$

Formel 1: Streckenenergie [10]

Dabei bedeuten U die Schweißspannung in Volt, I den Schweißstrom in Ampere und v die Vorschubgeschwindigkeit der Wärmequelle in cm/s.

Die Streckenenergie hat einen wesentlichen Einfluss auf die Abkühlgeschwindigkeit, die Bildung intermetallischer Phasen und die Porenbildung. Eine Erhöhung der Streckenenergie bewirkt eine Vergrößerung des Schmelzbades, eine Zunahme der Spitzentemperatur und eine langsamere Abkühlung. Dadurch bleibt für Gase mehr Zeit um auszugasen oder im Schmelzbad aufzusteigen, die Porenbildung wird verringert und die Lage der Poren in der Schweißnaht verändert sich. Da mehr Zeit für Diffusionsprozesse bei hohen Temperaturen bleibt, erhöht sich die intermetallische Phasenbreite. [11]

Eine Verringerung der Streckenenergie hat zur Folge, dass das Schmelzbad schneller abkühlt und die Spitzentemperatur geringer ausfällt. Dadurch haben Gase weniger Zeit um im Schmelzbad an die Oberfläche aufzusteigen, die Porenbildung wird verstärkt und die Poren sind vermehrt im unteren Nahtbereich anzufinden. Es bleibt nur sehr wenig Zeit für die notwendigen Diffusionsvorgänge zur Bildung intermetallischer Phasen und die Phasenbreite fällt dadurch geringer aus. [11]

Die exakte Positionierung des Schweißbrenners ist besonders wichtig um reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen. Das zulässige Parameterfenster ist exakt einzuhalten und die geometrischen Toleranzen der zu verbindenden Teile müssen klein sein. Die mögliche Schweißgeschwindigkeit ist stark von der Dicke der Materialien abhängig und liegt bei rund 40 bis 70 cm/min. [9]

2.1.2 Metallurgisch bedingte Probleme

Die unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften von Stahl und Aluminium beeinflussen den Schweißprozess negativ und sind aus Tabelle 1 zu entnehmen. Hervorzuheben ist die stark unterschiedliche Schmelztemperatur von 660 °C bei Aluminium und 1539 °C bei Stahl.

Die Wärmeausdehnung von Aluminium ist etwa doppelt so groß wie die von Stahl. Der E-Modul beträgt nur rund ein Drittel, wodurch sich Bauteile beim Schweißen stark verformen. Besonders dünne Bleche müssen daher ausreichend stark gespannt oder geheftet werden. [10]

Die mehr als dreimal so hohe Wärmeleitfähigkeit erfordert den Einsatz von Schweißverfahren mit besonders hoher Leistungsdichte. Trotz des niedrigen Schmelzpunktes ist eine hohe Wärmeeinbringung mit einer konzentrierten Wärmequelle erforderlich. Weiters begünstigt die rasche Wärmeabfuhr die Bildung von Poren und die Wärmeeinflusszone ist weitaus größer als bei Stahl. [10]

Tabelle 1: Physikalische Eigenschaften von Aluminium und Eisen [12] [13] [14]

		Aluminium	Eisen
Atommasse	g/mol	26.9	55.84
Dichte	g/cm ³	2.7	7.87
Kristallgitter bei RT		kfz	krz
Elastizitätsmodul	GPa	71	210
Zugfestigkeit	MPa	50	200
Ausdehnungskoeffizient	µm/(m·K)	24	12
Wärmeleitfähigkeit	W/(cm·K)	2.3	0.75
Spezifische Wärmekapazität	J/(g·K)	0.88	0.53
Schmelzpunkt	°C	660	1539
Siedepunkt	°C	2470	2862

Aluminium bildet bei Kontakt mit Sauerstoff nur ein Oxid, während Stahl in unterschiedlichen Oxidationsstufen vorliegen kann. Aluminiumoxid Al₂O₃ hat mit 2050 °C einen sehr hohen Schmelzpunkt und bildet sich auf der blanken Aluminiumoberfläche innerhalb kürzester Zeit neu. Die Oxidschicht verbessert den Korrosionswiderstand des Aluminiums, verschlechtert jedoch die Schweißbarkeit. [13]

2.1.2.1 Heißrisse

Im Vergleich zu Reinaluminium besitzen Aluminiumlegierungen oft ein großes Erstarrungsintervall und sind deshalb anfällig für Heißrisse. Erstarrungsrisse entstehen während der Abkühlung im Bereich zwischen Solidus- und Liquidustemperatur unter Einwirkung von mechanischen Spannungen bzw. Verformungen. [10] Aushärtbare Legierungen bilden niedrigschmelzende Eutektika an den Korngrenzen und sind dadurch besonders heißrissgefährdet. Den Einfluss der Legierungselemente Silizium und Magnesium auf die Rissneigung von Aluminiumlegierungen zeigt Abbildung 3. Das Maximum der Heißrissneigung liegt bei einem Gehalt von etwa 1,5 % Magnesium und 1 % Silizium und nimmt mit weiter steigendem Legierungsgehalt ab. [13]

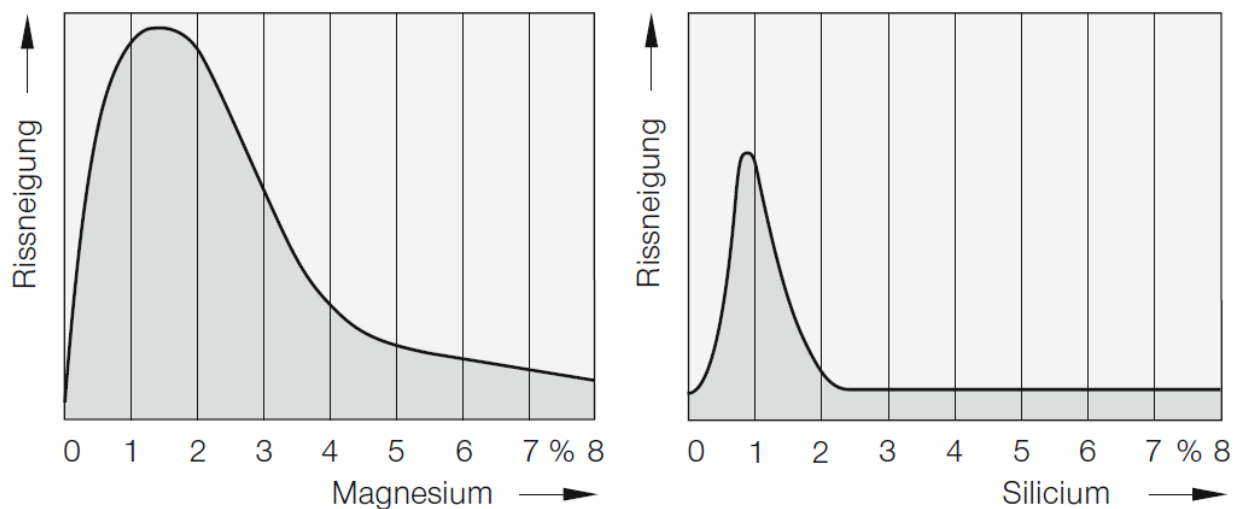


Abbildung 3: Einfluss von Magnesium und Silizium auf die Heißrissneigung von Aluminiumlegierungen beim Schweißen [10]

Wiederaufschmelzrisse entstehen durch Aufschmelzen niedrigschmelzender Bestandteile (Eutektika) im teilverflüssigten Bereich neben der Schmelzzone. Sie treten vor allem bei ausscheidungshärtenden Legierungen auf, bei denen die Wahrscheinlichkeit für die Bildung eutektischer Gemenge aufgrund der größeren Anzahl an Legierungselementen höher ist. [10]

Zur Vermeidung von Heißrissen soll eine möglichst geringe Wärmeeinbringung angestrebt werden. Eine weitere Maßnahme ist die Verwendung eines geeigneten Zusatzwerkstoffes mit niedrigerem Schmelzpunkt als das Grundmaterial. Dabei erstarren die verflüssigten eutektischen Bestandteile der WEZ vor der Schweißschmelze, wodurch sich die für die Rissentstehung verantwortlichen Spannungen verringern. [10]

2.1.2.2 Porenbildung

Die Hauptursache für die Entstehung von Poren beim Schweißen von Aluminium ist Wasserstoff. Grund dafür ist die sprunghafte Änderung des Lösungsvermögens an Wasserstoff beim Übergang vom flüssigen in den festen Aggregatzustand. Wie aus Abbildung 4 ersichtlich, kann flüssiges Aluminium mehr als das 20-fache an Wasserstoff lösen als festes Aluminium. Bei der Erstarrung kommt es zu einem Wasserstoffüberschuss in der Schmelze, der sich als Gasblasen an der Erstarrungsfront ausscheidet. Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit ist die Erstarrungsgeschwindigkeit hoch und Gasblasen haben nicht die Möglichkeit in der Schmelze an die Oberfläche aufzusteigen. Somit verbleiben sie als Poren in der Schweißnaht. [13] Mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit wird das Ausgasen von Wasserstoff erschwert und die Porenanzahl erhöht sich. [10]

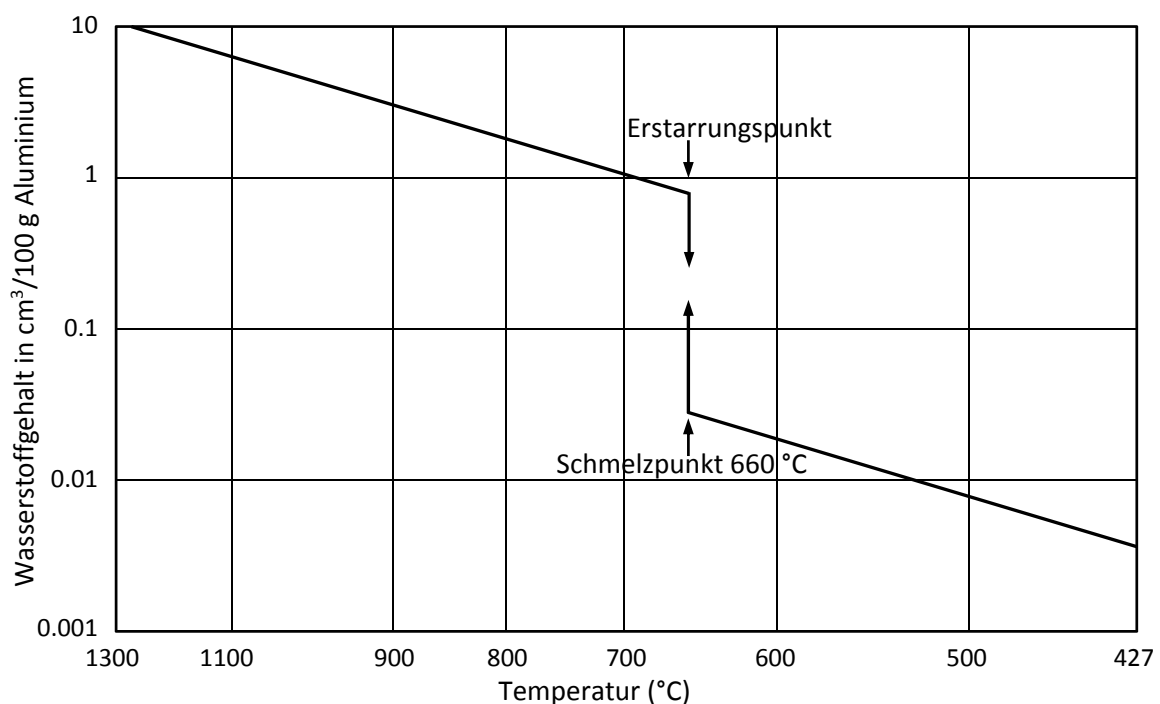


Abbildung 4: Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium als Funktion der Temperatur (in Anlehnung an [13])

Die häufigsten Ursachen für wasserstoffbedingte Porenbildung beim Lichtbogenschweißen sind laut Dilthey [13] und Schulze [10]

- Wasserstoffhaltige Schweißzusatzwerkstoffe,
- Öl- und Fettrückstände auf der Werkstoffoberfläche,
- Defekte und ungeeignete Schlauchpakete, wodurch die Luftfeuchtigkeit der Umgebungsluft in das Schlauchpaket eindringt und mit dem Schutzgasstrom in den Lichtbogen transportiert wird. Dort wird das Wasser durch den Lichtbogen in seine atomaren Bestandteile aufgespalten und es bilden sich Poren.
- Feuchtigkeit im Schutzgas oder Luftfeuchte, die aus der Atmosphäre in den Schutzgasraum eindringt.

Eine Ursache für die Porenbildung beim Schweißen von Stahl und Aluminium stellt die Zinkbeschichtung des Stahls dar. Zink besitzt mit 907 °C einen niedrigen Siedepunkt und verdampft somit während dem Schweißprozess. Die für die Phasenumwandlung nötige Verdampfungswärme entzieht dem Schweißbad zusätzlich Wärmeenergie und beschleunigt die Erstarrung. Die gasförmigen Zinkblasen haben somit nur wenig Zeit, um im Schmelzbad zur Oberfläche aufzusteigen und auszugasen und verbleiben als Einschlüsse in der Schweißnaht. Dieses Phänomen wurde auch in der Arbeit von Fritsch [6] beobachtet und beschrieben.

Die Energieeinbringung durch den Schweißprozess hat ebenfalls einen Einfluss auf die Porenbildung. Ahsan et al. [11] haben den Einfluss der Streckenenergie auf die Bildung, Form und Lage von Poren beim CMT-Schweißen von verzinktem Stahl untersucht. Bei niedriger Energieeinbringung verdampft weniger Zink, der Dampfdruck ist geringer und die Viskosität des Schmelzbades ist höher. Die Erstarrung erfolgt früher und es bilden sich kleine Poren im Bereich der Nahtwurzel. Bei hoher Energieeinbringung ist die Viskosität des Schmelzbades aufgrund der höheren Temperatur geringer und die Erstarrung nimmt mehr Zeit in Anspruch. Dadurch verdampft mehr Zink und der Dampfdruck ist höher. Dies führt zu einem Wachstum der Zinkblasen, die jedoch genug Zeit haben um zur Oberfläche aufzusteigen und auszugasen. [11]

Eine gewisse Anzahl an Poren lässt sich beim Schweißen von Aluminium kaum vermeiden. Sofern die Porosität ein kritisches Maß nicht überschreitet, zeigen sich keine nachteiligen Auswirkungen auf die Verbindungseigenschaften. [15] Eine Norm für die Bewertung der Porosität bei Stahl-Aluminium Mischverbindungen gibt es nicht. Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten für Lichtbogenschweißverbindungen an Aluminium und seinen Legierungen sind in der DIN EN ISO 10042 enthalten. Die Anwendung dieser Norm auf Stahl-Aluminium Schweißverbindungen ist jedoch aufgrund der unterschiedlichen Entstehungsmechanismen von Poren nicht sinnvoll.

2.1.2.3 Intermetallische Phasen

Beim Schweißen von Stahl und Aluminium entsteht eine Verbindung durch die Bildung intermetallischer Phasen. Sie entstehen aufgrund der begrenzten gegenseitigen Löslichkeit von Eisen und Aluminium bei Raumtemperatur. Die Bildung intermetallischer Phasen basiert auf Diffusionsprozessen und kann durch einen gezielten Temperatur-Zeit-Verlauf beim Schweißen gesteuert werden. Durch eine Verringerung der Wärmeeinbringung kühlt das Schmelzbad schneller ab, es bleibt weniger Zeit für Diffusionsprozesse und die Phasensaumdicke nimmt ab. Die intermetallische Phasenbreite ist bis zu einem Wert von rund 10 μm als akzeptabel einzustufen. [1] Die besten mechanischen Eigenschaften werden laut Cao et al. [4] bei einer intermetallischen Phasenbreite von 5 μm erzielt. Im Zweistoffsystem Eisen-Aluminium können sich, wie aus Abbildung 5 ersichtlich, die sechs intermetallischen Phasen Fe_3Al , FeAl (α_2), FeAl_2 , Fe_2Al_3 (ϵ), Fe_2Al_5 und FeAl_3 bilden. Welche Phasen sich bilden, hängt von der Konzentration und der Temperatur ab.

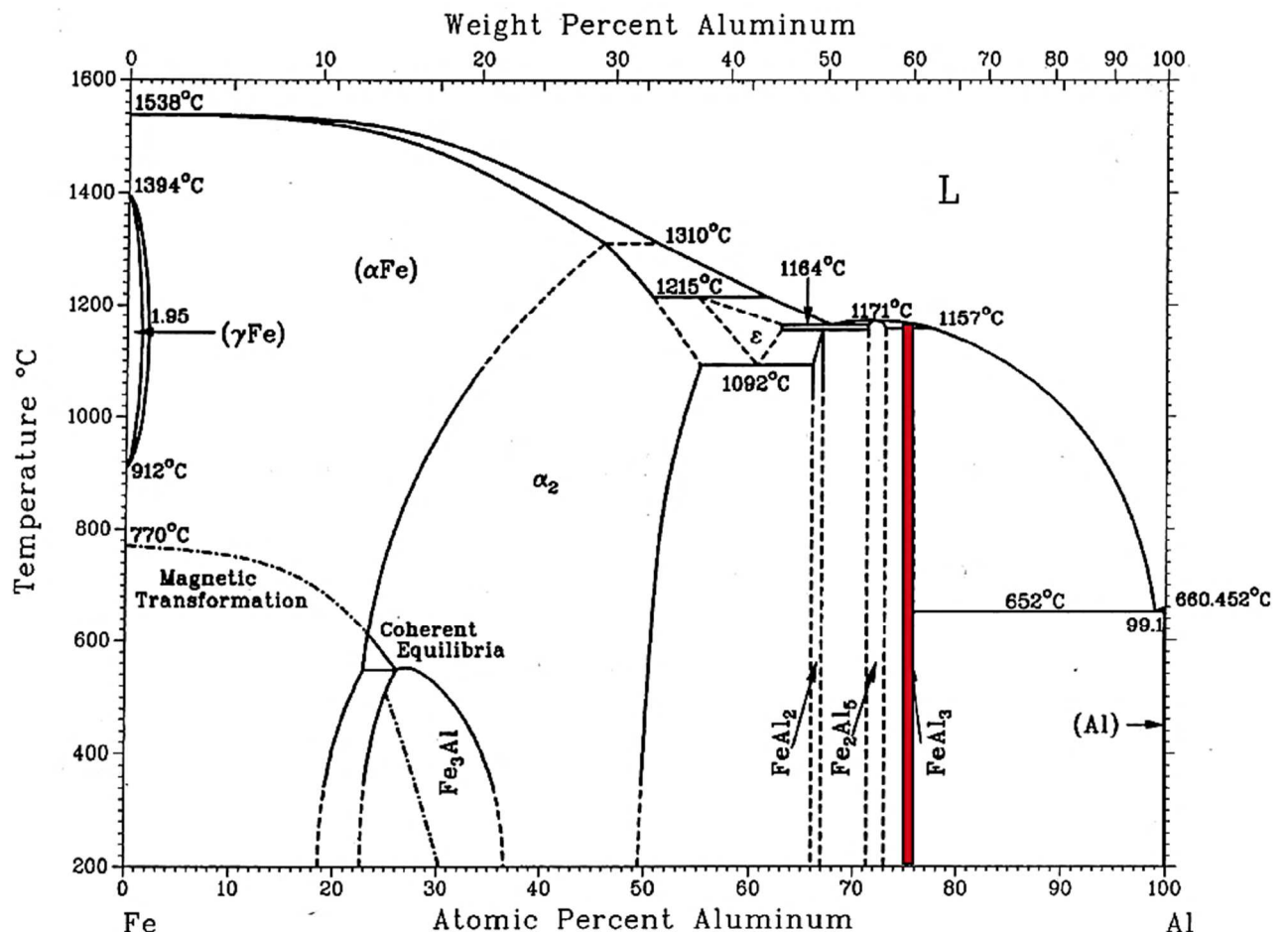


Abbildung 5: Phasendiagramm Eisen-Aluminium; Stabilitätsbereich der Phase FeAl_3 rot markiert [16]

Die Kristallstruktur, der Stabilitätsbereich und die Härte der intermetallischen Phasen im System Eisen-Aluminium sind aus Tabelle 2 ersichtlich. Die intermetallischen Phasen weisen eine sehr geringe Zähigkeit auf, sind also sehr spröde. Die Härte beträgt in Abhängigkeit der Phasenzusammensetzung bis zu 1100 HV.

Beim CMT-Schweißen mit AlSi3Mn oder AlSi5 als Zusatzwerkstoff bilden sich zwei intermetallische Phasen. Im Bereich des Interfaces, wo die intermetallische Phasenbildung stattfindet, beträgt der Anteil an Aluminium rund 70-76.5 at. %. Bei dieser Phasenzusammensetzung bilden sich, wie aus Tabelle 2 ersichtlich, ausschließlich die Phasen FeAl_3 und Fe_2Al_5 . [16]

Tabelle 2: Intermetallische Phasen im System Eisen-Aluminium [9] [16]

Phase	Kristallstruktur	Stabilitätsbereich (at. %)	Härte nach Vickers
FeAl	Kubisch-raumzentriert	23-55	470
Fe_3Al	DO3	23-34	330
Fe_2Al_3	Kubisch-komplex	58-65	-
FeAl_2	Komplex rhombohedral	66-66.9	1000-1050
Fe_2Al_5	Krz orthorhombisch	70-73	1000-1100
FeAl_3	Komplex monokristallin krz	74.5-76.5	820-890

Die Bildung der intermetallischen Phasen kann vor allem durch die Legierungselemente Silizium, Zink und Mangan beeinflusst werden. Diese Elemente verschieben das thermodynamische Gleichgewicht von FeAl_3 und Fe_2Al_5 zu niedrigeren Aluminiumkonzentrationen. Mangan und Silizium erweitern zusätzlich den stabilen Bereich der Phase FeAl_3 . Ein Zusatzwerkstoff mit höherem Siliziumgehalt führt zu einer Verringerung der intermetallischen Phasenbreite. [16]

Abbildung 6 zeigt den Bildungsprozess intermetallischer Phasen beim Fügen von Aluminium und verzinktem Stahl. Zu Beginn wird die Zinkschicht vom flüssigen Aluminium aufgeschmolzen. Danach werden Zinkatome im flüssigen Aluminium gelöst und bilden eine Al-Zn Lösung. Aufgrund der im Vergleich zu Aluminium höheren Dichte von Zink, bildet sich im Bereich des Interfaces eine Anhäufung von Zink, wie aus Abbildung 6 (a) und (b) ersichtlich ist. Beim Kontakt von flüssigem Aluminium und Stahl beginnen Eisenatome in das flüssige Aluminium zu diffundieren. Wenn die Konzentration an Eisenatomen einen gewissen Wert erreicht hat, separieren sich diese vom flüssigen Aluminium als aluminiumreiche Phase. Da die freie Enthalpie von Fe_2Al_5 kleiner als die von FeAl_3 ist, bildet sich wie aus Abbildung 6 (c) ersichtlich zuerst die Phase Fe_2Al_5 . Die Bildung dieser Phase behindert Eisenatome an der Diffusion in das flüssige Aluminium, aufgrund eines kleineren Diffusionskoeffizienten zwischen Eisenatomen und Fe_2Al_5 . Somit steigt die Konzentration an Eisenatomen in der Phase Fe_2Al_5 an, bis bei einer Konzentration von 74.5 % der Bildungsprozess der Phase FeAl_3 startet. Diese hat wie in Abbildung 6 (e) dargestellt eine nadelförmige Struktur und bildet sich auf der Seite des Aluminiums. Mit sinkender Temperatur nimmt die Löslichkeit von Eisen in flüssigem Aluminium sukzessive ab und Eisenatome werden wieder aus der Fe-Al Lösung ausgeschieden, wodurch sich wieder vermehrt die Phase Fe_2Al_5 bildet. Zinkatome aus der Beschichtung können Eisenatome im flüssigen Aluminium substituieren, wodurch die Phase $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_{0.4}$ entsteht (Abbildung 6 (f)). Dieser Prozess startet von den aluminiumreichen Phasen Fe_2Al_5 und FeAl_3 , wobei Zinkatome langsam in diese Phasen diffundieren und Eisenatome substituieren. [17]

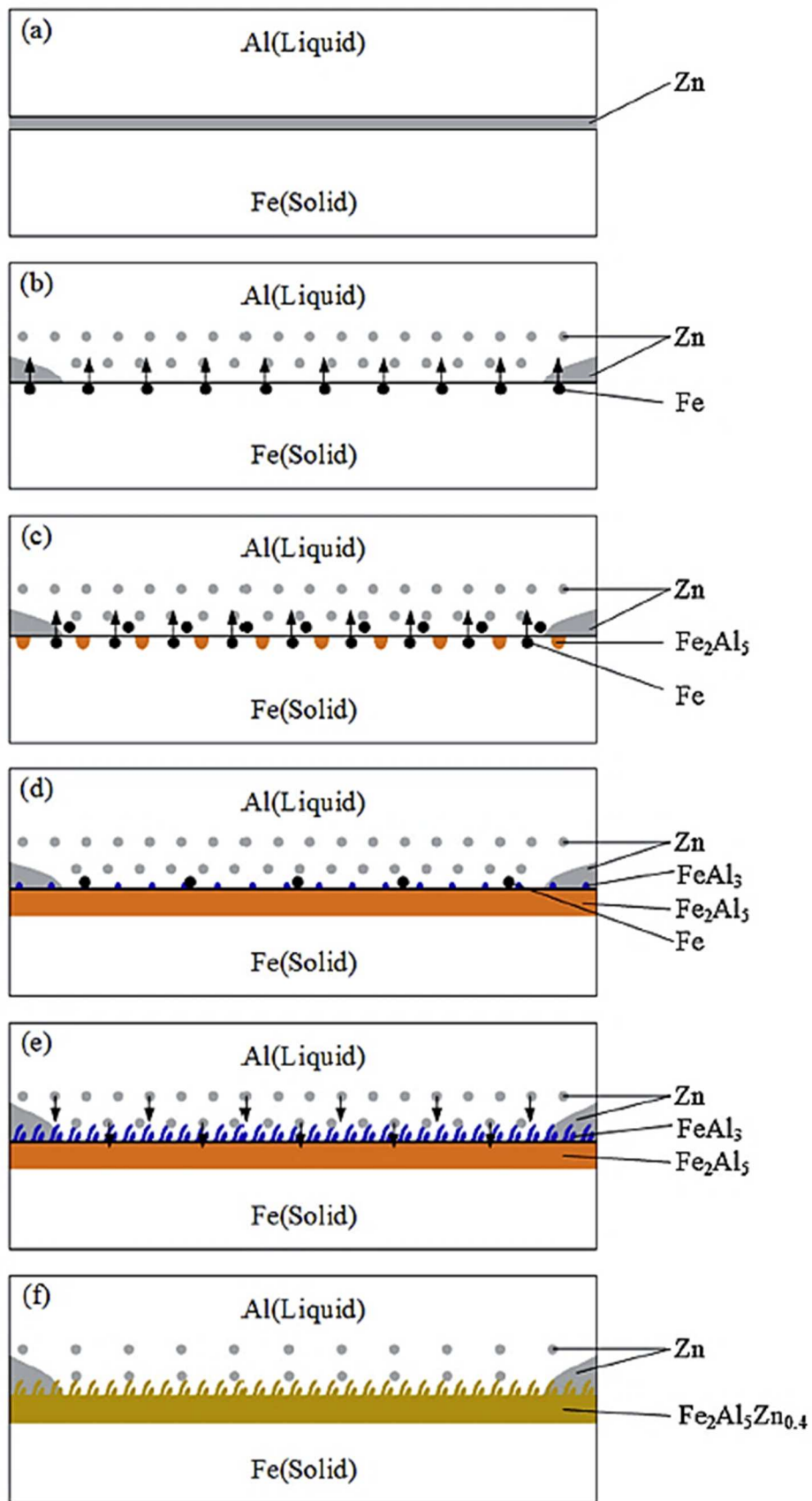


Abbildung 6: Bildungsprozess intermetallischer Phasen zwischen Aluminium und verzinktem Stahl [17]

2.2 Oberflächennahe Vorgänge beim Beschichten

Der Aufbau des oberflächennahen Werkstückbereichs ist für die Beschichtung eines Substrates von essenzieller Bedeutung. Der Zustand eines Werkstückes vor einer Oberflächenbehandlung oder Beschichtung ist in Abbildung 7 dargestellt. Ein unbehandeltes Substrat weist drei charakteristische Schichten auf. Durch die mechanische Bearbeitung und thermische Behandlung entsteht ein Störungsfeld mit einer Dicke von rund 10.000 nm. Diese Schicht wird von der Reaktionsschicht überdeckt, die hauptsächlich aus Oxiden, Sulfiden und Carbonaten besteht und 10-100 nm dick ist. Die Adsorptionsschicht ist rund 10 nm dick und besteht größtenteils aus organischen Substanzen, Sauerstoff, Stickstoff und Wasser. [18]

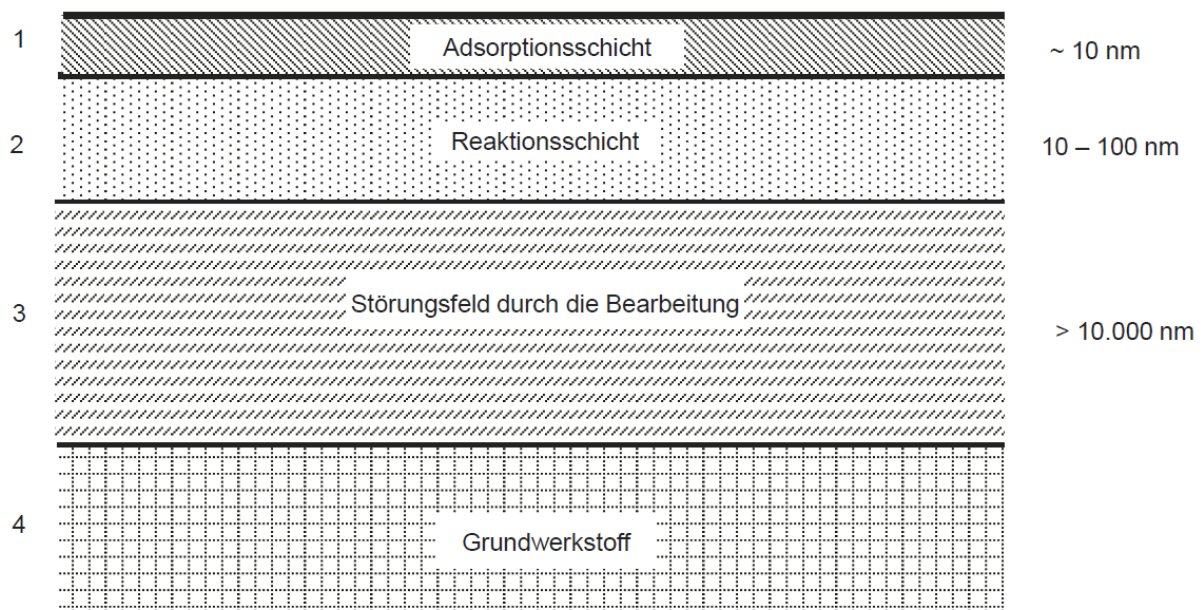


Abbildung 7: Oberflächennahe Bereiche eines Substrates [18]

Die Eigenschaften des Grundwerkstoffes resultieren aus dem Bindungszustand zwischen den elementaren Bausteinen (Atome, Ionen, Moleküle) und ihrer räumlichen Anordnung und Verteilung. Die Bindungen zwischen den Atomen im Inneren des Metallgitters sind abgesättigt. Im Bereich der Oberfläche verfügen Metalle über noch bindungsfähige Elektronenzustände. Diese bewirken, dass sich Bindungen mit zur Verfügung stehenden Atomen, Ionen oder Molekülen an der Grenzfläche zwischen Metalloberfläche und Umgebung ausbilden. Die Fähigkeit solche Bindungen einzugehen wird mit der freien Oberflächenenergie charakterisiert. [18]

Die Struktur und die Eigenschaften des oberflächennahen Bereiches eines beschichteten Substrates sind in Abbildung 8 dargestellt. Grundsätzlich besteht jeder beschichtete Werkstoff aus drei charakteristischen Bereichen. Das Substrat besitzt bestimmte Volumen- und Oberflächeneigenschaften, wie z.B. Struktur, Gefüge und Topografie. Das Interface stellt die Wechselwirkungszone zwischen Schicht und Substrat dar und ist für die Haftung verantwortlich. Die äußerste Schicht ist durch besondere Schichteigenschaften wie z.B. Struktur, Schichtdicke, Porosität, Korrosionsverhalten und chemische Zusammensetzung gekennzeichnet. [18]

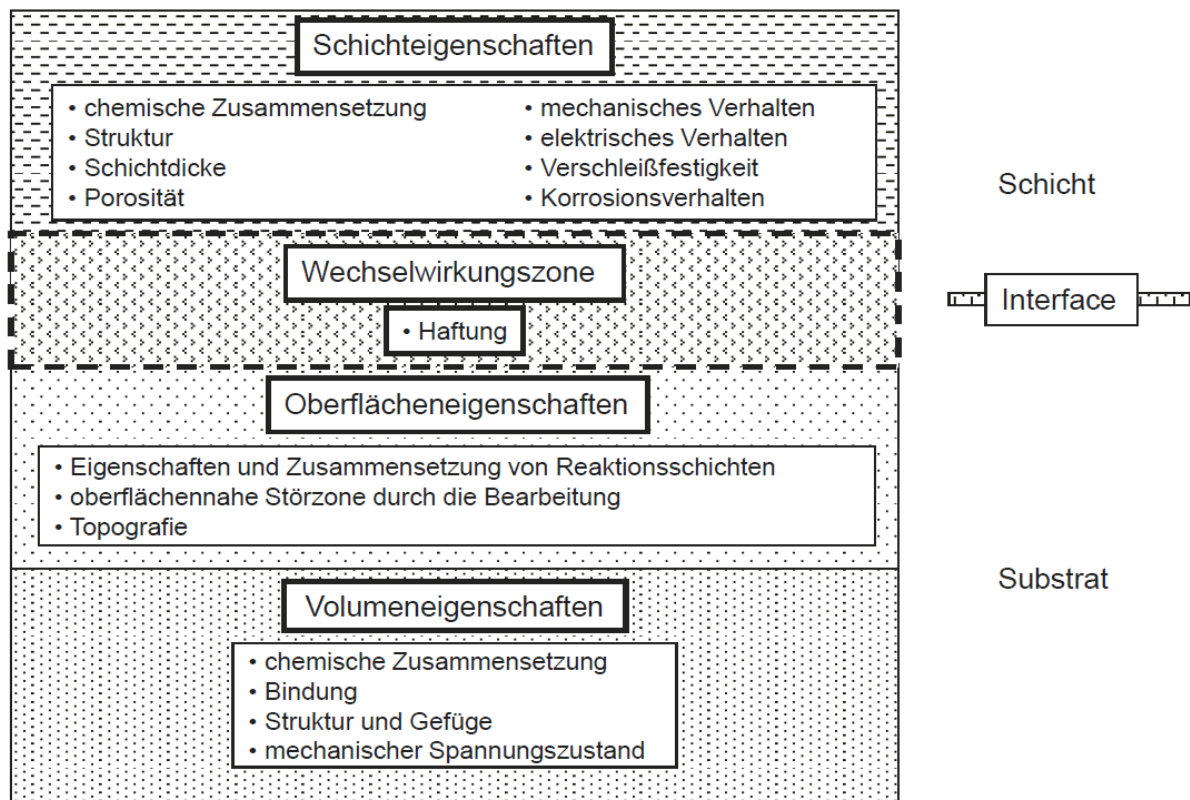


Abbildung 8: Aufbau eines beschichteten Substrates [18]

2.2.1 Grenzschichtvorgänge

Die Ausbildung von Oberflächenschichten kann durch Schichtwerkstoffe im festen, flüssigen oder gasförmigen Zustand erfolgen. Dabei sind die drei unterschiedlichen Grenzflächeneffekte Adhäsion, Benetzung und Adsorption für die Haftung verantwortlich. Adhäsion beschreibt die Wechselwirkung zwischen Festkörpern und festen Schichtwerkstoffen. Nachdem die Bildung einer festen Schicht abgeschlossen ist, wirken ausschließlich Adhäsionskräfte zwischen Substrat und Beschichtung. Adsorption beschreibt die Wechselwirkung zwischen Festkörpern und gasförmigen Stoffen. Im Zuge einer Beschichtung bedeutet dies den einseitigen Stoffübergang aus der Gasphase auf die Festkörperphase. [18]

Benetzung beschreibt die Wechselwirkung zwischen Festkörpern und flüssigen Werkstoffen. Das Ausmaß der Benetzung wird, wie aus Abbildung 9 ersichtlich, mit dem Benetzungswinkel θ beschrieben. Dieser ist abhängig von der Oberflächenenergie der Flüssigkeit σ_l , der Oberflächenenergie des Substrates σ_s und der Grenzflächenenergie zwischen Flüssigkeit und Substrat σ_{ls} . Daraus resultieren drei charakteristische Bereiche für den Benetzungswinkel. Eine vollständige Benetzung findet bei θ gegen 0° statt. Beträgt der Winkel zwischen 0 und 90° spricht man von einer guten, bei mehr als 90° von einer schlechten Benetzung. Ob nun eine gute oder schlechte Benetzung entsteht ist abhängig von den nicht abgesättigten Bindungen an der Substratoberfläche. Wenn diese in der Lage sind den Flüssigkeitstropfen entgegen der Anziehungskraft im Flüssigkeitsvolumen auszubreiten entsteht eine gute Benetzung. [18]

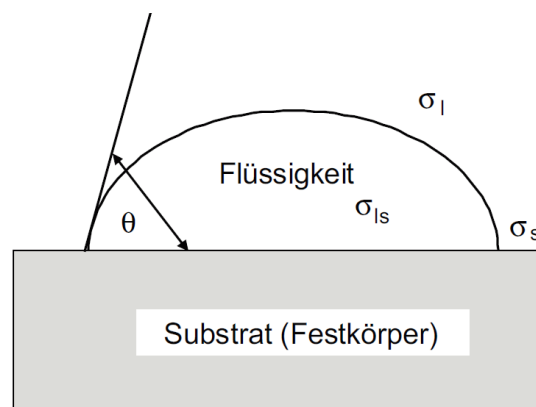


Abbildung 9: Charakterisierung der Benetzung eines Substrates mit einer Flüssigkeit [18]

2.2.2 Plasmaaktivierung

Neben mechanischen (Strahlen, Bürsten, ...) und chemischen (Entfetten, Beizen, ...) Vorbehandlungsmethoden gibt es auch physikalische Methoden zur Oberflächenvorbehandlung. Ein Verfahren stellt hier die Plasmaaktivierung dar. Dabei wird die Oberfläche, wie beim Plasmaspritzen aber ohne Pulverzufuhr, mit einem Plasmastrahl überfahren. Durch die Einwirkung des Plasmas wird eine Oberflächenmodifikation erzielt, die eine Erhöhung der freien Oberflächenenergie bewirkt. Die Benetzbarkeit des Substrates wird stark verbessert, was sich positiv auf die Schichthftung beim atmosphärischen Plasmaspritzen auswirkt. Weiters erfolgt durch den Plasmastrahl eine gewisse Reinigung der Oberfläche. [19]

Durch die Einwirkung des Plasmastrahls kommt es zu einer Erwärmung des Substrates. Dieser Effekt wird durch eine beim atmosphärischen Plasmaspritzen oft angewendete Vorwärmung noch weiter verstärkt. In Abhängigkeit des Werkstoffes und der Vorwärmtemperatur kann es dadurch zu einer verstärkten Oxidation der Substratoberfläche kommen. Diese Problematik wird in Kapitel 7.4.1 im Detail erläutert.

Stummer et al. [19] haben den Einfluss einer Plasmaaktivierung auf das Benetzungsverhalten von Stahl untersucht. Sie haben gezeigt, dass sich die Benetzbarkeit durch eine Plasmaaktivierung stark verbessert. Die freie Oberflächenenergie verringerte sich auch nach einer Lagerzeit von sieben Stunden nicht signifikant.

Rabl et al. [20] haben die Auswirkungen unterschiedlicher Oberflächenvorbehandlungen auf die freie Oberflächenenergie einer Aluminiumlegierung untersucht. Sie konnten zeigen, dass sich die freie Oberflächenenergie und die Benetzung durch eine Plasmaaktivierung stark verbessern. Im Vergleich zu chemischen und mechanischen Vorbehandlungsmethoden wurde mit einer Plasmaaktivierung und anschließender Reinigung in einem Ultraschallbad mit Ethanol die höchste freie Oberflächenenergie erzielt.

2.3 Pulverkennwerte

Die wichtigsten Eigenschaften von Pulvern bzw. Partikeln sind Größe, Form, Oberflächenbeschaffenheit, Porosität, Homogenität, Hochtemperaturverhalten, Fließverhalten und die chemische Zusammensetzung. Gängige Partikelgrößen für APS-Applikationen liegen zwischen 5 und 200 μm mit einem Medianwert von rund 50 μm . Pulver werden oft durch den x_{50} -Kennwert charakterisiert. Dies ist jene Partikelgröße, die von 50 % aller Partikel nicht überschritten wird. [21]

Die Kornform ist eine wichtige Eigenschaft von Partikeln und hängt im Wesentlichen vom Herstellungsverfahren des Pulvers ab. Laut Pawlowski [22] gibt es drei relevante Kornformen, die beim atmosphärischen Plasmaspritzen Anwendung finden. Kugelige Partikel, knollige unregelmäßig geformte Partikel und scharfkantige blockförmige Partikel. Die Kornform beeinflusst das Fließverhalten und die Förderbarkeit von Pulvern.

Eine wesentliche Kenngröße von Pulvern ist die Partikelgrößenverteilung. Sie hat meist die Charakteristik einer Gaußverteilung oder einer logarithmischen Normalverteilung. Daraus folgt, dass im Pulver auch wesentlich größere und kleinere Partikel als der Medianwert vorhanden sind. Extrem kleine Partikel können beim Aufprall auf die Substratoberfläche oder bereits während der Flugphase verdampfen. Wesentlich größere Partikel schmelzen nicht komplett auf, prallen von der Oberfläche ab oder fallen durch Gravitationskräfte aus dem Plasmastrahl heraus. Durch beide Phänomene wird die Beschichtungseffizienz reduziert und die Schichteigenschaften verschlechtern sich. [21] [22]

Feine und unregelmäßig verteilte Pulver besitzen ein schlechtes Fließverhalten, das sich negativ auf die Förderbarkeit und Prozessstabilität beim atmosphärischen Plasmaspritzen auswirkt. Deshalb muss die Partikelgrößenverteilung geeignet und reproduzierbar sein, um konstante Arbeitsergebnisse und Verarbeitungseigenschaften sicherzustellen. Weiters nehmen bei sinkender Partikelgröße die Bindungsflächen zu benachbarten Partikeln zu, was zur Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften führt. [21]

Zur Bestimmung der Partikelgrößenverteilung von Pulvern, die nicht überwiegend kleiner als $45\ \mu\text{m}$ sind, dienen genormte Prüfsiebe. Aus mehreren Sieben mit unterschiedlicher Maschenweite wird eine Siebsäule gebildet, wobei sich die größte Maschenweite oben und die kleinste unten befindet. Die Pulverprobe wird oben auf das größte Sieb geschüttet und fließt durch Vibrationen nach unten. Nach einem bestimmten Zeitraum werden die Rückstände in jedem Sieb und der Feinanteil, der das letzte Sieb passiert hat gewogen. Das Ergebnis wird meist graphisch als Summenhäufigkeit über der Maschenweite dargestellt. [23]

Für Pulver mit einer Partikelgröße unter $45\ \mu\text{m}$ wird die Granulometrie mittels Laserbeugung bestimmt. Dazu wird das Pulver meist in einer klaren Flüssigkeit dispergiert. Durch die Dispersion wird ein Laserstrahl geschickt, der an den Konturkanten der Partikel gebeugt wird. Aus dem Winkel und der Intensität der Streuung, welche mit Photodioden gemessen werden, wird die individuelle Partikelgröße errechnet. Die Messung erfolgt vollautomatisiert und ist für Partikelgrößen von $10\ \text{nm}$ bis zu mehreren Millimetern geeignet und liefert neben der Partikelgrößenverteilung einige weitere charakteristische Kenngrößen die im Folgenden kurz erläutert werden. [23]

Die volumenbezogene spezifische Oberfläche S_v ist besonders für Vorgänge die sich an der Partikeloberfläche abspielen von Bedeutung. Beispielhaft können hier der Wärme- und Stoffaustausch mit der Umgebung und chemische Reaktionen genannt werden. Die spezifische Oberfläche nimmt mit kleiner werdender Partikelgröße zu. Dies hat zur Folge, dass Haftkräfte zwischen den Partikeln gegenüber Massenkräften in den Vordergrund treten, wodurch die Neigung zur Agglomeration steigt, die Wandhaftung zunimmt, das Fließvermögen schlechter wird und der Strömungswiderstand bei der Umströmung von Partikeln eine größere Rolle spielt. Weiters steigt mit zunehmender spezifischer Oberfläche die chemische Reaktivität an und die Reaktionsgeschwindigkeit nimmt zu. [24]

Eine weitere wichtige Partikelkenngröße stellt der Sauterdurchmesser S_{MD} dar. Er ist als jener Durchmesser einer Kugel definiert, deren Oberfläche und spezifische Oberfläche genau so groß wie die des Partikelkollektives ist. Teilt man also das Gesamtvolumen einer Schüttung aus Partikeln in gleich große Kugeln auf, die das Gleiche spezifische Volumen und Gesamtvolumen besitzen, haben diese den Sauterdurchmesser. [24]

Der volumenbezogene mittlere Durchmesser V_{MD} ist jener Durchmesser einer Kugel, deren Volumen dem durchschnittlichen Partikelvolumen entspricht. [25]

2.4 Atmosphärisches Plasmaspritzen

Das atmosphärische Plasmaspritzen ist ein Verfahren zur Aufbringung funktionaler Beschichtungen. Es sind alle Materialien verarbeitbar, die einen definierten Schmelzpunkt besitzen. Dadurch ergeben sich laut Heimann [21] unzählige Anwendungsgebiete, wie etwa Verschleißschichten, Korrosionsschutzschichten, Gleitschichten, keramische Hartschichten, thermische und chemische Barrierschichten und biomedizinische Beschichtungen für Implantate.

Beim atmosphärischen Plasmaspritzen wird ein pulverförmiger Spritzzusatz durch ein Trägergas in einen Plasmastrahl gefördert, dort aufgeschmolzen und auf die Werkstückoberfläche geschleudert. Beim Auftreffen auf die Substratoberfläche erstarren die Partikel und bilden eine feste Schicht. Die Funktionsweise ist schematisch in Abbildung 10 dargestellt. Der Prozess findet unter Atmosphäre, also ohne Vakuum oder Schutzgasabschirmung statt. [18]

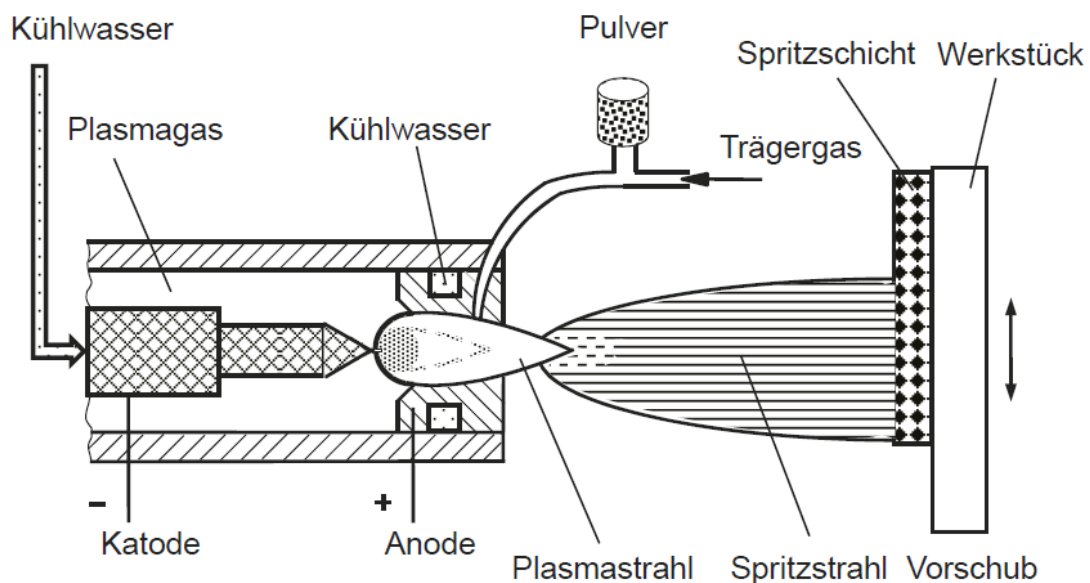


Abbildung 10: Schematische Darstellung des atmosphärischen Plasmaspritzens [18]

Der Prozess des atmosphärischen Plasmaspritzens kann in drei charakteristische Phasen unterteilt werden. Auf die Erzeugung des Plasmas folgt der Transfer von thermischer Energie und Impuls vom Plasma auf das injizierte Pulver. In der letzten Phase erfolgt die Schichtbildung, wobei hier eine Übertragung von thermischer und kinetischer Energie von den Partikeln auf das zu beschichtende Substrat stattfindet. Die einzelnen Phasen, unterschiedliche Einflussgrößen und verschiedene Parameter werden in den folgenden Kapiteln näher erläutert. [21]

2.4.1 Einflussgrößen

Laut Heimann [21] beeinflussen folgende Parameter den APS-Prozess maßgeblich:

- Leistungsaufnahme
- Druck des Plasmagases
- Druck des Trägergases
- Förderrate des Pulvers
- Partikelgröße, Partikelform und Partikelgrößenverteilung
- Injektionswinkel des Pulvers
- Oberflächenrauheit des Substrates
- Substrattemperatur
- Sprühdistanz

Aufgrund von ökonomischen Aspekten und gegenseitigen Abhängigkeiten unterschiedlicher Parameter sind verschiedene Parameterkombinationen in der Praxis nicht anwendbar. Aus ökonomischer Sicht ist eine möglichst hohe Beschichtungseffizienz anzustreben. Diese ist als Verhältnis zwischen den auf die Oberfläche aufgebrachten Partikeln und den in den Plasmastrahl eingebrachten Partikeln definiert. Die Auswirkungen unterschiedlicher Parameter auf die Beschichtungseffizienz sind in Abbildung 11 dargestellt. Einen wesentlichen Einfluss haben die Leistungsaufnahme, die Sprühdistanz und die Durchflussmenge des Plasmagases. [21]

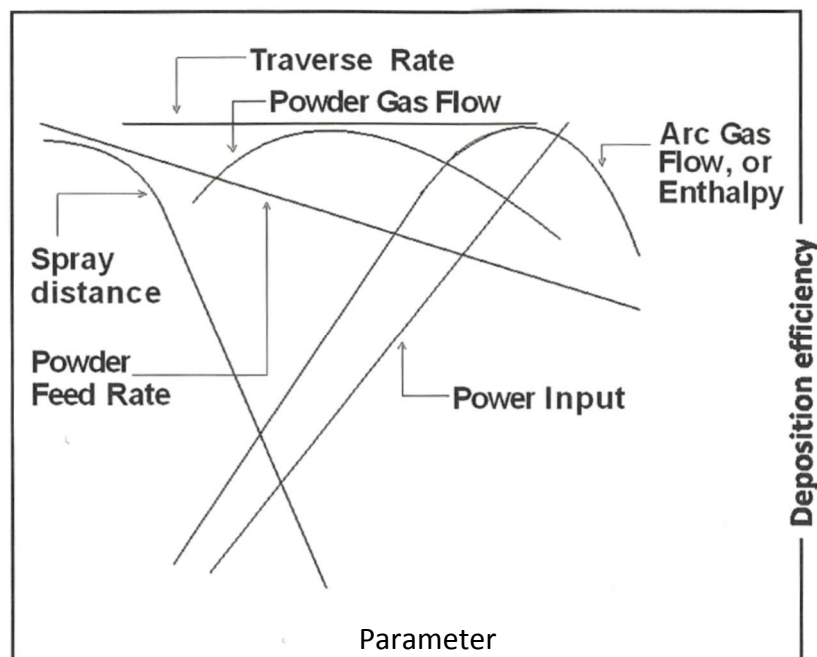


Abbildung 11: Abhängigkeit unterschiedlicher Parameter auf die Beschichtungseffizienz beim atmosphärischen Plasmaspritzen [21]

2.4.2 Plasmaerzeugung

Ein Plasma entsteht durch die Ionisation oder Dissoziation von Gasen. Es besteht aus Elektronen, positiv geladenen Ionen, neutralen Gasatomen und hochenergetischen Photonen. Eine Plasmaerzeugung kann durch Wärmezufuhr oder durch Zufuhr von elektrischer Energie erfolgen. Die für technische Anwendungen bedeutendste Methode, die auch beim atmosphärischen Plasmaspritzen angewendet wird, ist die Plasmaerzeugung durch die Interaktion zwischen elektrischem Strom und Gas. Dabei wird zwischen einer Anode und einer Kathode ein Lichtbogen erzeugt, durch den das Plasmagas geleitet wird (Abbildung 10). Einatomige Gase wie Argon oder Helium werden dabei ionisiert und erreichen den Plasmazustand. Stickstoff oder Wasserstoff müssen zuerst in die atomare Form dissoziiert werden und benötigen dadurch mehr Energie um den Plasmazustand zu erreichen. Diese erhöhte Energiezufuhr führt zu einer höheren Enthalpie bzw. einer höheren Temperatur des Plasmas. Dadurch erfolgt ein höherer Energietransfer zwischen Plasma und Partikeln. [21]

Abbildung 12 zeigt den Energiegehalt typischer Plasmagase in Abhängigkeit der Temperatur. Der Verlauf ist bis zur Temperatur, wo die Gase ionisieren oder dissoziieren, linear. Die Ionisation bzw. Dissoziation führt zu einem starken Anstieg des Energiegehaltes. Argon und Helium geben bei der Ionisation ein Elektron ab und werden zu positiv geladenen Ionen. Wasserstoff und Stickstoff dissoziieren zuerst aus der molekularen in die atomare Form und werden dann ionisiert. [21]

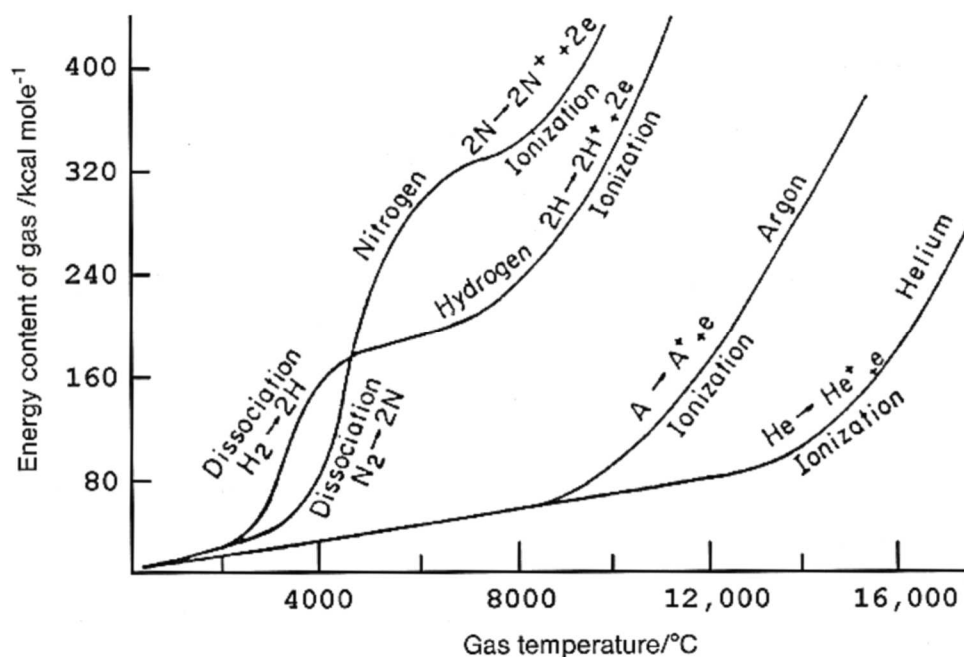


Abbildung 12: Energiegehalt typischer Plasmagase als Funktion der Temperatur [21]

Beim atmosphärischen Plasmaspritzen werden Argon, oder Mischungen von Argon (Ar) mit Wasserstoff (H_2), Helium (He) oder Stickstoff (N_2) als Plasmagas verwendet. Vereinzelt wird auch Stickstoff oder eine Mischung aus Stickstoff und Wasserstoff verwendet. Für spezielle Anwendungen werden auch Mischungen aus drei Gasen, wie etwa $Ar+He+H_2$ oder $Ar+He+N_2$ genutzt. Argon und Stickstoff werden als Primärgas bezeichnet, da sie den Hauptbestandteil des Plasmagases darstellen und den Lichtbogen stabilisieren. Die Sekundärgase He und H_2 verbessern die Energieübertragung auf die Partikel durch deren hohe Wärmeleitfähigkeit. [22]

Abbildung 13 zeigt die Temperatur und die axiale Geschwindigkeit eines $Ar+H_2$ -Plasmas in Strahlrichtung. In diesem konkreten Beispiel existieren Temperaturen von bis zu 10000 °K und Geschwindigkeiten von bis zu 600 m/s . Die Werte sind jedoch stark von der Kathodengeometrie, der Gaszusammensetzung, der Düsengeometrie und diversen Randbedingungen abhängig. Beide Verläufe weisen sehr starke Gradienten auf. Der Strömungszustand kann als vollkommen turbulent angesehen werden. [21]

Die Isothermen zeigen, dass die maximale Temperatur im Kern des Plasmastrahls beim Düsenaustritt vorliegt. Auf diesen Bereich folgt eine Übergangszone, in der die Temperatur in axialer Richtung auf unter 3000 °K bei einem Düsenabstand von $z=80\text{ mm}$ abfällt. Das radiale Temperaturprofil ist in der Kernzone extrem steil mit Temperaturgradienten von über 4000 °K/mm . Dieser Temperaturgradient erschwert eine gleichmäßige Aufschmelzung der Partikel und erfordert eine exakte Kontrolle der Partikelgrößenverteilung des Pulvers und eine genaue, reproduzierbare Pulvereinbringung in das Zentrum des Plasmastrahls. Um die Partikel ordnungsgemäß aufzuschmelzen, sollen diese so nah wie möglich am Plasmaaustritt aus der Düse eingebracht werden. [21]

Die axiale Geschwindigkeit beträgt am Düsenaustritt mehr als 600 m/s . Sie sinkt in axialer Richtung relativ schnell ab und beträgt bei einem Düsenabstand von $z=80\text{ mm}$ weniger als 100 m/s . In radialer Richtung fällt der Gradient deutlich steiler aus. [22]

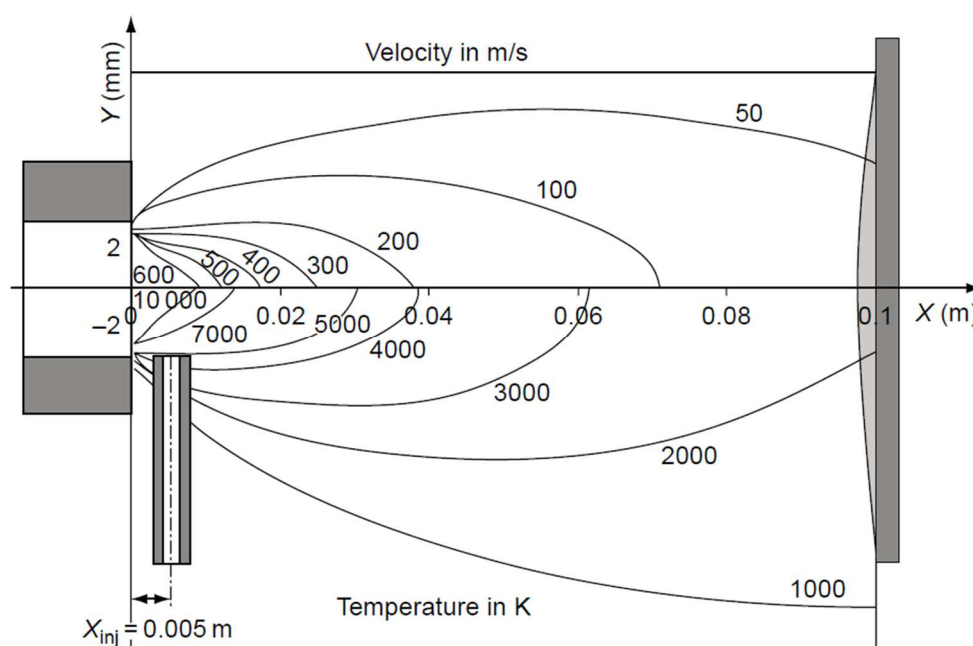


Abbildung 13: Berechneter Verlauf von Temperatur und Geschwindigkeit in einem $Ar+H_2$ -Plasmastrahl [22]

2.4.3 Wechselwirkungen zwischen Plasma und Partikeln

Einen wesentlichen Einfluss auf die Wechselwirkungen zwischen Plasma und Partikeln hat die Art der Pulvereinbringung. Grundsätzlich gibt es vier unterschiedliche Möglichkeiten zur Einbringung des Pulvers in den Plasmastrahl, die in Abbildung 14 dargestellt sind.

- 1.) Die Injektion senkrecht zum Plasmastrahl am Austrittspunkt der Düse,
- 2.) in einem bestimmten Winkel zur Strahlachse,
- 3.) direkt in die Düse
- 4.) oder durch eine Bohrung in der Kathode.

Durch den Injektionswinkel kann die Verweilzeit der Partikel im Plasmastrahl gesteuert werden. Bei hochschmelzenden Materialien werden die Partikel entgegen der Strahlrichtung eingebracht (negativer Winkel). Dies führt zu einer erhöhten Verweilzeit im Plasma. Bei sensiblen Materialien wird ein positiver Injektionswinkel verwendet, was zu einer kürzeren Verweilzeit der Partikel im Plasma führt und diese vor Verdampfen und thermischer Zersetzung schützt. [21]

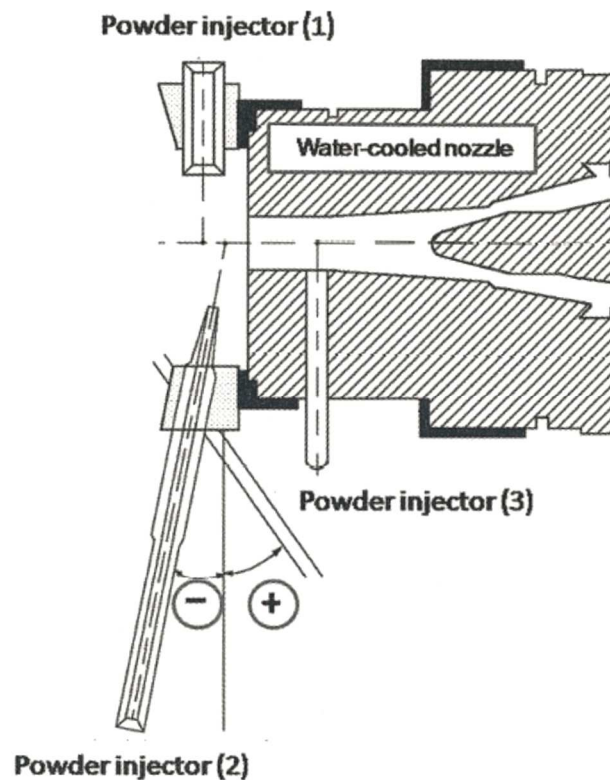


Abbildung 14: Unterschiedliche Arten der Pulvereinbringung beim atmosphärischen Plasmaspritzen [21]

Grundsätzlich kommt es zu einer Impuls- und Wärmeübertragung vom Plasma auf die Partikel. Durch die Energie des Plasmastrahls werden die Partikel beschleunigt und stark erhitzt. Die Geschwindigkeit der Partikel wird im Wesentlichen durch die Partikelgröße und die Plasmageschwindigkeit beeinflusst. Abbildung 15 zeigt die Geschwindigkeit unterschiedlich großer Aluminiumpartikel, die durch ein Ar+H₂-Plasma beschleunigt werden. Aus dem Kurvenverlauf ist ersichtlich, dass kleinere Partikel wesentlich schneller beschleunigt werden, da sie eine geringere Masse bzw. Trägheit besitzen. Mit zunehmender Partikelgröße nimmt die Geschwindigkeit der Partikel ab und die Beschleunigung dauert länger. [21]

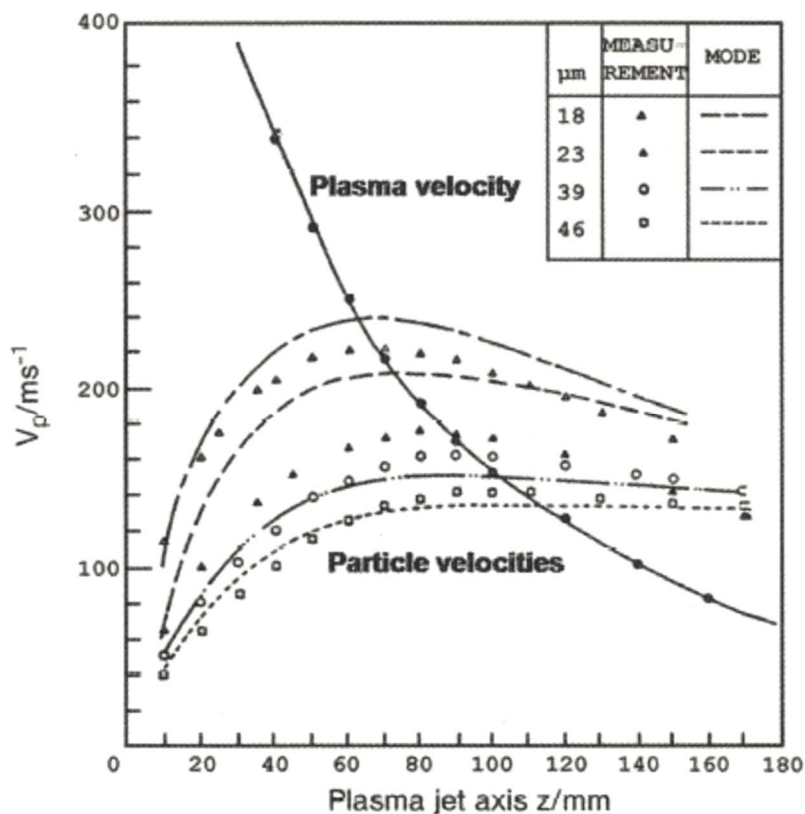


Abbildung 15: Plasmageschwindigkeit und Geschwindigkeit unterschiedlich großer Aluminiumpartikel als Funktion des Düsenabstandes [21]

In Abbildung 15 ist zu erkennen, dass eine Energieübertragung zwischen Plasma und eingebrachten Partikeln erfolgt. Die Geschwindigkeit bzw. kinetische Energie des Plasmas hat ihr Maximum am Düsenaustritt und verringert sich mit zunehmendem Düsenabstand. Die Partikelgeschwindigkeiten erreichen ihr Maximum kurz nach dem Düsenaustritt und fallen dann mit zunehmender Entfernung langsam ab. [21]

Die Temperatur der Partikel hängt stark von der Partikelgröße und der Porosität der Partikel ab. Abbildung 16 zeigt den Temperaturverlauf von Aluminiumpartikeln mit unterschiedlichem Durchmesser, die in ein Stickstoffplasma mit 10000 °K eingebracht werden. Die beiden Kurven repräsentieren den Verlauf der Oberflächentemperatur und der Temperatur im Zentrum eines Partikels. Daraus ist ersichtlich, dass größere Partikel wesentlich mehr Zeit benötigen um aufzuschmelzen. Sie befinden sich jedoch nur unwesentlich länger im Plasmastrahl, wodurch sie nicht oder nur unvollständig aufgeschmolzen werden. [21]

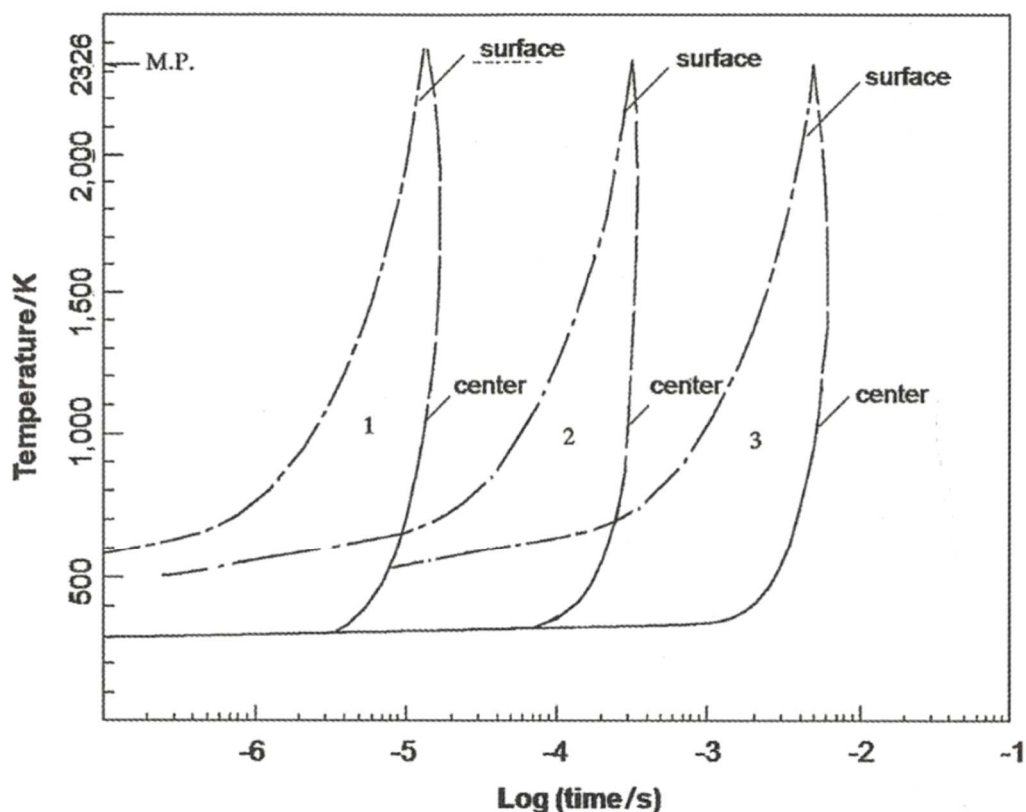


Abbildung 16: Temperaturverlauf von Aluminiumpartikeln mit unterschiedlichem Durchmesser (1 = 20 µm, 2 = 100 µm, 3 = 400 µm), die in ein Stickstoffplasma eingebracht werden [21]

2.4.4 Wechselwirkungen zwischen Partikeln und Substrat

Beim Auftreffen der Partikel auf die Substratoberfläche oder auf bereits vorhandene Beschichtungslamellen kommt es zu unterschiedlichen Wechselwirkungen und physikalischen Vorgängen. Zu Beginn der Schichtbildung treffen die Partikel direkt auf die Substratoberfläche auf. Die dabei auftretenden Phänomene bestimmen die Adhäsion zwischen Beschichtung und Substrat. Die Partikel können beim Auftreffen flüssig, partiell aufgeschmolzen oder in festem Zustand vorliegen. Feste Partikel prallen entweder wieder ab, oder es entsteht eine schwache Bindung mit dem Substrat. Solche Partikel sind unerwünscht, da sie die Schichteigenschaften negativ beeinflussen. [22]

Wenn aufgeschmolzene Partikel als idealisierte kugelige Tropfen auf die Substratoberfläche auftreffen, werden diese stark verformt. Die kinetische Energie der Partikel wird in Deformation und Wärme umgewandelt. Zwischen Partikeln und Substrat erfolgt eine Wärmeübertragung, die Tropfen kühlen extrem schnell ab und erstarren. Die Erstarrungszeit eines aufgeschmolzenen Partikels, das auf eine kalte Substratoberfläche auftrifft, ist einige Größenordnungen kleiner als die Zeit die vergeht bis ein weiterer Partikel in der gleichen Flugbahn auf die Oberfläche auftrifft. Daraus folgt, dass auftreffende Partikel nicht wie beim Schweißen in ein Schmelzbad eintauchen, sondern immer auf eine feste Oberfläche auftreffen. [21]

Die Deformation und die Erstarrung der Partikel laufen nahezu simultan ab, wobei die beiden Prozesse laut Pawlowski [22] von folgenden Faktoren abhängen:

- Geschwindigkeit, Größe und Aggregatzustand (flüssig, partiell aufgeschmolzen, fest) der Partikel beim Auftreffen
- Materialeigenschaften der Partikel im flüssigen Zustand (Viskosität, Oberflächenspannung, Siedetemperatur, ...)
- Temperatur und Oberflächenrauheit des Substrates
- Benetzbarkeit der Substratoberfläche durch die flüssigen Partikel

Durch die Deformation der Partikel beim Auftreffen auf die Substratoberfläche entstehen Lamellen, aus denen die Beschichtung gebildet wird. Dabei können zwei unterschiedliche Ausprägungen von Lamellen auftreten, die in Abbildung 17 dargestellt sind. Bild (a) zeigt die sogenannte „Pancakeform“, die sich beim Auftreffen von Partikeln mit niedriger thermischer und/oder kinetischer Energie und bei sehr kleiner Partikelgröße bildet. Im Gegensatz dazu bilden sich Lamellen mit einer „Flowerform“ (b), wenn Partikel mit sehr hoher Geschwindigkeit auf die Oberfläche auftreffen. Weiters ist bei niedriger Substrattemperatur die Bildung einer „Flowerform“ wahrscheinlicher als die einer „Pancakeform“. [22]

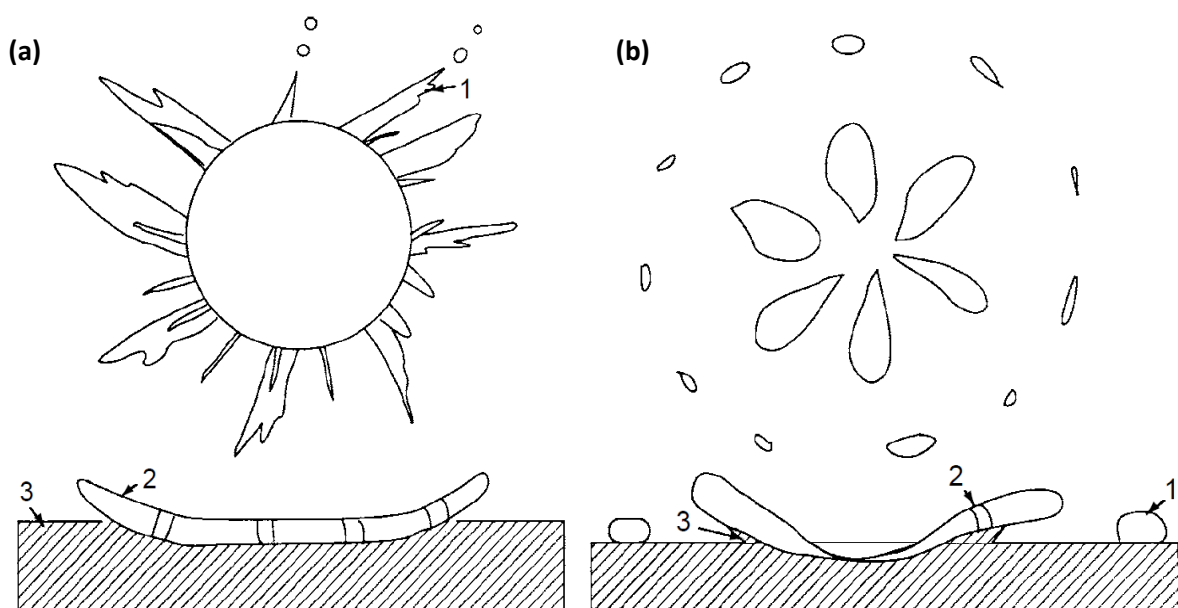


Abbildung 17: Grundlegende Morphologien von Lamellen: (a) „Pancake“, (b) „Flower“
(1) Spritzer, (2) Riss, (3) Deformiertes Substrat [22]

2.4.5 Chemische Veränderung von Partikeln während der Flugphase

Bedingt durch die hohen Temperaturen des Plasmas und die chemische Aktivität der Partikel und Plasmagase kommt es während der Flugphase zu chemischen Veränderungen der Partikel. Die hohen Temperaturen des Plasmas bewirken ein Aufschmelzen und partielles Verdampfen der Partikel. Durch selektive Verdampfungsvorgänge kann sich die chemische Zusammensetzung der Partikel ändern. Dieser Effekt wurde beim atmosphärischen Plasmaspritzen von $\text{YBa}_2\text{Cu}_4\text{O}_x$ beobachtet, wo die Beschichtung schlussendlich die chemische Zusammensetzung $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{5.6}$ aufwies. Während dem Beschichtungsprozess verdampfte mehr CuO als BaO und Y_2O_3 . Als Lösung wurde der Anteil an CuO erhöht, um eine Beschichtung mit der gewünschten chemischen Zusammensetzung zu erhalten. [22]

Zwei weitere Phänomene, die beim Plasmaspritzen beobachtet werden, sind Entkohlung und Reduktion. Entkohlung tritt beim Plasmaspritzen von Carbiden, wie z.B. Wolframcarbid auf. Dabei bildet sich aus WC durch Entkohlung W_2C . Im Vergleich zur chemischen Zusammensetzung des Pulvers, weist die Beschichtung einen 50-66 % geringeren Anteil an Kohlenstoff auf. Eine chemische Reduktion wurde bei vielen Oxiden, wie z.B. ZrO_2 , Cr_2O_3 oder TiO_2 nachgewiesen. Der genaue Vorgang der Entkohlung und Reduktion beim Plasmaspritzen wurde bis heute noch nicht im Detail geklärt. Es wird vermutet, dass der Prozess bedingt durch Diffusion von Sauerstoff- oder Kohlenstoffatomen stattfindet. Die Konzentration dieser Atome ist im Inneren der flüssigen Partikel höher als an der Oberfläche. Dieser Konzentrationsunterschied stellt die treibende Kraft für die Diffusion dar und bewirkt einen Stofftransport hin zur Partikeloberfläche. [22]

Einen wesentlichen Einfluss auf die Oxidation von Partikeln während der Flugphase hat die turbulente Durchmischung des Plasmagases mit der Umgebungsluft. Am Beispiel von Argon als Plasmagas beträgt der Argongehalt bei einem Düsenabstand von 34 mm nur mehr 50 Vol.-%. Die Affinität von Plasmagasen zu den meisten metallischen Spritzmaterialien ist geringer als die von Sauerstoff, wodurch es zu einer Oxidation der Partikel kommt. Die Oxidation von Metallen und Legierungen ist ein zeitabhängiger Prozess. Die Reaktionskinetik der Oxidation kann sich linear oder parabolisch verhalten und beschreibt die Veränderung der Ausgangsmasse Δm in Abhängigkeit der Expositionszeit t . Für Alkalimetalle gilt der Zusammenhang $\Delta m \sim t$. Für Metalle wie Fe, Ni, oder Cu ist ein parabelförmiger Zusammenhang $\Delta m \sim t^{0.5}$ charakteristisch. [22]

Die Expositionszeit der Partikel im Plasma liegt bei üblichen Partikelgeschwindigkeiten und Sprühdistanzen zwischen Bruchteilen einer Millisekunde und etwa einer Millisekunde. Außerdem kommt es zu einer Durchmischung der flüssigen Partikel durch Scherkräfte an der Partikeloberfläche. Diese entstehen durch die hohe Relativgeschwindigkeit zwischen dem Plasmagas und den Partikeln. Dieser Vorgang ist schematisch in Abbildung 18 dargestellt. Die hohe Oxidationsgeschwindigkeit lässt sich durch die kontinuierliche Durchmischung der Partikel erklären, wodurch noch nicht oxidiertes Material an die Partikeloberfläche gefördert wird und dort oxidiert. [22]

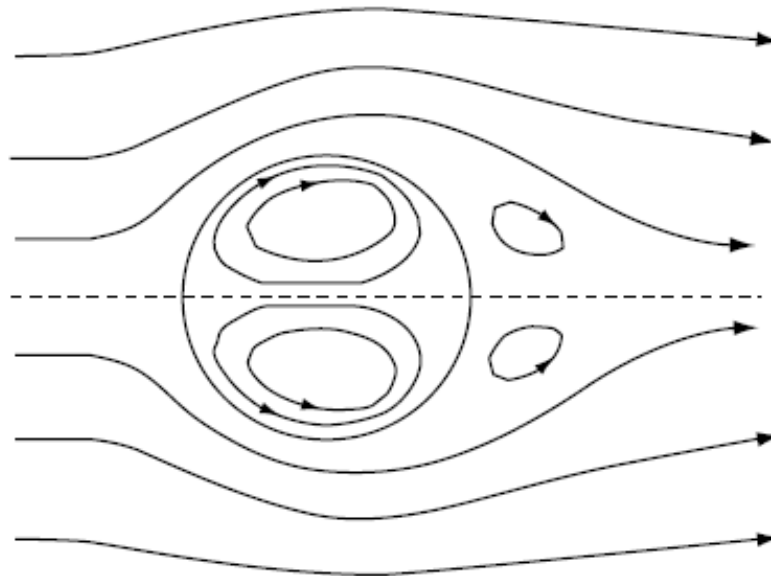


Abbildung 18: Durchmischung von flüssigen Partikeln durch an der Oberfläche wirkende Scherkräfte [22]

2.4.6 Adhäsionsmechanismen

Die Haftung von Plasmaspritzschichten basiert hauptsächlich auf mechanischer Verankerung zwischen Partikeln und rauer Substratoberfläche. Dieser Mechanismus ist in Abbildung 19 dargestellt. Beim Erstarren und bei der Abkühlung der aufgeschmolzenen Partikel entstehen durch die Erstarrungsschrumpfung und die thermische Kontraktion Kräfte, die zur Haftung beitragen. Die Kontaktfläche zwischen Tropfen und Substrat ist ein wichtiges Kriterium für die Schichthaftung und ist in Abbildung 19 rot markiert. Sie ist in der Realität nicht durchgehend und beträgt in Abhängigkeit der Tropfenform oft nur 20-30 %. Eine runde Partikelform („Pancake“) beim Auftreffen ergibt die größtmögliche Kontaktfläche und sorgt somit für eine optimale Schichthaftung. Die Ausbildung dieser Partikelform kann durch Vorwärmen des Substrates erreicht werden. Die Partikel müssen eine ausreichende Plastizität und niedrige Viskosität aufweisen und die Substratoberfläche gut benetzen. [21] Oxide oder Gaseinschlüsse in der Beschichtung und in flüssigen Partikeln gelöste Gase führen laut Pawlowski [22] zu einer Reduktion der Kontaktfläche und verschlechtern somit die Adhäsion. Eine Möglichkeit zur Reduktion von Oxiden, ist die Verwendung einer sauerstoffreduzierten Atmosphäre. Oxide können sich jedoch auch auf der Substratoberfläche bilden oder dort bereits vorhanden sein. Diese oxidierten Bereiche können als mögliche Verankerungspunkte für Partikel dienen, sich als Oxideinschlüsse in der Beschichtung einlagern oder mit anderen Oxiden reagieren.

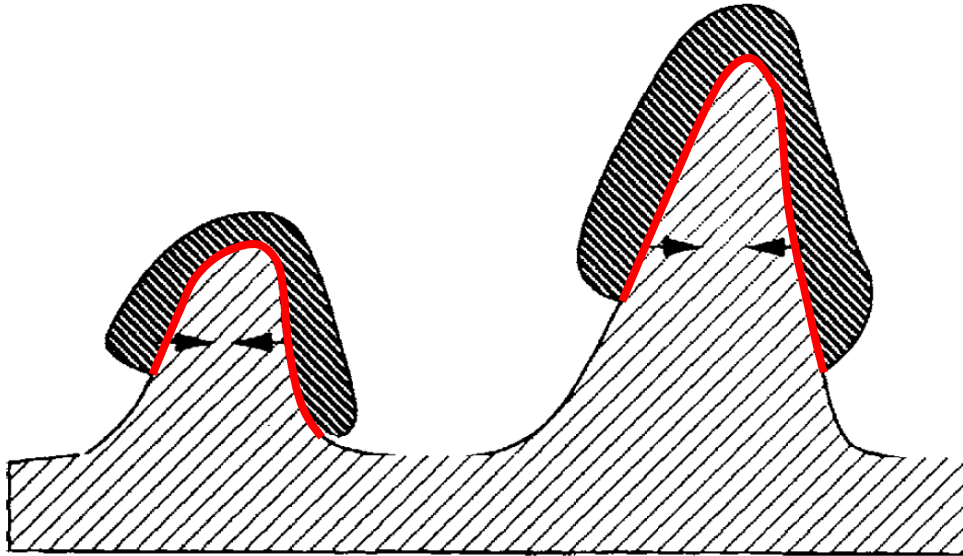


Abbildung 19: Mechanische Verankerung von Partikeln an Unebenheiten der Substratoberfläche [22]

An den Kontaktflächen zwischen Beschichtung und Substrat treten physikalische und metallurgische Wechselwirkungen sowie Epitaxie als Adhäsionsmechanismen auf. Epitaxie kann auftreten, wenn das Beschichtungsmaterial eine ähnliche oder die gleiche Kristallstruktur wie das Substratmaterial aufweist. [22]

Physikalische Adhäsion basiert auf Diffusionsvorgängen und Van-der-Waals-Wechselwirkungen. Die Diffusion wird quantitativ mit dem ersten Fick'schen Gesetz beschrieben. [21]

$$dm_A = -D \cdot \frac{dc_A}{dx} \cdot S dt$$

Formel 2: Erstes Fick'sches Gesetz [12]

Dabei ist dm_A die Stoffmenge der Atomart A, die durch eine Fläche S senkrecht zur Diffusionsrichtung in der Zeit dt transportiert wird. D steht für den Diffusionskoeffizienten und dc_A/dx für das Konzentrationsgefälle. Der Diffusionskoeffizient ist ein werkstoffabhängiges Maß für die Diffusionsfähigkeit und berechnet sich wie folgt. [12]

$$D = D_0 \cdot \exp \frac{-Q}{R \cdot T}$$

Formel 3: Diffusionskoeffizient [12]

Dabei bedeuten Q die Aktivierungsenergie, R die allgemeine Gaskonstante und T die Temperatur. D_0 steht für die Diffusionskonstante und ist ein Maß für die Schwingungsfrequenz der diffundierenden Atome. Q und D_0 sind von der Temperatur unabhängige, werkstoffspezifische Konstanten. [12]

Aus Formel 2 und Formel 3 ist ersichtlich, dass die Diffusion vom Beschichtungswerkstoff in das Substrat mit zunehmender Kontakttemperatur zunimmt. Die Schichthaftung durch Diffusion kann somit durch Vorwärmen des Substrates verbessert werden. Aufgrund der extrem schnellen Abkühlung der Partikel nach dem Auftreffen auf die Substratoberfläche, ist die Diffusionstiefe gering. Diffusionsvorgänge tragen somit nur einen kleinen Anteil zur Adhäsion der Beschichtung bei. [21]

Van-der-Waals-Kräfte tragen ebenso zur Adhäsion bei und wirken zwischen den Atomen der Lamellen und den Atomen des Substrates. Sie können nur bei konstantem und sehr kleinem Atomabstand auftreten. Die Oberflächen müssen sich dabei so stark annähern, dass atomare Anziehungskräfte aktiv werden. [22]

Die Bildung einer chemischen Verbindung zwischen Substrat und Partikel kann zu einer starken metallischen Bindung führen. Dies setzt jedoch voraus, dass neben den Partikeln auch das Substrat aufgeschmolzen wird, was beim atmosphärischen Plasmaspritzen meist nicht der Fall ist. [21]

Es gibt unzählige Haftungstests für Beschichtungen auf die hier nicht näher eingegangen wird. Diese sind in einschlägiger Literatur von Pawlowski [22] und Heimann [21] detailliert beschrieben.

2.4.7 Schichtaufbau

Eine durch atmosphärisches Plasmaspritzen aufgebraute Beschichtung weist prozessbedingt einen charakteristischen Schichtaufbau auf, der in Abbildung 20 dargestellt ist. Neben lamellenförmigen Partikeln, aus denen eine idealisierte Schicht aufgebaut ist, sind Poren, Hohlräume (9), partiell aufgeschmolzene oder oxidierte Partikel und Fehlstellen vorhanden. Diese Fehler beeinflussen die Schichteigenschaften negativ und sind unerwünscht. [21]

Partikel, die bedeutend größer als der Durchschnitt sind, schmelzen nicht komplett auf. Sie bestehen aus einer dünnen geschmolzenen Umhüllung (1) und einem festen Kern (2) und breiten sich somit beim Auftreffen auf die raue Oberfläche (10) des Substrates (11) schlecht aus und benetzen diese nicht optimal. Wenn die Partikel bereits vor dem Auftreffen vollständig erstarrt sind, verbleiben sie als kugelige Einschlüsse (7) in der Beschichtung oder prallen ab. Dadurch wird die Haftung der Beschichtung verschlechtert und die Porosität nimmt zu. Somit ergibt sich die Forderung Pulver zu verwenden, die eine enge Partikelgrößenverteilung besitzen. [21]

Vollständig aufgeschmolzene Partikel (3) verformen sich beim Auftreffen zu charakteristischen „Pancakes“ (4) und benetzen die Substratoberfläche gut. Durch ungleichmäßige Verformungen kommt es zu einer mechanischen Verhakung (5) zwischen den Partikeln untereinander und zwischen Partikeln und Substrat. Wesentlich kleinere Partikel als der Durchschnitt oxidieren und bilden Oxideinschlüsse (6) in der Beschichtung. [21]

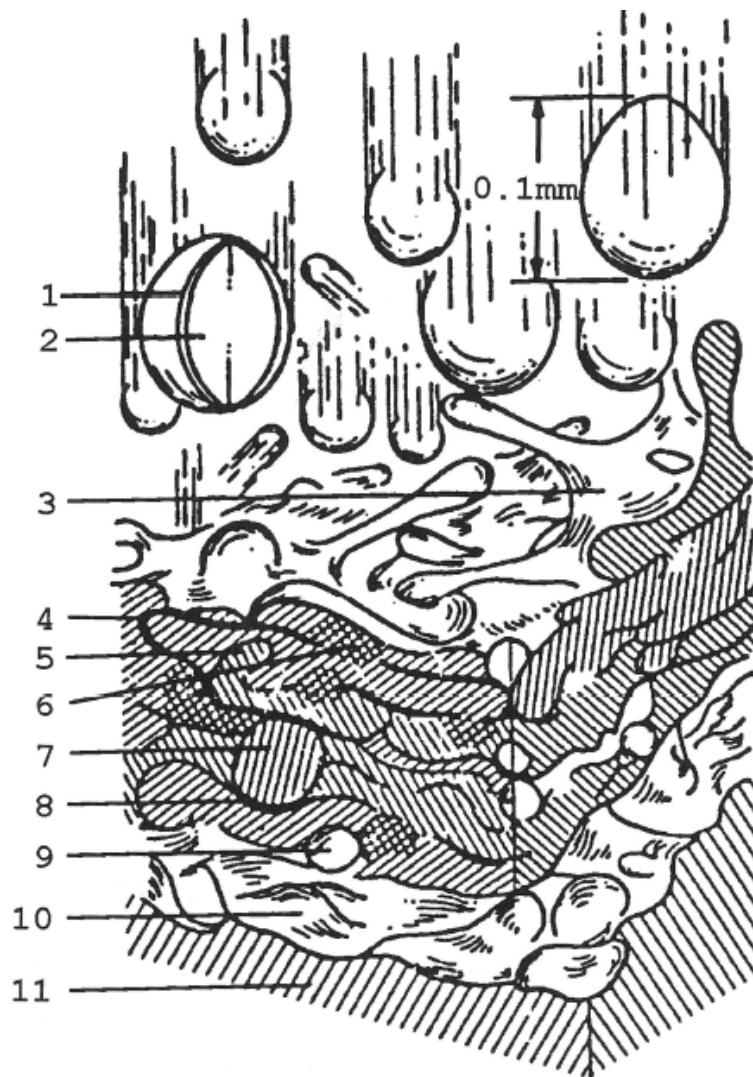


Abbildung 20: Schematischer Aufbau einer Plasmaspritzschicht [21]

Die Eigenschaften der Beschichtung werden im Wesentlichen, wie von Heimann [21] beschrieben, von folgenden Faktoren bestimmt:

- Geschwindigkeit und Temperatur der Partikel beim Auftreffen
- Geschwindigkeit des Plasmagases
- Temperaturverlauf des Substrates und der Beschichtung während dem Beschichtungsprozess
- Benetzbarkeit des Substrates und Viskosität der aufgeschmolzenen Partikel

Weiters haben die Benetzbarkeit des Substrates und die Viskosität der aufgeschmolzenen Partikel Einfluss auf

- die Porosität der Beschichtung,
- die Ausbildung des Interfaces und die Adhäsionskräfte zwischen Beschichtung und Substrat,
- die Kohäsionskräfte zwischen bereits aufgetroffenen und erstarrten Partikeln und darauffolgenden Schichten. [21]

Laut Heimann [21] können metallische Beschichtungen nahezu porenfrei hergestellt werden, Pawlowski [22] gibt für die Porosität von APS-Beschichtungen 1-7 % an. Bei keramischen Beschichtungen kann die Porosität bis zu 20 % betragen. Die Porosität zeigt eine starke Abhängigkeit von der Partikelgrößenverteilung. Ist diese groß, so schmelzen die unterschiedlich großen Partikel verschieden stark oder teilweise gar nicht auf. Dadurch steigt die Porosität der Beschichtung an. Mögliche weitere Gründe für eine erhöhte Porosität sind: [21]

- Bildung von großen kugeligen Einschlüssen aus Partikeln, die bereits vor dem Auftreffen vollständig erstarrt sind oder nie komplett aufgeschmolzen wurden
- Schatteneffekte beim Auftreffen von Partikeln auf bereits erstarrte Partikel
- Gaseinschlüsse zwischen aufeinanderfolgenden Partikelschichten
- Partikel, die durch Überhitzung oder zu hoher Auftreffgeschwindigkeit verdampfen
- Risse, die durch Behinderung der thermischen Schrumpfung während der Abkühlphase entstehen
- Gasgefüllte Hohlräume, die durch Ausgasungsvorgänge im flüssigen Metall entstehen
- Poren, die durch die Bildung von dendritischen Strukturen entstehen.

Zur Reduktion von Poren können folgende Vorkehrungen getroffen werden: [21]

- Vorwärmung des Substrates um die Kontakttemperatur zu erhöhen und die Viskosität der auftreffenden Tropfen zu reduzieren
- Erhöhung der Auftreffgeschwindigkeit der Partikel, wodurch diese eine höhere kinetische Energie besitzen, die beim Aufprall zum Teil in thermische Energie umgewandelt wird
- Nachbehandlung der Beschichtung

2.5 Untersuchungsmethoden für Beschichtungen

Beschichtungen erfüllen meist eine besondere Funktion und müssen daher spezielle Eigenschaften aufweisen. Es gibt unzählige Untersuchungsmethoden zur Verifizierung dieser Eigenschaften, die unter anderem von Heimann [21] und Pawlowski [22] detailliert beschrieben werden. Die für diese Arbeit relevanten Methoden werden im Folgenden näher erläutert.

2.5.1 Messung der Porosität

Zur Messung der Porosität von Beschichtungen gibt es eine Vielzahl von Methoden, wobei folgende Verfahren am häufigsten verwendet werden: [21]

- Bestimmung der Porenanzahl unter dem optischen Mikroskop
- Bestimmung des Flächenanteils an Poren unter Verwendung einer Bildanalysesoftware
- Quecksilberporosimetrie
- Blasendruck-Test
- Infiltration der Poren und anschließende Messung der elektrischen Leitfähigkeit der porösen Beschichtung
- Ermittlung der Größenverteilungsfunktion von Poren unter Verwendung der Röntgenkleinwinkelstreuung
- Computertomographie
- Ultraschallverfahren

Ergebnis dieser Messverfahren ist entweder das Verhältnis zwischen dem Porenvolumen und dem Volumen der Beschichtung oder eine Größenverteilungsfunktion der Poren.

Die Messung der Porosität durch Bestimmung des Flächenanteils an Poren basiert auf dem Zusammenhang zwischen zweidimensionalen Messungen an metallographischen Schlifflinien und dreidimensionalen Materialeigenschaften. Diese Messmethode ist einfach anzuwenden und besitzt bei mehrfacher Messdurchführung und zu Vergleichszwecken unterschiedlicher Beschichtungen eine ausreichende Genauigkeit. [21]

Betrachtet man die in Abbildung 21 schematisch dargestellte Beschichtung, mit der Breite b und der Dicke t , in der drei Poren mit dem Durchmesser d vorliegen, so berechnet sich die Porosität P in % wie folgt.

$$P = \frac{3 \cdot d^2 \cdot \pi}{4 \cdot b \cdot t} = \frac{\text{Fläche Poren}}{\text{Fläche Beschichtung}}$$

Formel 4: Flächenanteil an Poren

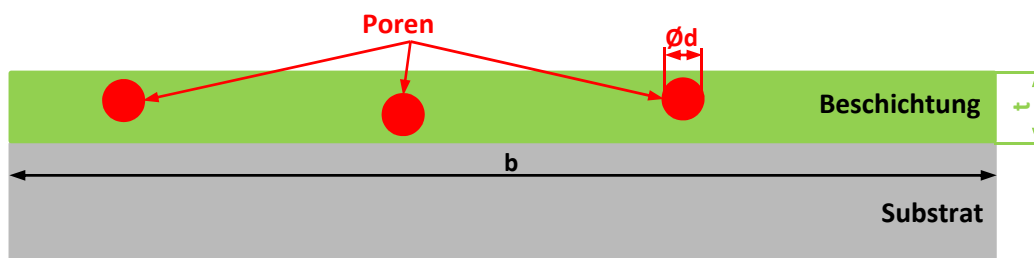


Abbildung 21: Messprinzip zur optischen Messung der Porosität

2.5.2 Röntgendiffraktometrie

Die Röntgendiffraktometrie ist ein Verfahren zur Kristallstrukturanalyse, qualitativen und quantitativen Phasenanalyse, und Gitterkonstantenbestimmung. [26] Das Verfahren basiert auf der Beugung von Röntgenstrahlung an den interferenzfähigen Netzebenen der Kristallite, was sich durch eine Ablenkung der Strahlungsrichtung äußert. Analysiert man diese Beugungserscheinungen und wertet sie aus, kann man die atomare Anordnung des Kristalls bestimmen. Das Ergebnis einer Röntgendiffraktometrie sind Beugungsdiagramme (Diffraktogramme), die für jede Substanz einzigartig sind. [27]

Die Beugung der Röntgenstrahlung lässt sich auf eine selektive Reflexion an einer Netzebenenchar zurückführen, die durch die Bragg-Gleichung wie folgt beschrieben wird. [27]

$$2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta_{hkl} = \lambda$$

Formel 5: Bragg-Gleichung [27]

Dabei steht λ für die Wellenlänge der Röntgenstrahlung, d_{hkl} für den Netzebenenabstand und θ_{hkl} für den so genannten Glanzwinkel. Betrachtet man die in Abbildung 22 ersichtliche Atomanordnung in einem Kristall mit einer Netzebenenchar, die parallel zur Oberfläche liegt, und bestrahlt diesen Kristall mit monochromatischer Röntgenstrahlung der Wellenlänge λ , kommt es zu einer Reflexion des Teilstrahles 1. Diese findet im kernnahen Bereich der Atome statt, wobei Einfallswinkel und Ausfallswinkel, nach dem Reflexionsgesetz, gleich sind. Durch die hohe Energie der Röntgenstrahlung dringt diese auch in den Kristall ein und wird an einer tieferliegenden Netzebene reflektiert (Teilstrahl 2). Teilstrahl 1 legt die um $2d_{hkl}$ kürzere Wegstrecke als Teilstrahl 2 zurück. Die beiden reflektierten Teilstrahlen überlagern sich und aufgrund des Wegunterschiedes kommt es zu einer Phasenverschiebung. Ist der Wegunterschied $2d_{hkl}$ ein ganzzahliges Vielfaches der Wellenlänge λ , dann kommt es zur Interferenz in Form einer Verstärkung. Diese findet nur statt, wenn der Winkel θ zwischen dem einfallenden Strahl und der Netzebene bestimmte Werte annimmt und hängt von der Wellenlänge der Röntgenstrahlung und dem Netzebenenabstand des Kristalls ab. Ist der Wegunterschied $2d_{hkl}$ kein ganzzahliges Vielfaches der Wellenlänge λ , so löschen sich die beiden reflektierten Teilstrahlen aus oder verstärken sich nur schwach. [27]

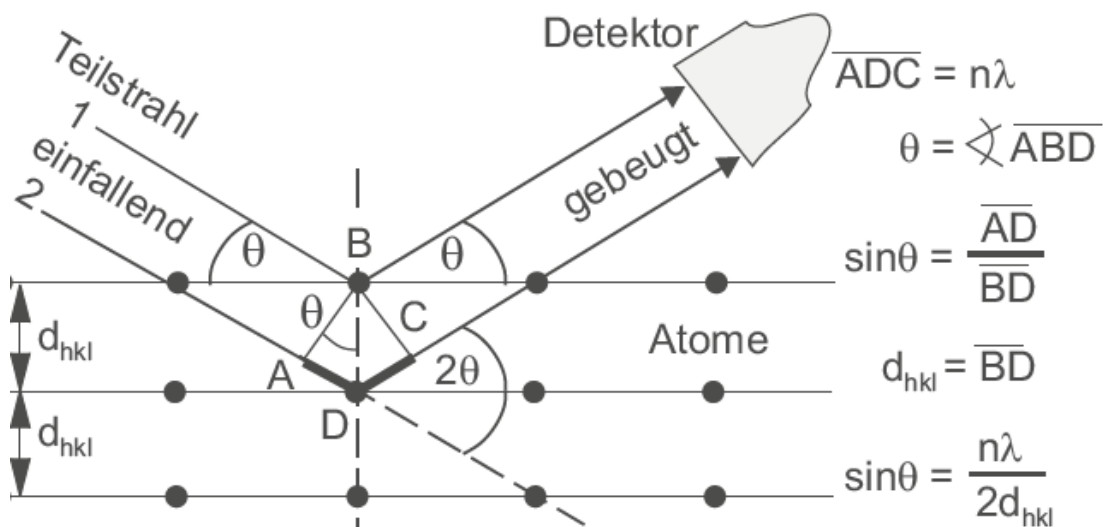


Abbildung 22: Ableitung der Bragg-Gleichung und Reflexion von Röntgenstrahlung an Netzebenen [27]

Durch die Detektion der an den Kristalliten gebeugten Strahlung wird bei bekannter Wellenlänge der Einstrahlwinkel variiert. Bestimmte Winkellagen, bei denen eine Reflexion auftritt, werden gemessen und daraus wird der Netzebenenabstand berechnet. Damit kann die qualitative Phasenzusammensetzung der untersuchten Probe ermittelt werden. Aus der Intensität der Reflexionen ist die quantitative Zusammensetzung bestimmbar. Die Nachweisgrenze für kristalline Anteile beträgt ca. 1 Vol.-%. [26]

Die Eindringtiefe der Röntgenstrahlung bestimmt maßgeblich die Detektionstiefe und kann als prozentueller Anteil der Absorption definiert werden. Tabelle 3 zeigt unterschiedliche Tiefen, bei denen 90 % der Röntgenstrahlung absorbiert wird. Die Absorption ist vom Einfallswinkel Φ , von der Strahlungsquelle und vom untersuchten Material abhängig. Bei manchen Material- und Strahlungskombinationen tritt eine starke Absorption auf, was zu Schwierigkeiten bei der Untersuchung führt. Deutlich erkennbar ist dies bei Eisen in Kombination mit Kupferstrahlung. Solche Kombinationen sollen, wenn möglich vermieden werden und sind zur Untersuchung ungeeignet. [27]

Tabelle 3: Tiefen d in μm für unterschiedliche Einfallswinkel und Strahlungsarten, bei denen 90 % der Röntgenstrahlung absorbiert wird [27]

	Z	ρ (gcm^{-3})	Co-Strahlung		Cu-Strahlung		Mo-Strahlung	
			$\Phi = 1^\circ$	$\Phi = 30^\circ$	$\Phi = 1^\circ$	$\Phi = 30^\circ$	$\Phi = 1^\circ$	$\Phi = 30^\circ$
C	6	2.267	25.880	198.800	41.090	315.700	452.900	3.4 mm
Si	14	2.330	1.874	14.390	2.908	22.340	28.440	218.500
Fe	26	7.874	0.872	6.702	0.156	1.198	1.352	10.380
Cu	29	8.920	0.568	4.362	0.854	6.561	0.903	6.935
Zn	30	7.140	0.643	4.937	0.967	7.425	1.034	7.946
Zr	40	6.511	0.297	2.281	0.447	3.431	3.711	28.510
W	74	19.250	0.083	0.635	0.122	0.934	0.214	1.645

3. Verwendete Werkstoffe

Dieses Kapitel beinhaltet eine Basischarakterisierung der verwendeten Blechwerkstoffe. Weiters werden die im Rahmen dieser Diplomarbeit verwendeten Pulverwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe beschrieben.

3.1 Stahl

Als Substratwerkstoff wird ein kaltgewalztes Stahlblech vom Typ DC01 verwendet. Die wichtigsten Werkstoffeigenschaften sind aus Tabelle 4 ersichtlich und das Datenblatt ist im Anhang auf Seite I zu finden. Dieser Werkstoff ist zur Kaltumformung geeignet und wird hauptsächlich im Automobilbau verwendet. Weiters ist er für Oberflächenveredelungen wie Galvanisieren, Verzinken oder Verchromen geeignet und eine Schweißeignung ist gegeben. Die Hauptanforderung ist eine gute Verformbarkeit und Duktilität. Festigkeitseigenschaften sind von geringerer Bedeutung. [12]

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften von DC01 [12]

Bezeichnung	Werkstoffnummer	Kohlenstoffgehalt	Streckgrenze	Zugfestigkeit
DC01	1.0330	Max. 0.12 %	140-280 MPa	270-410 MPa

3.2 Aluminium

Im Zuge dieser Diplomarbeit wird die Aluminiumknetlegierung EN-AW-6082 verwendet. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 5 enthalten. Das Datenblatt ist im Anhang auf Seite II zu finden. Es handelt sich um eine aushärtbare Legierung mit den Hauptbestandteilen Al, Mg und Si. Sie verfügt über eine mittlere bis hohe Festigkeit, eine hohe Bruchzähigkeit, ist korrosionsbeständig und gut schweißbar. [15]

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften von EN AW-6082 [15]

Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung (%)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
EN AW-6082	0.7-1.3	0.5	0.1	0.4-1	0.6-1.2	0.25	0.2	0.1
Mechanische Eigenschaften								
Zugfestigkeit			Streckgrenze			E-Modul		
275-300 MPa			240-255 MPa			69 GPa		

Die Anwendungsbereiche von Aluminium sind aufgrund seiner geringen Dichte von 2.7 g/cm^3 , der hohen Korrosionsbeständigkeit und der hervorragenden Schweißbarkeit vielfältig. Besonders im Maschinenbau, Fahrzeugbau und im Bauwesen wird Aluminium eingesetzt. Durch den Einsatz von Legierungselementen lassen sich die Eigenschaften stark beeinflussen und aufgrund der Festigkeitssteigerung durch Aushärten ist die Herstellung hochfester Aluminiumlegierungen mit einer Zugfestigkeit von bis zu 520 MPa möglich. [12]

Aluminiumlegierungen werden in Knet- und Gusslegierungen eingeteilt und es wird zwischen aushärtbaren und nicht aushärtbaren Legierungen unterschieden. Knetlegierungen sind entsprechend DIN EN 573 genormt und werden wie aus Tabelle 6 ersichtlich, in entsprechende Gruppen eingeteilt. Die erste Ziffer bezeichnet die Legierungsgruppe entsprechend den Hauptlegierungselementen, die auch für die Aushärtbarkeit verantwortlich sind. Die zweite Ziffer charakterisiert einen höheren Reinheitsgrad oder Modifikationen der ursprünglichen Legierung. Die letzten beiden Ziffern spezifizieren die jeweilige Legierung im Detail. [15]

Tabelle 6: Einteilung der Aluminiumknetlegierungen [15]

Gruppe	Legierungstyp	Legierungsbeispiel	Aushärtbarkeit
1XXX	Reinaluminium	EN AW-1050 A	Nicht aushärtbar
2XXX	AlCu	EN AW-2024	Aushärtbar
3XXX	AlMn	EN AW-3003	Nicht aushärtbar
4XXX	AlSi	EN AW-4046	Nicht aushärtbar
5XXX	AlMg	EN AW-5182	Nicht aushärtbar
6XXX	AlMgSi	EN AW-6082	Aushärtbar
7XXX	AlZnMg	EN AW-7020	Aushärtbar
8XXX	Sonstige	EN AW-8011 A	Nicht aushärtbar

Die Hauptlegierungselemente Si, Mg, Mn, Cu und Zn sind für die Festigkeitssteigerung durch Mischkristallverfestigung und Ausscheidungshärtung verantwortlich. In technischen Legierungen kommen, bedingt durch den Herstellungsprozess der Elektrolyse, häufig die Begleitelemente Fe und Si vor. Eisen bildet aufgrund seiner niedrigen Löslichkeit intermetallische Phasen mit Al und Si, die sich negativ auf die Festigkeitseigenschaften auswirken können. Eisen wird jedoch auch zur Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit und in Verbindung mit Ni zur Steigerung der Warmfestigkeit gezielt als Legierungselement eingesetzt. Mit den Sonderlegierungselementen Ti, B, Mn, Zr, Cr, V und Sc kann eine Kornfeinung und Kontrolle der Rekristallisation erreicht werden. Zur Verbesserung der Zerspanbarkeit werden Bi, Pb und Sn eingesetzt und Li und Sc kommen bei speziellen Luftfahrtlegierungen zum Einsatz. [15]

3.3 Pulverwerkstoffe

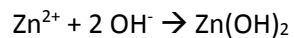
Als Pulverwerkstoffe werden Zink und Zinn verwendet, wobei die physikalischen Eigenschaften in Tabelle 7 enthalten sind. Zur Herstellung von Metallpulvern gibt es unzählige Verfahren, wobei hier auf einschlägige Literatur [22] [23] [28] verwiesen wird. Pulver zum atmosphärischen Plasmaspritzen werden meist aus gesinterten oder schmelzmetallurgisch hergestellten Ausgangsmaterialien hergestellt, die durch Brechen oder Mahlen zerkleinert werden. Weitere technisch relevante Verfahren sind die Wasserverdüsung, Gasverdüsung und elektrolytische Abscheidung aus wässrigen Lösungen. In Abhängigkeit des Herstellungsprozesses besitzen Pulver eine unterschiedliche Form, Porosität und Kristallstruktur. [21]

Tabelle 7: Physikalische Eigenschaften von Zink und Zinn [28] [29]

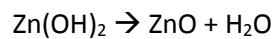
		Zinn	Zink
Atommasse	g/mol	118.7	65.41
Dichte	g/cm ³	7.3	7.14
Kristallgitter bei RT		tetragonal	hex
Elastizitätsmodul	GPa	55	100
Zugfestigkeit	MPa	10-50	25-40
Ausdehnungskoeffizient zwischen 25 und 100 °C	µm/(m·K)	22.4	27
Wärmeleitfähigkeit bei 25 °C	W/(cm·K)	0.666	0.116
Spezifische Wärmekapazität	J/(g·K)	0.222	0.385
Schmelzpunkt	°C	232	419.5
Siedepunkt	°C	2270	907

Zink besitzt einen niedrigen Schmelz- und Siedepunkt (419.5 und 907 °C) und zeigt eine hohe chemische Aktivität. Es weist ebenso eine hohe Affinität zu Sauerstoff und Kohlendioxid auf und bildet unter dessen Anwesenheit Oxide und Carbonate. Die Kombination aus großer spezifischer Oberfläche und hoher chemischer Aktivität macht Zinkpulver für Anwendungen in Chemie, Metallurgie, Medizin und Elektrotechnik interessant. Zinkpulver ist leicht entflammbar und explosiv. Die minimale Entzündungstemperatur für Partikel kleiner als 74 µm beträgt 597 °C und die untere Explosionsgrenze liegt bei einer Konzentration von 400 g/m³. [28]

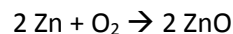
Die Korrosionsbeständigkeit von Zink ist schlecht, jedoch behindern Deckschichten aus festen Korrosionsprodukten eine weitere Korrosion erheblich. Unter Atmosphäre wird Zinkhydroxid nach folgender Reaktionsgleichung als primäres Korrosionsprodukt gebildet. [30]



Zinkhydroxid bildet nur mäßig schützende Deckschichten. Bei höheren Temperaturen entsteht aus Zinkhydroxid nach folgender Reaktionsgleichung unter Wasserabspaltung Zinkoxid. [30]

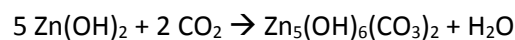


Zink reagiert auch mit dem in der Luft vorhandenen Sauerstoff zu Zinkoxid. [30]



Die beiden Korrosionsprodukte Zinkoxid und Zinkhydroxid haben amphoteren Charakter, d.h. sie lösen sich sowohl in Säuren als auch in Basen. [30]

Zinkhydroxid reagiert auch mit dem in der Luft vorhandenen Kohlendioxid und bildet ein basisches Zinkcarbonat, das sehr gut schützende Deckschichten bildet. [30]



Zinn besitzt einen Schmelzpunkt von nur 232 °C und einen Siedepunkt von 2270 °C. Es kann in Abhängigkeit der Temperatur und des Druckes in drei Modifikationen vorkommen, die eine unterschiedliche Dichte und Kristallstruktur besitzen. Die in Tabelle 7 enthaltenen physikalischen Eigenschaften beziehen sich auf das bei Raumtemperatur stabile β -Zinn. Zinn ist unter normalen Bedingungen sehr beständig gegenüber Wasser und Luft und bildet keine Reaktionsprodukte. [31]

3.4 Schweißzusatzwerkstoffe

Die korrekte Auswahl des Schweißzusatzwerkstoffes hat einen entscheidenden Einfluss auf die Gebrauchseigenschaften und die mechanischen Gütewerte der Schweißverbindung. Der Schweißzusatzwerkstoff beeinflusst die Rissbildung im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone und die mechanischen Eigenschaften, wie Zugfestigkeit und Duktilität. [10]

Laut Ostermann [15] hängt die Rissanfälligkeit stark vom Si- und Mg-Gehalt der Aluminiumlegierung ab. Aushärtbare AlMgSi-Legierungen werden deshalb mit hochlegierten AlMg- oder AlSi-Zusatzwerkstoffen geschweißt. Diese verändern die Legierungszusammensetzung im Nahtbereich und vermindern somit die Rissanfälligkeit. Zusatzwerkstoffe mit Silizium oxidieren durch atmosphärische Einwirkung, wodurch eine charakteristische graue Färbung im Bereich der Schweißnaht entsteht. [10]

Wie in Kapitel 2.1.2.3 beschrieben, hat der Zusatzwerkstoff aufgrund verschiedener Legierungselemente einen wesentlichen Einfluss auf die Bildung intermetallischer Phasen zwischen Aluminium und Eisen. Dong et al. [32] untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Zusatzwerkstoffe auf die Festigkeit und die Bildung intermetallischer Phasen. Sie zeigten, dass die intermetallische Phasenbreite mit zunehmendem Siliziumgehalt des Zusatzwerkstoffes abnimmt und die Zugfestigkeit zunimmt. Durch die Zugabe von Silizium wird die Diffusion von Eisen in das Schweißbad unterdrückt und die Bildung von Fe_xAl_y Phasen wird verringert. Die Zugabe von Kupfer führte zu einer Erhöhung der intermetallischen Phasenbreite und bei Verwendung eines Zusatzwerkstoffes mit Zink konnte eine zinkreiche Phase nachgewiesen werden, die zu einer mechanischen Schwächung der Verbindung führte.

Für die durchzuführenden Schweißversuche werden daher die Zusatzwerkstoffe AlSi3Mn, der von Fronius [6] empfohlen wird, und AlSi12 verwendet. Der Durchmesser der Schweißdrähte beträgt 1.2 mm. Die genauen Spezifikationen der Zusatzwerkstoffe sind in Tabelle 8 enthalten und die Datenblätter sind im Anhang auf Seite III und IV zu finden.

Tabelle 8: Legierungsbestandteile und mechanische Eigenschaften der Schweißzusatzwerkstoffe [33]

Bezeichnung	Legierungsbestandteile (%)			Mechanische Eigenschaften	
	Si	Mn	Al	Zugfestigkeit (MPa)	0.2 %-Dehngrenze (MPa)
AlSi3Mn	2.5-3.5	0.8-1.2	Rest	≥120	≥50
AlSi12	11-13	-	Rest	≥130	≥60

4. Überblick und Gliederung der Versuche

Einen Überblick über die im Rahmen dieser Diplomarbeit durchgeführten Untersuchungen und Versuche gibt Abbildung 23. Im ersten Schritt erfolgte eine Analyse der verwendeten Pulver, die für das atmosphärische Plasmaspritzen verwendet wurden. Dabei wurden die Partikelgrößenverteilung und diverse charakteristische Partikelkennwerte bestimmt. Zur Bestimmung der Phasenzusammensetzung der Partikel erfolgte eine Röntgendiffraktometrie. Von besonderer Bedeutung bei der Auswahl des Pulvers war eine konstante Förderbarkeit, um reproduzierbare Ergebnisse und Schichtdicken zu erzielen.

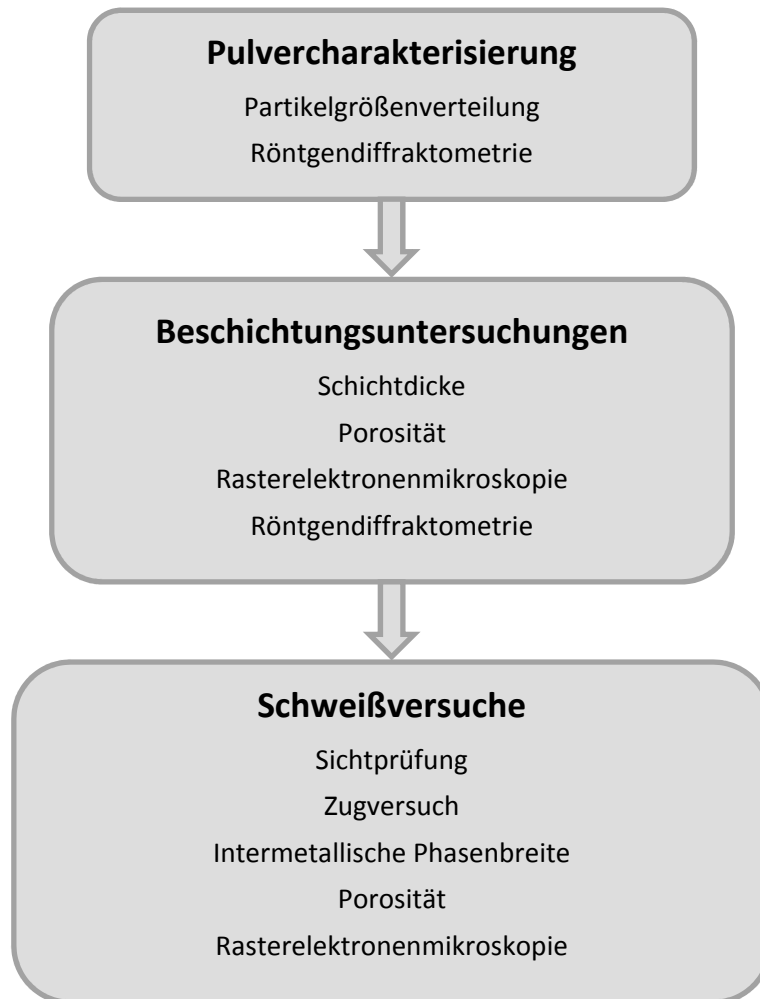


Abbildung 23: Übersicht der durchgeführten Versuche und Untersuchungen

Bei den durch atmosphärisches Plasmaspritzen aufgetragenen Beschichtungen wurde an metallographischen Schläfen die Schichtdicke und Porosität gemessen. Einige Proben wurden im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Zur exakten Phasenanalyse wurde an den Beschichtungen eine Röntgendiffraktometrie durchgeführt. Hierbei war von besonderer Bedeutung, ob Oxide oder etwaige Reaktionsprodukte in der Beschichtung vorhanden sind, die sich während dem Beschichtungsprozess bilden.

Im Zuge der Schweißversuche wurden Überlappverbindungen zwischen Aluminium und lokal beschichtetem Stahl hergestellt. Dabei wurden unterschiedliche Beschichtungen verglichen und der Einfluss verschiedener Beschichtungsparameter auf die Schweißnahtgüte wurde untersucht. Zur ersten Bewertung der Schweißverbindungen erfolgte eine Sichtprüfung, wobei hier besonderes Augenmerk auf der Benetzung des Stahls mit Aluminium lag. Zur Bewertung der Festigkeit erfolgte ein Zugversuch. An metallographischen Querschliffen der Schweißnähte wurde die intermetallische Phasenbreite gemessen und die Porosität bestimmt. Einige Querschliffe der Schweißnähte und Bruchflächen der Zugproben wurden zusätzlich im Rasterelektronenmikroskop untersucht.

5. Pulvercharakterisierung

Um die verwendeten Zinkpulver im Detail zu charakterisieren, führte die Firma ECKART Pigments GmbH eine Lasergranulometrie zur Bestimmung der Partikelgrößenverteilung durch. Zusätzlich wurde die chemische Zusammensetzung mittels Röntgendiffraktometrie bestimmt.

5.1 Partikelgrößenverteilung

Im Zuge der Messung der Partikelgrößenverteilung der verwendeten Pulver, wurden einige spezifische Partikelkenngrößen ermittelt. Eine detaillierte Beschreibung dieser Kenngrößen ist in Kapitel 2.3 zu finden. Abbildung 24 zeigt die Partikelgrößenverteilung des Zinkpulvers VP70415/G. Aufgrund des volumenbezogenen mittleren Durchmessers von $29,96 \mu\text{m}$ wird für dieses Pulver auch die Bezeichnung „ $30 \mu\text{m}$ Pulver“ verwendet. Es besitzt eine spezifische Oberfläche von $0,33 \text{ m}^2/\text{cm}^3$ und der Sauterdurchmesser beträgt $18,36 \mu\text{m}$. Der x_{50} -Kennwert dieses Pulvers beträgt $27,38 \mu\text{m}$.

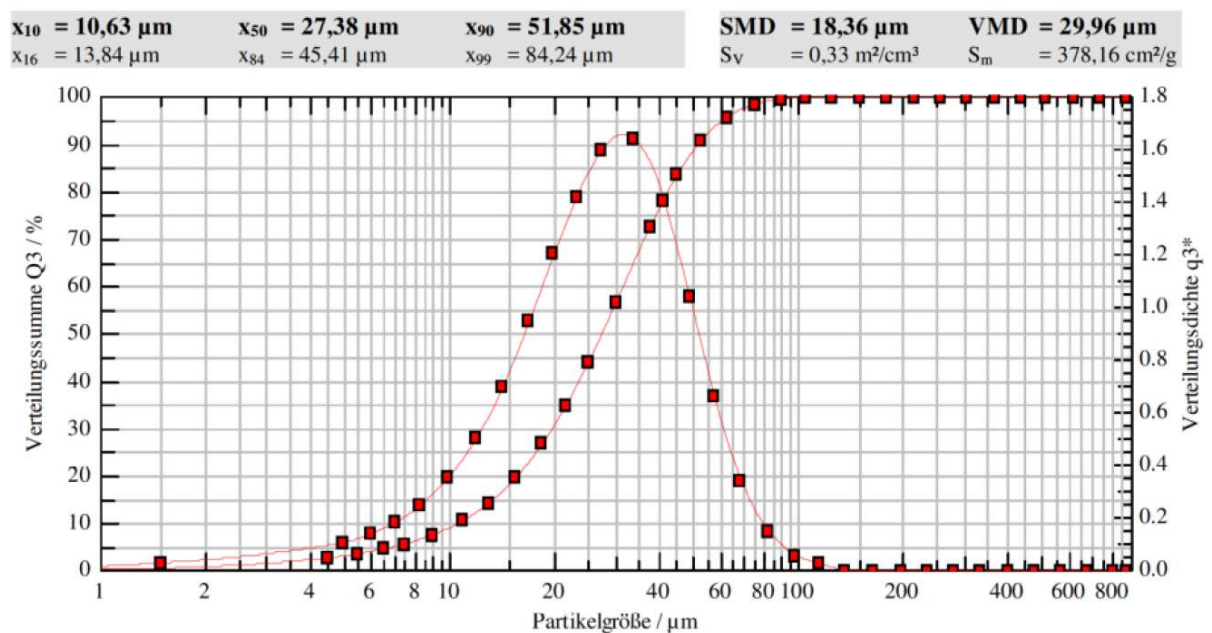


Abbildung 24: Partikelgrößenverteilung des Zinkpulvers VP70415/G

Abbildung 25 zeigt die Partikelgrößenverteilung des Zinkpulvers VP68334/G. Der Sauterdurchmesser beträgt $5.01 \mu\text{m}$, weshalb oft die Bezeichnung „ $5 \mu\text{m}$ Pulver“ verwendet wird. Die spezifische Oberfläche dieses Pulvers beträgt $1.2 \text{ m}^2/\text{cm}^3$ und der x_{50} -Kennwert beträgt $6.19 \mu\text{m}$. Vergleicht man die beiden Pulver, so fällt die etwa viermal so große spezifische Oberfläche des feineren Pulvers auf, die maßgeblich für die chemische Reaktivität ist.

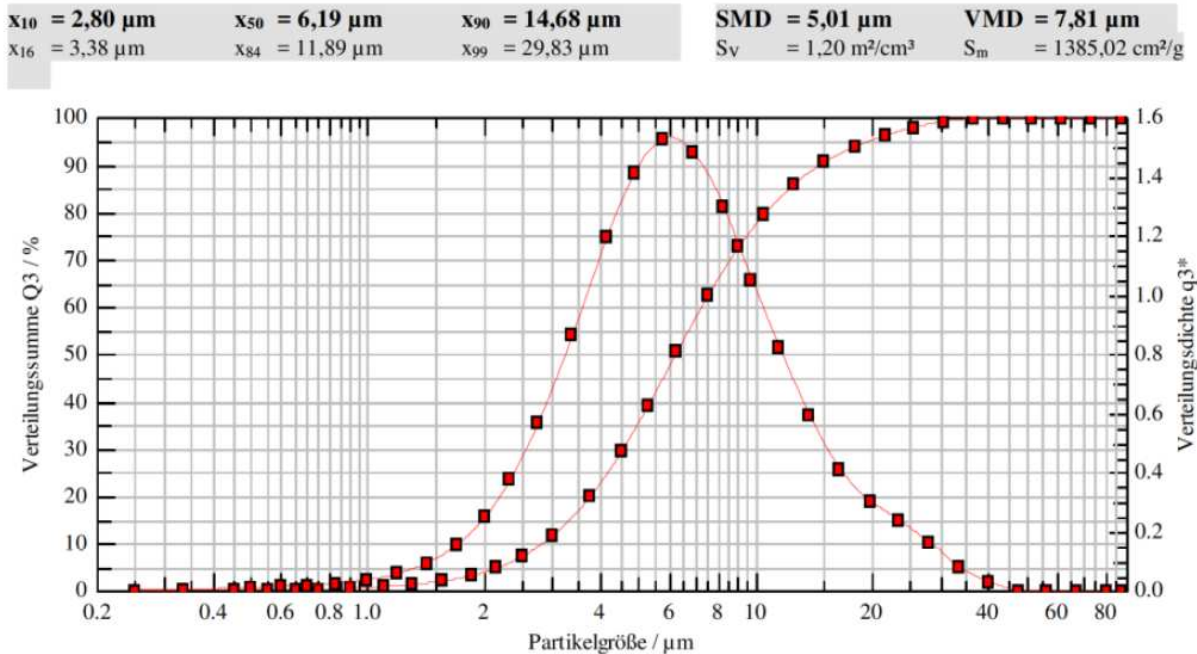


Abbildung 25: Partikelgrößenverteilung des Zinkpulvers VP68334/G

5.2 Röntgendiffraktometrie

Um die genaue Phasenzusammensetzung der verwendeten Pulver zu bestimmen, wurde am Institut für Elektronenmikroskopie und Nanoanalytik eine Röntgendiffraktometrie durchgeführt. Abbildung 26 zeigt das Ergebnis der Röntgendiffraktometrie des Zinkpulvers VP68334/G (5 μm). Die spezifischen Reflexlagen für Zink sind rot, die für Zinkhydroxid grün und die für Zinkoxid blau markiert. Bei den für Zink charakteristischen Reflexionswinkeln θ sind starke Ausschläge an der gemessenen Strahlungsintensität (schwarze Kurve) erkennbar. Der Hauptbestandteil des Pulvers VP68334/G ist somit Zink. Die Reaktionsprodukte Zinkoxid und Zinkhydroxid konnten in geringen Mengen nachgewiesen werden. Dies ist aus den schwachen Ausschlägen bei den in grün und blau markierten Reflexionswinkeln erkennbar.

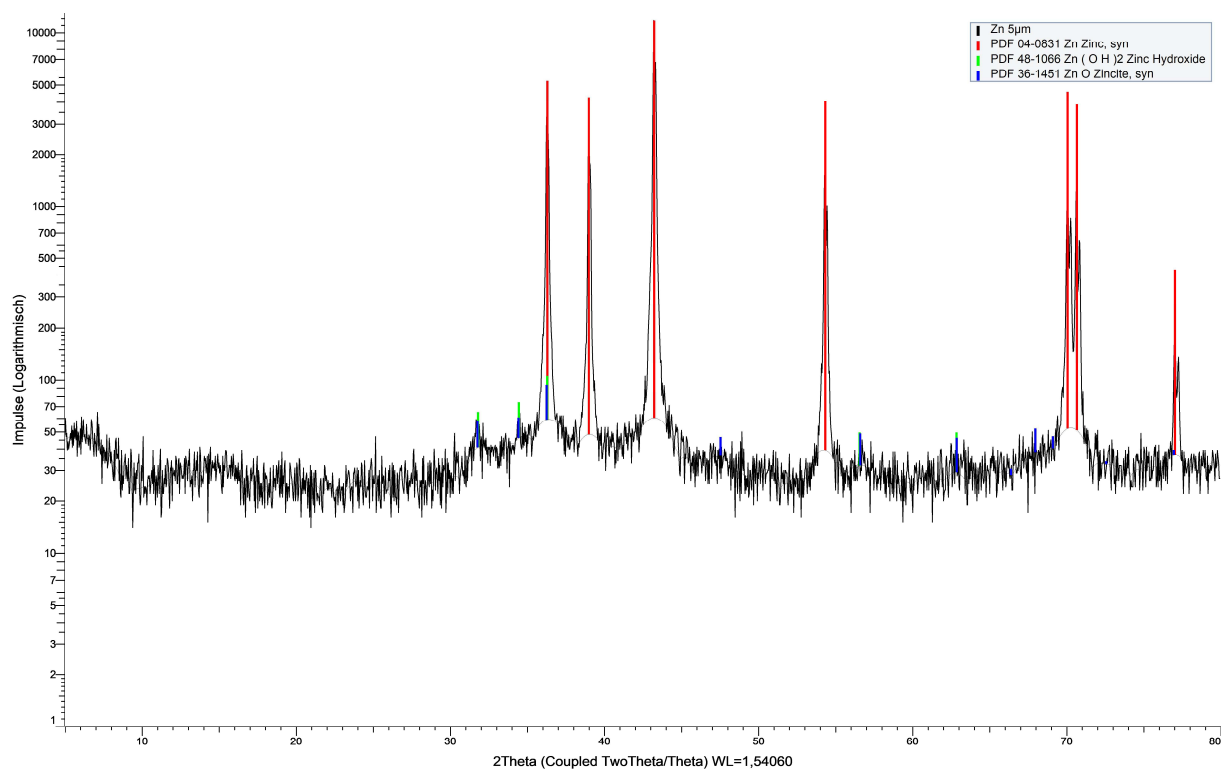


Abbildung 26: Diffraktogramm des Zinkpulvers VP68334/G

Abbildung 27 zeigt das Ergebnis der Röntgendiffraktometrie des Zinkpulvers VP70415/G (30 μm). Die roten Markierungen repräsentieren die charakteristischen Reflexlagen für Zink. Die schwarze Kurve repräsentiert die gemessene Strahlungsintensität und zeigt Ausschläge bei den entsprechenden Winkeln θ . Bei dem Zinkpulver VP70415/G konnte mittels Röntgendiffraktometrie nur Zink nachgewiesen werden.

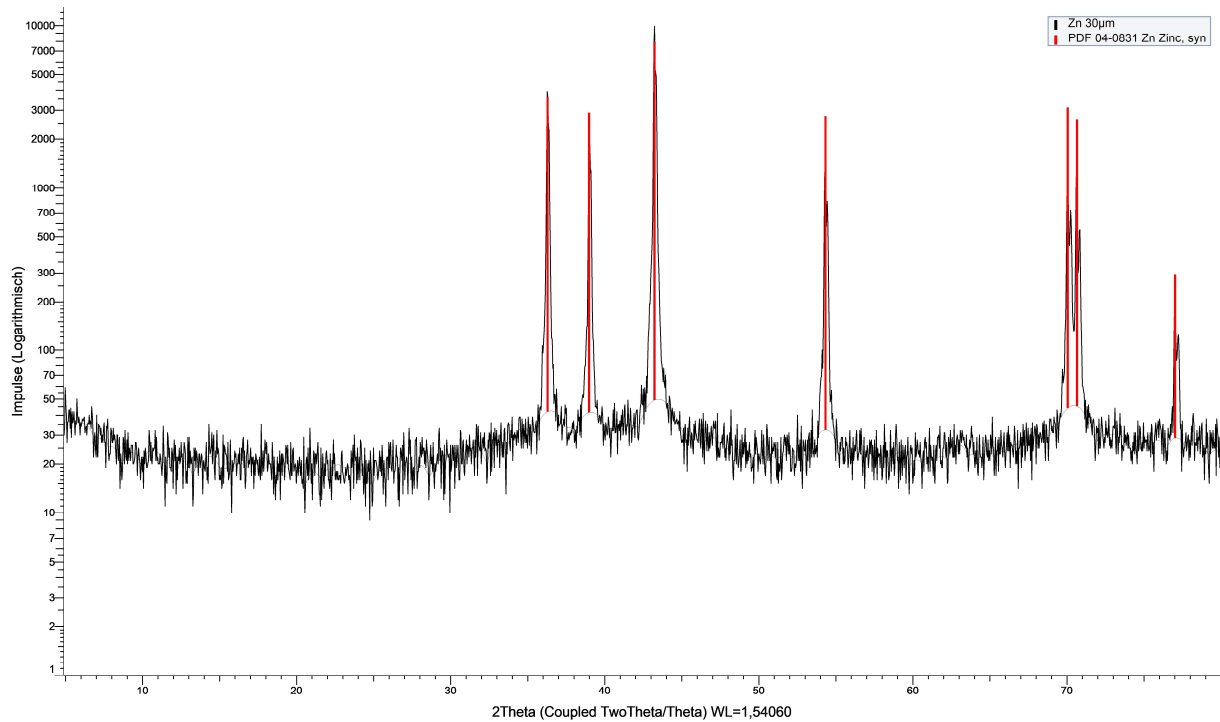


Abbildung 27: Diffraktogramm des Zinkpulvers VP70415/G

Beim Vergleich der beiden Zinkpulver ist erkennbar, dass der Hauptbestandteil beider Pulver Zink ist. Bei dem feineren Pulver VP68334/G ist neben Zink auch Zinkoxid und Zinkhydroxid nachweisbar. Dies ist auf die rund viermal so große spezifische Oberfläche zurückzuführen, an der unter Atmosphäre die oben genannten Reaktionsprodukte gebildet werden.

6. Beschichtungsuntersuchungen

Zur Charakterisierung der Zink-Plasmaspritzschicht, wurde der Einfluss der Partikelgröße untersucht. Dabei wurden drei Bleche zuerst mit einem Plasmastrahl aktiviert und mit Zinkpulver mit einer nominellen Partikelgröße von 5, 30 und 100 μm beschichtet. An den aufgetragenen Beschichtungen wurden im Anschluss verschiedene Untersuchungen durchgeführt. Dabei soll gezeigt werden, inwieweit die Schichteigenschaften wie Porosität, Morphologie, Schichtdicke und chemische Zusammensetzung in einem Zusammenhang mit der Partikelgröße und den Beschichtungsparametern stehen. Ziel ist eine homogene Beschichtung mit einer geringen Dickenabweichung und Porosität. Die Schicht soll möglichst wenig Einschlüsse, Oxide, nicht aufgeschmolzene Partikel oder andere Fehlstellen aufweisen.

6.1 Probenpräparation

Die Proben wurden, wie von Struers [34] empfohlen, mit EpoFix Epoxidharz kalteingebettet, da die Plasmaspritzschicht durch Warmeinbetten leicht beschädigt werden kann. Die thermische Einwirkung beim Warmeinbetten kann zusätzlich zu einer Veränderung der Schichteigenschaften führen. Durch die zu vernachlässigende Schrumpfung des Kalteinbettmittels, liegt dieses gut an der Probe an und die Spaltbildung wird minimiert. Für eine optimale Kantenschärfe wurden die Proben mit Siliziumcarbid plangeschliffen und anschließend mit einer MD-Largo Schleifscheibe und einer Diamantsuspension feingeschliffen. Das Polieren erfolgte mit einem MD-Dur Poliertuch und polykristalliner Diamantpaste in Kombination mit wasserfreiem Schmiermittel. Die Endpolitur erfolgte mit einer MD-Chem Polierscheibe und Ethanol als Schmiermittel. Die durchgeführten Präparationsschritte sind im Detail in Tabelle 9 enthalten und liefern eine optimale Kantenschärfe und eine möglichst exakte Darstellung der Porosität. [35] [36]

Tabelle 9: Metallographische Präparationsschritte bei den Beschichtungsuntersuchungen

Stufe	Oberfläche	Suspension	Schmiermittel	Drehzahl (U/min)	Kraft (N)	Zeit (min)
1 Planschleifen	SiC 320	Wasser		300	180	Bis Plan
2 Feinschleifen	MD-Largo	DiaPro Allegro/Largo 9 μm		150	180	5
3 Diamantpolieren 1	MD-Dur	DP-Paste P 3 μm	Gelb	150	150	5
4 Diamantpolieren 2	MD-Dur	DP-Paste P 1 μm	Gelb	150	120	4
5 Endpolieren	MD-Chem	Ethanol		150	90	0.5

6.2 Schichtdicke

Um die Gleichmäßigkeit der Schichtdicke zu bestimmen, wurden an allen Beschichtungen 10 Messungen an jeweils drei Proben vorgenommen. Diese wurden aus verschiedenen Bereichen der Bleche entnommen. Die Messung erfolgte mit dem Lichtmikroskop unter Verwendung der Software AxioVision. Abbildung 28 zeigt die Abhängigkeit der Schichtdicke von der Anzahl der Beschichtungsüberfahrten mit einer Partikelgröße von $5\ \mu\text{m}$. Der Mittelwert der 30 Schichtdickenmessungen beträgt bei einer Beschichtungsüberfahrt $8\ \mu\text{m}$, bei zwei $5.85\ \mu\text{m}$ und bei drei $17.35\ \mu\text{m}$. Die Fehlerindikatoren zeigen die Standardabweichung der Messwerte. Aus den Ergebnissen ist keine Abhängigkeit der Schichtdicke von der Anzahl der Überfahrten erkennbar. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sehr feine Pulver mit dem zur Verfügung stehenden Pulverförderer nicht konstant förderbar sind.

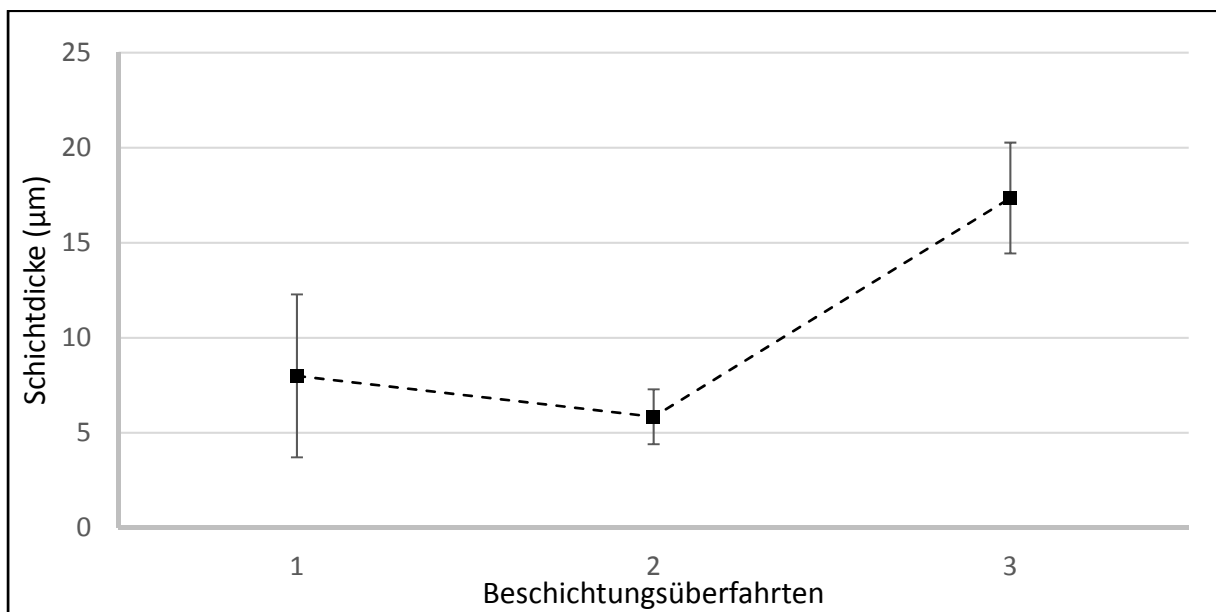


Abbildung 28: Schichtdicke in Abhängigkeit der Beschichtungsüberfahrten bei einer Partikelgröße von $5\ \mu\text{m}$

Die Beschichtungen mit ein und zwei Überfahrten sind, wie aus Abbildung 29 ersichtlich, nicht durchgehend. Dies ist ebenso auf das oben genannte Problem mit der Pulverförderung zurückzuführen.

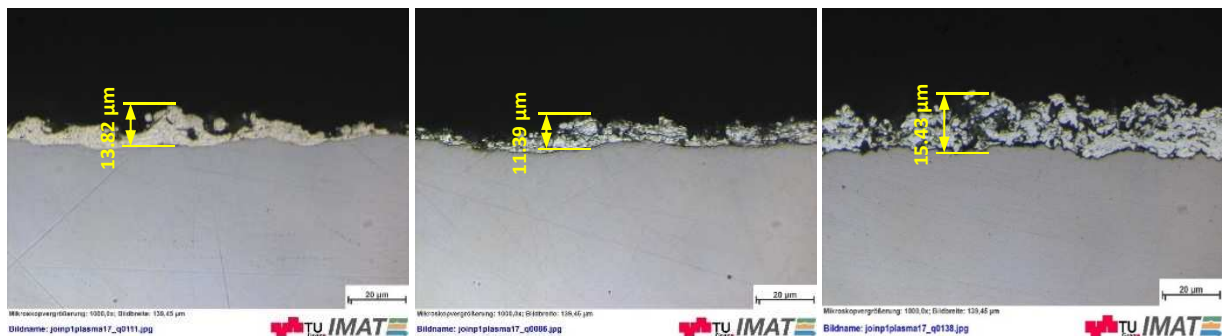


Abbildung 29: Atmosphärische Plasmaspritzschicht mit $5\ \mu\text{m}$ Zinkpartikeln bei einer (links), zwei (mitte) und drei (rechts) Beschichtungsüberfahrten

Abbildung 30 zeigt die Schichtdicke in Abhängigkeit der Partikelgröße bei einer Beschichtungsüberfahrt. Daraus ist klar ersichtlich, dass die Schichtdicke mit steigender Partikelgröße zunimmt. Die Schichtdicke beträgt bei Verwendung des Pulvers mit 30 μm Partikelgröße 19.63 μm und bei dem Pulver mit 100 μm Partikeln 64.64 μm . Auffällig ist die große Standardabweichung bei der Verwendung von 100 μm großen Partikeln. Diese resultiert aus der Partikelgrößenverteilung des Pulvers.

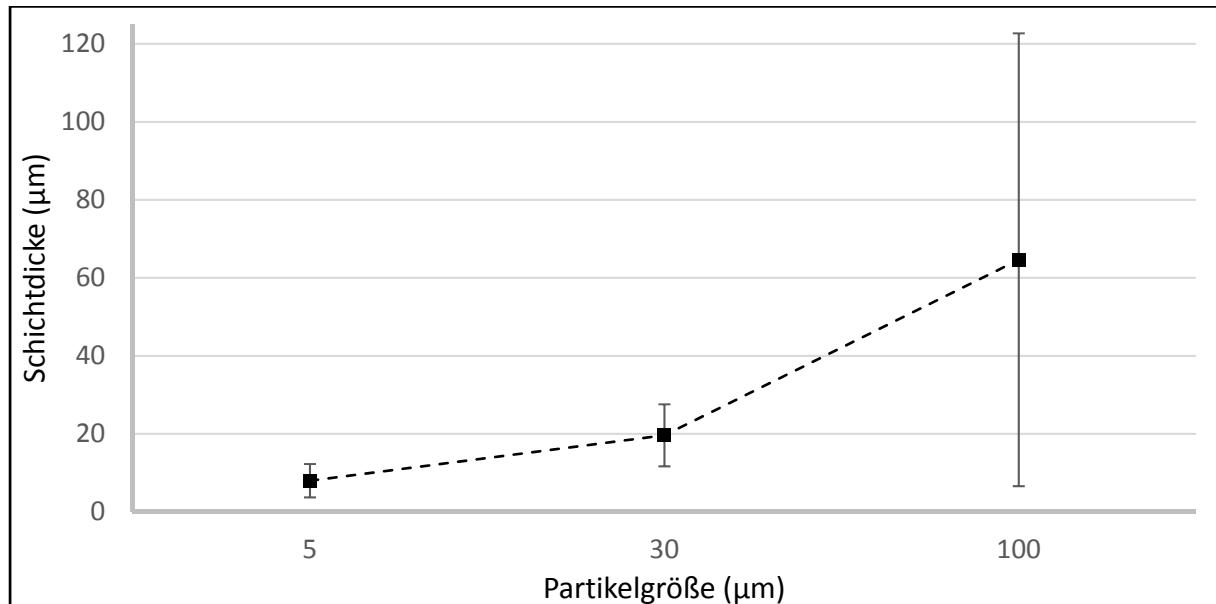


Abbildung 30: Schichtdicke in Abhängigkeit der Partikelgröße bei einer Beschichtungsüberfahrt

Die großen Abweichungen der Schichtdicke, bei einer Partikelgröße von 100 μm , sind im rechten Bild in Abbildung 31 erkennbar. Das linke Bild zeigt eine Beschichtung mit 30 μm Partikeln bei einer Beschichtungsüberfahrt. Diese weist eine vergleichsweise konstante Schichtdicke auf.

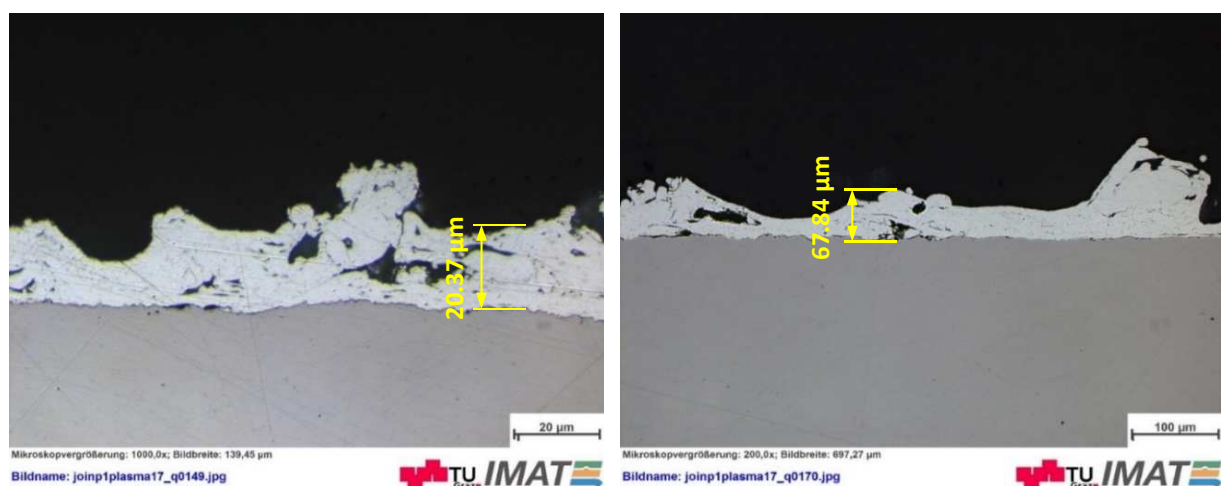


Abbildung 31: Atmosphärische Plasmaspritzschicht mit 30 μm (links) und 100 μm (rechts) Zinkpartikeln bei einer Beschichtungsüberfahrt

6.3 Porosität

Um eine Aussage über die Porosität treffen zu können, wurden an allen Beschichtungen jeweils fünf Messungen in unterschiedlichen Bereichen durchgeführt. Die Messungen erfolgten an REM-Bildern der metallographischen Schlitze mit dem Programm AxioVision. Das Messprinzip basiert auf der Erkennung von Grauwerten, wobei dunkle Bereiche als Poren gewertet werden. Abbildung 32 zeigt die Porosität unterschiedlicher APS-Beschichtungen. Der Flächenanteil an Poren beträgt bei Verwendung der 5 μm Partikel in Abhängigkeit der Beschichtungsüberfahrten zwischen 18,32 und 41,17 %. Dies ist auf die hohe chemische Reaktivität und Neigung zur Agglomeration von feinen Partikeln zurückzuführen. Bei nur einer Beschichtungsüberfahrt ist eine große Standardabweichung vorhanden. Mit steigender Partikelgröße nimmt die Porosität deutlich ab und beträgt bei der Verwendung von 30 bzw. 100 μm Partikeln nur mehr rund 10 %.

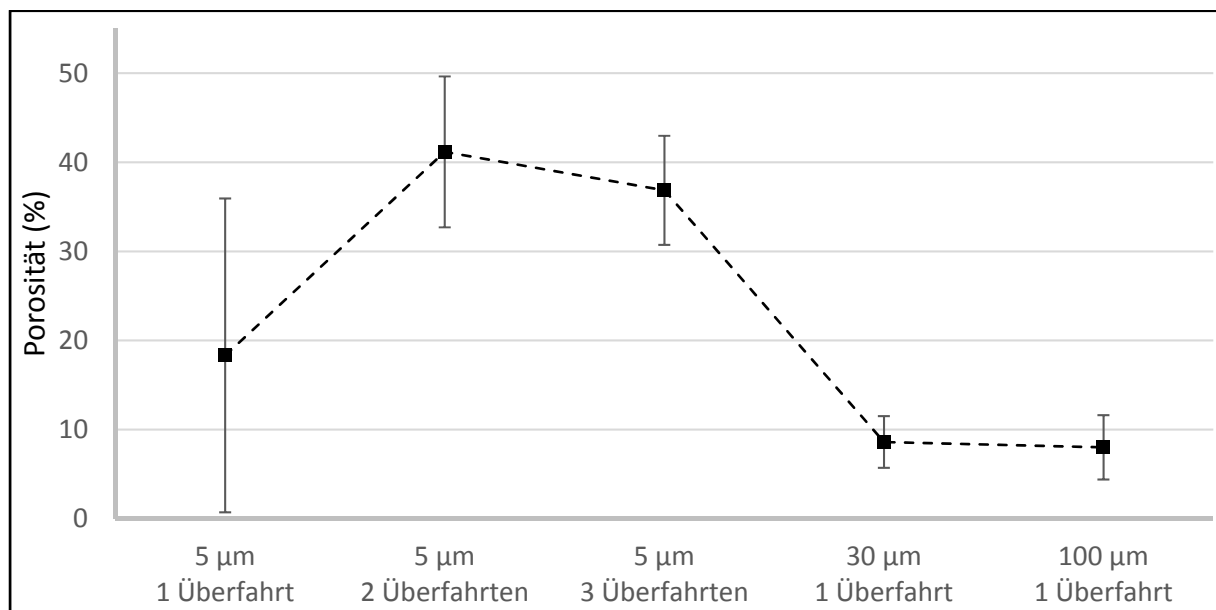


Abbildung 32: Porosität unterschiedlicher APS-Beschichtungen

Ein beispielhaftes REM-Bild, das für die Messung der Porosität herangezogen wurde, ist in Abbildung 33 dargestellt. Es zeigt eine Zinkschicht mit einer Partikelgröße von 5 µm und drei Beschichtungsüberfahrten. Die Aufnahme erfolgte unter Auswertung der Rückstreuielektronen mit einer 4000-fachen Vergrößerung. Die als Poren gewerteten dunklen Bereiche sind im unteren Bild rot markiert. Der Flächenanteil an Poren beträgt hier 26.5 %.

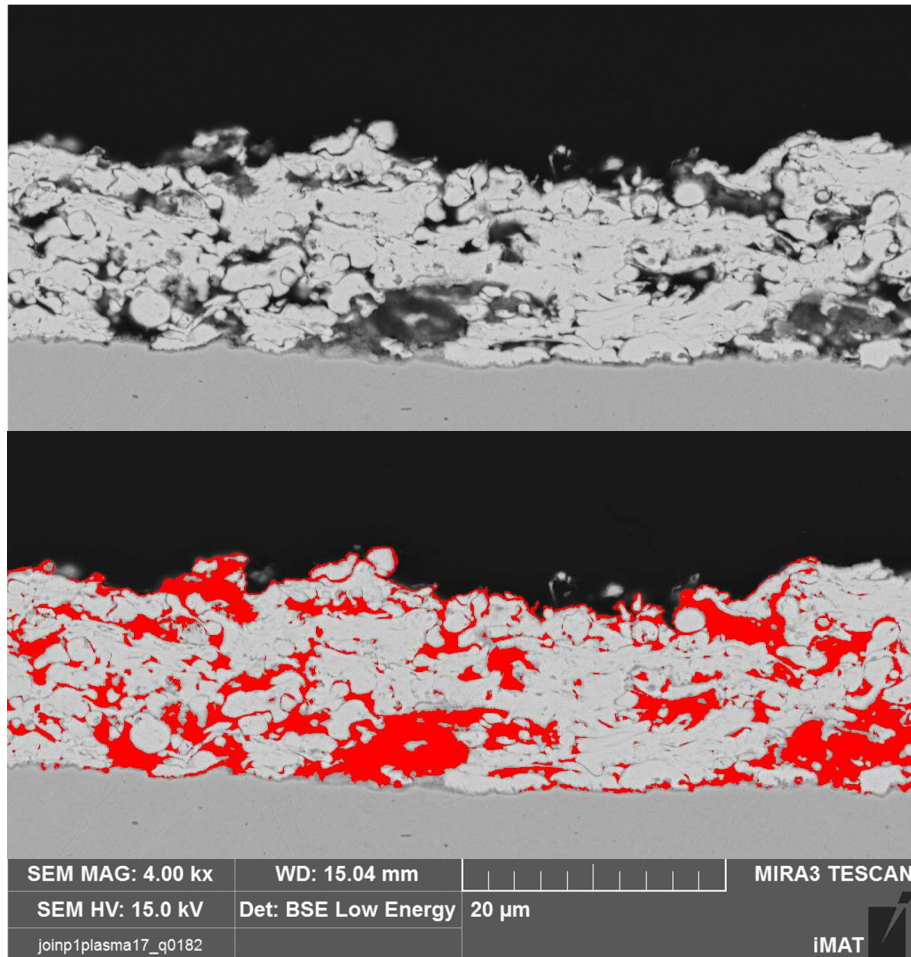


Abbildung 33: REM-Bild einer Zinkschicht mit einer Partikelgröße von 5 µm und drei Beschichtungsüberfahrten unter 4000-facher Vergrößerung; Poren im unteren Bild rot markiert

Abbildung 34 zeigt eine Zinkschicht mit einer Partikelgröße von 30 µm und einer Beschichtungsüberfahrt. Die Aufnahme erfolgte unter Auswertung der Rückstreuelektronen mit einer 2000-fachen Vergrößerung. Die als Poren gewerteten dunklen Bereiche sind im unteren Bild rot markiert. Der Flächenanteil an Poren beträgt hier 8.4 %.

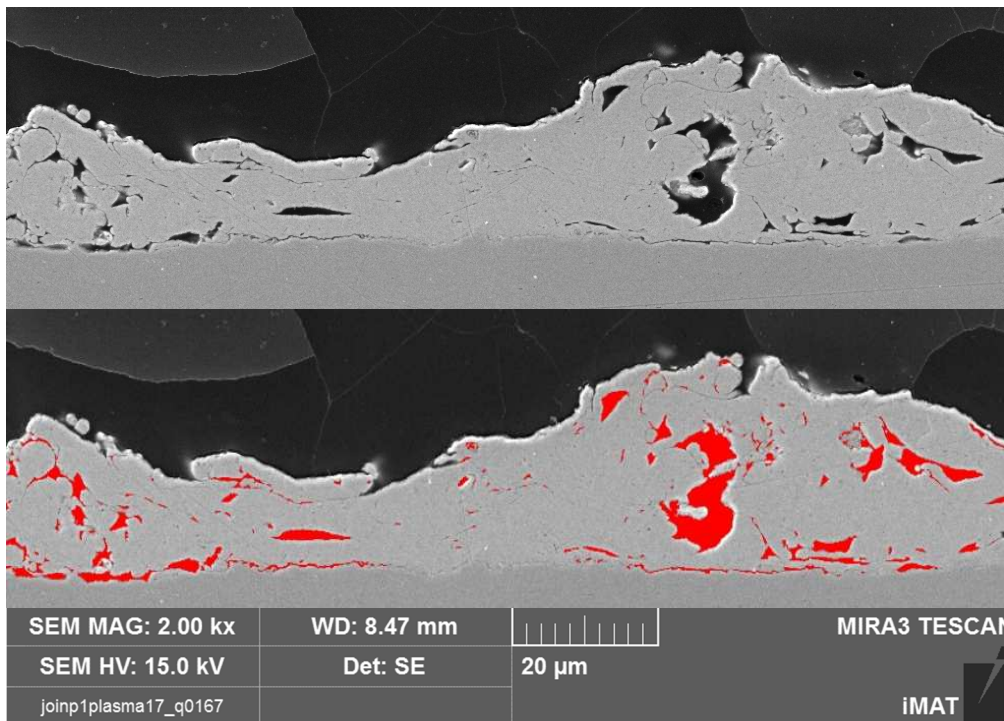


Abbildung 34: REM-Bild einer Zinkschicht mit einer Partikelgröße von 30 µm und einer Beschichtungsüberfahrt unter 2000-facher Vergrößerung; Poren im unteren Bild rot markiert

6.4 Röntgendiffraktometrie

Um die genaue Phasenzusammensetzung der Plasmaspritzschichten zu bestimmen, wurde eine Röntgendiffraktometrie an drei unterschiedlichen Beschichtungen durchgeführt. Das Diffraktogramm der Beschichtung mit dem Pulver VP68334/G (5 μm), bei drei Beschichtungsüberfahrten und einer Vorwärmtemperatur des Stahlbleches von 200 °C vor dem Beschichtungsprozess ist in Abbildung 35 dargestellt. Der Hauptbestandteil der Beschichtung ist erwartungsgemäß Zink, was an den Ausschlägen der schwarzen Kurve bei den rot markierten Reflexlagen erkennbar ist. Die Ausschläge bei den für Eisen charakteristischen Winkeln θ sind darauf zurückzuführen, dass die Beschichtung sehr porös ist. Die Absorption der Röntgenstrahlung durch die Zinkschicht ist dadurch so gering, dass diese bis zum Substrat durchdringt. Bei den für Zinkoxid und Zinkhydroxid charakteristischen Reflexlagen ist ein deutlich größerer Ausschlag als bei dem Diffraktogramm des Pulvers (Abbildung 26) erkennbar. Der Anteil an Zinkoxid und Zinkhydroxid ist in der Beschichtung somit höher als im Pulver, was auf chemische Reaktionen während dem Beschichtungsprozess zurückzuführen ist.

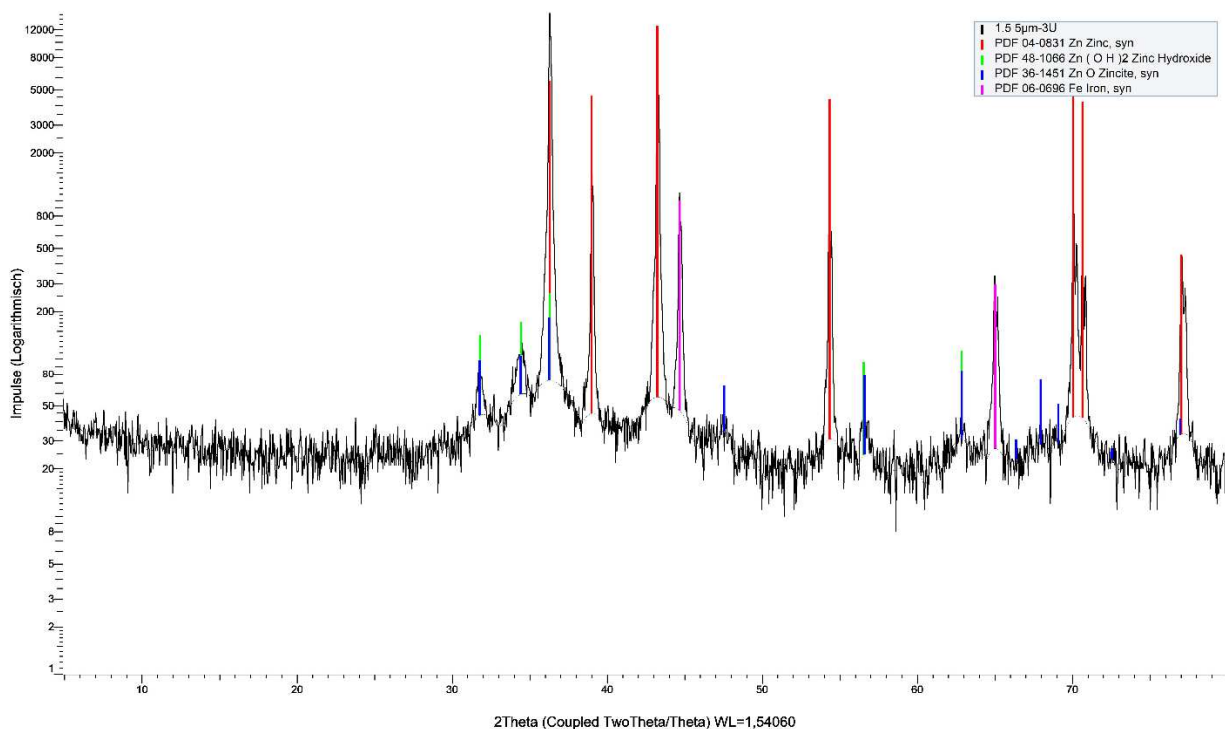


Abbildung 35: Diffraktogramm einer atmosphärischen Plasmaspritzschicht aus Zink mit einer nominellen Partikelgröße von 5 μm und drei Beschichtungsüberfahrten

Bei dem in Abbildung 36 dargestellten Diffraktogramm der Beschichtung mit dem Pulver VP70415/G (30 µm) bei einer Beschichtungsüberfahrt und einer Vorwärmtemperatur von 200 °C ist der Hauptbestandteil ebenfalls Zink. Minimale Ausschläge sind bei den für Zinkoxid und Zinkhydroxid charakteristischen Reflexlagen erkennbar. Vergleicht man das Diffraktogramm des Pulvers (Abbildung 27) mit dem der Beschichtung, so kann gesagt werden, dass auch hier während dem Beschichtungsprozess die Reaktionsprodukte Zinkhydroxid und Zinkoxid gebildet werden und Bestandteil der Beschichtung sind.

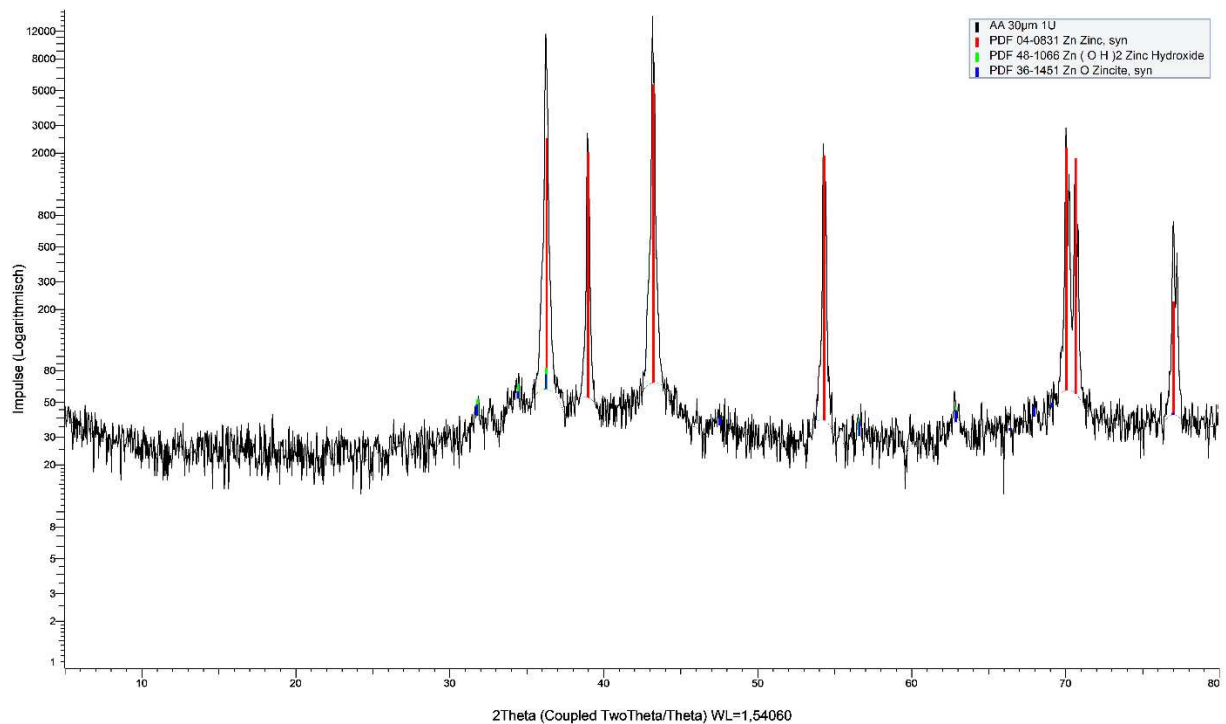


Abbildung 36: Diffraktogramm einer atmosphärischen Plasmaspritzschicht aus Zink mit einer nominellen Partikelgröße von 30 µm und einer Beschichtungsüberfahrt

Die Bestandteile der Beschichtung mit dem Pulver VP70415/G (30 µm) und ohne Vorwärmung des Substrates sind in Abbildung 37 ersichtlich. Es ist kein signifikanter Unterschied im Vergleich zu der Beschichtung mit einer Vorwärmtemperatur von 200 °C erkennbar. Die Vorwärmung hat somit keinen Einfluss auf die Schichtzusammensetzung. Eine Vorwärmung führt aber zu einer verstärkten Oxidation des Substrates, was durch Anlauffarben neben der lokal aufgetragenen Beschichtung klar erkennbar ist.

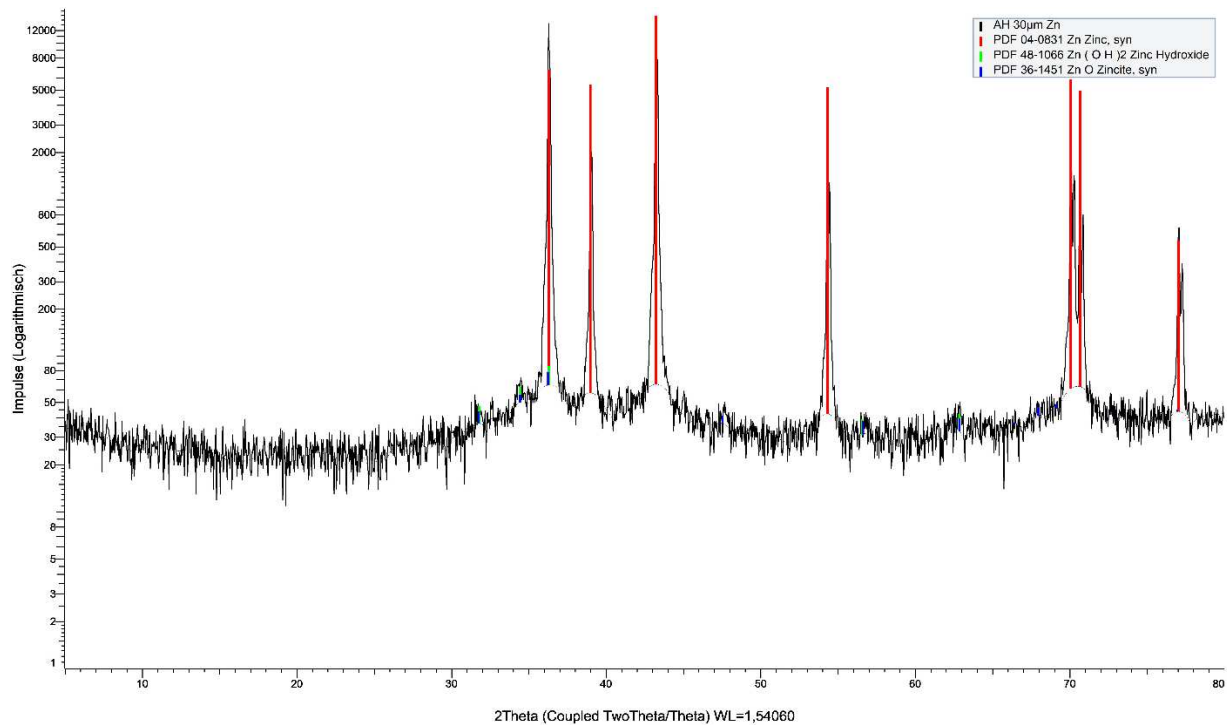


Abbildung 37: Diffraktogramm einer atmosphärischen Plasmaspritzschicht aus Zink mit einer nominellen Partikelgröße von 30 µm und 2 Beschichtungsüberfahrten

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass während dem Beschichtungsprozess eine chemische Veränderung der Partikel stattfindet, wobei Zinkoxid und Zinkhydroxid gebildet werden. Der Anteil dieser Reaktionsprodukte ist bei dem feineren Pulver deutlich höher, was auf die größere spezifische Oberfläche zurückzuführen ist. Weiters ist die Porosität der Beschichtung bei Verwendung größerer Partikel deutlich geringer und eine gleichmäßige und reproduzierbare Pulverförderung ist leichter realisierbar.

7. Schweißversuche

Die durchgeführten Schweißversuche bestanden aus Vorversuchen und Hauptversuchen. Abbildung 38 zeigt eine Übersicht der Parameter, die bei den Schweißversuchen variiert wurden.

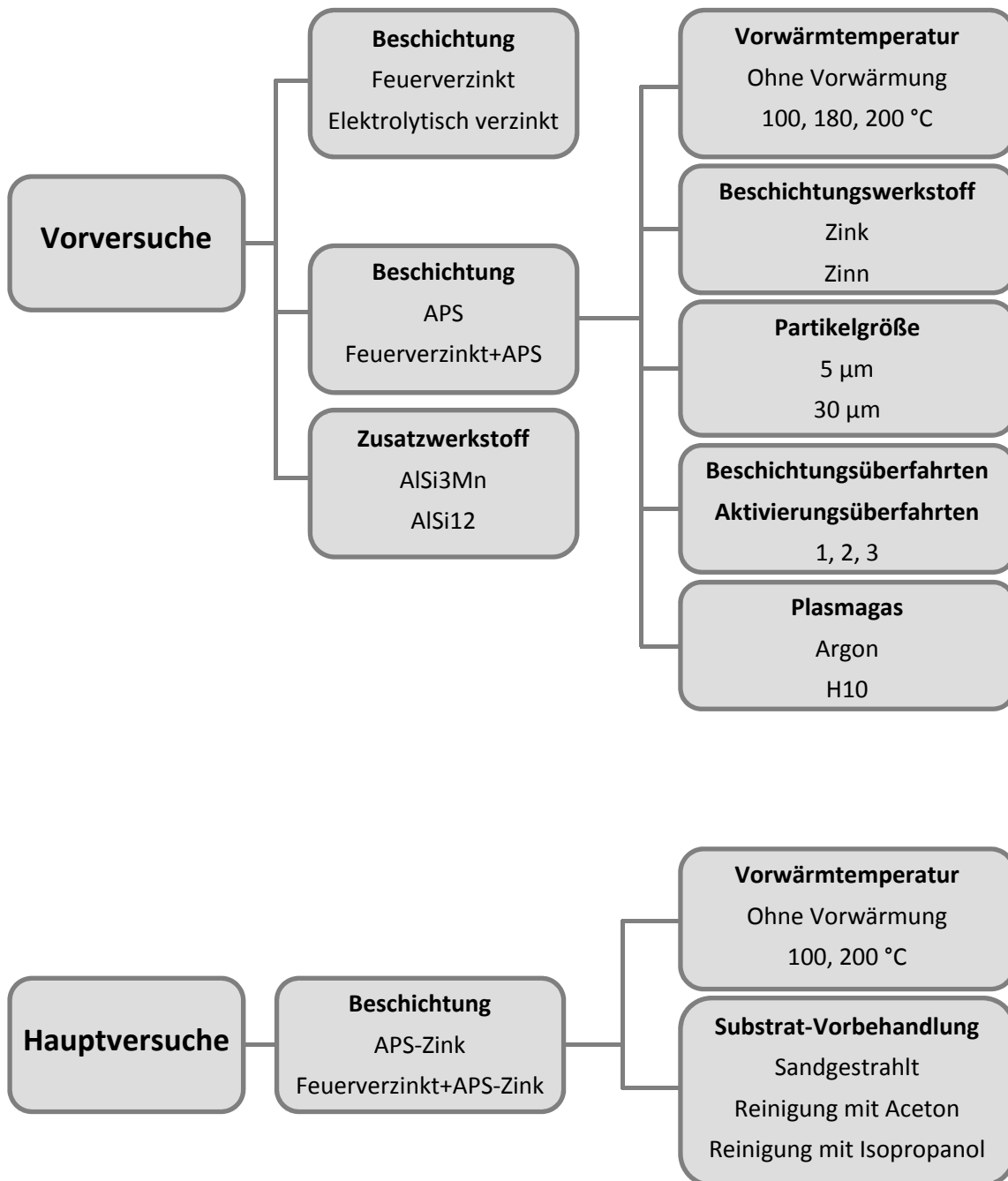


Abbildung 38: Übersicht der durchgeführten Schweißversuche

Beschichtungsgeometrie

Die für die Schweißversuche verwendeten Bleche haben eine Länge von 250 mm und eine Breite von 100 mm. Das Stahlblech weist eine Dicke von 1.5 mm auf und das Aluminiumblech ist 2 mm dick. Die Bleche wurden von der Firma Inocon zugeschnitten und beschichtet. Sie besitzen einen Grat an der Schnittkante, der durch den Trennvorgang entsteht. Die Beschichtungsbreite der lokal aufgetragenen APS-Beschichtung ist aus Abbildung 39 ersichtlich und beträgt bei den Vorversuchen 50 mm.

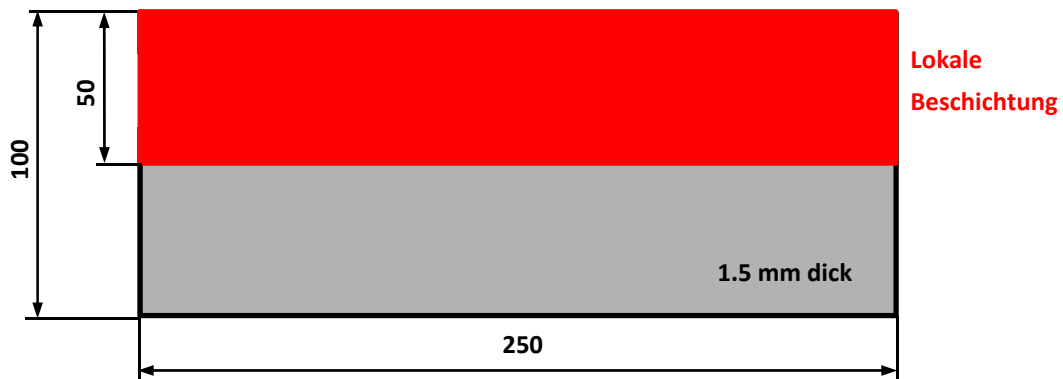


Abbildung 39: Blechgeometrie der Vorversuche mit einer Beschichtungsbreite von 50 mm

Im Zuge der Hauptversuche wurde die Beschichtungsbreite auf 30 mm reduziert und die Beschichtung wurde entsprechend Abbildung 40 aufgebracht. Die Reduktion der Beschichtungsbreite hat einerseits ökonomische Gründe, andererseits kann dadurch die Wärmeeinbringung während dem Plasmaaktivieren und Beschichten reduziert werden. Dieser Aspekt wird später noch im Detail diskutiert.

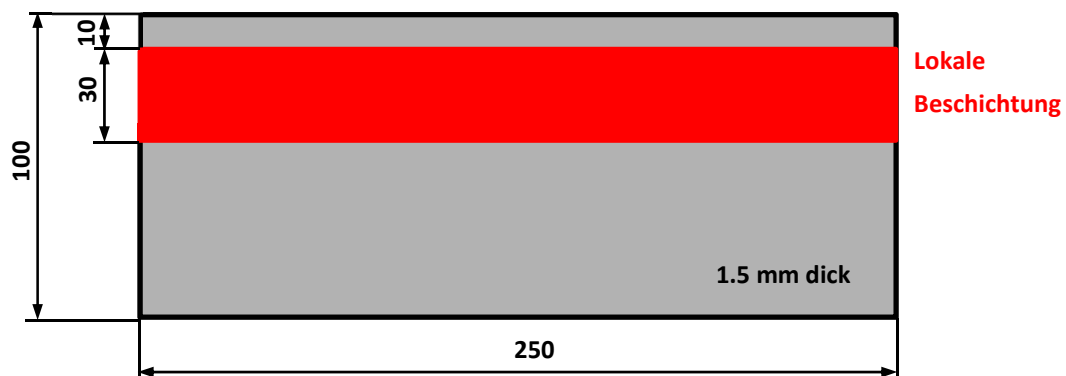


Abbildung 40: Blechgeometrie der Hauptversuche mit einer Beschichtungsbreite von 30 mm

Brennerstellung

Die Stellung des CMT-Schweißbrenners ist aus Abbildung 41 ersichtlich und wurde bei allen Vor- und Hauptversuchen angewendet. Es wurde stechend mit einem Winkel von 10° und mit einer Neigung von 6° zwischen Brenner und Aluminiumkante geschweißt. Die Überlappung der Bleche betrug 20 mm und das Offset zwischen der Mitte des Schweißdrahtes und der oberliegenden Aluminiumkante betrug 0 mm. Der Stickout des Schweißdrahtes betrug 12 mm.

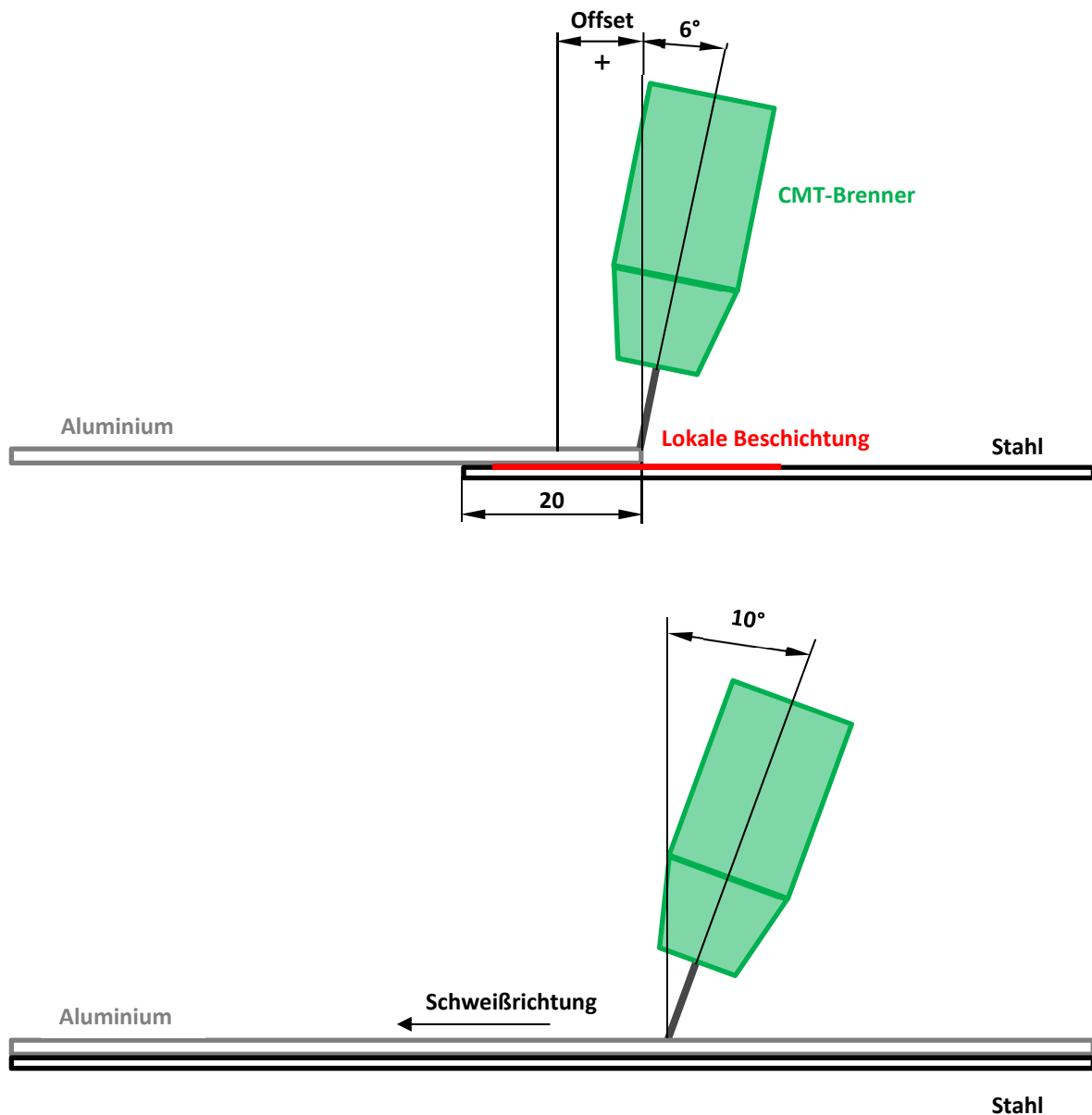


Abbildung 41: Blechanordnung und Stellung des CMT-Brenners

7.1 Versuchsaufbau

Zur Durchführung der Schweißversuche wurden die Bleche wie aus Abbildung 42 ersichtlich positioniert. Hierbei ist besonders darauf zu achten, dass zwischen den Blechen kein Spalt vorliegt und sie über die gesamte Länge gleichmäßig gespannt werden. Der fertigungsbedingte Grat an der Schnittkante befand sich bei der Positionierung der Bleche immer an der Oberseite, um eine gute Reproduzierbarkeit zu erreichen. Die Bleche wurden vor dem Schweißen nicht gereinigt oder vorbehandelt.

Als Schweißgerät kam das Modell tps/400i von Fronius zum Einsatz, welches einen Schweißstrom von maximal 400 A liefert. Bei der verwendeten Drahtfördereinheit handelt es sich um das Modell WF 60i ROBACTA DRIVE CMT/W von Fronius. Dieses unterstützt alle Schweißprozesse – von Standard bis CMT und kann sowohl für Hohlwellenroboter als auch für konventionelle Roboter verwendet werden. Als Schweißroboter kam das Modell IRB 140 von ABB zum Einsatz. Dieser besitzt sechs Achsen und ermöglicht eine exakte Reproduzierbarkeit der Schweißversuche. Als Schutzgas wurde Argon mit einer Durchflussmenge von 15 l/min und einer Reinheit von $\geq 99.998\%$ verwendet.

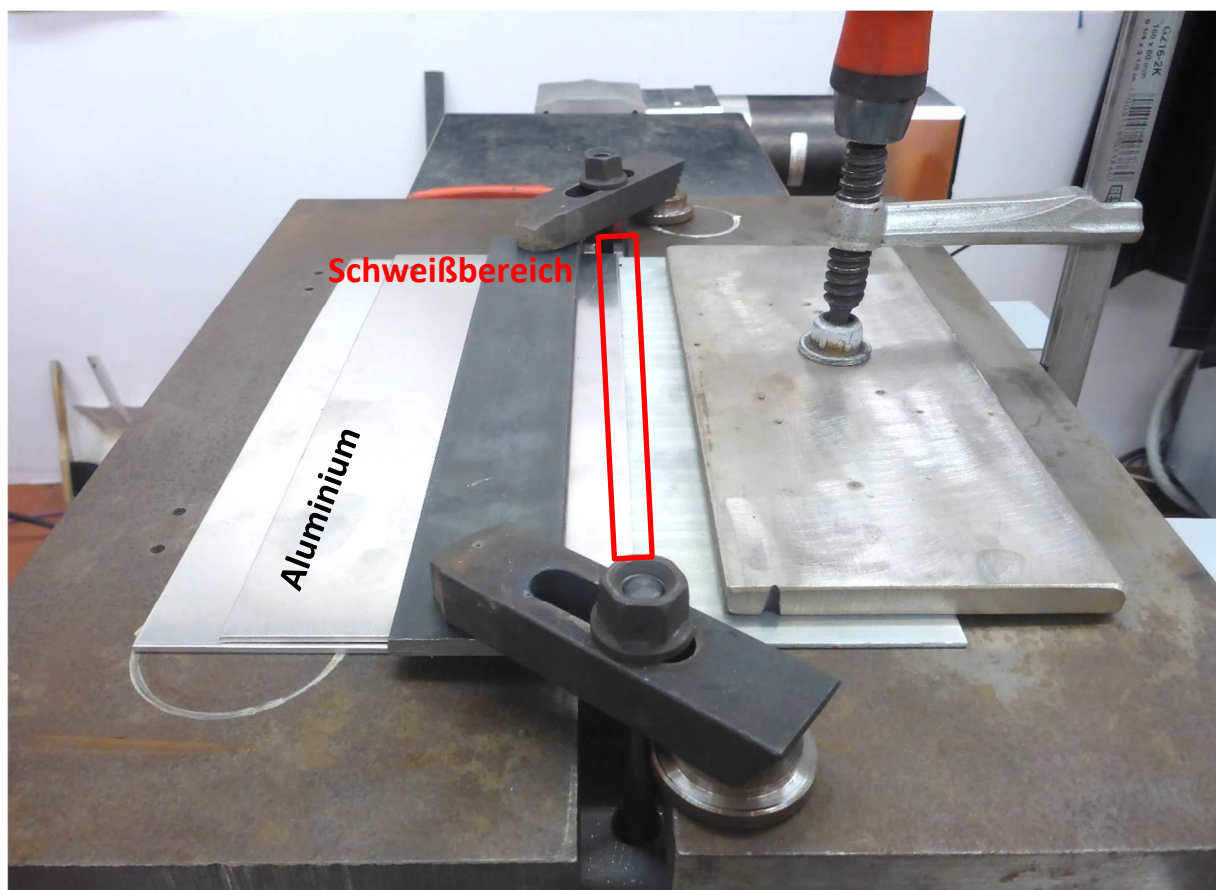


Abbildung 42: Versuchsaufbau bei den durchgeführten Schweißversuchen

7.2 Probenentnahmeplan

Zur ersten Überprüfung der Schweißergebnisse der Vorversuche wurden drei Zugproben aus der Schweißnahtmitte und zwei Proben für die Erstellung eines Querschliffes entnommen. Die genaue Position der entnommenen Proben ist aus Abbildung 43 ersichtlich.

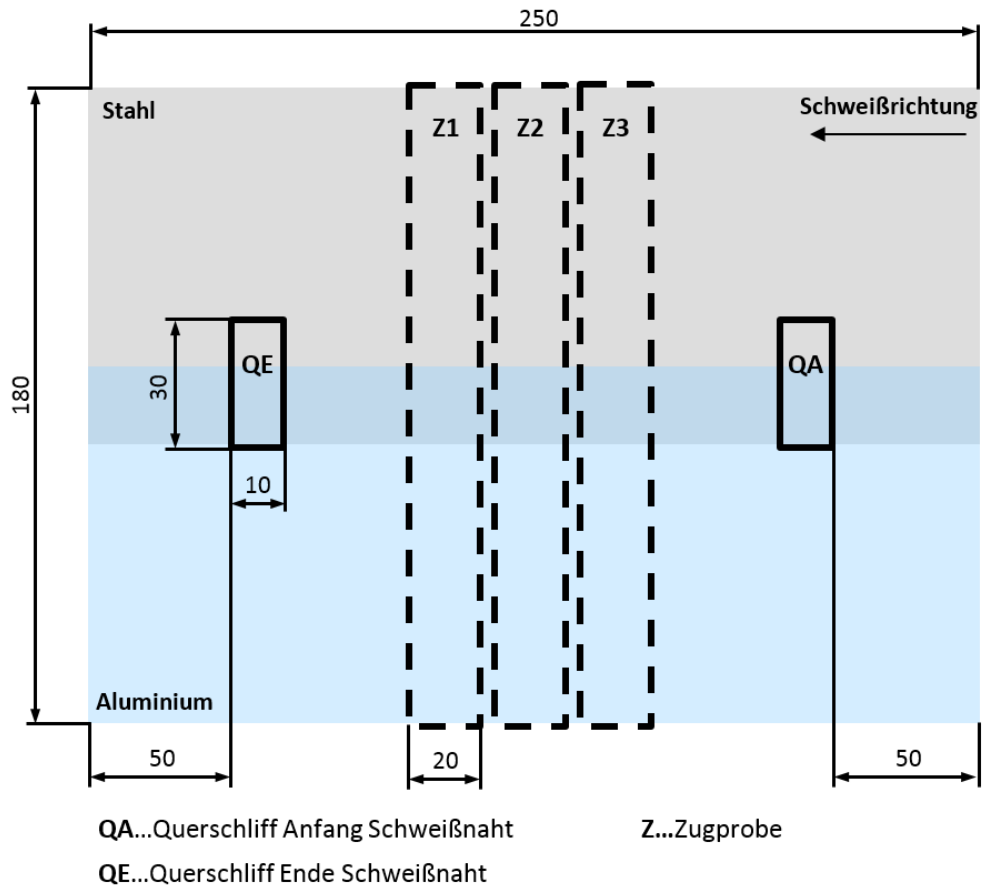


Abbildung 43: Probenentnahmeplan für die durchgeführten Vorversuche

Aus den geschweißten Blechen der Hauptversuche wurden jeweils drei Proben für die Erstellung von Querschliffen und vier Proben für Zugversuche entnommen. Die genaue Position der entnommenen Proben ist aus Abbildung 44 ersichtlich. Die Proben für die Querschliffe wurden vom Anfang (QA), von der Mitte (QM) und vom Ende (QE) der Schweißnaht entnommen. Für die Zugversuche wurden jeweils zwei Zugproben vom Nahtanfangsbereich (ZA) und zwei Proben vom Nahtendbereich (ZE) entnommen. Die Zugproben sind 180 mm lang und haben eine Breite von rund 20 mm, die durch die manuelle Probenentnahme leicht variiert.

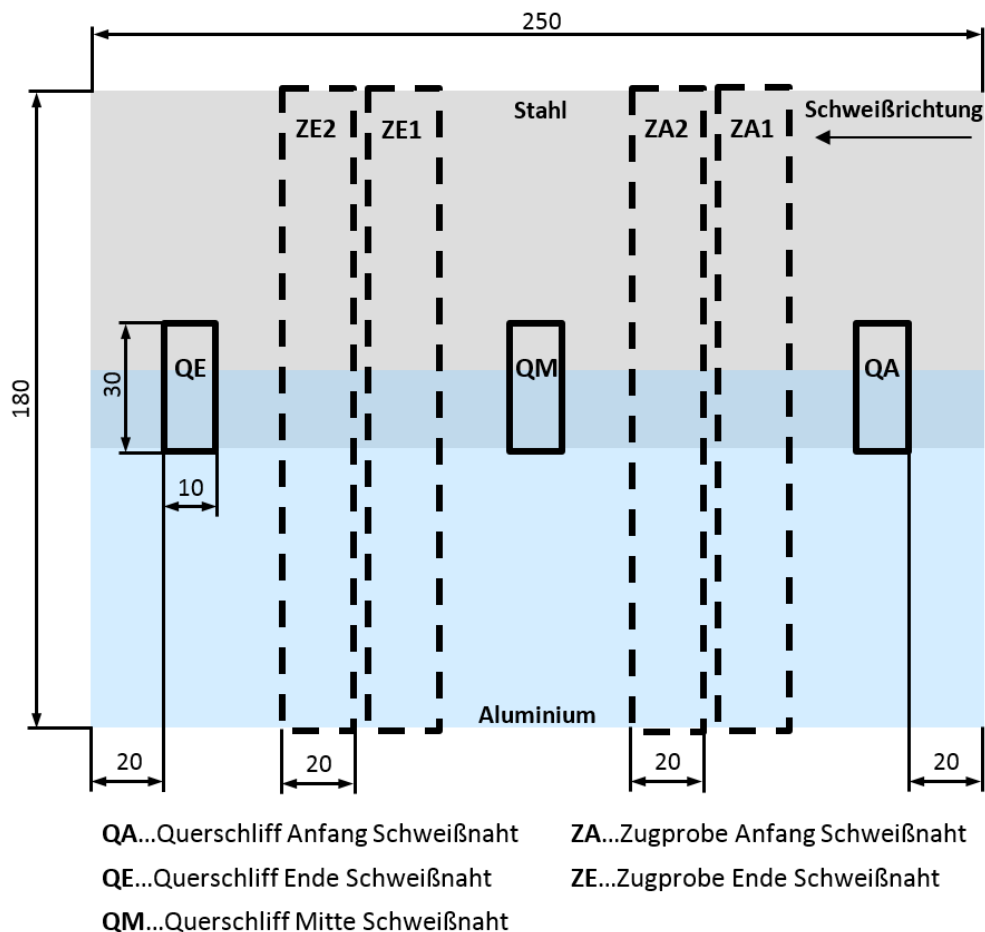


Abbildung 44: Probenentnahmeplan für die durchgeführten Hauptversuche

7.3 Probenpräparation

Zur Messung der intermetallischen Phasenbreite und zur Beurteilung der Porosität wurden metallographische Querschliffe der Schweißnähte erstellt. Die Proben wurden in DuroFast mit 40 mm Durchmesser warmeingebettet und es wurden jeweils sechs Schliffe in einem Probenhalter präpariert. Die Proben wurden mit Siliziumcarbid plangeschliffen und anschließend mit einer MD-Largo Schleifscheibe und Diamantsuspension feingeschliffen. Die erste Polierstufe erfolgte mit einem MD-Mol Polierruch und DiaDuo 3 µm Suspension, die zweite mit einem MD-Nap Tuch und DiaDuo 1 µm Suspension. Für die Endpolitur wurde eine MD-Chem Polierscheibe und OPS als Schmiermittel verwendet. Details der einzelnen Präparationsschritte sind in Tabelle 10 enthalten.

Tabelle 10: Metallographische Präparationsschritte bei der Erstellung der Querschliffe der Schweißnähte

Stufe	Oberfläche	Suspension	Drehzahl (U/min)	Kraft (N)	Zeit (min)
1 Planschleifen	SiC 320	Wasser	300	180	Bis Plan
2 Feinschleifen	MD-Largo	DiaPro Allegro/Largo 9 µm	150	180	4
3 Diamantpolieren 1	MD-Mol	DiaDuo 3 µm	150	150	2
4 Diamantpolieren 2	MD-Nap	DiaDuo 1 µm	150	120	2
5 Endpolieren	MD-Chem	OPS	150	90	1

7.4 Vorversuche

Im Zuge der ersten Vorversuche erfolgte eine Anpassung der Schweißparameter, eine Variation unterschiedlicher Beschichtungsparameter und es wurden die Zusatzwerkstoffe AlSi3Mn und AlSi12 verwendet. Dabei wurden die Vorwärmung des Substrates, die Anzahl der Aktivierungsüberfahrten, die Anzahl der Beschichtungsüberfahrten, die Partikelgröße und das verwendete Plasmagas variiert. Eine Übersicht über die durchgeführten Versuche gibt Tabelle 12.

Um nachzuweisen, dass die charakteristischen Eigenschaften einer Plasmaspritzschicht (Porosität, Oxideinschlüsse, etc.) das Schweißergebnis nicht negativ beeinflussen, wurde auf ein feuerverzinktes Blech eine APS-Beschichtung aus Zink aufgebracht. Weiters wurden Referenzversuche mit feuerverzinkten und elektrolytisch verzinkten Blechen durchgeführt. Als alternativer Beschichtungswerkstoff kam Zinn zum Einsatz. Dabei war jedoch die Benetzung sehr schlecht und somit wurde dieser Beschichtungswerkstoff nicht weiter betrachtet.

Als Anhaltspunkt und Startwerte wurden die Schweißparameter aus der Diplomarbeit von Fritsch [6] herangezogen. Im Zuge der ersten Schweißversuche mit feuerverzinkten Blechen konnte mit diesen Parametern keine zufriedenstellende Verbindung hergestellt werden. Daraufhin wurden die Schweißgeschwindigkeit und der Offset variiert. Mit einer Schweißgeschwindigkeit von 13 mm/s, einem Offset von 0 mm, einem Drahtvorschub von 5.3 m/min, einer Spannung von 12 V und einem Schweißstrom von 76 A konnten mit den feuerverzinkten und elektrolytisch verzinkten Blechen zufriedenstellende Ergebnisse erzielt werden. Diese Parameter wurden auch als Startwerte für die Schweißversuche mit den APS-verzinkten Blechen verwendet. Mit einer Erhöhung der Streckenenergie auf 769 J/cm wurden mit den plasmabeschichteten Blechen optimale Ergebnisse erreicht. Die für APS-beschichtete Bleche optimalen Schweißparameter sind in Tabelle 11 enthalten.

Tabelle 11: Schweißparameter

Stromstärke (A)	Spannung (V)	Drahtvorschub (m/min)	Schweißgeschwindigkeit (mm/s)	Streckenenergie (J/cm)
80	12.5	5.5	13	769

Die Schweißverbindungen versagten auf unterschiedliche Art und Weise. Viele Verbindungen brachen bereits beim Ausspannen oder während dem Abkühlen. Die Schweißnähte, an denen es möglich war einen Zugversuch durchzuführen, brachen entweder in der Schweißnaht oder im Interface.

Tabelle 12: Übersicht der durchgeführten Vorversuche

Versuch	Beschichtung	T _v (°C)	Plasma- gas	Überfahrten Aktivierung Beschichtung		E (J/cm)	Zusatz	Versagensart/Bemerkung
1	Feuerverzinkt			-		521	AlSi3Mn	Offset 1 mm
2	Feuerverzinkt			-		521	AlSi3Mn	Offset 0 mm
3	Feuerverzinkt			-		701	AlSi3Mn	Gute Benetzung
4	Feuerverzinkt			-		651	AlSi3Mn	Keine Benetzung
5	Feuerverzinkt			-		659	AlSi3Mn	Keine Benetzung
7	APS-Zink 5 µm	200	Ar	2	2	701	AlSi3Mn	Keine Benetzung
8	APS-Zink 5 µm	180	Ar	2	1	701	AlSi3Mn	Keine Benetzung
9	APS-Zink 5 µm	200	Ar	2	2	701	AlSi3Mn	Keine Benetzung
10	APS-Zink 5 µm	200	Ar	2	3	701	AlSi3Mn	Keine Benetzung
11	Elektrolytisch verzinkt			-		701	AlSi3Mn	-
12	APS-Zink 5 µm	180	Ar	2	1	829	AlSi3Mn	Keine Benetzung
13	APS-Zink 5 µm	180	Ar	2	1	536	AlSi3Mn	Keine Benetzung
14	APS-Zink 5 µm	180	Ar	2	1	768	AlSi3Mn	Keine Benetzung
18	APS-Zink 5 µm	200	Ar	2	2	701	AlSi12	Keine Benetzung
20	APS-Zink 5 µm	180	Ar	2	1	701	AlSi12	Keine Benetzung
21	Feuerverzinkt			-		701	AlSi3Mn	-
22	Elektrolytisch verzinkt			-		701	AlSi3Mn	-
23	APS-Zinn	180	Ar	2	1	701	AlSi3Mn	Ausspannen-Interface
24	APS-Zink 30 µm	200	Ar	2	2	701	AlSi3Mn	Ausspannen-Interface
26	Feuerverzinkt+APS	200	Ar	2	1	701	AlSi3Mn	Zugversuch-Schweißnaht
27	Feuerverzinkt+APS	200	Ar	2	2	701	AlSi3Mn	Zugversuch-Schweißnaht
28	APS-Zink 30 µm	200	H10	2	1	701	AlSi3Mn	Ausspannen-Interface
29	APS-Zink 30 µm	200	H10	2	2	701	AlSi3Mn	Ausspannen-Interface
30	APS-Zink 30 µm	-	Ar	2	1	701	AlSi3Mn	Zugversuch-Interface
31	APS-Zink 30 µm	-	Ar	1	2	701	AlSi3Mn	Zugversuch-Interface
32	APS-Zink 30 µm	-	Ar	1	2	636	AlSi3Mn	Abkühlung-Interface
33	APS-Zink 30 µm	-	Ar	2	1	636	AlSi3Mn	Abkühlung-Interface
34	APS-Zink 30 µm	-	Ar	1	2	769	AlSi3Mn	Zugversuch-Interface
35	APS-Zink 30 µm	100	Ar	2	2	769	AlSi3Mn	Abkühlung-Interface
37	APS-Zink 30 µm	100	H10	2	2	843	AlSi3Mn	-
39	APS-Zink 30 µm	100	Ar	2	3	769	AlSi3Mn	Abkühlung-Interface
41	APS-Zink 30 µm	100	Ar	3	2	769	AlSi3Mn	Abkühlung-Interface
51	APS-Zink 30 µm	100	Ar	2	2	769	AlSi12	Abkühlung-Interface
52	APS-Zink 30 µm	100	Ar	3	2	769	AlSi12	Abkühlung-Interface
54	APS-Zink 30 µm	100	Ar	2	3	769	AlSi12	Abkühlung-Interface

Abbildung 45 zeigt die Schweißnähte der Vorversuche sieben und acht. Dabei war die Benetzung sehr schlecht und es entstand keine Verbindung. Im linken Bild sind Anlauffarben an der Stahloberfläche im Bereich der Beschichtung zu sehen, die auf eine starke Wärmeeinwirkung während dem Aktivieren und Beschichten zurückzuführen sind. Diese Anlauffarben entstehen durch eine verstärkte Oxidation der Stahloberfläche, die mit steigender Temperatur zunimmt.

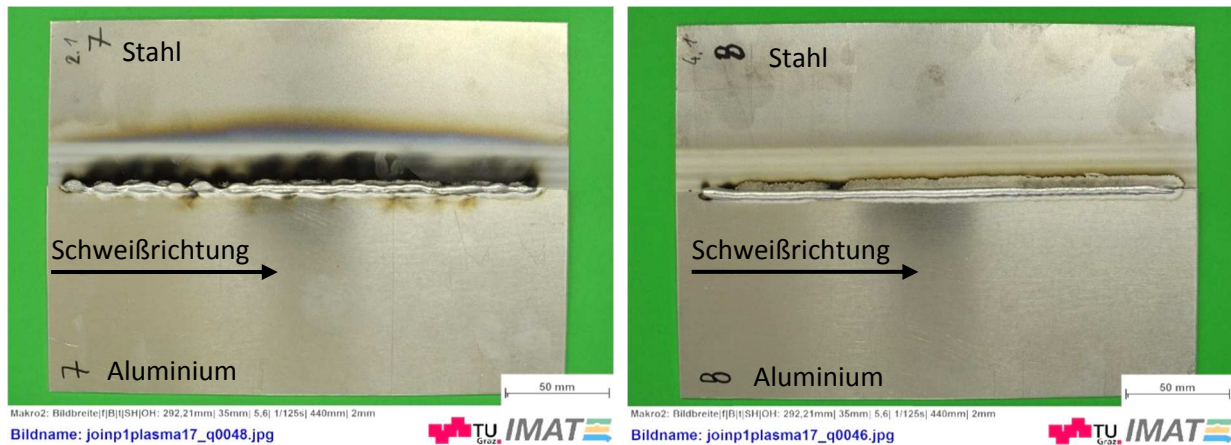


Abbildung 45: Schweißnähte der Vorversuche 7 (links) und 8 (rechts)

Bei den in Abbildung 46 dargestellten Schweißnähten der Versuche 34 (ohne Vorwärmung) und 27 (Feuerverzinkt+APS) war die Benetzung sehr gut, die Nahtform gleichmäßig und es waren keine Nahtfehler vorhanden.

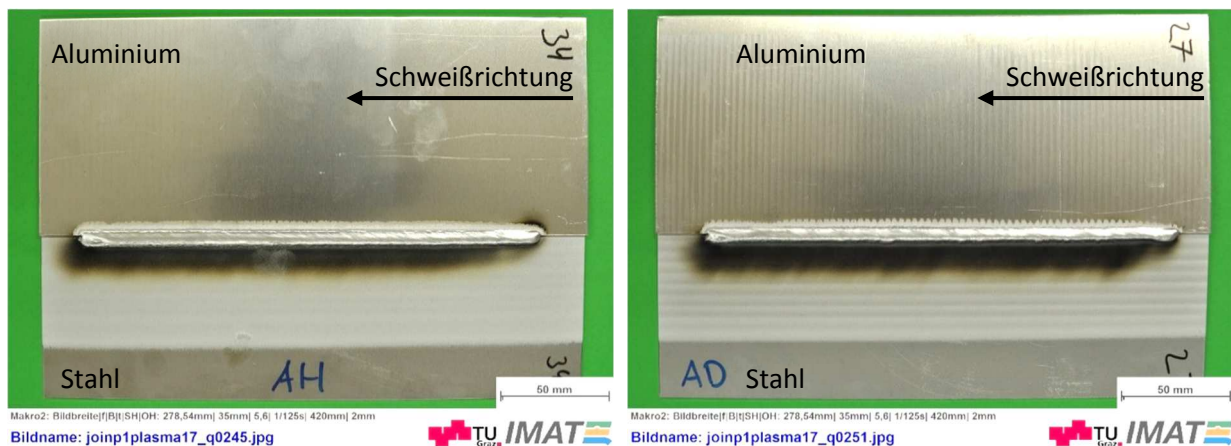


Abbildung 46: Schweißnähte der Vorversuche 34 (links) und 27 (rechts)

7.4.1 Plasmaaktivierung

Im Zuge der Vorversuche wurde der Einfluss der Plasmaaktivierung auf die freie Oberflächenenergie der Substratoberfläche untersucht. Bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen (ohne Vorwärmung, 50, 100, 150, 200 °C) wurden Argon und H10 als Plasmagas verwendet. Das leicht reduzierend wirkende Formiergas H10 besteht zu 90 % aus N₂ und zu 10 % aus H₂. Abbildung 47 zeigt die freie Oberflächenenergie des verwendeten 1.0330 Stahlsubstrates (DC01) nach der Plasmaaktivierung und im unbehandelten Anlieferungszustand. Die Plasmaaktivierung erfolgte mit den auf die Plasmagase abgestimmten Parametern, die aus Tabelle 13 ersichtlich sind.

Tabelle 13: Aktivierungsparameter bei der Plasmaaktivierung mit Argon und H10 als Plasmagas

Plasmagas	Stromstärke (A)	Durchflussmenge (l/min)	Geschwindigkeit (mm/s)	Abstand (mm)
Argon	200	10	100	20
H10	130	10	100	30

Wie aus Abbildung 47 ersichtlich, haben das Plasmagas sowie die Vorwärmtemperatur keinen nennenswerten Einfluss auf die Oberflächenenergie des Stahlsubstrates. Diese beträgt im Anlieferungszustand 35.5 mN/m und kann durch eine Plasmaaktivierung mehr als verdoppelt werden. Die maximale Oberflächenenergie beträgt 75.04 mN/m bei der Verwendung von Argon als Plasmagas und ohne Vorwärmung. Durch die leicht reduzierende Wirkung von H10 kann somit keine Erhöhung der freien Oberflächenenergie erreicht werden. Bei den Blechen mit einer Vorwärmtemperatur von 200 °C waren bereits Anlauffarben sichtbar, die ein Anzeichen für eine verstärkte Oxidation der Stahloberfläche sind. Weder die Benetzung, noch die Haltbarkeit der Schweißverbindungen, bei denen die Aktivierung und Beschichtung der Bleche mit H10 als Plasmagas erfolgte, waren zufriedenstellend. Somit wurde bei den Hauptversuchen ausschließlich Argon verwendet.

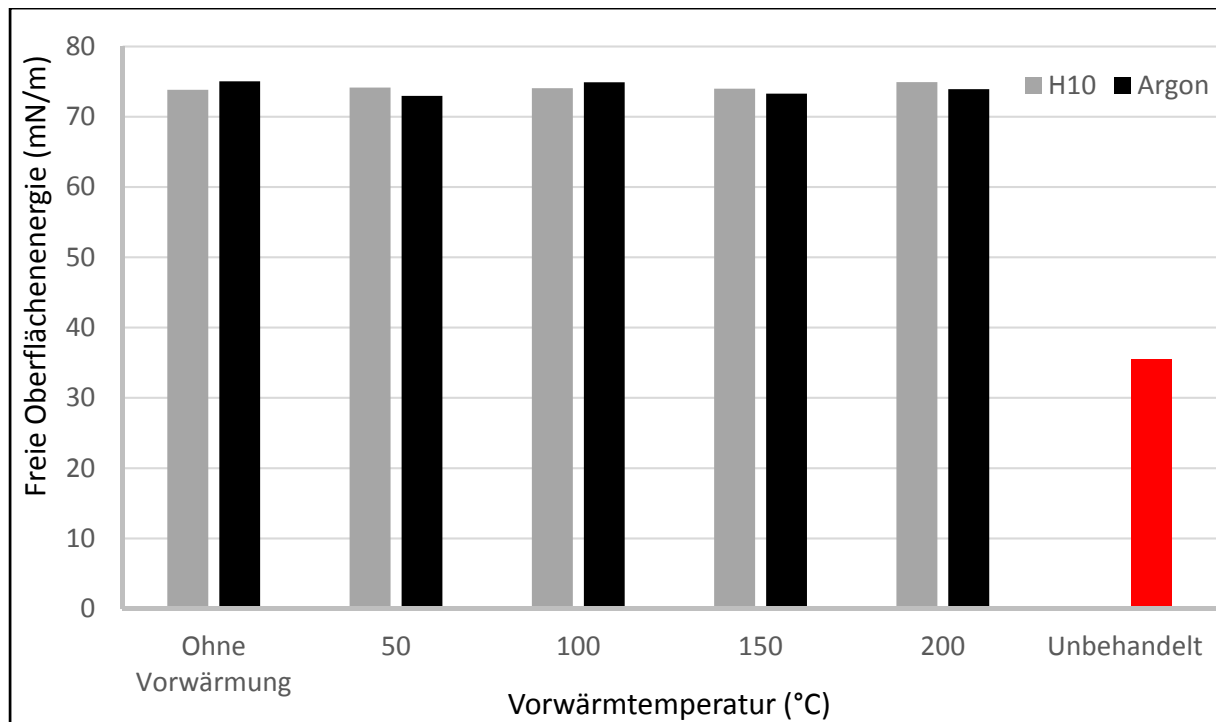


Abbildung 47: Freie Oberflächenenergie in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur nach der Plasmaaktivierung mit Argon und H10 als Plasmagas

Um den Temperaturverlauf während dem Aktivieren genau zu quantifizieren wurde mit dem Programm Sysweld eine thermische Simulation der Plasmaaktivierung durchgeführt. Die Wärmeeinbringung wurde durch eine doppelt elliptische Volumenwärmequelle nach Goldak beschrieben. Einige Beispielbilder der Simulation sind im Anhang auf Seite VII zu finden.

Der Verfahrensweg des Plasmabrenners und die Messpunkte der Temperatur des Stahls (Anfang, Mitte, Ende) sind in Abbildung 48 dargestellt. Es wurden sieben Aktivierungsüberfahrten mit einem Abstand von 6 mm bei einer Vorwärmtemperatur von 20, 100 und 200 °C simuliert. Dadurch konnte gezeigt werden, welchen Einfluss die Anzahl der Aktivierungsüberfahrten und die Vorwärmtemperatur auf den Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung haben.

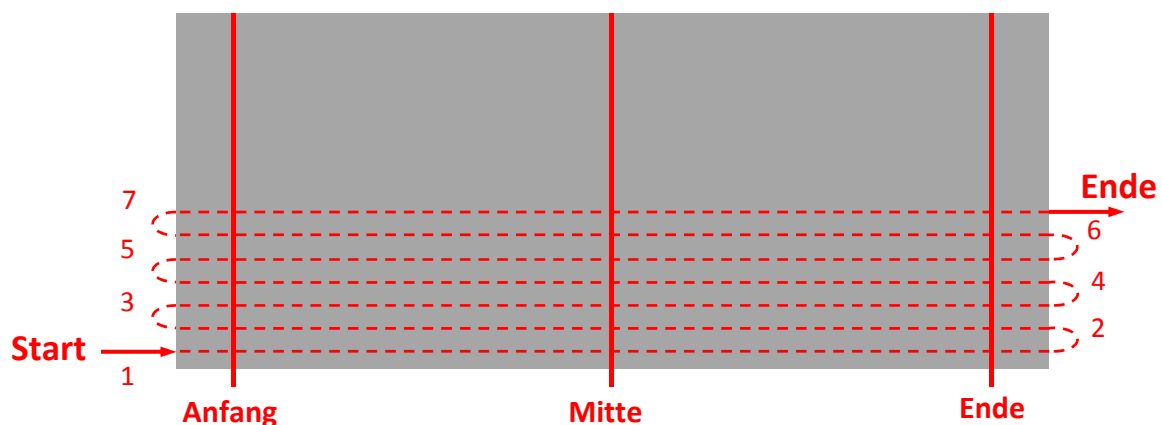


Abbildung 48: Verfahrensweg des Brenners bei der Plasmaaktivierung

Abbildung 49 zeigt den Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung an den drei oben dargestellten Positionen bei einer Vorwärmtemperatur von 20 °C (Raumtemperatur). Bei der ersten Aktivierungsüberfahrt beträgt die Blechtemperatur rund 80 °C. Während der weiteren Überfahrten steigt die Temperatur stetig an und erreicht bei der sechsten Überfahrt am Blechende das Maximum von 167 °C.

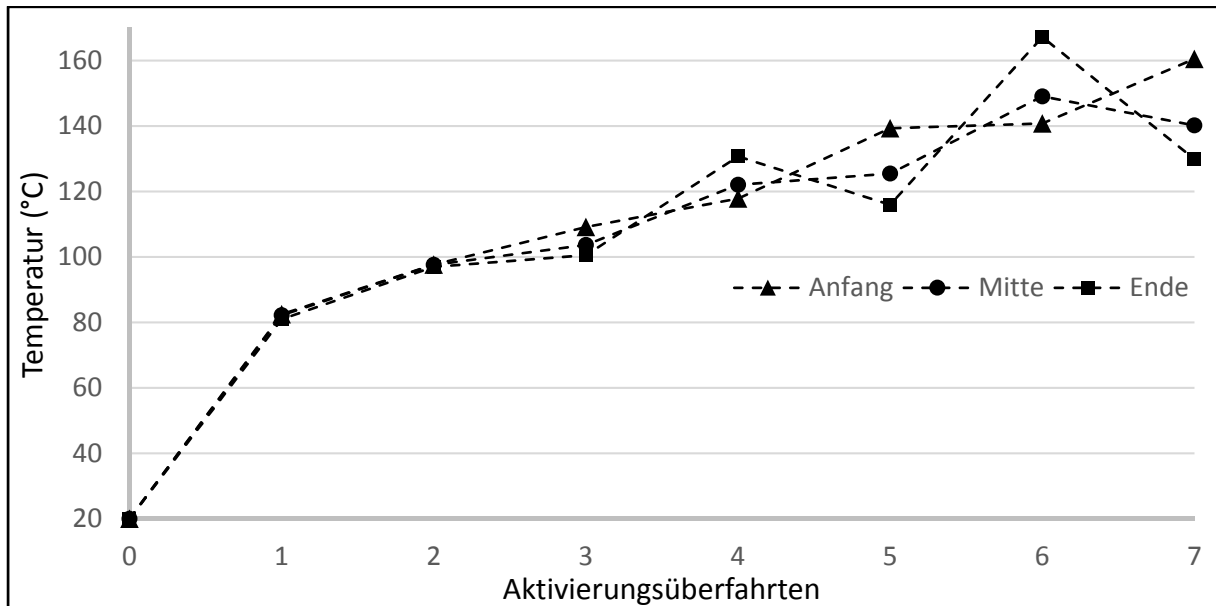


Abbildung 49: Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 20 °C

Der Temperaturverlauf des Stahlbleches bei einer Vorwärmtemperatur von 100 °C ist in Abbildung 50 dargestellt. Die Temperatur beträgt bei der ersten Aktivierungsüberfahrt rund 170 °C und erreicht bei der siebten Überfahrt am Blechanfang mit 205 °C ihr Maximum.

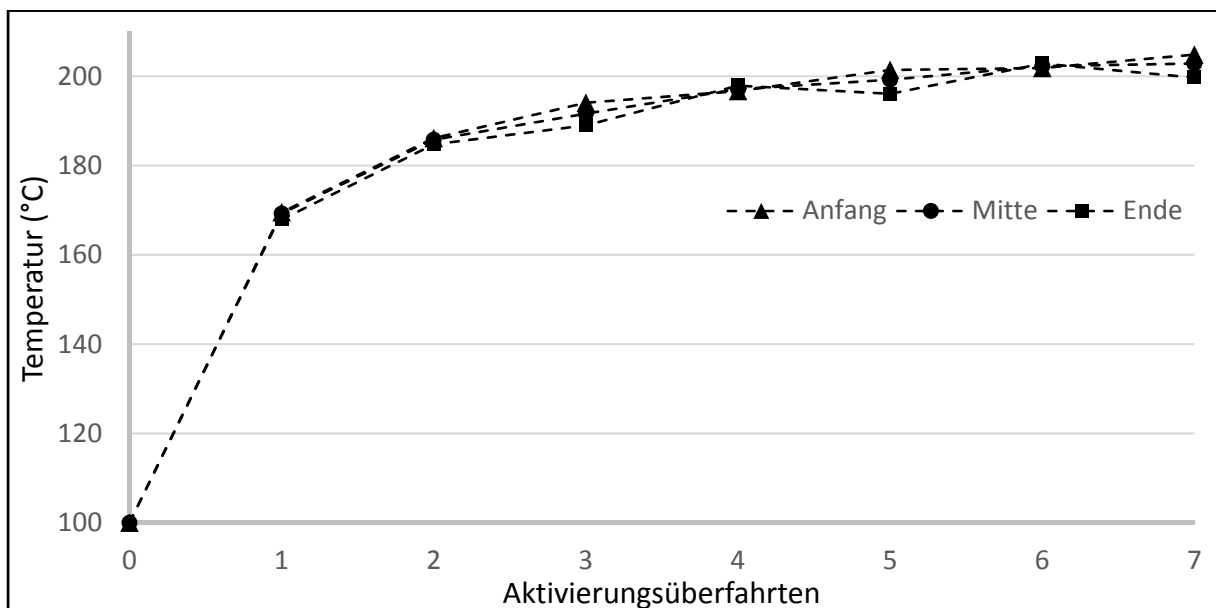


Abbildung 50: Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 100 °C

Der Temperaturverlauf während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 200 °C ist in Abbildung 51 dargestellt. Die Temperatur beträgt bei der ersten Aktivierungsüberfahrt rund 265 °C und erreicht bei der siebten Überfahrt am Blechanfang mit 298 °C ihr Maximum.

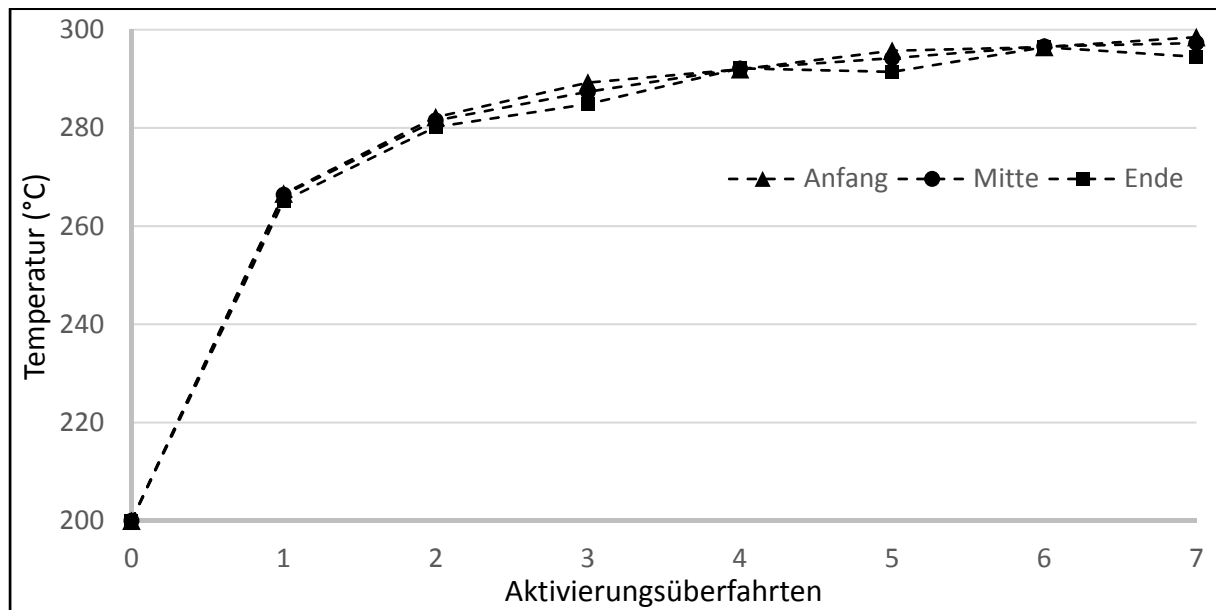


Abbildung 51: Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 200 °C

Aus den Simulationen ist ersichtlich, dass es durch die Plasmaaktivierung zu einer Erwärmung des Stahls kommt. Ohne einer Vorwärmung reduziert sich die Spitzentemperatur, im Vergleich zu einer Vorwärmung auf 200 °C, um 131 °C. Der Erwärmungseffekt durch die Aktivierung nimmt mit steigender Vorwärmtemperatur ab. Die Temperaturdifferenz zwischen Vorwärmtemperatur und Spitzentemperatur beträgt ohne einer Vorwärmung 147 °C. Bei einer Vorwärmtemperatur von 100 °C beträgt die Differenz 105 °C und bei einer Vorwärmung auf 200 °C nur mehr 98 °C.

Durch die Vorwärmung und Plasmaaktivierung kommt es zu einer Erwärmung des Stahls, die zu einer verstärkten Oxidation der Stahloberfläche führt. Grund dafür ist die bei höheren Temperaturen verstärkt stattfindende Diffusion von Sauerstoff in Stahl. Die Dicke der dabei entstehenden Oxidschicht nimmt mit steigender Temperatur und Dauer der Temperatureinwirkung zu. Ab einer Temperatur von etwa 200 °C ist die Oxidation durch charakteristische Anlauffarben erkennbar. [37] Ziel ist somit die Vorwärmtemperatur und die Beschichtungsbereite zu minimieren. Durch eine Reduktion der Beschichtungsbreite verringert sich die Anzahl an Aktivierungsüberfahrten, wodurch die Maximaltemperatur geringer ausfällt. Weiters verringert sich die Dauer der Temperatureinwirkung.

7.4.2 Zugversuch

Zur Bewertung der Festigkeit der geschweißten Überlappverbindungen wurden Zugversuche durchgeführt. Dabei wurden aus jeder Schweißnaht drei Zugproben, entsprechend dem Probenentnahmeplan (Abbildung 43) entnommen. Die Höchstzugkraft ist in Abbildung 52 dargestellt. Bei den Verbindungen mit APS-verzinkten Blechen konnte eine rund dreimal so hohe Zugkraft wie bei den Versuchen von Fritsch [6] erzielt werden, wobei die maximale Höchstzugkraft mit 4.37 kN bei Versuch 34 erreicht wurde. Bei den feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Verzinkung konnten 5.51 kN erreicht werden. Bei den Referenzversuchen mit elektrolytisch verzinkten und feuerverzinkten Blechen wurden vergleichbare Festigkeitswerte wie von Fritsch [6] erzielt. Der Bruch erfolgte bei allen APS-beschichteten Blechen im Interface und bei den feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Zinkschicht in der Schweißnaht im Bereich der Schmelzgrenze. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm und das Prüfprotokoll der durchgeführten Zugversuche ist im Anhang auf Seite V und VI zu finden.

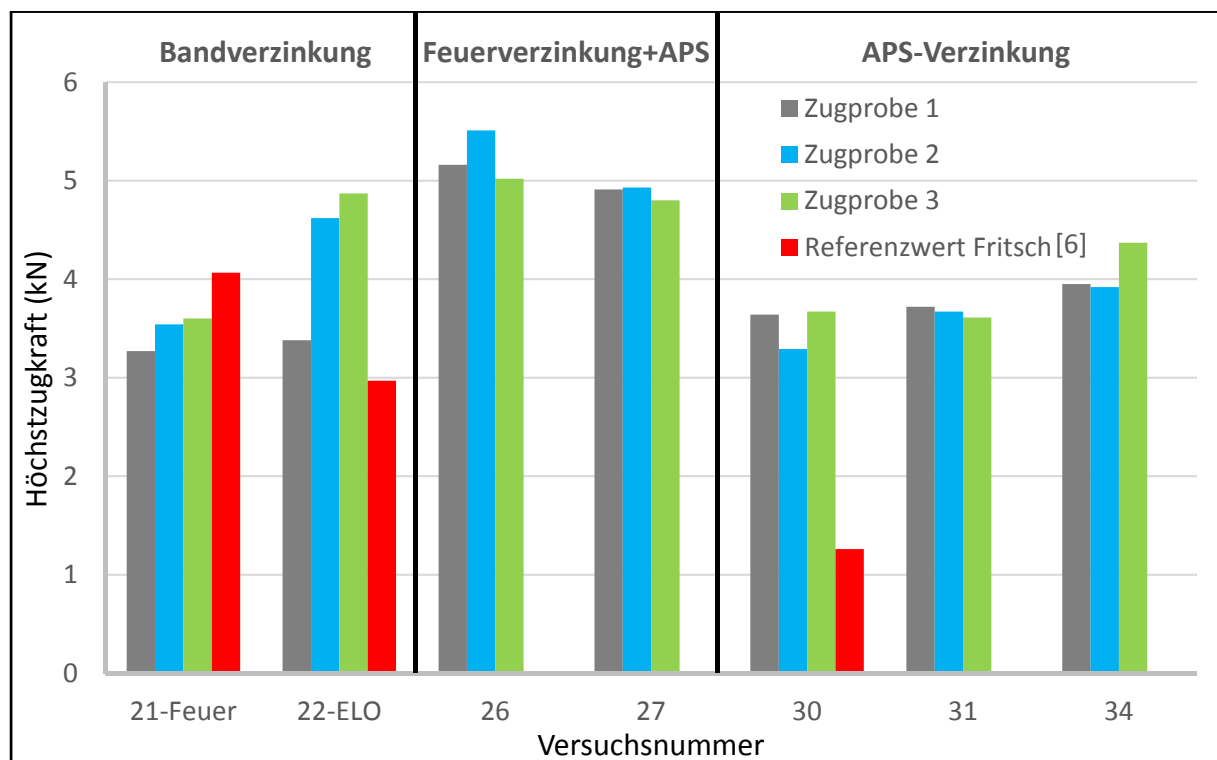


Abbildung 52: Höchstzugkraft bei den durchgeführten Zugversuchen der Vorversuche

Beim Zugversuch tritt durch die außermittige Belastung zusätzlich ein Biegemoment auf, wodurch sich ein mehrachsiger Spannungszustand ergibt. Die tatsächlichen Spannungen sind somit höher als die berechneten Zugspannungen. Um einen aussagekräftigen Vergleichswert zu erhalten, wurde die Höchstzugkraft auf den jeweiligen Probenquerschnitt des Aluminiumbleches bezogen. Die so berechneten Zugspannungen sind in Abbildung 53 dargestellt. Der Maximalwert mit APS-verzinkten Blechen wurde bei Versuch 34 erreicht und beträgt 103.8 MPa. Bei feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Zinkschicht konnte eine Zugspannung von 130.3 MPa erreicht werden, die sogar die Zugfestigkeit des Zusatzwerkstoffes AlSi3Mn (120 MPa) übertrifft.

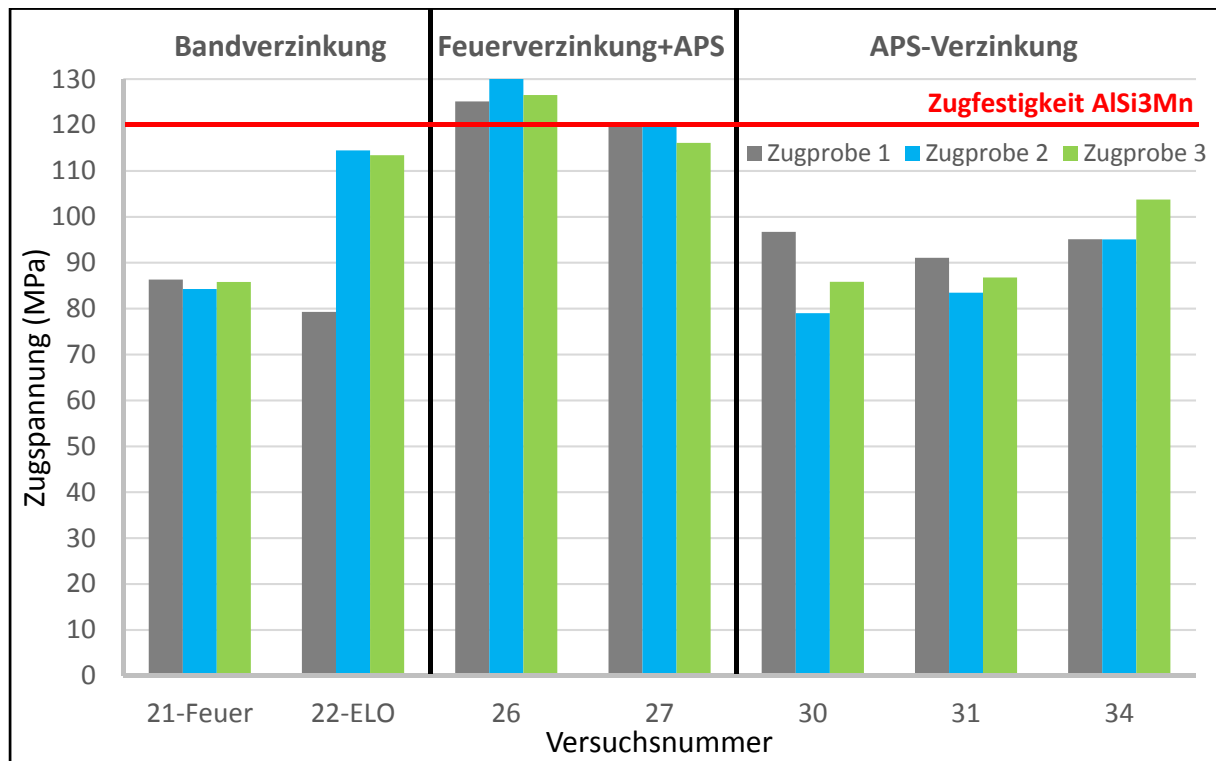


Abbildung 53: Berechnete Zugspannungen der Zugversuche aus den Vorversuchen

7.4.3 Bruchflächenanalyse

An den Zugproben der durchgeführten Vorversuche erfolgte eine Analyse der Versagensart und eine Bruchflächenanalyse unter dem Rasterelektronenmikroskop. Der Bruch erfolgte entweder in der Wärmeeinflusszone des Aluminiums im Bereich der Schmelzgrenze oder im Interface zwischen Aluminium und Stahl. Die Bruchbilder von drei beispielhaften Zugproben sind in Abbildung 54 dargestellt. Bei den Schweißverbindungen mit feuerverzinkten und APS-verzinkten Blechen erfolgte der Bruch im Interface. Die feuerverzinkten Bleche mit zusätzlicher APS-Zinkschicht brachen in der Schweißnaht im Bereich der Schmelzgrenze. Weiters ist in Abbildung 54 die durch das Biegemoment entstehende Durchbiegung der Stahlbleche erkennbar.

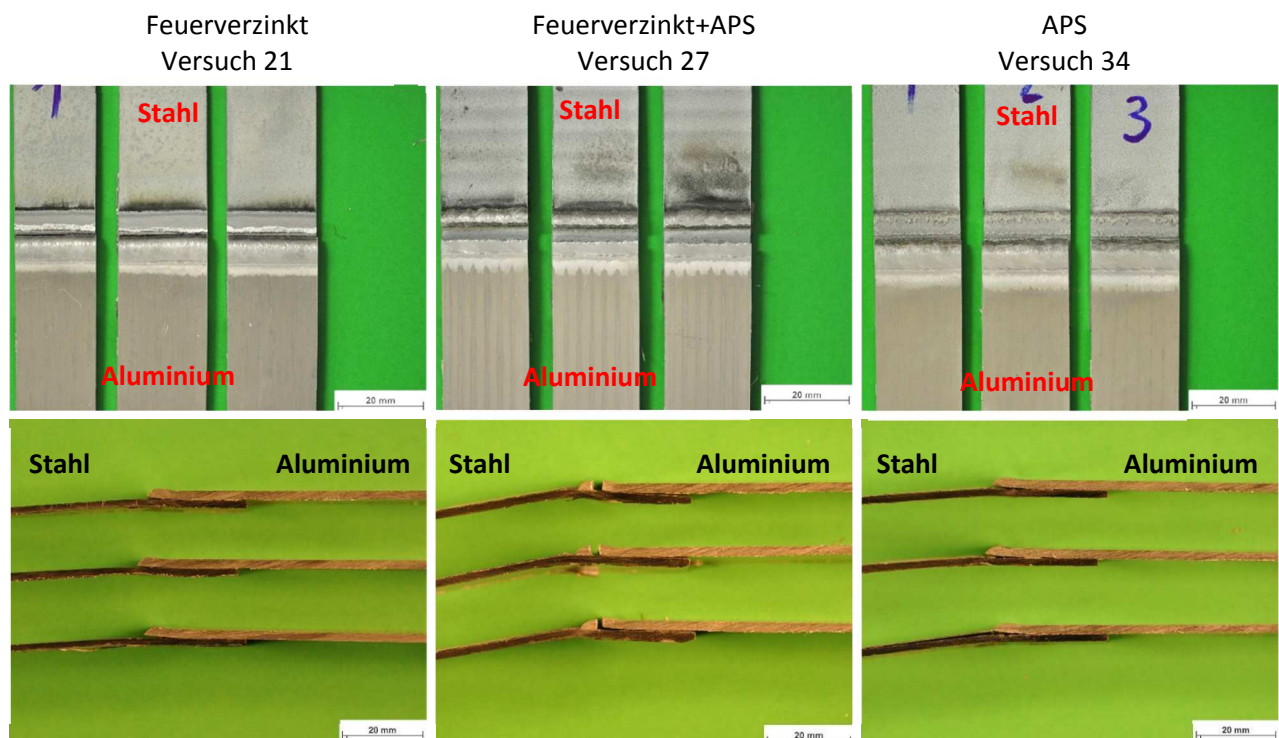


Abbildung 54: Bruchbilder der Zugproben aus den Versuchen 21, 27 und 34

An der Zugprobe aus Versuch 34, bei der die höchste Zugspannung erreicht wurde, erfolgte eine Bruchflächenanalyse unter dem REM. Die Proben wurden vor der Untersuchung fünf Minuten in einem Ultraschallbad gereinigt. Aus den in Abbildung 55 dargestellten Bildern sind im Übersichtsbild (Bild a) zwei unterschiedliche Bruchflächenbereiche erkennbar. Die schwarzen Bereiche (Detail 1) sind zurückgebliebene Verunreinigungen.

An dem im Übersichtsbild links oben dargestellten Bereich ist die Oberfläche sehr rau und stark strukturiert (Bild c und d). Dies ist charakteristisch für einen duktilen Bruch. Hier erfolgte vermutlich eine optimale intermetallische Phasenbildung, wodurch der Bruch im Aluminium erfolgte. Das Detailbild des glatten Bruchbereichs (Bild b) zeigt eine schwach strukturierte Bruchfläche, die charakteristisch für einen Spröbruch ist, der in diesem Bereich im Interface erfolgte.

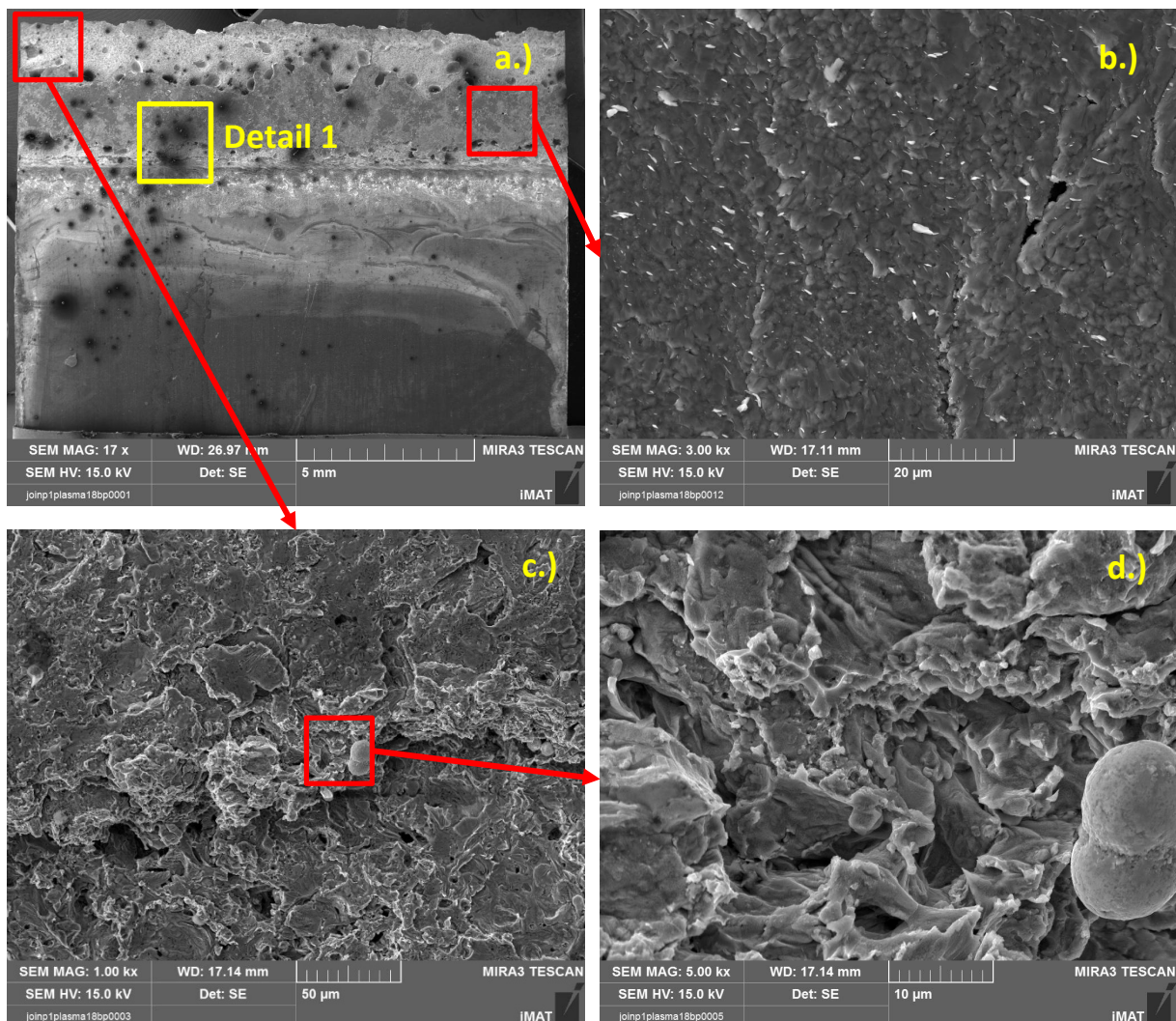


Abbildung 55: Bruchflächen einer Zugprobe aus Versuch 34 unter dem REM

a.) Übersicht

b.) Detailsicht des glatten Bereiches der Bruchfläche unter 3000-facher Vergrößerung

c.) Detailsicht des Bereiches mit stark strukturierter Oberfläche unter 1000-facher Vergrößerung

d.) Detailsicht des Bereiches mit stark strukturierter Oberfläche unter 5000-facher Vergrößerung

7.4.4 Porenbildung

Die Porosität stellt bei Schweißverbindungen mit Aluminium immer eine gewisse Herausforderung dar und lässt sich, wie in Kapitel 2.1.2.2 erläutert, nicht vermeiden. Die Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 21 (feuerverzinkt) und 26 (feuerverzinkt+APS) zeigt Abbildung 56. Die Poren sind gleichmäßig verteilt und weisen alle eine ähnliche Größe auf. Im Bereich des Interfaces ist eine gute Anbindung vorhanden und es ist keine verstärkte Porenbildung in diesem Bereich erkennbar.

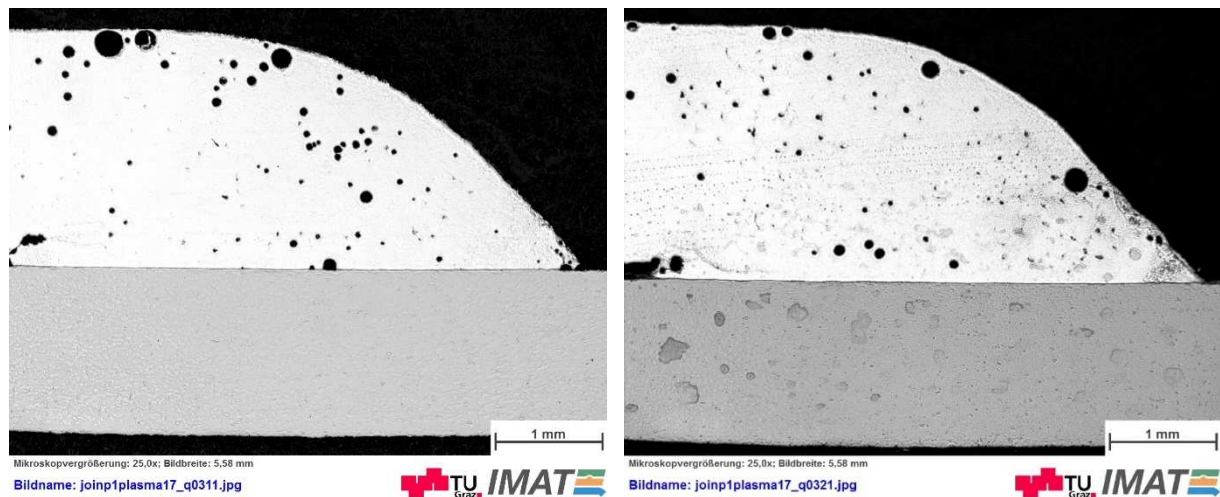


Abbildung 56: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 21 (links) und 26 (rechts) jeweils vom Endbereich der Schweißnaht

Die Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 31 und 34 (beide APS) zeigt Abbildung 57. Die Poren befinden sich hier vermehrt im Bereich des Interfaces. Weiters sind einzelne sehr große Poren vorhanden. Die hohe Anzahl an Poren und die verminderte Anbindung verschlechtern die mechanischen Eigenschaften der Verbindung.

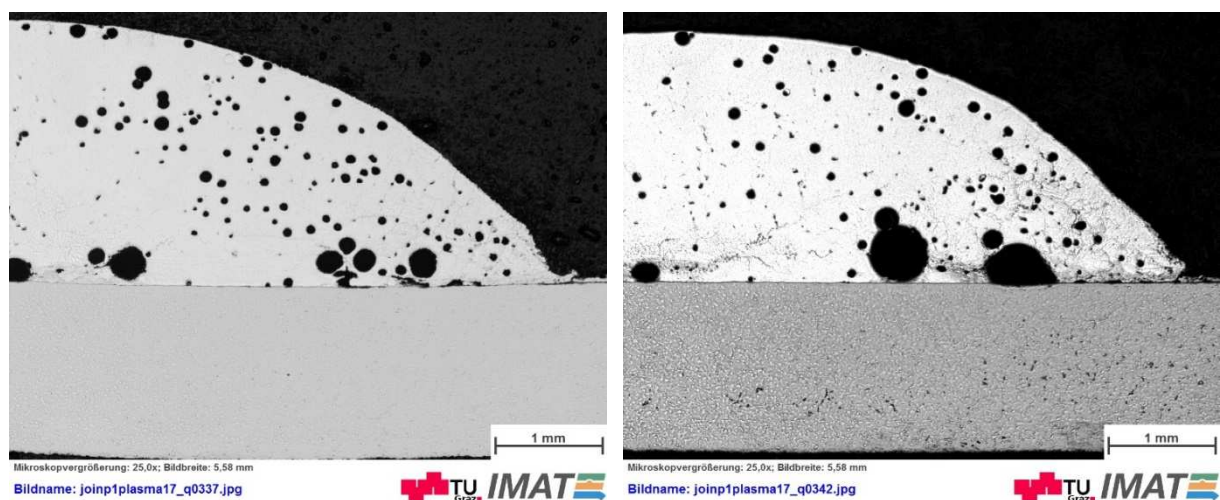


Abbildung 57: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 31-Nahtende (links) und 34-Nahtanfang (rechts)

Die Porenanzahl am Nahtanfang (QA) und Nahtende (QE) unterschiedlicher Schweißverbindungen mit verschiedenen Zinkschichten ist in Tabelle 14 enthalten. Die minimale Porenanzahl von 45 wurde mit feuerverzinkten Blechen erreicht, auf die eine Plasmaspritzschicht aus Zink aufgebracht wurde. Bei den APS-beschichteten Blechen (Versuch 31) betrug die Porenanzahl bei einer Streckenenergie von 701 J/cm am Nahtanfang 127 und am Nahtende 105. Bei gleicher Beschichtung (Versuch 34) und einer Streckenenergie von 769 J/cm waren nur mehr 83 bzw. 72 Poren vorhanden.

Tabelle 14: Porenanzahl der Schweißnähte aus den Vorversuchen

Versuch	Beschichtung	Streckenenergie (J/cm)	Porenanzahl	
			QA	QE
21	Feuerverzinkt	701	62	61
22	Elektrolytisch verzinkt	701	54	51
26	Feuerverzinkt + APS	701	69	56
27	Feuerverzinkt + APS	701	75	45
31	APS-Zink	701	127	105
34	APS-Zink	769	83	72

7.4.5 Intermetallische Phasenbreite

An den Querschliffen der Schweißnähte wurde mit dem Lichtmikroskop unter 1000-facher Vergrößerung und unter Verwendung des Programmes AxioVison die intermetallische Phasenbreite gemessen. Im Zuge der Vorversuche erfolgte eine Messung am Nahtanfang und am Nahtende. Die dazugehörigen Messwerte sind in Tabelle 15 enthalten und liegen bei allen Schweißverbindungen im Bereich von 2.37-5.94 μm . Dies ist, wie in Kapitel 2.1.2.3 beschrieben, als akzeptabler Wert einzustufen. Vergleicht man Versuch 31 und 34 so fällt auf, dass bei identischer Beschichtung die intermetallische Phasenbreite bei Erhöhung der Streckenenergie zunimmt.

Tabelle 15: Intermetallische Phasenbreite der Schweißnähte aus den Vorversuchen

Versuch	Beschichtung	Streckenenergie (J/cm)	Intermetallische Phasenbreite (μm)	
			Nahtanfang	Nahtende
21	Feuerverzinkt	701	3.45	3.27
22	Elektrolytisch verzinkt	701	2.37	2.78
26	Feuerverzinkt + APS	701	4.75	5.29
27	Feuerverzinkt + APS	701	3.89	3.75
31	APS-Zink	701	4.07	4.53
34	APS-Zink	769	5.94	5.37

Die intermetallischen Phasen der Schweißverbindungen aus den Versuchen 21 (feuerverzinkt) und 27 (feuerverzinkt+APS) sind in Abbildung 58 sichtbar.

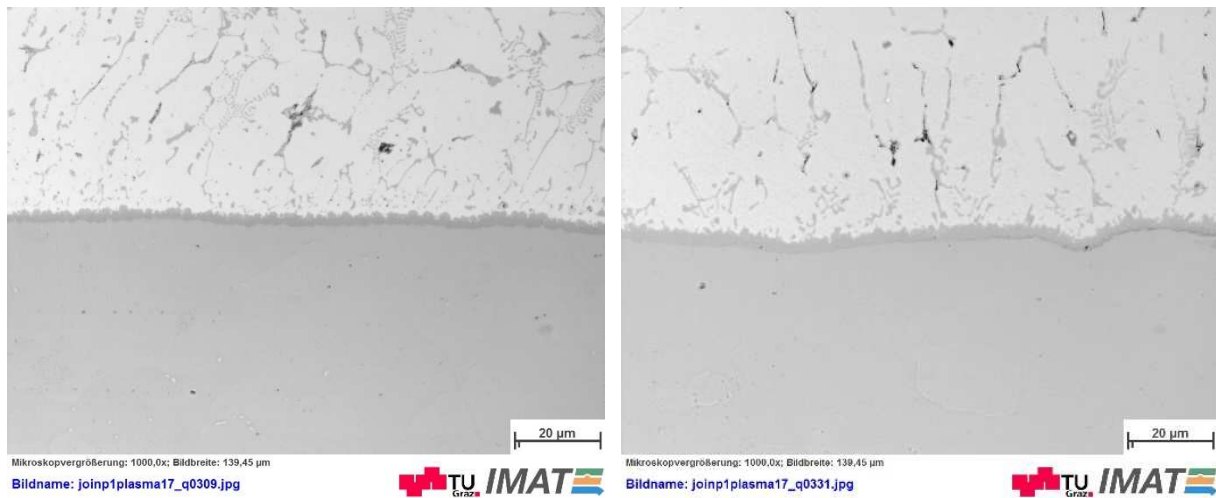


Abbildung 58: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 21-Nahtanfang (links) und 27-Nahtende (rechts)

Abbildung 59 zeigt die intermetallischen Phasen zwischen Stahl und Aluminium bei den Versuchen 31 und 34 (beide APS). Vergleicht man die Struktur so fällt kein wesentlicher Unterschied auf.

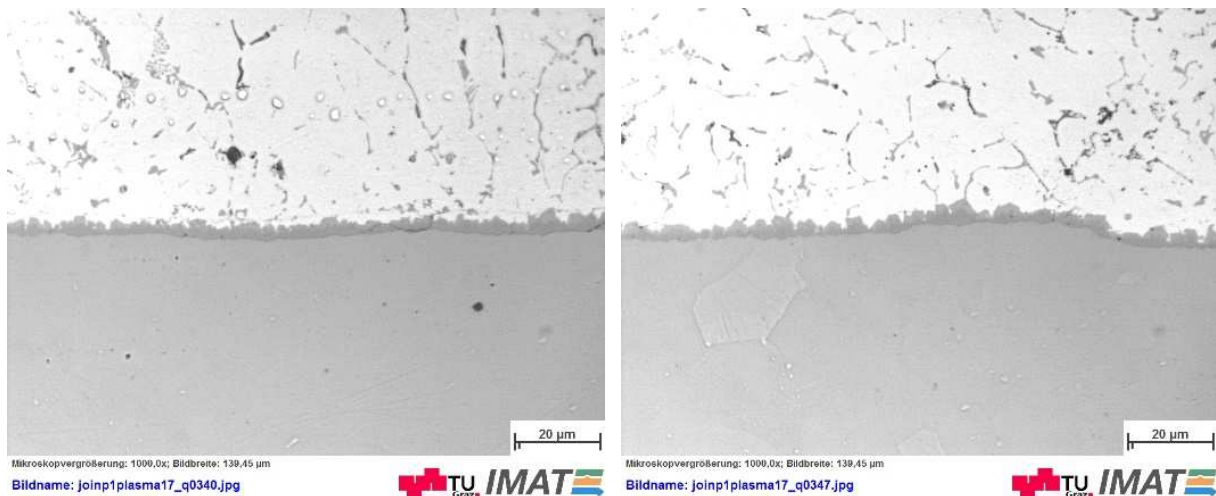


Abbildung 59: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 31-Nahtende (links) und 34-Nahtanfang (rechts)

7.5 Hauptversuche

Im Zuge der Hauptversuche erfolgte eine Variation der Oberflächenvorbehandlung des Substrates sowie eine Verringerung der Breite der lokal aufgetragenen Zinkschicht. Durch die Verringerung der Beschichtungsbreite reduziert sich die Maximaltemperatur und die Einwirkdauer der Temperatur während dem Plasmaaktivieren. Durch alternative Oberflächenvorbehandlungen soll die Schichthaftung, bei möglichst niedriger Vorwärmtemperatur, verbessert werden.

Es wurde für alle Beschichtungen das Zinkpulver mit einer Partikelgröße von 30 µm verwendet. Als Zusatzwerkstoff diente ausschließlich AlSi3Mn. Weiters erfolgten Bestätigungsversuche der feuerverzinkten Bleche mit zusätzlicher APS-Verzinkung. Einen Überblick über die durchgeführten Schweißversuche gibt Tabelle 16. Sie beinhaltet die Oberflächenbehandlung der Stahlbleche vor dem Plasmabeschichten, die Streckenenergie, die Beschichtungsparameter und die aufgetretene Versagensart.

Tabelle 16: Übersicht der durchgeführten Hauptversuche

Versuch	Vorbehandlung	T _v (°C)	Überfahrten		E (J/cm)	Versagensart/Bemerkung
			Aktivierung	Beschichtung		
58	Sandgestrahlt	-	1	2	769	Zugversuch-Interface
59	Reinigung mit Isopropanol	100	1	2	769	Zugversuch-Interface
60	Reinigung mit Aceton	100	1	2	769	Zugversuch-Interface
61	Feuerverzinkt	200	2	2	769	Zugversuch-Schweißnaht
62	Reinigung mit Aceton	100	1	2	769	-
63	Reinigung mit Aceton	100	1	2	591	Bruch beim Abkühlen Nahtanfang
64	Sandgestrahlt	-	1	2	769	Bruch beim Abkühlen Nahtanfang
65	Sandgestrahlt	-	1	2	769	Zugversuch-Interface
66	Reinigung mit Isopropanol	100	1	2	769	Bruch beim Abkühlen Nahtanfang
67	Reinigung mit Isopropanol	100	1	2	769	Ablösung der Zinkschicht und Bruch beim Abkühlen Nahtanfang
68	Feuerverzinkt	200	2	2	701	Zugversuch-Schweißnaht
69	Feuerverzinkt	200	2	2	701	Zugversuch-Schweißnaht
70	Feuerverzinkt	200	2	2	701	-
71	Feuerverzinkt	200	2	2	701	Zugversuch-Schweißnaht
72	Feuerverzinkt	200	2	2	701	-
73	Reinigung mit Aceton	100	1	2	769	Bruch beim Abkühlen Nahtanfang
74	Reinigung mit Aceton	100	1	2	769	Bruch beim Abkühlen Nahtanfang
75	Sandgestrahlt	-	1	2	769	Zugversuch-Interface
76	Feuerverzinkt	200	2	2	769	Zugversuch-Schweißnaht
77	Feuerverzinkt	200	2	2	769	Zugversuch-Schweißnaht
78	Feuerverzinkt	200	2	2	769	-

Die geschweißten Bleche der Versuche 59 (Reinigung mit Isopropanol) und 60 (Reinigung mit Aceton) sind in Abbildung 60 zu sehen. Die Benetzung ist sehr gut und die Nahtform gleichmäßig. Bei Versuch 59 ist am Nahtanfang ein kleiner Bindefehler vorhanden, der rot markiert ist.

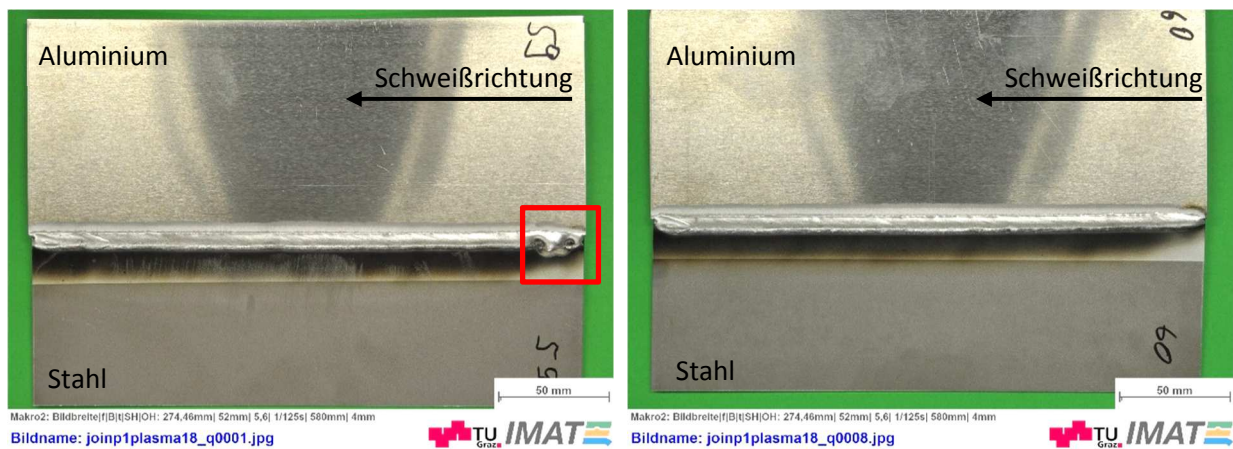


Abbildung 60: Schweißnähte der Hauptversuche 59 (links) und 60 (rechts); Bindefehler rot markiert

Die Schweißnähte der Versuche 77 (feuerverzinkt+APS) und 58 (sandgestrahlt) sind in Abbildung 61 zu sehen. Die Benetzung ist auch hier sehr gut und die Nahtform gleichmäßig. Bei Versuch 58 ist am Nahtanfang ein kleiner Bindefehler vorhanden, der rot markiert ist.

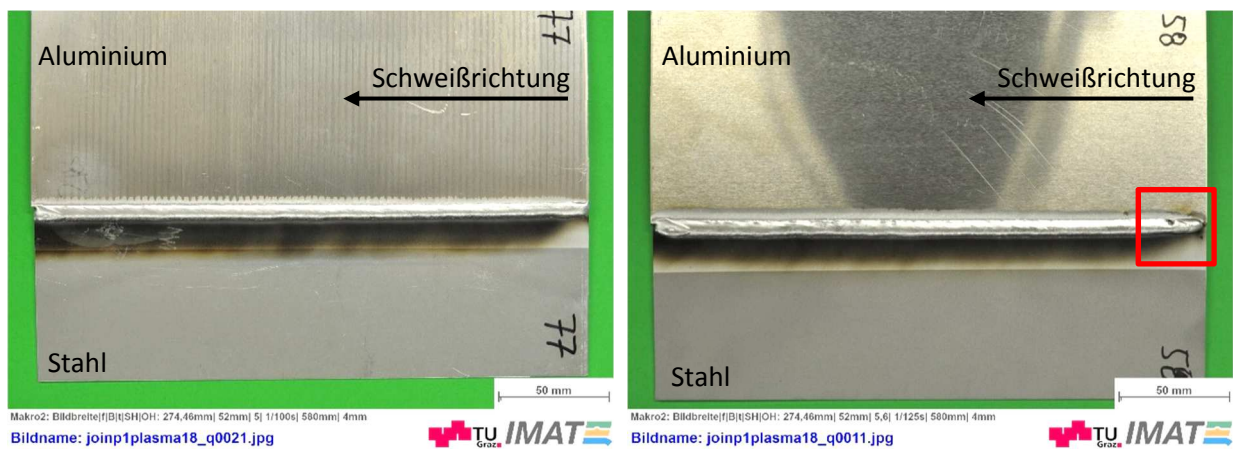


Abbildung 61: Schweißnähte der Hauptversuche 77 (links) und 58 (rechts); Bindefehler rot markiert

7.5.1 Zugversuch

Wie bei den Vorversuchen, wurde auch bei den geschweißten Blechen der Hauptversuche ein Zugversuch durchgeführt. Die Höchstzugkraft der untersuchten Schweißnähte ist in Abbildung 62 dargestellt. Bei den Verbindungen mit APS-verzinkten Blechen konnte eine rund dreimal so hohe Zugkraft wie bei den Versuchen von Fritsch [6] erzielt werden, wobei die maximale Höchstzugkraft mit 3.67 kN bei Versuch 75 erreicht wurde. Dies liegt unter dem Maximalwert der Vorversuche (4.37 kN). Bei den feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Verzinkung wurden ähnliche Werte wie bei den Vorversuchen erzielt, wobei der Maximalwert mit 4.53 kN unter dem der Vorversuche liegt. Bei Versuch 65 ist die Zugprobe ZE1 durch eine Unachtsamkeit beim Kalibrieren der Zugprüfmaschine gebrochen. Der Bruch erfolgte bei allen APS-beschichteten Blechen im Interface und bei den feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Zinkschicht in der Schweißnaht im Bereich der Schmelzgrenze. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm und das Prüfprotokoll der durchgeführten Zugversuche ist im Anhang auf Seite V und VI zu finden.

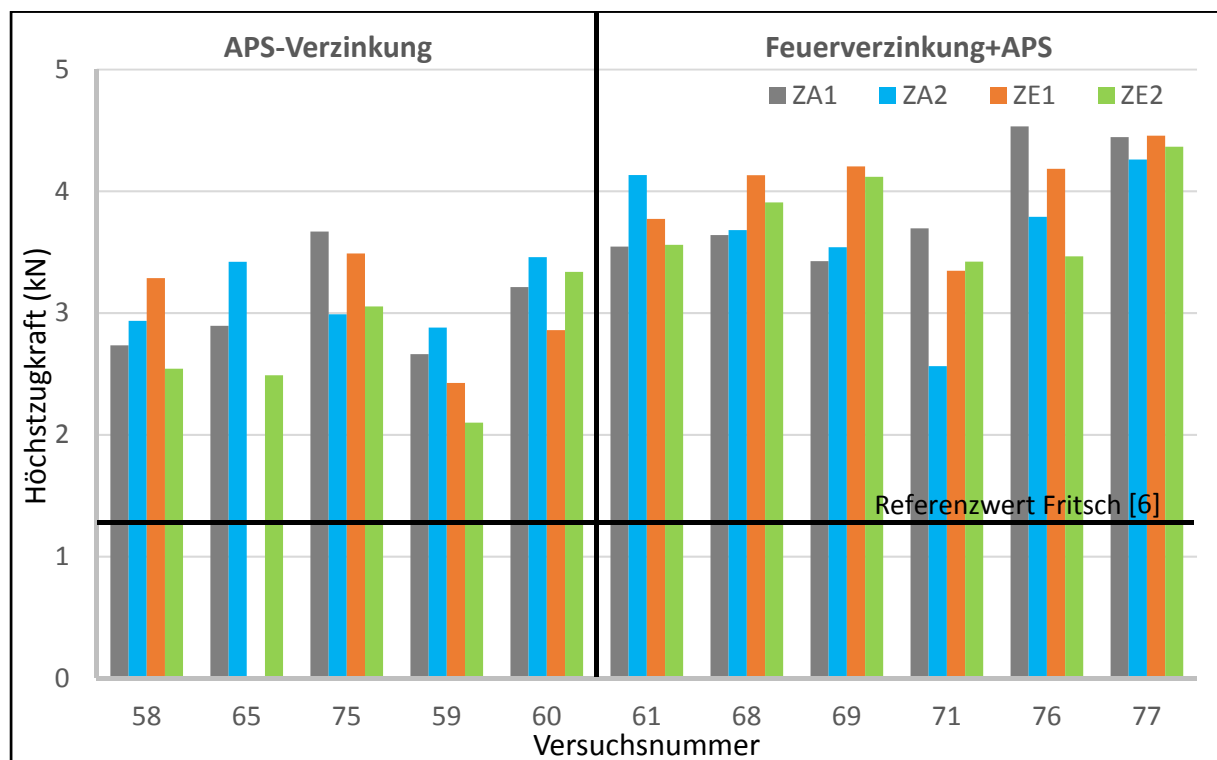


Abbildung 62: Höchstzugkraft bei den durchgeführten Zugversuchen der Hauptversuche

Die aus den Höchstzugkräften berechneten Zugspannungen sind in Abbildung 63 dargestellt. Der Maximalwert mit APS-verzinkten Blechen wurde bei Versuch 60 erreicht und beträgt 92.2 MPa. Bei feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Zinkschicht konnten die Ergebnisse der Vorversuche reproduziert werden, wobei eine Zugspannung von 110.1 MPa erreicht wurde. Der Bruch erfolgte wie bei den Vorversuchen im Bereich der Schmelzgrenze der Schweißnaht.

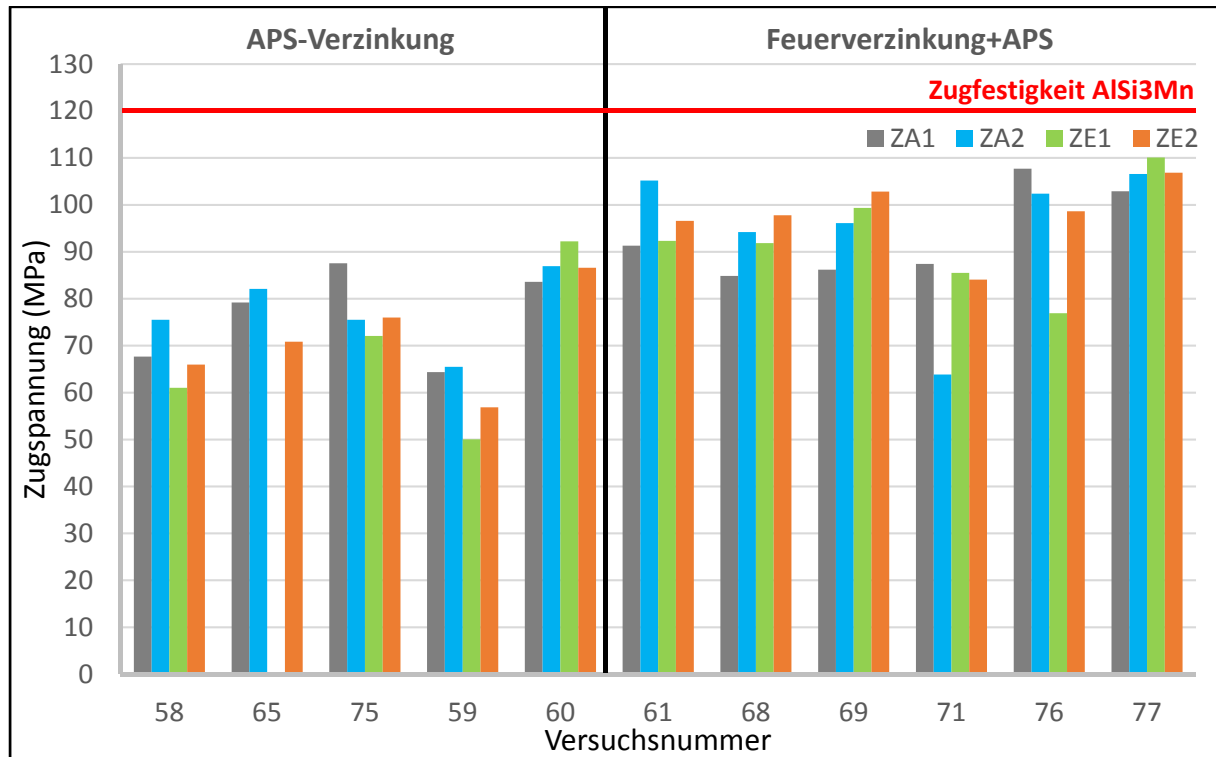


Abbildung 63: Berechnete Zugspannungen der Zugversuche aus den Hauptversuchen

Der Mittelwert aller vier Zugproben der jeweiligen Schweißverbindungen ist in Abbildung 64 dargestellt. Die Fehlerindikatoren zeigen die Minimal- und Maximalwerte. Mit APS-verzinkten Blechen konnte bei einer Reinigung mit Aceton vor dem Beschichten ein Wert von 84 MPa erreicht werden. Die Zugspannungen der sandgestrahlten und mit Isopropanol gereinigten Bleche lagen mit 80.3 und 61.1 MPa knapp darunter. Bei feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Schicht wurde mit einer Streckenenergie von 769 J/cm der Höchstwert von 107.1 MPa erreicht.

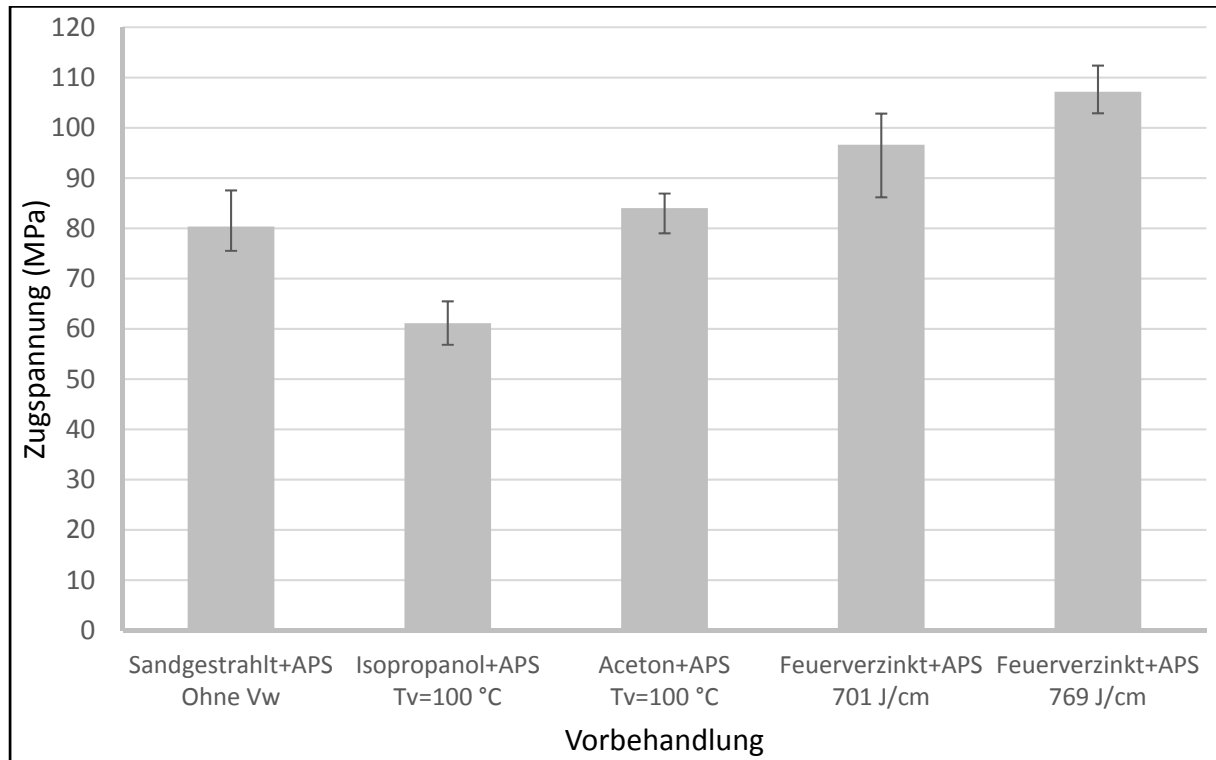


Abbildung 64: Mittelwert der berechneten Zugspannungen bei unterschiedlichen Oberflächenvorbehandlungen

7.5.2 Porenbildung

Die Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 75 (sandgestrahlt) und 60 (Reinigung mit Aceton) sind in Abbildung 65 dargestellt. Bei dem sandgestrahlten Blech sind Poren unterschiedlicher Größe im vorderen Nahtbereich, im Bereich des Interfaces, vorhanden. Der Flächenanteil an Poren beträgt 6.6 %. Bei dem mit Aceton gereinigten Blech fallen zwei große Poren im Bereich des Interfaces auf. Die Schweißnaht ist sonst so gut wie frei von Poren, wobei der Flächenanteil an Poren 3.7 % beträgt.

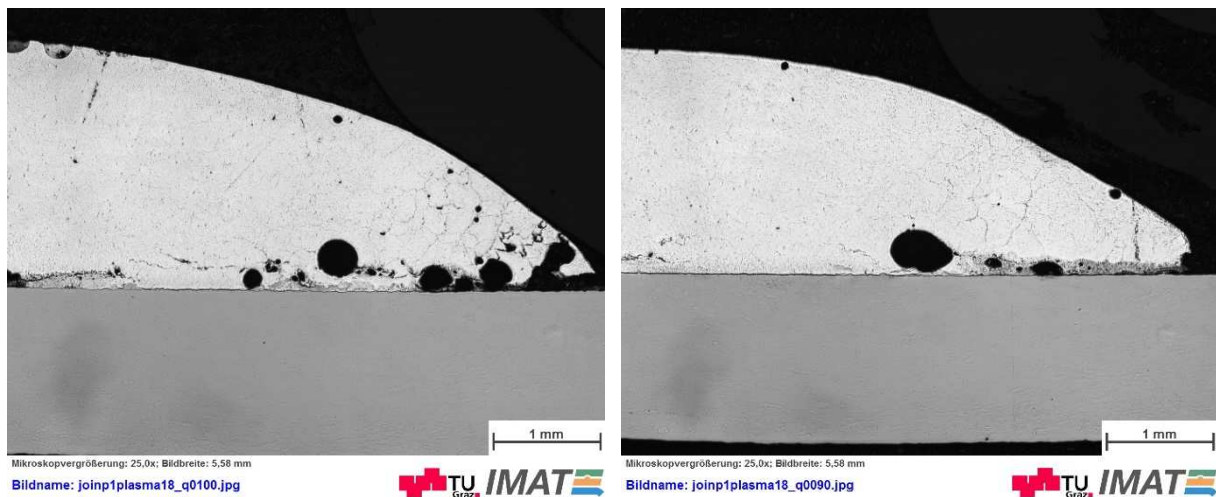


Abbildung 65: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 75-Nahtende (links) und 60-Nahtende (rechts)

Die Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 59 (Reinigung mit Isopropanol) und 69 (feuerverzinkt+APS) sind in Abbildung 66 dargestellt. Bei dem mit Isopropanol gereinigten Blech ist die Anbindung schlecht und Poren unterschiedlicher Größe sind im gesamten Nahtbereich vorhanden. Der Flächenanteil an Poren beträgt 5.5 %. Die Porosität bei Verwendung eines feuerverzinkten Bleches mit zusätzlicher APS-Schicht ist als sehr gut einzustufen, wobei der Flächenanteil an Poren 3.4 % beträgt.

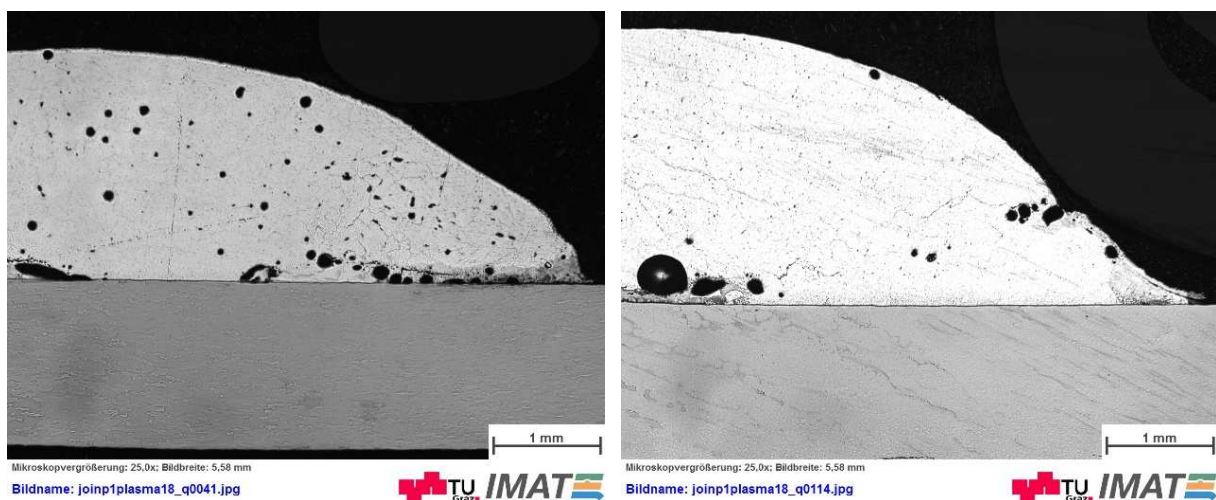


Abbildung 66: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 59-Nahtmitte (links) und 69-Nahtende (rechts)

Die Porenanzahl am Nahtanfang, in der Nahtmitte und am Nahtende, bei Verwendung unterschiedlicher Beschichtungen, ist in Tabelle 17 enthalten. Bei dem mit Aceton gereinigten Blech sind im Querschliff aus dem Nahtendbereich nur 7 Poren erkennbar. Dies stellt das Minimum aller durchgeführten Versuche dar. In der Schweißnaht mit dem Blech, das vor dem Beschichtungsprozess mit Isopropanol gereinigt wurde, waren zwischen 32 und 49 Poren vorhanden. Bei dem sandgestrahlten Blech schwankte die Anzahl an Poren zwischen 17 am Nahtende und 87 am Nahtanfang. Bei dem feuerverzinkten Blech, mit einer zusätzlichen Plasmaspritzschicht aus Zink, lag die Porenanzahl zwischen 9 am Nahtende und 40 am Nahtanfang.

Tabelle 17: Porenanzahl der Schweißnähte aus den Hauptversuchen

Versuch	Vorbehandlung	Streckenenergie (J/cm)	Porenanzahl		
			QA	QM	QE
75	Sandgestrahlt	769	87	46	17
59	Reinigung mit Isopropanol	769	44	49	32
60	Reinigung mit Aceton	769	32	46	7
69	Feuerverzinkt	701	31	27	15
77	Feuerverzinkt	769	40	38	9

Abbildung 67 zeigt eine Übersicht der Porenanzahl in den unterschiedlichen Bereichen der Schweißnähte aus den Hauptversuchen. Daraus ist ersichtlich, dass bei allen untersuchten Schweißnähten die Porenanzahl am Nahtende deutlich geringer als am Nahtanfang ist. Dies ist mit hoher Wahrscheinlichkeit darauf zurückzuführen, dass durch den fortschreitenden Schweißprozess ein „Vorwärmeffekt“ entsteht. Das Schmelzbad erstarrt dadurch im Nahtendebereich langsamer, wodurch für Poren mehr Zeit bleibt, um an die Oberfläche aufzusteigen und auszugasen.

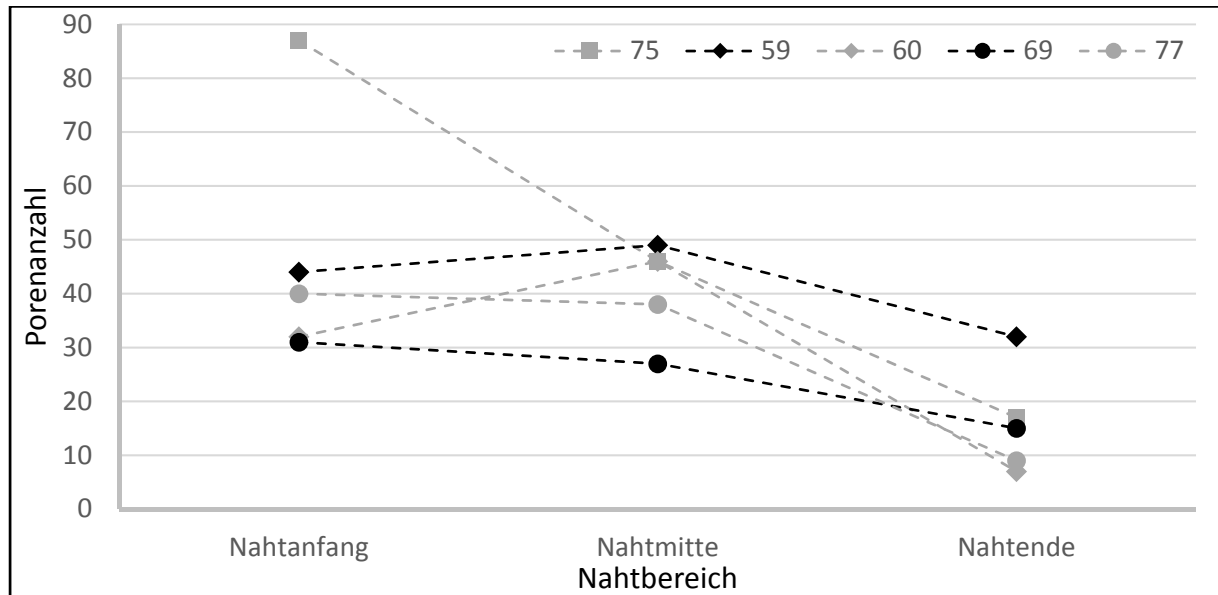


Abbildung 67: Porenanzahl in unterschiedlichen Bereichen der Schweißnähte aus den Hauptversuchen

Den Einfluss der Porenanzahl auf die Festigkeit der Schweißverbindungen aus den Hauptversuchen zeigt Abbildung 68. Auf der horizontalen Achse ist die Summe der Porenanzahl aus den drei Querschnitten aufgetragen, auf der vertikalen Achse der Mittelwert der Zugspannungen aus den vier Zugversuchen. Daraus ist kein Zusammenhang zwischen Porenanzahl und Zugspannung ersichtlich.

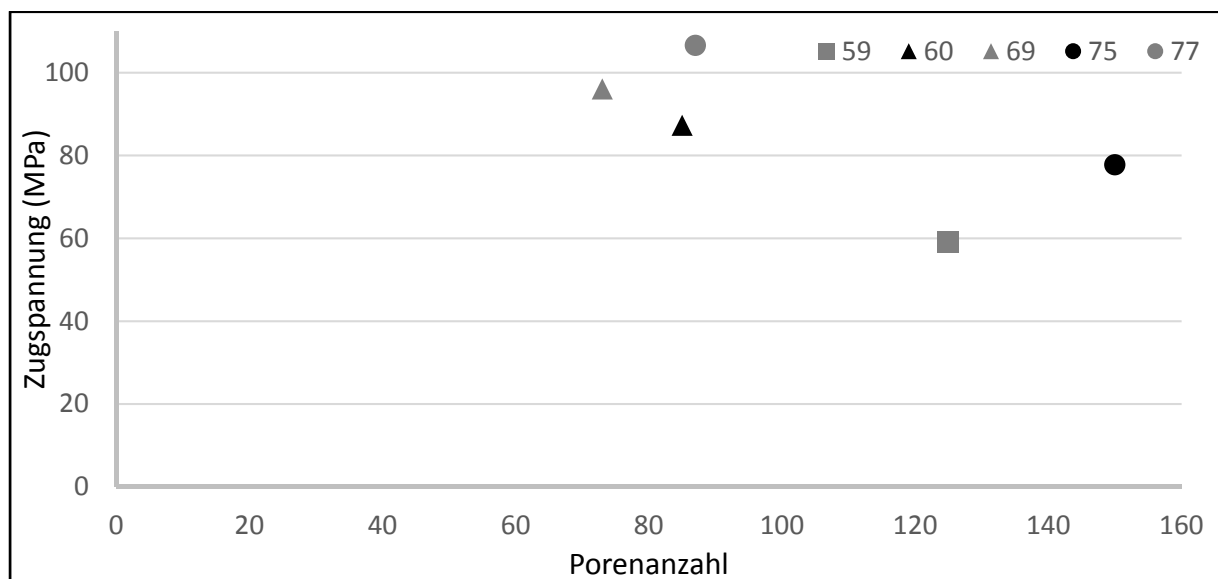


Abbildung 68: Mittelwert der Zugspannung in Abhängigkeit der Porenanzahl

7.5.3 Intermetallische Phasenbreite

Die intermetallische Phasenbreite wurde bei den Hauptversuchen am Nahtanfang, in der Nahtmitte und am Nahtende gemessen. Tabelle 18 beinhaltet die intermetallische Phasenbreite bei unterschiedlicher Substratvorbehandlung. Bei einigen Schweißverbindungen war im Schweißnahtbereich, aus dem der Querschliff stammt, keine Anbindung (Abbildung 65) vorhanden und eine Messung der intermetallischen Phasenbreite war unter dem Lichtmikroskop nicht möglich. Bei den Verbindungen mit APS-beschichteten Blechen erfolgte die Anbindung nie über die gesamte Breite der Schweißnaht. Bei den feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher Plasmabeschichtung erfolgte die Anbindung immer über die gesamte Schweißnahtbreite. Vergleicht man die intermetallische Phasenbreite aus den Versuchen 69 und 77, so fällt auf, dass bei Erhöhung der Streckenenergie die intermetallische Phasenbreite zunimmt. Die intermetallische Phasenbreite liegt bei allen Schweißnähten zwischen 2.59 und 5.29 μm . Dies ist, wie in Kapitel 2.1.2.3 beschrieben, als akzeptabler Wert einzustufen.

Tabelle 18: Intermetallische Phasenbreite der Schweißnähte aus den Hauptversuchen

Versuch	Vorbehandlung	Streckenenergie (J/cm)	Intermetallische Phasenbreite (μm)		
			Nahtanfang	Nahtmitte	Nahtende
75	Sandgestrahlt	769	-	3.56	5.29
59	Reinigung mit Isopropanol	769	2.59	4.64	5.18
60	Reinigung mit Aceton	769	-	4.53	4.86
69	Feuerverzinkt	701	2.59	3.02	3.35
77	Feuerverzinkt	769	2.59	4.64	3.67

Die intermetallischen Phasen der Schweißverbindungen aus den Versuchen 75 und 60 sind in Abbildung 69 dargestellt.

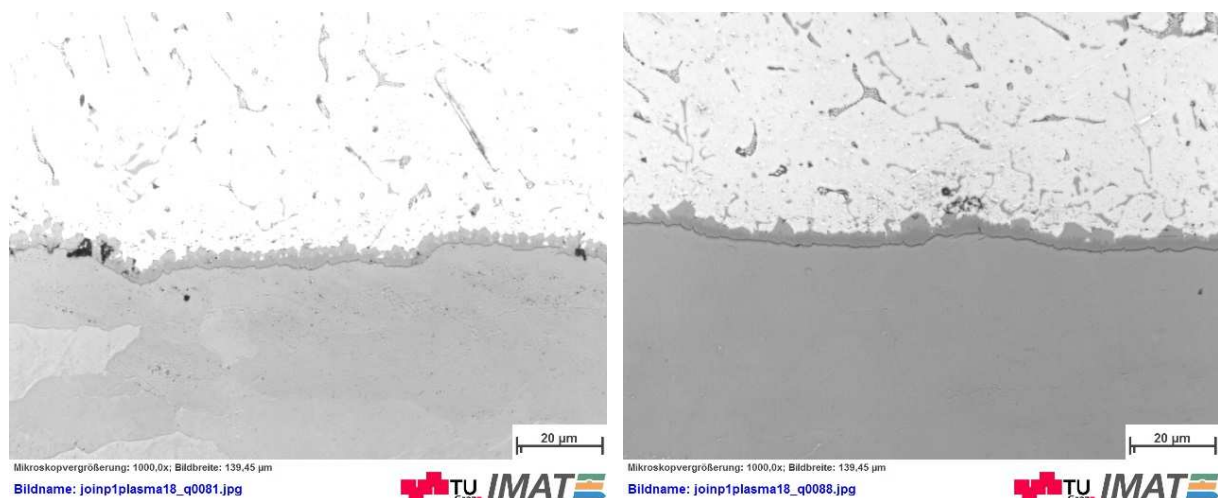


Abbildung 69: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 75-Nahtmitte (links) und 60-Nahtmitte (rechts)

Abbildung 70 zeigt die intermetallischen Phasen zwischen Stahl und Aluminium bei den Versuchen 77 und 69. Vergleicht man die Struktur so fällt kein wesentlicher Unterschied auf.

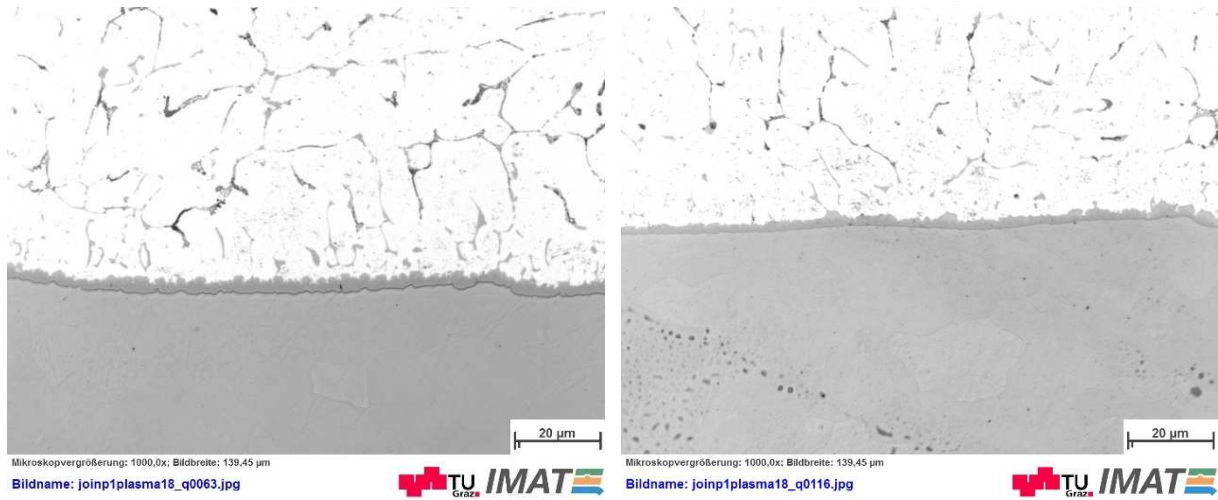


Abbildung 70: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 77-Nahtmitte (links) und 69-Nahtende (rechts)

7.6 Diskussion der Ergebnisse

Aus den Ergebnissen der Vorversuche geht hervor, dass sich Zinn als alternativer Beschichtungswerkstoff nicht eignet, was auf die niedrige Schmelz- und hohe Siedetemperatur zurückzuführen ist. Was den Zusatzwerkstoff betrifft, brachen bei Verwendung von AlSi12 alle Schweißnähte während dem Abkühlen. Sehr gute Ergebnisse wurden mit dem Zusatzwerkstoff AlSi3Mn erzielt.

Aufgrund der doppelt so hohen Wärmeausdehnung von Aluminium im Vergleich zu Stahl entstehen hohe Eigenspannungen beim Abkühlen. Diese werden durch plastische Verformung der Bleche bzw. der Schweißnaht teilweise abgebaut. Mit zunehmender Blechdicke steigt der Widerstand gegen Verformung, wodurch sich höhere Eigenspannungen ergeben. Die Verbindung zwischen Stahl und Aluminium entsteht durch die Bildung intermetallischer Phasen. Die Festigkeit dieser Verbindung ist weitgehend von der Blechdicke unabhängig, was dazu führt, dass dickere Bleche eher im Interface brechen.

Die charakteristischen Eigenschaften einer Plasmaspritzschicht (Porosität, Oxide) haben keinen negativen Einfluss auf das Schweißergebnis. Dies konnte durch die Versuche mit feuerverzinkten Blechen, auf die eine zusätzliche APS-Verzinkung aufgebracht wurde, eindeutig gezeigt werden. Diese Verbindung erreichte eine Zugfestigkeit von 130.3 MPa, was mit Werten aus der Literatur [9] vergleichbar ist. Oft wird jedoch nicht erwähnt, auf welchen Querschnitt die Spannung bezogen ist, wodurch ein aussagekräftiger Vergleich erschwert wird. Der Bruch erfolgte immer in der Schweißnaht im Bereich der Schmelzgrenze, was als entscheidendes Kriterium für die Haltbarkeit der Verbindung anzusehen ist.

Die höchste Zugfestigkeit mit APS-beschichteten Stahlblechen (DC01) wurde bei den Vorversuchen mit Blechen ohne Vorwärmung vor dem Beschichtungsprozess erreicht. Hier erfolgte der Bruch bei einer Zugspannung von 103.8 MPa. Im Zuge der Hauptversuche wurden mit einer Vorwärmtemperatur von 100 °C und einer Reduktion der Beschichtungsbreite auf 30 mm Werte zwischen 50 MPa (Reinigung mit Isopropanol) und 92.2 MPa (Reinigung mit Aceton) erreicht. Die berechnete Zugspannung zeigt über die Schweißnahtlänge nur geringe Abweichungen. Die geschweißten Bleche der Vorversuche, bei denen eine Vorwärmung mit 100 °C erfolgte und die Beschichtungsbreite 50 mm betrug, brachen alle während dem Abkühlen. Somit wurde durch die Reduzierung der Beschichtungsbreite und die dadurch reduzierte Wärmeeinbringung während dem Aktivieren und Beschichten eine eindeutige Verbesserung erzielt.

Die intermetallische Phasenbreite liegt bei allen Schweißverbindungen in einem akzeptablen Bereich, wobei die höchsten Festigkeitswerte bei rund 5 µm erreicht werden. Weiters ist zu beobachten, dass mit zunehmender Streckenenergie die intermetallische Phasenbreite ansteigt. Diese Erkenntnisse werden auch von Cao et al. [4] bestätigt. Eine intermetallische Phasenbildung ist bei keinen Verbindungen mit APS-beschichteten Blechen über die gesamte Nahtbreite nachweisbar. Bei den Schweißnähten mit feuerverzinkten Blechen, auf die eine Plasmaspritzschicht aus Zink aufgebracht wurde, erfolgte die intermetallische Phasenbildung immer über die gesamte Nahtbreite.

Was die Porenbildung betrifft, treten bei den APS-beschichteten Blechen sehr große Schwankungen auf und die Porenanzahl schwankt zwischen 7 (Reinigung mit Aceton) und mehr als 100 (sandgestrahlt). Teilweise ist eine Anlagerung von Poren im Bereich des Interfaces erkennbar. Bei feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher Plasmabeschichtung sind in keiner Schweißnaht der Hauptversuche mehr als 40 Poren vorhanden. Die Oberflächenbehandlung und die Vorwärmtemperatur vor dem Beschichten haben somit einen wesentlichen Einfluss auf die Porenbildung, intermetallische Phasenbildung und Festigkeit der Schweißverbindung.

Das Hauptproblem ist die Oxidation der Stahloberfläche während dem Vorwärmen, Aktivieren und Beschichten. Je höher die dabei erreichte Temperatur ist und je länger die Wärmeeinwirkung stattfindet, desto dicker werden die Oxidschichten auf der Stahloberfläche. Weiters sind durch die manuelle Oberflächenvorbehandlung die Ergebnisse nicht exakt reproduzierbar und bei der Reinigung mit Aceton und Isopropanol erfolgt keine Entfernung der Eisenoxide. Für optimale Ergebnisse muss eine völlig blanke Metalloberfläche unter der Beschichtung vorliegen. Dieser Oberflächenzustand ist aber prozessbedingt nur sehr schwer realisierbar, da der Plasmaspritzprozess unter Atmosphäre stattfindet und zusätzlich eine Erwärmung erfolgt, die zu einer verstärkten Oxidbildung führt.

Die Schichthaftung der Plasmaspritzschicht hängt stark von der Oberflächenstruktur des Substrates und von der Vorwärmtemperatur ab. Bei sandgestrahlten Blechen ist die Schichthaftung sogar ohne Vorwärmung als sehr gut einzustufen. Bei den Beschichtungen mit 100 °C Vorwärmtemperatur und bei feuerverzinkten Blechen mit zusätzlicher APS-Beschichtung (Vorwärmtemperatur 200 °C) kam es beim Probenzuschnitt zu einer Ablösung der Zinkschicht. Ohne Vorwärmung ist eine ausreichende Schichthaftung nicht gegeben. Im Zuge der Vorversuche konnten zwar einige Beschichtungen ohne Vorwärmung hergestellt werden, die Haftung war jedoch sehr schlecht. Das Ergebnis ist nicht reproduzierbar, da sich die Schicht während dem Abkühlen teilweise selbstständig vom Substrat ablöst.

8. Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Diplomarbeit konnten haltbare Verbindungen zwischen Aluminium und mittels APS lokal verzinktem Stahl hergestellt werden. Die durchgeführten Untersuchungen und Schweißversuche haben gezeigt, dass die Oberflächenbehandlung und die Vorwärmtemperatur vor dem Beschichtungsprozess die Haupteinflussfaktoren darstellen.

Die Versuche mit feuerverzinkten Blechen auf denen zusätzlich eine Plasmaspritzschicht aus Zink aufgebracht wurde sind Nachweis dafür, dass die charakteristischen Eigenschaften einer Plasmaspritzschicht (Porosität, Oxide, ...) das Schweißergebnis nicht negativ beeinflussen. Mit diesen Blechen konnte eine Zugspannung von 130.3 MPa erreicht werden und der Bruch erfolgte immer in der Schweißnaht im Bereich der Schmelzgrenze.

Ohne Vorwärmung des Substrates war die Benetzung als sehr gut einzustufen und es konnte eine Zugfestigkeit von 103.8 MPa erreicht werden. Bei einer Vorwärmtemperatur von 100 °C und einer Reduktion der Beschichtungsbreite von 50 auf 30 mm erfolgte eine gute Benetzung, aber die Festigkeitswerte waren um rund 20 % geringer. Bei einer Vorwärmtemperatur von 200 °C erfolgte beim Beschichten eine starke Oxidation der Stahloberfläche, die durch Anlauffarben auf der Blechrückseite und neben der Beschichtung erkennbar war. Bei den Schweißversuchen mit diesen Blechen erfolgte keine Benetzung und es konnten keine haltbaren Verbindungen hergestellt werden. Die oxidierte Stahloberfläche, welche sich unter der Zinkbeschichtung befindet, stellt somit das Hauptproblem dar.

Einen steuerbaren Einfluss auf den Temperaturverlauf während dem Beschichtungsprozess hat die Breite der lokal aufgetragenen Zinkschicht. Weniger Aktivierungs- und Beschichtungsüberfahrten resultieren in einer niedrigeren Maximaltemperatur. Durch die Verringerung der Beschichtungsbreite und die dadurch reduzierte Wärmeeinbringung während dem Beschichtungsprozess konnten die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindungen stark verbessert werden.

Beim atmosphärischen Plasmaspritzen hängt die Schichthaftung stark von der Vorwärmtemperatur des Substrates ab. Ohne Vorwärmung ist diese sehr schlecht und die Schicht löst sich oft schon während dem Abkühlen ab. Eine ausreichende und vor allem reproduzierbare Schichthaftung ist dabei nicht gegeben. Dies steht jedoch mit jenen Beschichtungsparametern im Konflikt, mit denen die höchsten Festigkeitswerte erreicht wurden.

Im Zuge der Pulveruntersuchungen konnte mittels Röntgendiffraktometrie, bei dem Zinkpulver mit einer Partikelgröße von 5 µm, Zinkoxid und Zinkhydroxid nachgewiesen werden. Bei einer Partikelgröße von 30 µm war nur Zink nachweisbar. Aus den Pulver- und Beschichtungsuntersuchungen geht hervor, dass größere Partikel (30 µm) vorteilhaft sind. Durch die kleinere spezifische Oberfläche bilden sich während dem Beschichtungsprozess weniger Reaktionsprodukte und eine konstante Förderbarkeit des Pulvers ist gegeben. In allen Beschichtungen wurde mittels Röntgendiffraktometrie Zinkhydroxid und Zinkoxid nachgewiesen. Der Anteil dieser Reaktionsprodukte war bei Verwendung von 5 µm Partikeln deutlich höher, was auf die größere spezifische Oberfläche zurückzuführen ist. Die metallographischen Untersuchungen der

Beschichtungen gaben Aufschluss über die Schichtdicke und Porosität der Plasmaspritzschichten. Die Porosität von Beschichtungen mit 5 µm großen Partikeln betrug bis zu 50 % und war im Mittel fast dreimal so groß wie bei Verwendung von 30 µm Partikeln. Mit diesen kann eine homogene Beschichtung mit relativ konstanter Dicke und einer Porosität von unter 10 % hergestellt werden. Bei einer Partikelgröße von 5 sowie 100 µm waren starke Schwankungen der Schichtdicke vorhanden und bereichsweise war keine Beschichtung vorhanden.

9. Ausblick

Zur Herstellung haltbarer Verbindungen zwischen Aluminium und Stahl mit lokaler atmosphärischer Plasmabeschichtung muss das Hauptaugenmerk auf der Minimierung der Vorwärmtemperatur vor dem Beschichtungsprozess und der Reduktion der Wärmeeinbringung während dem Aktivieren und Beschichten liegen. Ebenfalls von großer Bedeutung ist die Vorbehandlung der Stahloberfläche vor dem Beschichten.

Die Beschichtung soll auf eine möglichst blanke Stahloberfläche aufgebracht werden. Dazu muss entweder ein mechanischer Abtrag der Oberfläche oder ein chemischer Reinigungsprozess, der Oxide entfernt, erfolgen. Um die prozessbedingte Verweilzeit unter Atmosphäre zu verkürzen, kann die Plasmaaktivierung und -beschichtung mit zwei in Serie geschalteten Plasmabrennern erfolgen. Dadurch bleibt weniger Zeit für eine Oxidation der Oberfläche nach dem Plasmaaktivieren. Eine weitere Möglichkeit wäre den kompletten Prozess unter Schutzgas durchzuführen. Dies stellt jedoch verfahrenstechnisch einen enormen Aufwand dar und ist somit schwer umsetzbar. Durch eine Reduktion der Beschichtungsbreite auf 20 mm kann die Wärmeeinbringung während dem Aktivieren und Beschichten noch weiter reduziert werden. Dadurch verringert sich die Oxidbildung an der Stahloberfläche.

Um reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen, muss ein genau spezifizierter Oberflächenzustand definiert werden, der vor dem Beschichten vorliegen muss. Dafür kann eine genaue Charakterisierung der unter der Beschichtung liegenden Stahloberfläche, an den Bereichen wo keine intermetallische Phasenbildung sichtbar war, hilfreich sein. Daraus kann ersichtlich werden, welche Oxide oder Verbindungen die Bildung intermetallischer Phasen und die Benetzung negativ beeinflussen. Die Porenbildung kann durch die Verwendung eines neu verpackten Zusatzwerkstoffes und durch die Entfernung der Aluminiumoxidschicht vor dem Schweißen weiter reduziert werden.

Literaturverzeichnis

- [1] H. E. Friedrich, *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*, Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [2] R. Cao, J. H. Sun, J. H. Chen und P.-C. Wang, „Weldability of CMT Joining of AA6061-T6 to Boron Steels with Various Coatings,“ *Journal of Materials Processing Technology, Volume 213*, pp. 193-204, 2014.
- [3] Y. Zhou and Q. Lin, "Wetting of galvanized steel by Al 4043 alloys in the first cycle of CMT process," *Journal of Alloys and Compounds, Volume 589*, pp. 307-313, 2014.
- [4] R. Cao, G. Yu, J. H. Chen und P.-C. Wang, „Cold metal transfer joining aluminum alloys-to-galvanized mild steel,“ *Journal of Materials Processing Technology, Volume 213*, pp. 1753-1763, 2013.
- [5] P. Stögmüller, Diplomarbeit: Atmosphären Plasmaspritzten zur Zinkbeschichtung eines 1.4301 Substrates, Graz: Technische Universität Graz, 2014.
- [6] S. Fritsch, Diplomarbeit: CMT-Prozess zum Fügen von Stahl mit Aluminium mit lokaler Verzinkung, Graz: Technische Universität Graz, 2016.
- [7] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1*, 3. Auflage, Berlin: Springer, 2004.
- [8] W. Schneider und K.-J. Matthes, *Schweißtechnik*, 5. Auflage, München: Fachbuchverlag Leipzig im Carl Hanser Verlag, 2012.
- [9] J. Bruckner, S. Egerland, K. Himmelbauer, A. Millinger, M. Schörghuber, D. Söllinger und A. Waldhör, *Schweißpraxis aktuell: CMT-Technologie*, Kissing: WEKA, 2013.
- [10] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*, 4. Auflage, Berlin: Springer, 2009.
- [11] M. R. U. Ahsan, Y. R. Kim, J. W. Kim, R. Ashiri und Y. D. Park, „Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels,“ *Science and Technology of Welding & Joining, Volume 21, Number 3*, pp. 209-215, 2016.
- [12] H.-J. Bargel und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, 9. Auflage, Berlin: Springer, 2005.
- [13] U. Dilthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2*, 3. Auflage, Berlin: Springer, 2004.

- [14] B. Ilshner und R. F. Singer, *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik*, 6. Auflage, Berlin: Springer Vieweg, 2016.
- [15] F. Ostermann, *Anwendungstechnologie Aluminium*, 3. Auflage, Berlin: Springer Vieweg, 2007.
- [16] M. Potesser, T. Schoeberl, H. Antrekowitsch und J. Bruckner, „The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings,“ *EPD Congress*, 2006.
- [17] L. Jia, J. Shichun, S. Yan, N. Cong, C. Junke und H. Genzhe, „Effects of zinc on the laser welding of an aluminum alloy and galvanized steel,“ *Journal of Materials Processing Technology, Volume 224*, pp. 49-59, 2015.
- [18] H. Hofmann und J. Spindler, *Verfahren in der Beschichtungs- und Oberflächentechnik*, 3. Auflage, München: Fachbuchverlag Leipzig im Carl Hanser Verlag, 2014.
- [19] M. Stummer, T. Eichinger, P. Stögmüller und N. Enzinger, „Improving the Wetting Behaviour of Steel Substrates by Use of Atmospheric Pressure Plasma,“ *International Journal of Mechanical Engineering and Automation, Volume 3, Number 12*, pp. 482-490, 2016.
- [20] A. Rabl, M. Stummer, M. Pfund and N. Enzinger, "Surface treatment for effective bonding in the sports industry," *Materials Testing, Volume 60, Number 2*, pp. 128-133, 2018.
- [21] R. B. Heimann, *Plasma Spray Coating*, Second Edition, Weinheim: Wiley-VCH, 2007.
- [22] L. Pawlowski, *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*, Second Edition, Chichester: John Wiley & Sons, Ltd, 2007.
- [23] P. Beiss, *Pulvermetallurgische Fertigungstechnik*, Berlin: Springer Vieweg, 2013.
- [24] M. Stieß, *Mechanische Verfahrenstechnik - Partikeltechnologie 1*, 3. Auflage, Berlin: Springer, 2008.
- [25] C. R. Woodcock und J. S. Mason, *Bulk Solids Handling: An Introduction to the Practice and Technology*, Glasgow: Chapman & Hall, 1987.
- [26] J. Bauch und R. Rosenkranz, *Physikalische Werkstoffdiagnostik*, Berlin: Springer Vieweg, 2016.
- [27] L. Spieß, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken und C. Genzel, *Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*, 2. Auflage, Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2009.

- [28] O. D. Neikov, S. S. Naboychenko, I. V. Murashova, V. G. Gopienko, I. V. Frishberg und D. V. Lotsko, Handbook of Non-Ferrous Metal Powders: Technologies and Applications, Amsterdam: ELSEVIER, 2009.
- [29] B. Schwab, A. Ruh, J. Manthey und M. Drosik, Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry: Zinc, Weinheim: Wiley-VCH, 2015.
- [30] P. Maaß und P. Peißker, Handbuch Feuerverzinken, 3. Auflage, Weinheim: Wiley-VCH, 2008.
- [31] M. Bertau, A. Müller, P. Fröhlich und M. Katzberg, Industrielle Anorganische Chemie, 4. Auflage, Weinheim: Wiley-VCH, 2013.
- [32] W. Hua, D. Yuping, H. Dong, X. Wang und C. Dong, „Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al–Si, Al–Cu, Al–Si–Cu and Zn–Al filler wires,“ *Journal of Materials Processing Technology, Volume 212*, pp. 458-464, 2012.
- [33] Drahtwerk Elisental, „Aluminium-Schweißzusätze: http://www.elisental.de/pdf_de/Schweisszusaeetze.pdf,“ [Online]. [Zugriff am 17. 10. 2017].
- [34] Struers, „Application Notes: Metallografische Präparation von Zinkschichten: <https://www.struers.com/de-DE/Material>,“ [Online]. [Zugriff am 2. 8. 2017].
- [35] Struers, „Application Notes: Metallografische Präparation von thermischen Spritzschichten: <https://www.struers.com/de-DE/Material>,“ [Online]. [Zugriff am 13. 9. 2017].
- [36] L. Bjerregaard, K. Geels, B. Ottesen und M. Rückert, Struers Metalog Guide, Struers, 2002.
- [37] E. Wetzels und E. Heyn, Die Theorie der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen: Studien über das Erstarrungs- und Umwandlungsschaubild, Berlin Heidelberg: Springer, 1924.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Verfahrensprinzip des Metall-Schutzgasschweißens [8]	3
Abbildung 2: Verlauf von Drahtvorschubgeschwindigkeit v_d , Strom I und Spannung U beim CMT-Prozess [9]	4
Abbildung 3: Einfluss von Magnesium und Silizium auf die Heißrisneigung von Aluminiumlegierungen beim Schweißen [10]	7
Abbildung 4: Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium als Funktion der Temperatur (in Anlehnung an [13])	8
Abbildung 5: Phasendiagramm Eisen-Aluminium; Stabilitätsbereich der Phase $FeAl_3$ rot markiert [16]	10
Abbildung 6: Bildungsprozess intermetallischer Phasen zwischen Aluminium und verzinktem Stahl [17]	12
Abbildung 7: Oberflächennahe Bereiche eines Substrates [18]	13
Abbildung 8: Aufbau eines beschichteten Substrates [18]	14
Abbildung 9: Charakterisierung der Benetzung eines Substrates mit einer Flüssigkeit [18]	15
Abbildung 10: Schematische Darstellung des atmosphärischen Plasmaspritzens [18]	18
Abbildung 11: Abhängigkeit unterschiedlicher Parameter auf die Beschichtungseffizienz beim atmosphärischen Plasmaspritzen [21]	19
Abbildung 12: Energiegehalt typischer Plasmagase als Funktion der Temperatur [21]	20
Abbildung 13: Berechneter Verlauf von Temperatur und Geschwindigkeit in einem $Ar+H_2$ -Plasmastrahl [22]	21
Abbildung 14: Unterschiedliche Arten der Pulvereinbringung beim atmosphärischen Plasmaspritzen [21]	22
Abbildung 15: Plasmageschwindigkeit und Geschwindigkeit unterschiedlich großer Aluminiumpartikel als Funktion des Düsenabstandes [21]	23
Abbildung 16: Temperaturverlauf von Aluminiumpartikeln mit unterschiedlichem Durchmesser	24
Abbildung 17: Grundlegende Morphologien von Lamellen: (a) „Pancake“, (b) „Flower“	25
Abbildung 18: Durchmischung von flüssigen Partikeln durch an der Oberfläche wirkende Scherkräfte [22]	27
Abbildung 19: Mechanische Verankerung von Partikeln an Unebenheiten der Substratoberfläche [22]	28

Abbildung 20: Schematischer Aufbau einer Plasmaspritzschicht [21]	30
Abbildung 21: Messprinzip zur optischen Messung der Porosität.....	32
Abbildung 22: Ableitung der Bragg-Gleichung und Reflexion von Röntgenstrahlung an Netzebenen [27]	34
Abbildung 23: Übersicht der durchgeführten Versuche und Untersuchungen	40
Abbildung 24: Partikelgrößenverteilung des Zinkpulvers VP70415/G.....	42
Abbildung 25: Partikelgrößenverteilung des Zinkpulvers VP68334/G.....	43
Abbildung 26: Diffraktogramm des Zinkpulvers VP68334/G	44
Abbildung 27: Diffraktogramm des Zinkpulvers VP70415/G	45
Abbildung 28: Schichtdicke in Abhängigkeit der Beschichtungsüberfahrten bei einer Partikelgröße von 5 μm	47
Abbildung 29: Atmosphärische Plasmaspritzschicht mit 5 μm Zinkpartikeln bei einer (links), zwei (mitte) und drei (rechts) Beschichtungsüberfahrten	47
Abbildung 30: Schichtdicke in Abhängigkeit der Partikelgröße bei einer Beschichtungsüberfahrt.....	48
Abbildung 31: Atmosphärische Plasmaspritzschicht mit 30 μm (links) und 100 μm (rechts) Zinkpartikeln bei einer Beschichtungsüberfahrt	48
Abbildung 32: Porosität unterschiedlicher APS-Beschichtungen.....	49
Abbildung 33: REM-Bild einer Zinkschicht mit einer Partikelgröße von 5 μm und drei Beschichtungsüberfahrten unter 4000-facher Vergrößerung; Poren im unteren Bild rot markiert	50
Abbildung 34: REM-Bild einer Zinkschicht mit einer Partikelgröße von 30 μm und einer Beschichtungsüberfahrt unter 2000-facher Vergrößerung; Poren im unteren Bild rot markiert	51
Abbildung 35: Diffraktogramm einer atmosphärischen Plasmaspritzschicht aus Zink mit einer nominellen Partikelgröße von 5 μm und drei Beschichtungsüberfahrten.....	52
Abbildung 36: Diffraktogramm einer atmosphärischen Plasmaspritzschicht aus Zink mit einer nominellen Partikelgröße von 30 μm und einer Beschichtungsüberfahrt.....	53
Abbildung 37: Diffraktogramm einer atmosphärischen Plasmaspritzschicht aus Zink mit einer nominellen Partikelgröße von 30 μm und 2 Beschichtungsüberfahrten	54
Abbildung 38: Übersicht der durchgeführten Schweißversuche	55
Abbildung 39: Blechgeometrie der Vorversuche mit einer Beschichtungsbreite von 50 mm	56
Abbildung 40: Blechgeometrie der Hauptversuche mit einer Beschichtungsbreite von 30 mm.....	56
Abbildung 41: Blechanordnung und Stellung des CMT-Brenners	57
Abbildung 42: Versuchsaufbau bei den durchgeführten Schweißversuchen	58

Abbildung 43: Probenentnahmeplan für die durchgeführten Vorversuche	59
Abbildung 44: Probenentnahmeplan für die durchgeführten Hauptversuche	60
Abbildung 45: Schweißnähte der Vorversuche 7 (links) und 8 (rechts)	64
Abbildung 46: Schweißnähte der Vorversuche 34 (links) und 27 (rechts)	64
Abbildung 47: Freie Oberflächenenergie in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur nach der Plasmaaktivierung mit Argon und H10 als Plasmagas.....	66
Abbildung 48: Verfahrensweg des Brenners bei der Plasmaaktivierung	66
Abbildung 49: Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 20 °C.....	67
Abbildung 50: Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 100 °C.....	67
Abbildung 51: Temperaturverlauf des Stahlbleches während der Plasmaaktivierung bei einer Vorwärmtemperatur von 200 °C.....	68
Abbildung 52: Höchstzugkraft bei den durchgeführten Zugversuchen der Vorversuche.....	69
Abbildung 53: Berechnete Zugspannungen der Zugversuche aus den Vorversuchen.....	70
Abbildung 54: Bruchbilder der Zugproben aus den Versuchen 21, 27 und 34	71
Abbildung 55: Bruchflächen einer Zugprobe aus Versuch 34 unter dem REM.....	72
Abbildung 56: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 21 (links) und 26 (rechts) jeweils vom Endbereich der Schweißnaht	73
Abbildung 57: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 31-Nahtende (links) und 34-Nahtanfang (rechts)	73
Abbildung 58: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 21-Nahtanfang (links) und 27-Nahtende (rechts)	75
Abbildung 59: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 31-Nahtende (links) und 34-Nahtanfang (rechts)	75
Abbildung 60: Schweißnähte der Hauptversuche 59 (links) und 60 (rechts); Bindefehler rot markiert	77
Abbildung 61: Schweißnähte der Hauptversuche 77 (links) und 58 (rechts); Bindefehler rot markiert	77
Abbildung 62: Höchstzugkraft bei den durchgeführten Zugversuchen der Hauptversuche.....	78
Abbildung 63: Berechnete Zugspannungen der Zugversuche aus den Hauptversuchen	79
Abbildung 64: Mittelwert der berechneten Zugspannungen bei unterschiedlichen Oberflächenvorbehandlungen	80

Abbildung 65: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 75-Nahtende (links) und 60-Nahtende (rechts)	81
Abbildung 66: Querschliffe der Schweißnähte aus den Versuchen 59-Nahtmitte (links) und 69-Nahtende (rechts)	81
Abbildung 67: Porenanzahl in unterschiedlichen Bereichen der Schweißnähte aus den Hauptversuchen	83
Abbildung 68: Mittelwert der Zugspannung in Abhängigkeit der Porenanzahl.....	83
Abbildung 69: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 75-Nahtmitte (links) und 60-Nahtmitte (rechts)	84
Abbildung 70: Intermetallische Phasen der Schweißnähte aus den Versuchen 77-Nahtmitte (links) und 69-Nahtende (rechts)	85

Formelverzeichnis

Formel 1: Streckenenergie [10]	5
Formel 2: Erstes Fick'sches Gesetz [12].....	28
Formel 3: Diffusionskoeffizient [12]	28
Formel 4: Flächenanteil an Poren	32
Formel 5: Bragg-Gleichung [27].....	33

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Physikalische Eigenschaften von Aluminium und Eisen [12] [13] [14]	6
Tabelle 2: Intermetallische Phasen im System Eisen-Aluminium [9] [16].....	11
Tabelle 3: Tiefen d in μm für unterschiedliche Einfallswinkel und Strahlungsarten, bei denen 90 % der Röntgenstrahlung absorbiert wird [27].....	34
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften von DC01 [12].....	35
Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften von EN AW-6082 [15].....	35
Tabelle 6: Einteilung der Aluminiumknetlegierungen [15]	36
Tabelle 7: Physikalische Eigenschaften von Zink und Zinn [28] [29]	37
Tabelle 8: Legierungsbestandteile und mechanische Eigenschaften der Schweißzusatzwerkstoffe [33]	39
Tabelle 9: Metallographische Präparationsschritte bei den Beschichtungsuntersuchungen.....	46
Tabelle 10: Metallographische Präparationsschritte bei der Erstellung der Querschliffe der Schweißnähte	61
Tabelle 11: Schweißparameter.....	62
Tabelle 12: Übersicht der durchgeführten Vorversuche.....	63
Tabelle 13: Aktivierungsparameter bei der Plasmaaktivierung mit Argon und H10 als Plasmagas	65
Tabelle 14: Porenanzahl der Schweißnähte aus den Vorversuchen	74
Tabelle 15: Intermetallische Phasenbreite der Schweißnähte aus den Vorversuchen.....	74
Tabelle 16: Übersicht der durchgeführten Hauptversuche	76
Tabelle 17: Porenanzahl der Schweißnähte aus den Hauptversuchen.....	82
Tabelle 18: Intermetallische Phasenbreite der Schweißnähte aus den Hauptversuchen	84

Anhang

Datenblatt DC01



DC01

Weiche Stähle zum Kaltumformen

Werkstoffnummer	1.0330
gemäß	DIN EN 10130 : 2006
	St 12 (FeP01)

Chemische Zusammensetzung (in Gewichtsprozent)

	min.	max.
C		0,12 %
P		0,045 %
S		0,045 %
Mn		0,6 %

Mechanische Eigenschaften (quer)

Streckgrenze $R_{el}/R_{p0,2}$
140 - 280 MPa

Zugfestigkeit R_m
270 - 410 MPa

Bruchdehnung A_{80}
≥ 28 %

Die Proben für den Zugversuch werden quer zur Walzrichtung entnommen, sofern es die Erzeugnisbreite zulässt.

Lieferbare Abmessungen

Dicke in mm	Breite in mm
0,40 - 0,49	1.100 - 1.500
0,50 - 0,59	900 - 1.685
0,60 - 3,00	900 - 1.850

Oberflächenart

Die Stahlsorte ist in den Oberflächenarten A und B bzw. 03 und 05 lieferbar.



Salzgitter Flachstahl GmbH - Eisenhüttenstraße 99 - 30239 Salzgitter
Telefon +49 (0) 5341 21-2990 - Telefax +49 (0) 5341 21-8536
E-Mail flachstahl@salzgitter-ag.de - <http://www.salzgitter-flachstahl.de>

EN AW-6082 (AlMgSi1) T651

Legierungsangaben

Bezeichnung numerisch EN AW-6082
 Chemisches Symbol EN AW-AlSi1MgMn
 Werkstoff Nr. DIN 3.2315

Chemische Zusammensetzung nach EN 573-3:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Übrige	Ti	Rest
0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-1.0	0.6-1.2	0.25	-	0.20	0.15	0.10	Al

Mechanische Eigenschaften

Zugfestigkeit	Rm	N/mm ²	275-300
Dehngrenze	Rp0.2	N/mm ²	240-255
Bruchdehnung	A5/A50	%	-/6-9
Brinellhärte	HB		84-91

Physikalische Eigenschaften

Zustand (in Wort/EN-Code)	warm ausgehärtet	T6/T651
Spezifisches Gewicht	g/cm ³	2.7
Elastizitätsmodul	kN/mm ²	69
Lin. Wärmeausdehnungskoeffizient (20-100°C)	10 ⁻⁶	23.4
Wärmeleitfähigkeit		165-185
Spezifische elektrische Leitfähigkeit (20°C)		24-28
Spezifischer elektrischer Widerstand (20°C)	nΩ x m	42-38
Schmelzintervall	°C	585-650

Spezifische Eigenschaften

Planheit der Ausgangsformate	mm/m nach EN-485-3/4
Formstabilität	beriedigend
Bearbeitbarkeit	gut
Schweisbarkeit	gut
Korrosionsbeständigkeit	sehr gut
Eignung für anodische Oxidation	gut
Eignung für dekorative anodische Oxidation	bedingt geeignet
Eignung für Hartanodisierung	gut
Eignung für Hartematerialierung	gut
Verfügbare Dicken	6-350 mm

Verfügbarkeit

Formate mm	Verfügbare Dicken in mm																			
	6	8	10	12	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70	75	80	85	90
1020 x 2020	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•
1270 x 3020			•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•
1520 x 3020	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•
	100	110	120	130	140	145	150	160	180	200	220	230	240	250	260	280	300	330	350	
1020 x 2020	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•
Anmerkung	Abmessungen ab 40 mm Dicke bei Lagermaterial nur mit Plus toleranzen																			
Legende	• verfügbar ab Lager Häuselmann										○ verfügbar Innert weniger Tage									

Typische Anwendungen

- Allgemeiner Maschinen- und Apparatebau
- Seitenplatten (Führungsplatten).
- Elektrotechnik, Feinmechanik
- Konstruktionsteile
- Pumpenkörper

Besondere Hinweise / Vorteile

- 6082 ist eine Universal-Legierung für den Maschinenbau.
- Gute Kombinationsmöglichkeit mit Pressprodukten der gleichen Legierung, vor allem wenn der gleiche Farbton beim anodischen Oxidieren erwünscht ist.
- Gute Korrosionsbeständigkeit



Aluminiumlegierung DE33 - 4020 - AISi3Mn1

Richtanalyse des Schweißzusatzes in %			
Si	2,5 - 3,5	Ti	≤ 0,005
Fe	≤ 0,20	Zr	≤ 0,01
Cu	≤ 0,03	Be	≤ 0,0003
Mn	0,8 - 1,2	andere einzeln	≤ 0,02
Mg	≤ 0,01	andere zus.	max. 0,10
Cr	≤ 0,01	Al	Rest

Normbezeichnung

DIN EN ISO 18273 S Al 4020 (AISi3Mn1)

Grundwerkstoffe

Verbindungsschweißungen von schweißbaren Legierungen der 3000er, 5000er und 6000er Gruppe.

Hinweise

Die Legierung wird hauptsächlich als Schweißzusatzwerkstoff eingesetzt. Der Werkstoff kann unter Berücksichtigung der Bildung intermetallischer Phasen im Bereich der Aufmischung universell eingesetzt werden, unter anderem für das Verbinden von Aluminium mit verzinktem Stahl. Besonders geeignet für den zuletzt genannten Anwendungsfall sind die sogenannten „kalten“ Schweißverfahren, wie z. B. CMT von Fronius.

Physikalische Eigenschaften (Richtwerte, z. T. kalkuliert)

E-Modul	69 GPA
Therm. Leitfähigkeit bei 20°C [W/(mK)]	168
Therm. Ausdehnungskoeffizient (20°-100°C) [10 ⁻⁶ /K]	23,4
Schmelzbereich [°C]	577 - 640
Leitwert [m/Ω * mm²]	30,6
Dichte [g/cm³]	2,71

Mechanische Gütewerte des Schweißgutes (Richtwerte, ohne Aufmischung)

0,2 % Dehngrenze Rp0,2 [MPa]	≥ 50
Zugfestigkeit Rm [MPa]	≥ 120
Dehnung A100 [%]	≥ 25
Prüftemperatur [°C]	20

Schweißposition

PA, PB, PC, PF

Schutzgas

I1, I2, I3 (Argon, Helium oder Argon/Helium-Gemische)

Polung

MIG =+, WIG -

Zulassungen

TÜV, DB

Abmessungen Ø

MIG-Drahtelektroden [mm]	0,80 - 2,40
WIG-Stäbe [mm]	1,6 - 6,0

Verpackungen – Spulen und Stäbe

Standardspulen: S 300 / B 300 / BS 300	max. 6,0 kg / max. 7,0 kg / max. 7,0 kg
Sonderspulen: B 435 / B 400	max. 14 kg / max. 40 kg
Kleinspulen: S 100 / S 200	0,5 kg / 2,0 kg
Fasser: Ø 500 x 800 mm / Ø 580 x 890 mm	max. 80 kg / max. 140 kg
Stäbe: 1000 mm	2,5 kg / 5 kg / 10 kg

www.elisental.de



Aluminiumlegierung DE60 - 4047 A - AISi12 (A)

Richtanalyse des Schweißzusatzes in %			
Si	11,0 - 13,0	Ti	≤ 0,15
Fe	≤ 0,6	Be	≤ 0,0003
Cu	≤ 0,30	andere einzeln	≤ 0,05
Mn	≤ 0,15	andere zus.	max. 0,15
Mg	≤ 0,10	Al	Rest
Zn	≤ 0,20		

Normbezeichnung
DIN EN ISO 18273 S Al 4047 A (AISi12 (A))

Grundwerkstoffe
Schweißungen an Gusslegierungen.

Hinweise
Diese Legierung wird speziell angewendet um der Bildung von Erstarrungsrisen in Verbindung mit hoher Aufmischung und starrer Einspannung vorzubeugen. Beim Anodisieren ergibt sich eine dunkelgraue Verfärbung. Beachten Sie unsere anwendungstechnischen Hinweise.

Physikalische Eigenschaften (Richtwerte, z. T. kalkuliert)

E-Modul	75 GPa
Therm. Leitfähigkeit bei 20°C [W/(mK)]	140 - 170
Therm. Ausdehnungskoeffizient (20°-100°C) [10 ⁻⁶ /K]	20
Schmelzbereich [°C]	575 - 585
Leitwert [m/ Ω *mm ²]	17 - 27
Dichte [g/cm ³]	2,85

Mechanische Gütewerte des Schweißgutes (Richtwerte, ohne Aufmischung)

0,2 % Dehngrenze R _{p0,2} [MPa]	≥ 60
Zugfestigkeit R _m [MPa]	≥ 130
Dehnung A _e [%]	≥ 5
Prüftemperatur [°C]	20

Schweißposition
PA, PB, PC, PF

Schutzgas
I1, I2, I3 (Argon, Helium oder Argon/Helium-Gemische)

Polung
MIG =+, WIG -

Zulassungen
DB

Abmessungen Ø

MIG-Drahtelektroden [mm]	0,80 - 2,40
WIG-Stäbe [mm]	1,6 - 6,0

Verpackungen – Spulen und Stäbe

Standardspulen: S 300 / B 300 / BS 300	max. 6,0 kg / max. 7,0 kg / max. 7,0 kg
Sonderspulen: B 435 / B 400	max. 14 kg / max. 40 kg
Kleinspulen: S 100 / S 200	0,5 kg / 2,0 kg
Fasser: Ø 500 x 800 mm / Ø 580 x 890 mm	max. 80 kg / max. 140 kg
Stäbe: 1000 mm	2,5 kg / 5 kg / 10 kg

TU Graz-Prüfprotokoll-Zugversuche-DA Oberweger

Prüfnorm : DIN EN ISO 6892-1 Verfahren B (lagegesteuert)

































Prüfer : Stefan Oberweger

































Prüfgeschwindigkeiten : Verfahren B

Vorkraft : 200 N

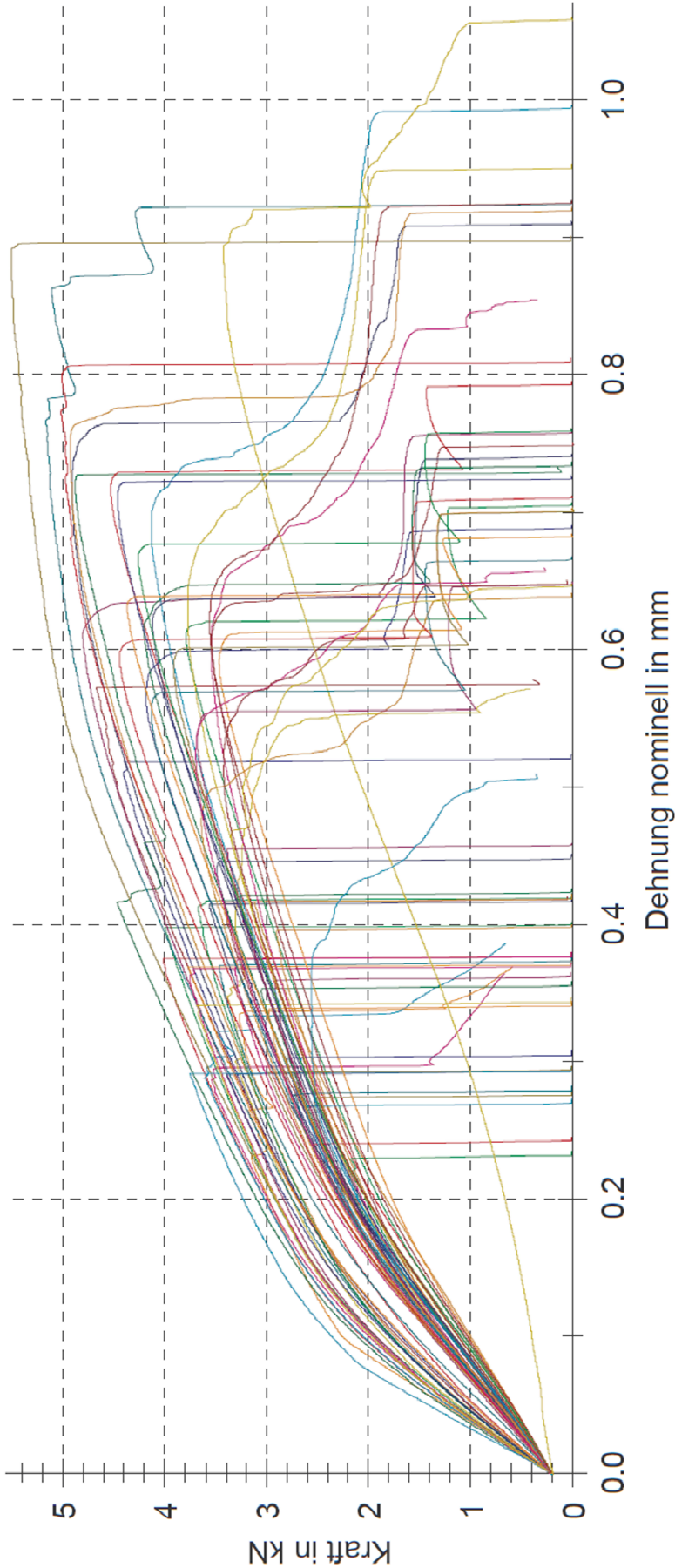
Prüfgeschwindigkeit : 1 mm/min

Prüfergebnisse:

Legende	Nr	Art und Bezeichnung	F _m kN	b ₀ mm
	1	34_1	3.95	20.77
	2	34_2	3.92	20.62
	3	34_3	4.37	21.06
	4	21_1	3.27	18.94
	5	21_2	3.54	21.01
	6	21_3	3.60	20.98
	7	22_1	3.38	21.32
	8	22_2	4.62	20.18
	9	22_3	4.87	21.47
	10	27_1	4.91	20.52
	11	27_2	4.93	20.49
	12	27_3	4.80	20.67
	13	26_1	5.16	20.62
	14	26_2	5.51	21.14
	15	26_3	5.02	19.84
	16	30_1	3.64	18.82
	17	30_2	3.29	20.82
	18	75_ZA1	3.67	20.96
	19	31_1	3.72	20.43
	20	31_2	3.67	21.99
	21	31_3	3.61	20.8
	22	31_3	3.37	20.8
	24	75_ZA2	2.99	19.8
	25	75_ZE1	3.49	21.19
	26	75_ZE2	3.05	20.1
	27	65_ZA1	2.90	18.28
	28	65_ZA2	3.42	20.84
	30	65_ZE2	2.49	17.57
	31	76_ZA1	4.53	21.04
	32	76_ZA2	3.79	18.51
	33	76_ZE1	4.18	22.53
	34	76_ZE2	3.47	17.57

Legende	Nr	Art und Bezeichnung	F _m kN	b ₀ mm
	35	61_ZA1	3.55	19.42
	36	61_ZA2	4.13	19.65
	37	61_ZE1	3.77	19.28
	38	61_ZE2	3.56	18.43
	39	60_ZA1	3.21	19.22
	40	60_ZA2	3.46	19.9
	41	60_ZE1	2.86	18.1
	42	60_ZE2	3.34	19.28
	43	59_ZA1	2.66	20.68
	44	59_ZA2	2.88	22
	45	59_ZE1	2.43	20.98
	46	59_ZE2	2.10	18.47
	47	58_ZA1	2.73	20.21
	48	58_ZA2	2.94	19.44
	49	58_ZE1	3.29	20.84
	50	58_ZE2	2.54	19.28
	51	69_ZA1	3.43	19.88
	52	69_ZA2	3.54	18.42
	53	69_ZE1	4.20	20.73
	54	69_ZE2	4.12	20.03
	55	68_ZA1	3.64	21.45
	56	68_ZA2	3.68	19.54
	57	68_ZE1	4.13	21.28
	58	68_ZE2	3.91	19.99
	59	77_ZA1	4.44	21.6
	60	77_ZA2	4.26	19.99
	61	77_ZE1	4.46	19.83
	62	77_ZE2	4.37	20.43
	63	71_ZA1	3.70	21.14
	64	71_ZA2	2.56	20.08
	65	71_ZE1	3.35	20.01
	66	71_ZE2	3.42	20.35

Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Zugversuche



Beispielbilder Simulation Sysweld

