

INHALTSVERZEICHNIS

1	Stand der Technik	2
1.1	Aluminiumlegierungen	2
1.1.1	Al- Legierungen Übersicht.....	4
1.1.2	Oberflächenbehandlungen von Aluminium	8
1.2	Einführung Schweißtechnik	11
1.2.1	MIG Schweißen	13
1.2.2	CMT Schweißen (Cold Metal Transfer).....	16
1.2.3	Schweißbeignung von Aluminium.....	19
1.2.3.1	Heißrisse.....	20
1.2.3.1.1	Theorien zur Heißrissentstehung.....	22
1.2.3.1.2	Methoden der Heißrissprüfung	24
1.2.3.1.3	Einfluss der Legierungselemente auf Heißrisse	26
1.2.3.1.4	Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissen.....	28
1.2.3.2	Porenbildung	32
1.2.3.3	Bindefehler und Einschlüsse	33
1.2.3.4	Eigenstressungen beim Schweißen	35
2	Experimentelles.....	37
2.1	Grundwerkstoff und Beschichtung.....	37
2.2	Schweißversuche.....	38
2.3	Probenentnahme und Probenbezeichnung.....	40
2.4	Prüfverfahren	42
3	Ergebnisse	43
3.1	CMT Schweißverfahren	43
3.1.1	Ergebnisse Computertomographie	43
3.1.2	Ergebnisse Lichtmikroskopie	46
3.1.3	Ergebnisse Scherzugversuch	48
3.1.3.1	Einfluss der Schweißgeschwindigkeit	52
3.1.3.2	Einfluss des Schweißzusatzes.....	53
3.1.3.3	Einfluss der Fase und mechanischen Vorbehandlung (Schleifen).....	54
3.1.3.4	Einfluss der Beölung	55
3.1.4	Ergebnisse Dauerschwingversuch	57
3.1.5	Ergebnisse Rasterelektronenmikroskop (REM)	59
3.1.5.1	Alodine Beschichtung	59
3.1.5.2	TAF Beschichtung.....	65
3.1.5.3	EDX – Analyse Proben mit / ohne Wurzelkerbe	70
3.2	MIG Schweißverfahren.....	74
3.2.1	Ergebnisse Computertomographie	74
3.2.2	Ergebnisse Lichtmikroskopie	76
3.2.3	Ergebnisse Scherzugversuch	78
3.2.4	Ergebnisse Rasterelektronenmikroskope (REM)	80
3.3	Vergleich Ergebnisse Scherzugversuch CMT mit MIG.....	83
4	Diskussion.....	85
5	Zusammenfassung.....	87
6	Literaturverzeichnis	88

1 Stand der Technik

1.1 Aluminiumlegierungen

Aluminiumlegierungen sind die meistverwendeten Leichtbaulegierungen. Aluminium hat eine ca. dreimal geringere Dichte wie Eisen, wodurch Aluminiumlegierungen sehr stark in der Fahrzeugindustrie vertreten sind. Der Einsatz von Aluminium in Motorblöcken erlaubt eine Gewichtseinsparung bei den Gehäusen bis zu 50% gegenüber den Ausführungen in Grauguss [1].

Aluminium hat weiters den Vorteil, dass es nicht wie Stahl korrodiert. Sobald es mit Sauerstoff in Verbindung kommt bildet sich eine dünne Oxidschicht (wächst mit der Zeit) die vor weiterem Angriff schützt. Die Wachstumsrate der Deckschicht wird durch Feuchtigkeit sowie erhöhte Temperatur gefördert und nimmt mit der Zeit ab. Die Natürliche Oxidschicht auf Reinaluminium oder AlMg-Legierungen (unter 300°C) beträgt 1-3nm [1].

Aluminium ist auch ein Werkstoff der für das Strangpressen verwendet wird, dass ist auf sein Kristallgitter zurückzuführen. Aluminium hat ein kubisch flächenzentriertes Kristallgitter welches im Vergleich zum kubischraumzentrierten Kristallgitter (z.B. Eisen) mehr dichtestgepackte Gleitebenen hat und somit besser verformt werden kann [2].

Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminium sind Al-Legierungen im Bereich Verbrennungskraftmaschinen und Elektronikindustrie im Einsatz. Die hohe Wärmeleitfähigkeit führt dazu, dass durch die Abführung bzw. Verteilung der Wärme aus lokalen Quellen die Temperaturbelastung des Bauteils gering ist. Dieser Vorteil wird z.B. bei Fahrzeugrädern, Zylinderköpfen und Kolben sowie bei Kühlkörpern in der Elektronik genutzt [1].

Den zahlreichen Vorteilen stehen auch Nachteile gegenüber. Die Temperaturbeständigkeit von Aluminium ist gering, bereits ab 100°C verlieren Aluminiumlegierungen an Festigkeit wodurch sie für den Einsatz von Haupttragwerken im Gebäudebau weniger geeignet sind (Festigkeitsverlust bei Feuergefahr) [3].

Reinaluminium hat eine sehr niedrige Streckgrenze, wodurch es selten zum Einsatz kommt. Oft werden Aluminiumlegierungen verwendet, die durch die festigkeitssteigernden Mechanismen der Kaltverfestigung, Mischkristallverfestigung oder Ausscheidungshärtung eine höhere Festigkeit haben. In Abbildung 1 sind wichtigsten Werkstoffeigenschaften von Eisen und Aluminium zusammengefasst.

		Al	Fe
Atommasse	g/mol	26,9	55,84
Dichte	g/cm ³	2,7	7,87
Kristallgitter		kfz	krz
Elastizitätsmodul	N/mm ²	71 * 10 ³	210 * 10 ³
R _{p0,2}	N/mm ²	10	100
R _m	N/mm ²	50	200
spezifische Wärmekapazität	J/(g * K)	0,88	0,53
Schmelzpunkt	°C	660	1539
Wärmeleitfähigkeit	W/(cm * K)	2,30	0,75
spezifischer elektrischer Widerstand	μΩ * m	28 bis 29	97
Ausdehnungskoeffizient	1/K	24 * 10 ⁻⁶	12 * 10 ⁻⁶
Oxide		Al ₂ O ₃	FeO Fe ₃ O ₄ Fe ₂ O ₃
Schmelzpunkt der Oxide	°C	2050	1400 1600 (1455)

Abbildung 1: Vergleich der wichtigsten physikalischen Größen von Aluminium und Eisen [4]

Die Legierungselemente sollen die Festigkeit erhöhen ohne die Korrosionsbeständigkeit und Dehnbarkeit zu mindern. Die wichtigsten Legierungselemente für Aluminium sind Kupfer, Magnesium und Silizium. Nachfolgend sind die Wirkungen der verschiedenen Legierungselemente angeführt [5]:

- Festigkeit: Mn, Mg (hochfest Mg+Si, Cu, Zn)
- Warmfestigkeit: Cu, Ni, Mn, Fe
- Maßkonstanz: Si bis 25%
- Gießbarkeit: Si bis 13%
- Chem. Beständigkeit: Mg, Mn
- Spanbarkeit: Pb, Bi, Cd

Unter Warmfestigkeit ist die Festigkeit bei hohen Temperaturen zu verstehen. Eine hohe Maßkonstanz bedeutet eine geringe Volumenänderung bei hoher Temperaturänderung. Die Gießbarkeit beschreibt die Dünnflüssigkeit der Schmelze, d.h. durch das beimischen von Si zu Al-Legierungen kann die Dünnflüssigkeit der Schmelzer erhöht werden wodurch diese Al-Legierungen weniger auf Fehlern wie z.B. Risse und Poren anfällig sind. Durch die Elemente Pb, Bi und Cd werden Al-Legierungen versprödet wodurch kurzbrechende Späne bei Spanender Bearbeitung entstehen.

Wie stark die Festigkeit durch festigkeitssteigernde Mechanismen gesteigert werden kann ist in Abbildung 2 zu sehen. Unbehandeltes Reinaluminium hat eine Streckgrenze von ca. 50 N/mm² wobei Ausgehärtete und Kaltverfestigte Al Legierungen eine Streckgrenze von nahezu 1000 N/mm² haben.

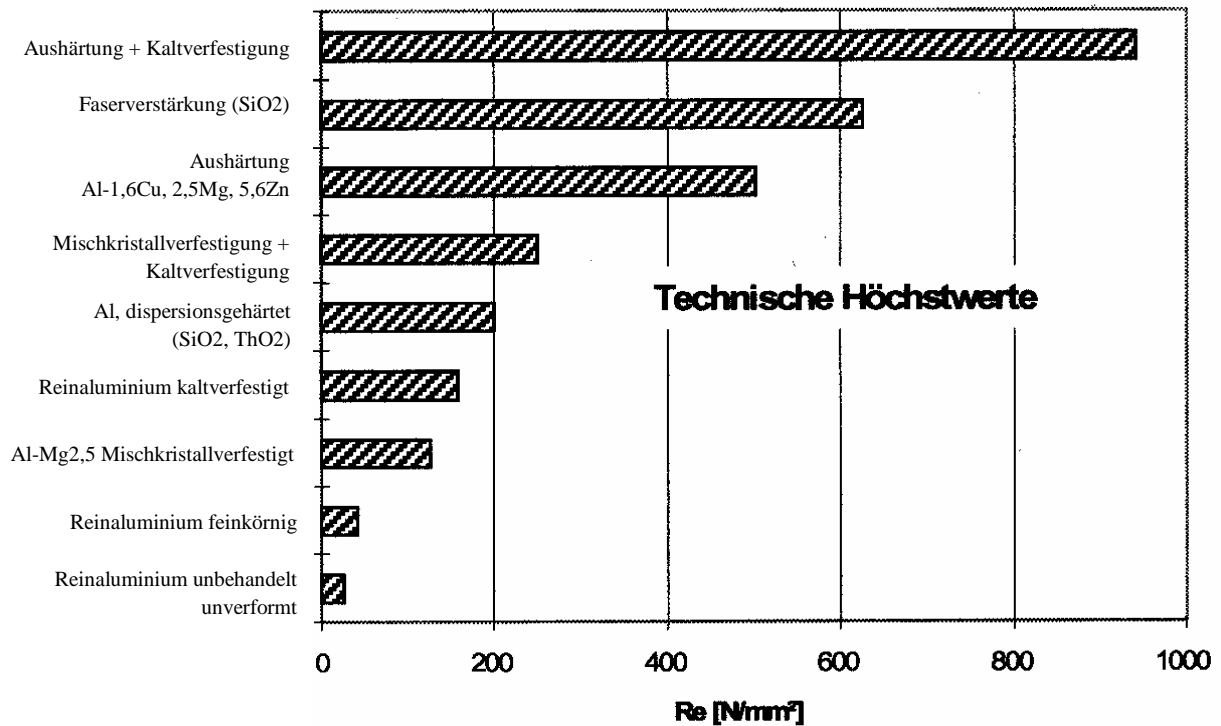


Abbildung 2: Möglichkeiten zur Festigkeitssteigerung von Al-Legierungen [5]

1.1.1 Al- Legierungen Übersicht

Aluminium-Werkstoffe lassen sich nach unterschiedlichen Kriterien unterteilen, z.B. nach:

- Legierungsgattungen entsprechend der Art der Herstellung der Halbzeuge, siehe Abbildung 3:
 - Knetlegierungen
 - Gusslegierungen
- Werkstoffgruppen in Abhängigkeit davon, wie die Verfestigung durch die Legierungselemente herbeigeführt wird, siehe Abbildung 4:
 - nicht aushärtbare
 - aushärtbare

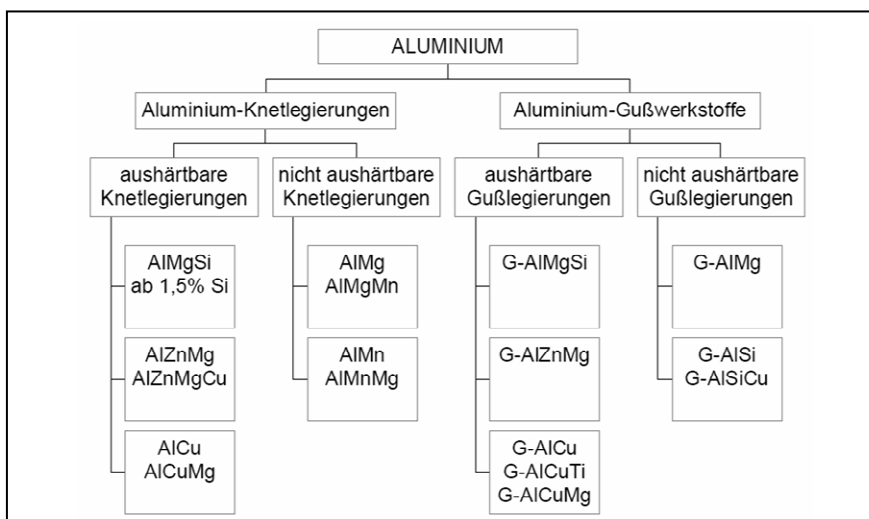


Abbildung 3: Al – Knet- und Gusslegierungen [6]

Legierungsgruppen – Numerisches System		
1000-Serie	Al \geq 99,0%	naturhart
2000-Serie	Hauptlegierungselement = Cu	aushärtbar
3000-Serie	Hauptlegierungselement = Mn	naturhart
4000-Serie	Hauptlegierungselement = Si	naturhart
5000-Serie	Hauptlegierungselement = Mg	naturhart
6000-Serie	Hauptlegierungselement = Mg+Si	aushärtbar
7000-Serie	Hauptlegierungselement = Zn	aushärtbar
8000-Serie	Hauptlegierungselement = Sonstige Elemente	

Abbildung 4: Al-Legierungsgruppen [8]

Legierungsbezeichnung:

Die Bezeichnung der Legierung setzt sich beim Numerischen System aus 4 Ziffern zusammen. Die erste Ziffer beschreibt die Legierungsgruppe bzw. das Hauptlegierungselement. Vor den vier Ziffern ist das „EN AW“ vorangestellt, EN steht für Europäische Norm, AW bedeutet Aluminium Wrought Alloys (Aluminium Knetwerkstoff) und AC bedeutet Aluminium Casting (Aluminium Gusswerkstoff).

Nach dem vier Ziffern steht die Bezeichnung für den Wärmebehandlungszustand, dabei unterscheidet man zwischen F=Herstellungszustand, O=Weichgeglüht, H Kaltverfestigt, W=Lösungsgeglüht und T=Wärmebehandelt.

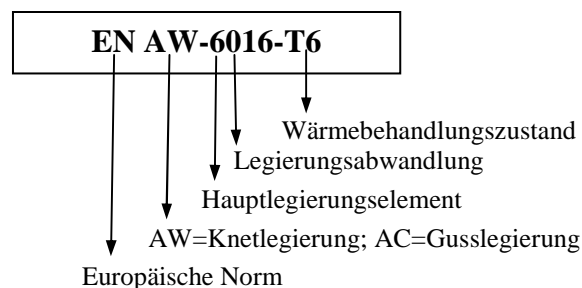


Abbildung 5: Numerisches System [6]

Beschreibung der einzelnen Gruppen [8]:

Nicht aushärtbare Al- Legierungen:

Bei diesen Legierungen kann durch eine Wärmebehandlung die Festigkeit nicht gesteigert werden. Die einzig festigkeitssteigernden Mechanismen sind die Mischkristallverfestigung und Kaltverfestigung. Bei der Mischkristallverfestigung wird durch Legierungselemente das Al-Kristallgitter verzerrt, dabei entstehen innere Spannungen und in weiterer Folge kommt es

zu einer Festigkeitssteigerung. Bei der Kaltverfestigung wird z.B. durch das Walzen die Versetzungsdichte gesteigert und so die Festigkeit erhöht [5].

Serie 1xxx:

Haben einen Aluminiumgehalt von mindestens 99%. Durch den hohen Aluminiumgehalt hat diese Serie eine hohe Korrosionsbeständigkeit im sauren Bereich, hohe Bruchdehnung und eine gute Wärmeleitfähigkeit. Die Festigkeit und die 0,2%-Dehngrenze sind gering.

Serie 3xxx:

Durch das Legierungselement Mn hat diese Serie im Vergleich zum unlegierten Aluminium eine höhere Festigkeit und 0,2% Dehngrenze.

Serie 4xxx:

Das Hauptlegierungselement dieser Serie ist Silizium. Große Menge an Silizium (bis 12%) setzen den Schmelzbereich herab ohne sie zu verspröden. Aus diesem Grund wird diese Legierung oft als Zusatzwerkstoff verwendet z.B. EN AW-4045.

Serie 5xxx:

Durch das Legierungselement Mg neigen diese Al-Legierungen zur stärkeren Festigkeitssteigerung als andere nichtaushärtbare Al-Legierungen. Zu beachten ist dass Legierungen mit einem niedrigen Mg Gehalt zu Heißrissen neigen. Daher sollten für Schweißkonstruktionen Al-Legierungen mit mehr als 3% Mg verwendet werden. Durch die Zugabe von Mn wird bei AlMg Legierungen die Warmrissbeständigkeit erhöht und somit die Schweißbarkeit verbessert.

Aushärtbare Al-Legierungen:

Durch eine Wärmebehandlung, eine so genannte Auslagerung kommt es zur Festigkeitssteigerung.

Serie 2xxx:

Die Legierungselemente dieser Al-Legierung sind Cu und Mg. Diese führen zu einer Steigerung der Festigkeit, 0,2% Dehngrenze und Warmfestigkeit bei einer vergleichsweise hohen Bruchdehnung. Durch den starken Festigkeitsabfall bei Schweißverbindungen eignet sich diese Serie weniger zum Schweißen.

Serie 6xxx:

Legierungselemente dieser Al-Legierung sind Mg und Si. Diese Serie erreicht nicht die Festigkeitswerte der 2xxx und 7xxx Serie, zeichnen sich aber durch hervorragende Pressbarkeit, Tiefzieheigenschaften sowie gute Korrosionsbeständigkeit aus. Ein weiterer Vorteil ist die gute Schweißbarkeit, es ist zu beachten dass die Festigkeit im Bereich der Wärmeeinflusszone bis auf den Zustand weich zurückgehen kann. In Abbildung 6 ist zu sehen dass mit steigendem Mg und Si Gehalt die Zugfestigkeit steigt.

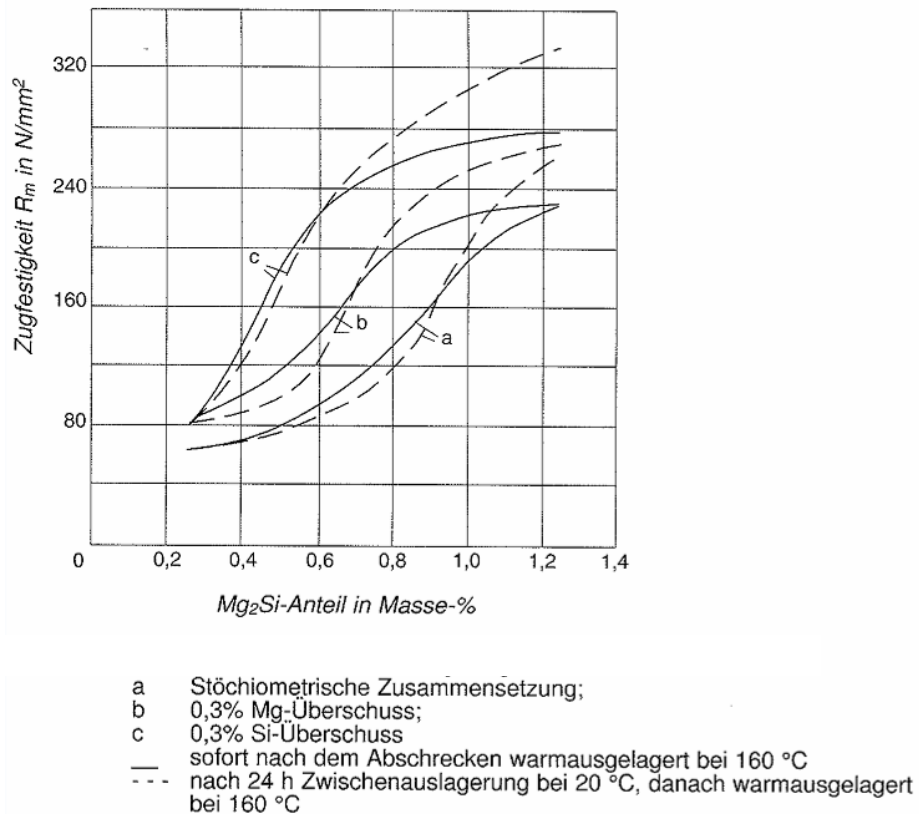


Abbildung 6: Einfluss von Mg und Si auf Zugfestigkeit [7]

In Abbildung 7 ist die Zusammensetzung einiger AlMgSi-Legierungen zu sehen. Die Legierung 6082 hat aufgrund ihren hohen Mg und Si Gehalt hohe Festigkeit und wird dementsprechend im Transportwesen und Gerüstbau verwendet.

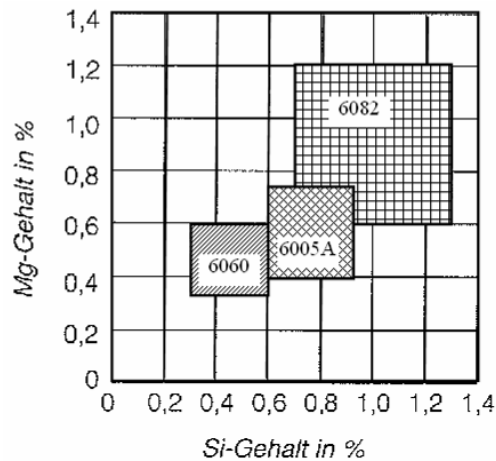


Abbildung 7: Zusammensetzung einiger technisch wichtiger AlMgSi-Legierungen [7]

Serie 7xxx:

Die Legierungselemente dieser hochfesten Al-Legierung sind Zn, Mg und Cu. Die AW-7020 [AlZn4,5Mg1] ist eine Kupferfreie Al-Legierung für hochbeanspruchte Schweißkonstruktionen, die nach dem Schweißen selbstständig wieder aushärtet und hohe Schweißnahtfestigkeiten erreicht.

1.1.2 Oberflächenbehandlungen von Aluminium

Aluminium hat die Eigenschaft mit Sauerstoff zu reagieren und eine Nanometer dicke Oxidschicht zu bilden. Die Oxidschicht kann positiv als auch negativ für die Verwendung sein. Zum einen schützt die Oxidschicht das Aluminium vor Korrosion und zum anderen verursacht es Probleme beim Schweißen wie z.B. Einschlüsse und Lichtbogeninstabilität. Mittels Oberflächenbehandlungen kann z.B. die Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit verbessert, als auch die Verschleißfestigkeit gesteigert werden. In Abbildung 8 ist eine Übersicht von Aluminium Oberflächenbehandlungen zu sehen.

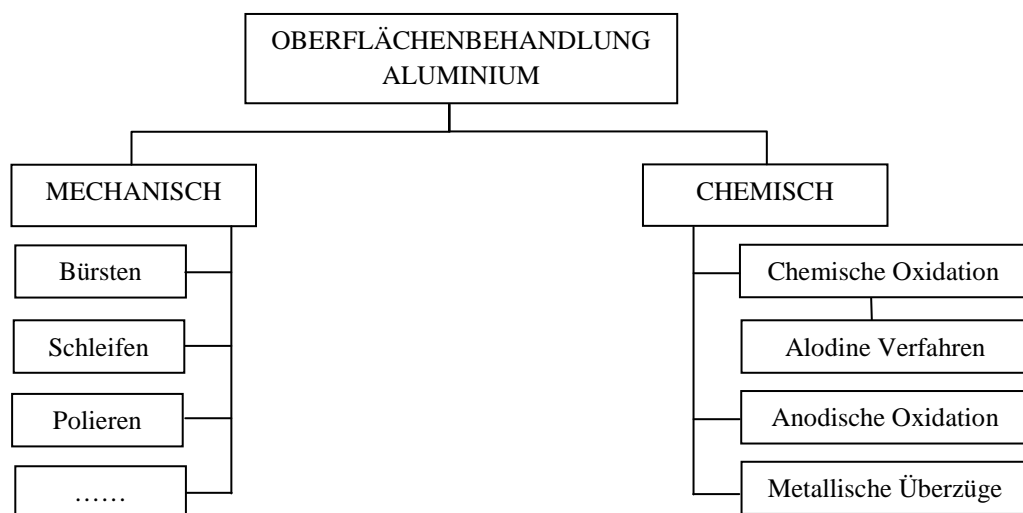


Abbildung 8: Oberflächenbehandlung Aluminium

Mechanische Oberflächenbehandlung:

Darunter versteht man das Bürsten, Schleifen, Strahlen und Polieren von Oberflächen mit dem Ziel die Oxidschicht zu entfernen oder unterschiedlich dekoratives Aussehen herzustellen. Weiters wird es verwendet, um Oberflächenfehlern z.B. Kratzer zu entfernen um so den Werkstoff für die nachfolgende chemische Oberflächenbehandlung vorzubereiten.

Chemische Oberflächenbehandlung:

Ölige oder gefettete Metalloberflächen müssen vor dem Beizen entfettet werden, damit die Beize die Aluminiumoberfläche angreifen kann. Die Entfettung erfolgt ohne wesentlichen Materialabtrag mit organischen Lösemitteln, mit alkalischen oder sauren Lösungen oder wenn eine bestimmte Mattierung der Oberfläche gewünscht wird mit Spezialbeizen [8].

Chemische Oxidation:

Die gebeizte Aluminiumoberfläche wird durch Aufbringen von Konversionsschichten (nichtmetallische Schichten) nach DIN50939 bzw. EN12487 chemisch oxidiert. Es bilden sich anorganische Konversionsschichten, die verfahrensbedingt aus Oxidhydraten oder Phosphaten von Aluminium und Chrom bestehen und gelb bzw. grün gefärbt sind, aber auch transparent sein können. Die etwa 1 bis 3µm dicken Schichten bieten einen temporären Korrosionsschutz und dienen als Haftgrund für organische Beschichtungen [8].

Alodine 2040:

Darunter versteht man eine chromfreie Beizpassivierung von Aluminium mit dem Ziel die Oxidschicht zu entfernen und eine Neubildung der Oxidschicht zu verhindern.

In Abbildung 9 sind die Verfahrensschritte beim Alodine 2040 Prozess zu sehen. Zwischen den einzelnen Verfahrensschritten muss immer wieder das zu behandelnde Bauteil mit vollentsalzten Wasser gespült werden damit der nachfolgende Prozess durch Mittel aus vorherigem Prozess nicht geschädigt wird.

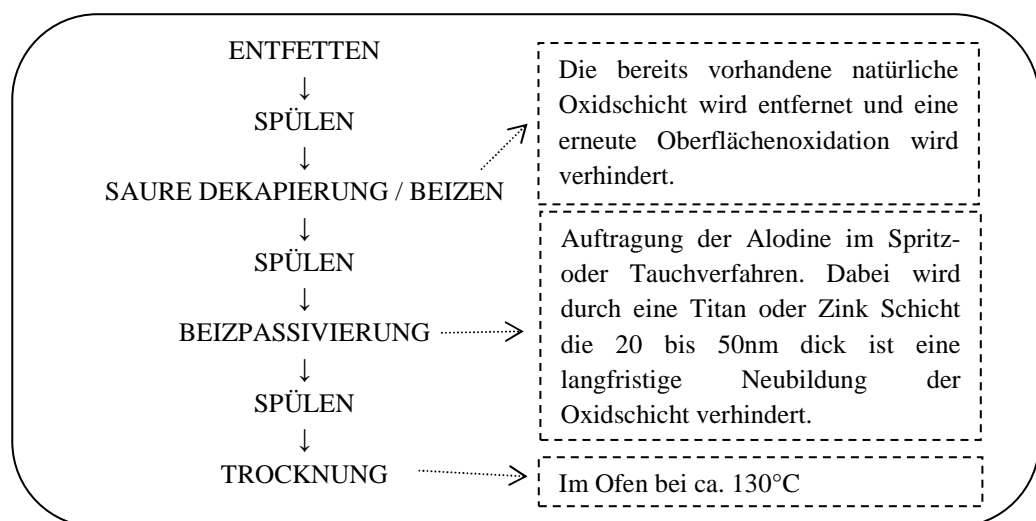


Abbildung 9: Behandlungszonen beim Alodine 2040 [9]

Die Vorteile der Alodine Beschichtung sind eine Verbesserung der Langzeithaftung von Klebeverbindungen, Verbesserung von Haftgrund für Lackierungen und Pulverbeschichtungen sowie Verbesserung der Schweißbarkeit.

In Tabelle 1 sind weitere Alodine Verfahren aufgelistet, dabei wird unterschieden zwischen Chrom freien und Chrom haltigen Konversionsbeschichtung. Unter Konversionsbeschichtung versteht man eine Schutzschicht auf Metall, die durch chemische Reaktion zwischen dem Metall und einer Chemikalienlösung entsteht [10].

Alodine 2040	Chromfreie Beizpassivierung für Aluminium, Stabilisierung des Oberflächenwiderstandes, Spritz-/Tauchverfahren
Alodine 401/45	Cr-Konversionsbeschichtung im Tauch- oder Spritzverfahren
Alodine 401/45 EC1350+RWE	Transparente Chromateierung für Aluminium - flüssiges, chromsäurehaltiges 2-Komponenten Verfahren
Alodine 4850	Chromfreie Konversionsbehandlung für Leichtmetalle, Spritz-/Tauchverfahren
Alodine 61050 R EC1120*RWE	Gelb Chromateierung für Aluminium, Magnesium und Zink - flüssiges, chromhaltiges Produkt -
Alodine NR 6207 RT	Cr-basierte No - rinse - Konversionsbeschichtung für Aluminium

Tabelle 1: Übersicht über ALODINE Verfahren [10]

Anodische Oxidation:

Ein durch mechanische oder chemische Oberflächenbehandlung erzielt dekoratives Aussehen kann durch anodische Oxidation dauerhaft konserviert werden. Diese Verfahren gestatten es, in geeigneten Elektrolyten Oxidschichten mit einer im Vergleich zur natürlichen Oxidschicht 200- bis 2000-fachen Schichtdicke herzustellen, die mit dem Aluminium fest verbunden sind und die Oberflächenstruktur der ursprünglichen Metalloberfläche unverändert wiedergeben [8].

Art des Verfahrens	Schichtdicke in μm			Farbe der Oxidschicht	Anwendungsgebiet
Standard-Verfahren	5	bis	25	farblos, durchsichtig, auch gelblich	Bauwesen, Autozierteile, Haushaltsgeräte und ganz allgemein als Oberflächenschutz
Farbanodisationsverfahren	15	bis	35	hellgelb bis schwarz	Innen- und Außenarchitektur
Zweistufenverfahren	15	bis	25	hellbronze bis schwarz	Innen- und Außenarchitektur
Hartanodisationsverfahren	25	bis	150	grau bis schwarz	Maschinenbau und Hydraulik
Bandanodisierung	2	bis	30	farblos	Innenarchitektur, Elektroindustrie
Sonder-Verfahren	5	bis	15	farblos bis grau	Flugzeugbau usw.

Tabelle 2: Verfahrensgruppen der anodischen Oxidation und zugehörige Anwendungsgebiete [11]

Metallische Überzüge:

Für technische und dekorative Zwecke werden auf Aluminium andere Metalle galvanisch abgeschieden, wie vorzugsweise Kupfer, Nickel und Chrom oder auch Edelmetalle.

Vor dem Galvanisieren muss die auf der Oberfläche des Aluminiums vorhandene natürliche Oxidschicht durch eine Oberflächenvorbehandlung beseitigt werden, weil sich sonst keine festhaftende Metallniederschläge abscheiden lassen.

Unter Oberflächenvorbehandlung versteht man das Reinigen und Entfetten, das Beizen und das Aktivieren in Spezialbeizen. Das Behandeln in Spezialbeizen beseitigt die schon ausgebildete natürliche Oxidschicht auf der Aluminiumoberfläche und bewirkt, dass sich aus der Beizlösung durch Ladungsaustausch eine dünne Metallschicht niederschlägt [11]. Diese verhindert eine erneute Oberflächenoxidation.

1.2 Einführung Schweißtechnik

Gemäß EN 14610 und DIN 1910-100 versteht man unter Schweißen das unlösbare Verbinden von Bauteilen unter Anwendung von Wärme oder Druck, mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoffen.

Seit der Einführung des Lichtbogenschweißens in der Industrie nimmt die Bedeutung der Fügeverfahren Schweißen erheblich zu. Wirtschaftliche Bauteilfertigung ist häufig nur noch als Schweißkonstruktion möglich. Mechanische Verbindungen wie z.B. Schrauben und Nieten werden aufgrund des zusätzlichen Fertigungsaufwandes (z.B. Bohrungen, Überlappungen, Laschen), ungünstigen Kraftfluss und anfälliger Korrosion immer seltener verwendet. Ohne die moderne Schweißtechnik wären Fortschritte im Apparatebau und Reaktorbau sowie Turbinenbau nicht möglich.

Die Einteilung der Schweißverfahren kann nach mehreren Gesichtspunkten erfolgen: nach dem Zweck der Schweißung und nach den zu verschweißenden Werkstoffen. In Abbildung 10 ist eine Einteilung der Schweißverfahren zu sehen.

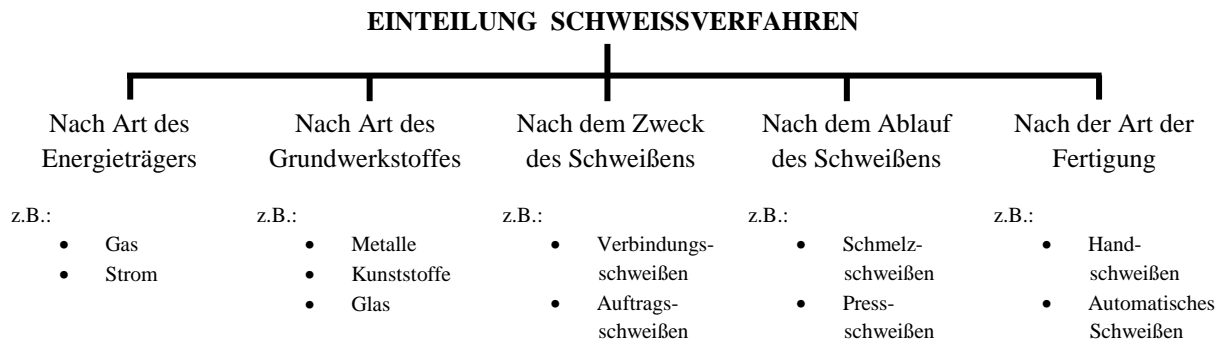


Abbildung 10: Einteilung der Schweißverfahren nach DIN1910 Teil 1

Zum Schweißen kann Gas als auch Strom als Energieträger verwendet werden. Gas hat den Vorteil bei Baustellenschweißungen (Stromunabhängig). Strom hat wiederum den Vorteil einer hohen Schweißleistung und somit höherer Schweißgeschwindigkeiten was zu einer höheren Wirtschaftlichkeit führt. Als Grundwerkstoff für Schweißen können sowohl Metalle, Kunststoffe als auch sehr spröde Werkstoff (z.B. Glas) verwendet werden.

Unterscheidet man nach dem Zweck des Schweißens, so unterscheidet man zwischen Verbindungsschweißen bei der das Schweißgut meistens die gleichen Eigenschaften wie der Grundwerkstoff hat und dem Auftragschweißen bei dem das Schweißgut häufig andere Eigenschaften wie z.B. höhere Verschleißfestigkeit oder Korrosionsbeständigkeit als der Grundwerkstoff hat.

Bei den Schweißverfahren unterscheidet man Schmelzschweißen und Pressschweißen. Bei ersterem ist das Schweißbad flüssig und beim letzteren vorwiegend breiig.

Die Schweißarbeiten können sowohl manuell oder automatisiert durchgeführt werden. Das manuelle Schweißen bietet einen hohen Flexibilitätsgrad im Gegensatz dazu bietet das Automatische Schweißen einen hohen Durchsatz und hohe Schweißgenauigkeit.

Bei den heute gängigen Schmelzschweißverfahren werden häufig verwendet:

- Gasschmelzschweißen (131):

Dabei entsteht das Schweißbad durch unmittelbares, örtliche begrenztes Einwirken einer Brenngas-Sauerstoff- oder Brenngas-Luft-Flamme. Als Brenngas wird vorrangig Acetylen (C_2H_2) verwendet. Die Heizleistung der Schweißflamme dient zum Aufschmelzen des Grundwerkstoffes und zum Aufschmelzen des Schweißzusatzes [12]. Anwendung: z.B. Rohre für Hausinstallation

- Elektrodenhandschweißen (111):

Dieser Schweißprozess erfolgt mit abschmelzender umhüllter Stabelektrode. Der Schutz von Lichtbogen und Schweißbad erfolgt durch die von der Elektrodenumhüllung stammenden Gase und / oder Schlacke [12]. Anwendung: z.B. Pipelinebau

- Schutzgasschweißen:

Elektrode, Lichtbogen und Schweißbad werden gegen die Atmosphäre durch ein eigenes zugeführtes, inertes oder aktives Schutzgas abgeschirmt. Die Schutzgasschweißverfahren werden wiederum nach Art der Elektrode (Massivdraht, Fülldraht, Wolframschutzgasschweißen) und Schutzgas (inert oder aktiv) eingeteilt, sowie zusätzlich nach der Art des Lichtbogens (Sprühlichtbogen, Langlichtbogen, Kurzlichtbogen, Impulslichtbogen) unterschieden [12].

Wird beim Metallschutzgasschweißen nach Schutzgas differenziert so unterscheidet man:

- *Metallaktivgasschweißen (MAG):*

Ist ein Verfahren mit abschmelzender Elektrode bei dem aktives Gas verwendet wird. Das aktive Gas besteht aus Kohlendioxid (CO₂) oder aus einem Gasgemisch z.B. CO₂ + Argon. Das MAG Verfahren mit CO₂ wird für das Schweißen un- und niedriglegierter Stähle eingesetzt, da es durch die Dissoziation von Kohlendioxid bei den herrschenden Temperaturen zu einem unerwünschten hohen Abbrand an Legierungselementen im Schweißbad kommt [12]. Für hochlegierte SZW verwendet man daher Ar + 2,5% CO₂.

- *Metallinertgasschweißen (MIG):*

Als Schutzgas wird beim MIG Verfahren das inerte Schutzgas verwendet. Interte Schutzgase sind Edelgase wie z.B. Argon und Helium und Gemische aus Argon und Helium. MIG wird zum Schweißen von z.B. Aluminium und Kupfer verwendet.

1.2.1 MIG Schweißen

Das Prinzip des Metall-Inertgasschweißens (MIG) besteht darin, dass ein Metalldraht durch den Brenner geführt und in einem Lichtbogen aufgeschmolzen wird. Der Schweißdraht ist gleichzeitig stromführende, zumeist positiv geladenen Elektrode und das einzubringende Schweißgut. Der elektrische Strom wird über die Schweißstromquelle dem Kontaktrohr im Brenner zugeführt. Ein aus der Gasdüse fließendes Schutzgas schützt den Lichtbogen und das Schmelzgut [13]. In Abbildung 11 ist das Grundprinzip des MSG Schweißens zu sehen.



Abbildung 11: MSG (Metallschutzgas) – Schweißprozess [13]

Schutzgas:

Die Auswahl des Schutzgases kann den Schweißprozess stark beeinflussen. Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften der Schutzgase sind die Ionisierungsenergie, die Wärmeleitfähigkeit und das chemische Reaktionsverhalten. In Tabelle 3 ist der Vergleich der schweißtechnisch wichtigsten inerten Gase zu sehen.

	Argon	Helium
Ionisationsenergie	niedrig	hoch
Wärmeleitfähigkeit	niedrig	hoch
Chemische Reaktionsverhalten	niedrig	niedrig

Tabelle 3: Vergleich der inerten Gase Ar und He [3]

Die Ionisationsenergie ist ein Maß dafür, wie viel Energie aufgebracht werden muss, um das Schutzgas leitend zu machen. Argon hat im Vergleich zu Helium eine niedrige Ionisationsenergie was dazu führt das der Lichtbogen eine höhere Stabilität hat. Andererseits hat Argon eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit als Helium das hat zur Folge, dass die Energie des Lichtbogens fokussiert wird und es zu einem fingerförmigen Einbrand kommt. In Abbildung 12 und Abbildung 13 ist der Einbrand von Argon und Helium zu sehen.

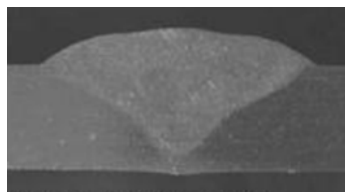


Abbildung 12: Einbrand Argon [13]

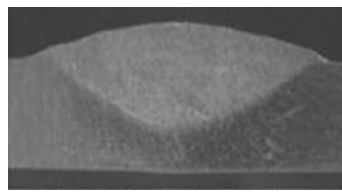


Abbildung 13: Einbrand Helium [13]

Lichtbogen:

Je nach Drahtelektrodengeschwindigkeit und Stromstärke kommt es zu unterschiedlichen Lichtbogenarten. In Abbildung 14 sind die unterschiedlichen Lichtbogenarten mit deren Eigenschaften, sowie Vorteilen und Nachteilen, dargestellt.

Lichtbogen Merkmale	Kurz-Lichtbogen	Übergangs-Lichtbogen	Sprüh-Lichtbogen	Impuls-Lichtbogen
Leistungs-Bereich	unterer Bereich	mittlerer Bereich	oberer Bereich	alle Bereiche
LB-Länge	kurz	normal	lang	kurz bis lang
Einbrand	gering	normal	hoch	gering bis hoch
Tropfen-Ablösung	Kurzschluss behaftet	teilweise KS behaftet	kurzschlussfrei	kurzschlussfrei kontrolliert
Vorteile	LB ist stabil konzentriert	-	↑ Pinch-Kräfte	↑ Pinch-Kräfte
			spritzerarm	spritzerarm
			feintropfig	feintropfig
Nachteile	Porenbildung	↓ Pinch-Kräfte	-	erfordert spezielle Stromquelle
		grob tropfig		
		Spritzer		
Anwendung	bis 2mm Bleche	bis 4mm Bleche	bis 6mm Bleche	1-6mm Bleche
				verschiedene Ø-Draht

Abbildung 14: Lichtbogenarten [13]

Da beim MIG Schweißen der Impulslichtbogen am häufigsten zum Einsatz kommt, wird nachfolgend der Impulslichtbogen genauer beschrieben.

Impulslichtbogenschweißen:

Einem, für die Erhaltung des Lichtbogens erforderlichen, Grundstrom wird ein Hochstromimpuls überlagert mit dem Ziel mit jeder Impulsphase einen Tropfen kurzschlussfrei von der abschmelzenden Elektrode zu lösen. Um den kontinuierlich nachgeführten Schweißdraht sicher abzuschmelzen, ist der Impulsstrom sehr hoch, die Zeitdauer seines Fließens aber sehr kurz zu halten.

Nach der Impulsstromphase folgt eine Niedrigstromphase in der der Lichtbogen mit einem Grundstrom aufrechterhalten wird. Der Grundstrom bestimmt mit der Grundzeit den Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff und ist damit von der Dicke und Wärmeleitfähigkeit des schweißenden Werkstoffs abhängig [14]. In Abbildung 15 ist der Verlauf des Impulsstromes zu sehen.

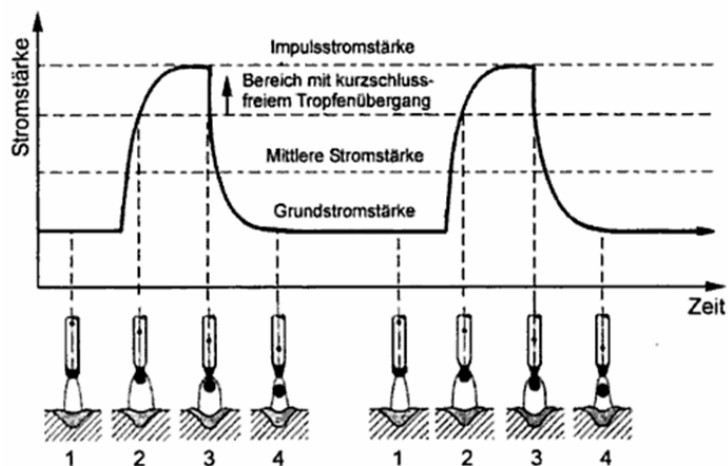


Abbildung 15: Werkstoffübergang beim Impulslichtbogen [15]

Polung:

Sowohl mit positiver als auch negativer gepolter Elektrode kann MIG geschweißt werden. Bei einer negativ gepolten Elektrode werden die Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff sowie der Einbrand reduziert und die Spaltüberbrückbarkeit wird verbessert. Allerdings führt das zu einer Verschlechterung der Prozessstabilität wodurch in der Regel mit positiv gepolter Elektrode geschweißt wird.

Um die Vorteile beider Polungen auszunützen kombinieren AC MIG Stromquellen einen standardgepulsten Prozess mit einer einstellbaren Phase umkehrbarer Polarität. Dies führt zu einem stabilen Schweißprozess mit variablem Einbrand und Spaltüberbrückbarkeit, der gut geeignet ist für dünne Bleche mit Spalten, wie sie oft in der industriellen Produktion vorkommen [15].

1.2.2 CMT Schweißen (Cold Metal Transfer)

Beim herkömmlichen Kurzlichtbogenprozess kommt es durch den Kurzschluss zu einem starken Anstieg von Strom und in weiterer Folge zu einer spritzerbehafteten Tropfenablöse, was beim CMT nicht der Fall ist. Beim CMT Prozess wird der Draht nicht nur zum Grundwerkstoff bewegt, sondern auch vom Grundwerkstoff weg bewegt. Die Frequenz der Drahtbewegungen kann bis zu 90 Hertz ausmachen [16].

Während der Brennphase (Heißphase) wirkt Wärme in den Grundwerkstoff und der Draht wird zum Schmelzbad geführt. Sobald der Draht mit dem Schmelzbad einen Kurzschluss bildet, erkennt das die digitale Prozessregelung des CMT Prozesses und der Strom wird auf ein Minimum gesenkt, siehe Abbildung 16. Danach wird der Draht zurückgezogen (Kaltphase) und es kommt zu einer Tropfenablöse, durch die Oberflächenspannung von Schweißbad, Tropfen und die Beschleunigung beim Drahrückziehen).

Der Vorteil ist eine kontrollierte und spritzfreie Tropfenablöse und durch den geringen Strom ist die Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff minimal wodurch sich sehr dünne Bleche schweißen lassen.

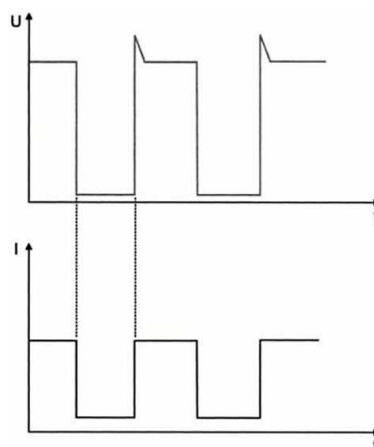


Abbildung 16: Spannungs- und Stromverlauf beim "Standard CMT" Prozess [15]

Bei CMT Prozess unterscheidet man vier Prozessvarianten:

- Standard CMT
- CMT Puls Mix
- CMT Advanced
- CMT Puls Advanced

CMT Puls MIX:

Das Prinzip ist das gleiche, wie beim bereits erklärten Standard CMT Prozess, nur dass hier teilweise mit Impulslichtbogen, ohne Drahrückführung gearbeitet wird. Der Grund dafür ist, dass mit Standard CMT Prozess, je nach Rahmenbedingungen, Leistungen zwischen 100 und 200 Ampere möglich sind. Für viele Anwendungen werden Prozesse mit größerer Stromstärke gebraucht welches das CMT Puls Mix ermöglicht. Der typische Einsatzbereich des Puls Mix liegt zwischen 1,5mm und 4mm Blechdicke.

CMT Advanced:

Im Vergleich zum Standard CMT Prozess ist hier die Polung der Elektrode positiv als auch negativ, was in Abbildung 17 zu sehen ist. Die Anzahl der positiven und negativen Zyklen ist variabel und kann beliebig eingestellt werden. Mit einer längeren positiven Phase kann der Einbrand und die Reinigungswirkung (Oxidschicht) verändert werden. Die Ausweitung der negativen Phase bewirkt eine Steigerung der Abschmelzleistung.

Der Wechsel der Polung findet in einem Kurzschlussbereich statt, d.h. zu diesem Zeitpunkt brennt kein Lichtbogen weil der ZSW Kontakt mit dem Schweißbad hat. Als Folge davon kann eine hohe Prozessstabilität zum Zeitpunkt des Polaritätswechsels gewährleistet werden.

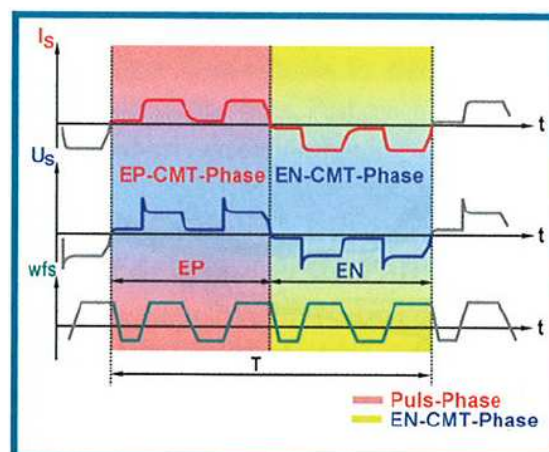


Abbildung 17: Der Verlauf von Schweißstrom (I_s), Schweißspannung (U_s) und Drahtvorschubgeschwindigkeit (w_{fs}) beim EN-EP-CMT-Lichtbogenprozess [16]

Der Vorteil vom CMT Advanced im Bezug auf Standard CMT Prozess liegt nun darin, dass bei geringerer Wärmeeinbringung eine höhere Abschmelzleistung erreicht wird, dadurch sind bei dünnen Blechen größere Spaltüberbrückungen möglich. Der Vorteil zum MIG Wechselstromschweißen ist wiederum der kurzschlussbehaftete Polaritätswechsel und die daraus folgende hohe Prozessstabilität. In Abbildung 18 ist die deutlich höhere Abschmelzleistung des CMT Advanced im Vergleich zum Standard CMT zu sehen, wobei beide Prozesse die gleiche Einbrandtiefe haben.

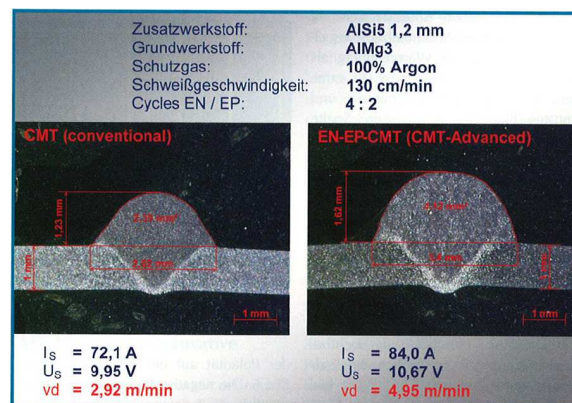


Abbildung 18: Vergleich der Abschmelzleistung der Prozesse „Standard CMT“ und „CMT Advanced“ [16]

Ein weiterer Vorteil des CMT Advanced Prozesses ist die geringe Aufmischung, dadurch lassen sich Verbindungen zwischen Stahl und Aluminium gut schweißen als auch Oberflächenbeschichtungen wirtschaftlich herstellen.

CMT Puls Advanced:

Im Vergleich zum konventionellen Metallschutzgasschweißen mit Impulslichtbogen wo der Polaritätswechsel in der Lichtbogensäule stattfindet, trennt der CMT Puls Advanced Process den Impulslichtbogen klar von der negativen Stromphase. Diese Prozessvariante besteht aus einer EN (Elektrode Negativ) CMT Phase mit reversierender Drahtbewegung und einer Impulslichtbogenphase mit kontinuierlicher Drahtförderung, Abbildung 19. Die Einflüsse auf die Tropfenablösung in der Impulslichtbogenphase (positive Elektrodenpolung) in Folge einer veränderlichen negativen Grundstromphase entfallen, da ein in der EN-CMT-Phase gebildeter Metalltropfen im darauf folgenden Kurzschluss "sauber" übergeben wird. In der Impulslichtbogenphase ist der Werkstoffübergang jedoch kurzschlussfrei. Deshalb sind Initialisierungsphasen erforderlich, um den Übergang zwischen den beiden Prozessphasen zu realisieren, Abbildung 19 [16]. Der Vorteil von CMT Puls Advanced Prozess im Vergleich zum CMT Advanced ist eine noch höhere Abschmelzleistung.

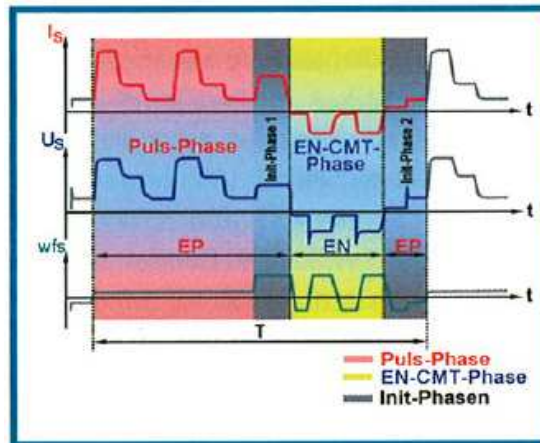


Abbildung 19: Der Verlauf von Schweißstrom (I_s), Schweißspannung (U_s) und Drahtvorschubgeschwindigkeit (w_s) beim CMT-Puls-Advanced Lichtbogenprozess [16]

1.2.3 Schweißbeignung von Aluminium

Die Schweißbarkeit von Aluminium und seiner Legierungen ist durch eine Reihe von spezifischen Eigenschaften dieses Werkstoffes geprägt [17]. Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminium wird beim Aluminiumschweißen eine zum Stahl vergleichsweise gleiche Wärmeeinbringung benötigt, obwohl Aluminium einen niedrigeren Schmelzpunkt von ca. 660°C hat. Die natürliche Oxidschicht, die durch die Reaktion von Aluminium mit Sauerstoff entsteht, hat einen sehr hohen Schmelzpunkt ($>2000^\circ$) und führt zu Einschlüssen und Lichtbogeninstabilitäten. Die niedrige Wasserstofflöslichkeit von Aluminium im festen Zustand führt zur Porenbildung. Die typischen Schweißnahtfehler und ihre Lage im Schweißgut sind in der Abbildung 20 zu sehen.

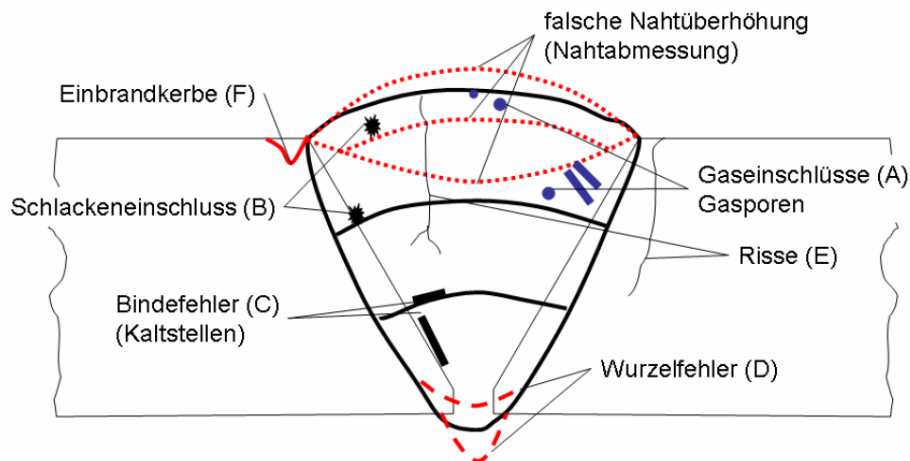


Abbildung 20: Schweißnahtfehler im Querschnitt einer Stumpfnah (V-Naht, 60° Öffnungswinkel) [12]

Erstarrung in Schweißnähten:

Durch die Erstarrung der Naht werden die vorliegenden Phasen nach der Erstarrung, als auch die mechanischen Eigenschaften der Verbindung, beeinflusst. Maßgebliche Größen für die Erstarrung in

Schweißnähten sind neben der Form des Schmelzbades die Zusammensetzung der Schmelze, die Abkühlrate und die Wachstumsgeschwindigkeit der Kristalle [18].

Die erste Phase der Erstarrung ist das Aufwachsen der Kristalle auf den teils aufgeschmolzenen Grundwerkstoff. Im Zuge der Erstarrung kommt es zu einem konkurrierenden Wachstum der Körner, welches durch kristallographische Orientierung und dem gerichteten Temperaturfeld bestimmt ist [19]. Während der Erstarrung kommt es an den Grenzflächen zur unterschiedlichen Zusammensetzung der Schmelze und des Festkörpers. Aufgrund der begrenzten Löslichkeit im Festkörper kommt es zu einer Ansammlung der Legierungselemente an den Grenzflächen in der Schmelze was als Segregation bezeichnet wird. Mit diesem Aufstau der Zusätze ist ein Absinken der Solidustemperatur verbunden [19].

1.2.3.1 Heißrisse

Definition der Heißrisse nach DIN8524 (Jahr 1975):

„Risse sind allgemein begrenzte Werkstofftrennungen mit überwiegend zweidimensionaler Ausdehnung. Heißrisse (hot cracks) entstehen durch eine niedrighschmelzende Phase, während diese flüssig ist. Entsprechend der Bedingungen ihres Entstehens ist der Begriff „heiß“ dem Aggregatzustand „flüssig“ zugeordnet, und nicht einer Temperatur, um unabhängig vom Werkstoff zu bleiben. Entsteht der Riss während der Erstarrung des Schweißbades, so spricht man von einem Erstarrungsriss (solidification crack). Ist nur eine niedrighschmelzende Phase, z. B. an einer Korngrenze aufgeschmolzen, so trifft die Bezeichnung Aufschmelzriss (liquation cracking) zu.“

An der Beschreibung ist zu sehen, dass Heißrisse beim Schweißen sowohl im Schweißgut als auch in der Wärmeeinflusszone entstehen können und werden in Erstarrungs- und Aufschmelzrisse unterschieden. Ein weiterer Typ von Heißrissen sind die Ductility Dip Cracks (DDC), hierbei kommt es an den Korngrenzen zur Ansammlung spröder Ausscheidungen, welche zu einem Abfall der Verformbarkeit unter der Solidustemperatur führen und somit Risse entstehen können.

Notwendige Bedingungen für das Entstehen der Heißrisse [19]:

- Zweiphasenverbund, welcher vollständig durch eine Schmelze umschlossen ist oder durch einen Schmelzfilm voneinander getrennt ist.
- eine (lokale) mechanische Verformungsbeanspruchung (Zug) dieses Verbundes wie:
 - thermisch induzierte mechanische Vorgänge
 - Erstarrungsschrumpfung
 - Belastung durch das Eigengewicht der Struktur und
 - die Fremdbelastung der Schweißkonstruktion

Heißrisse entstehen, wenn auf einen Zweiphasenverbund (Schmelzphase und Festphase) eine Beanspruchung wirkt. Diese Beanspruchung führt zur Verformung der Schmelze, kann die Verformung nicht durch ein Nachfließen kompensiert werden, so entstehen Heißrisse.

Die eindeutige Identifikation von Erstarrungsrissen erfolgt durch die Betrachtung der Bruchfläche [19]. Das typische Kennzeichen für einen Erstarrungsriss sind dendritische Strukturen an der Bruchfläche, Abbildung 21.

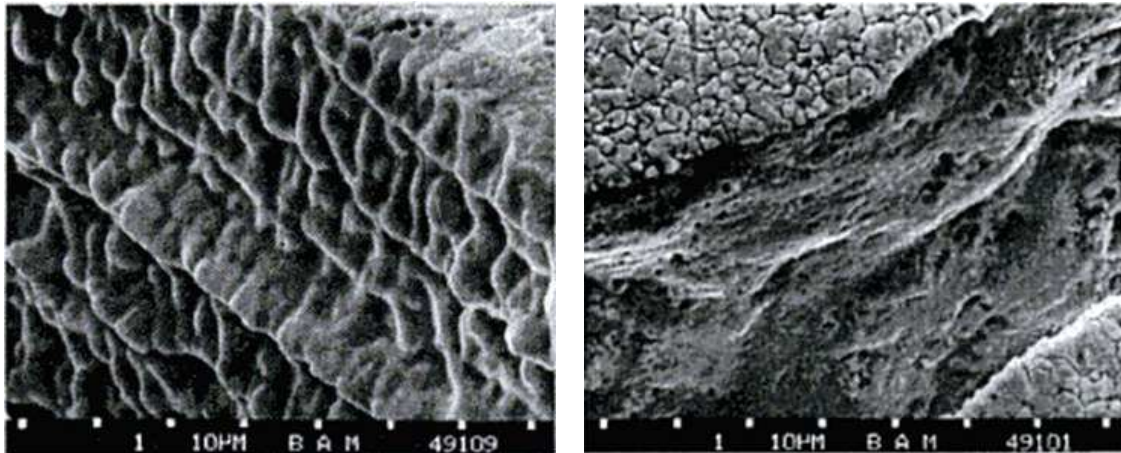


Abbildung 21: Erscheinungsbild der Bruchfläche: links: Erstarrungsriss; rechts: Verformbarkeitsabfallriss (DDC); Alloy 28; Quelle: BAM in /DVS 96, [20]

Wie bereits erwähnt entstehen Heißrisse nur in Zusammenhang mit lokalen Beanspruchungen. Dehnungen im Bauteil, bedingt durch die Wärmeerbringung beim Schweißen, können hohe Spannungen im Bauteil verursachen, dazu siehe Abbildung 22. Beide Schweißnähte in Abbildung 22 haben die gleiche Zusammensetzung, die rechte Naht wurde zuerst geschweißt, die linke Naht zuletzt geschweißt, aber nur in der linken Naht sind Erstarrungsrisse zu sehen. Die Ursache ist Dehnungsbehinderung beim Schweißen wodurch hohe innere Spannungen entstehen die sich in Form von Erstarrungsrissen abbauen.

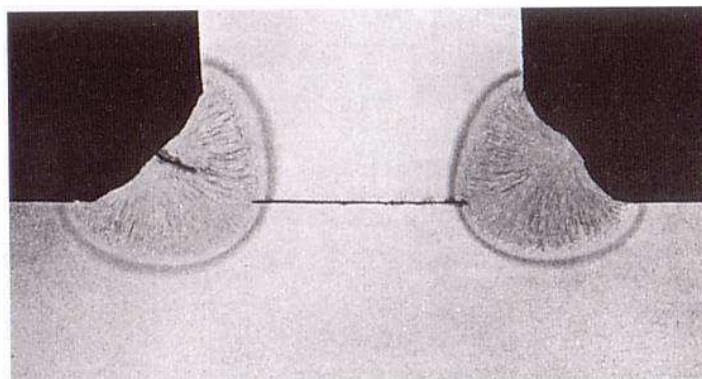


Abbildung 22: Erstarrungsriss in Stahlschweißgut [21]

1.2.3.1.1 Theorien zur Heißrissentstehung

Neben der klassischen Heißrisstheorie welche bereits beschrieben wurden, werden nachfolgen drei weitere Heißrisstheorien von Pellini, Borland und Prochorow näher erläutert.

Heißrisstheorie nach Pellini [22]:

Pellini geht davon aus, dass sobald die auf den erstarrten Zweiphasenverbund (fest, flüssig) wirkende Belastung überschritten wird und die Dehnung größer ist als die kritische Dehnung, es nahe der Solidustemperatur zu Heißrissen kommt, Abbildung 23.

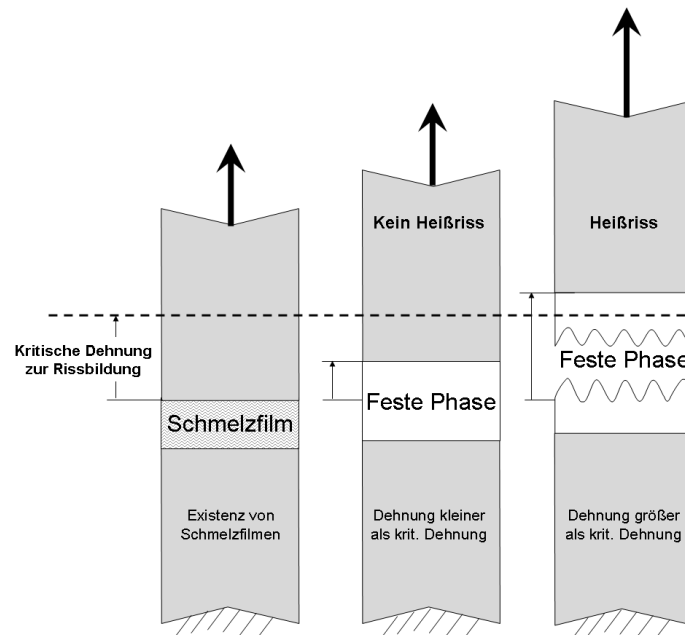


Abbildung 23: Lokalisierung der Verformung im flüssigen Schmelzfildmen und eine dehnungsorientierte Vorgehensweise als grundlegender Gedanke der Theorie von Pellini [22]

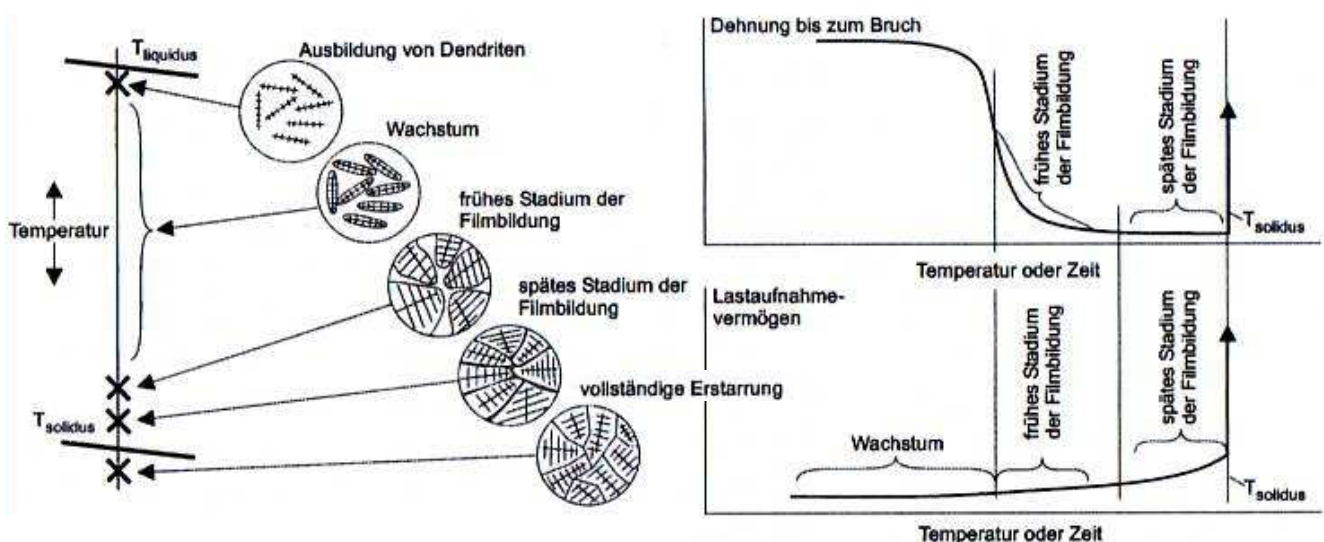


Abbildung 24: Heißrissbildung nach Pellini [23]

In Abbildung 24 ist zu sehen, dass im Erstarrungsbereich mit sinkender Temperatur im frühen Stadium der Filmbildung das Lastaufnahmevermögen steigt und die Bruchdehnung sinkt.

Heißrisstheorie nach Borland [24]:

Borland unterscheidet während der Erstarrung drei Stadien, Abbildung 25. Im Stadium 1 ist viel flüssige Phase vorhanden und wenig feste Phase, Heißrisse in diesem Bereich können somit nicht entstehen. Im Bereich 2 ist der Anteil der festen Phase angestiegen und Dendriten stoßen bereits aneinander. Heißrisse welche in diesem Bereich entstehen, können durch ein Nachfließen der Schmelze ausgeheilt werden. Stadium 3 ist der Heißrissskritische Bereich indem der Anteil der flüssigen Phase sehr gering ist. Risse können durch ein Nachfließen der flüssigen Phase nicht mehr ausgeheilt werden. Im Stadium 4 ist keine flüssige Phase mehr vorhanden, eine vollständige Erstarrung ist eingetreten und das Entstehen von Heißrisen ist nicht mehr möglich.

Die Heißrissempfindlichkeit ist somit abhängig von dem Erstarrungsbereich, alle Elemente die den Erstarrungsbereich erweitern sind Heißriss fördernde Legierungselemente.

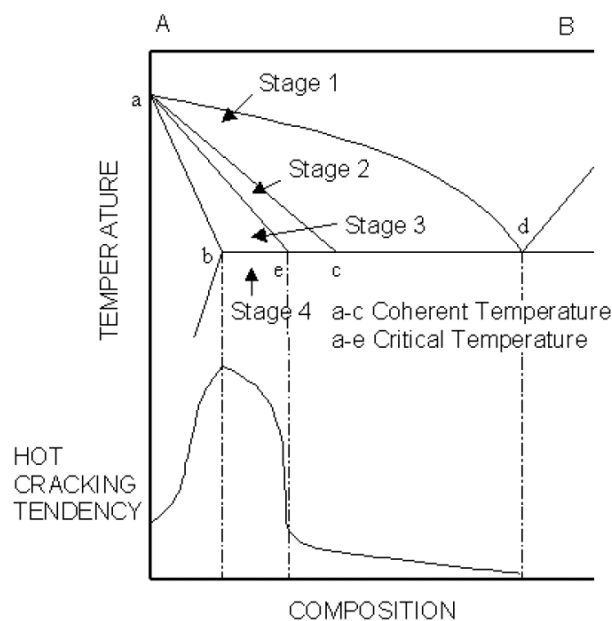


Abbildung 25: Einteilung in Sensitivitätsbereiche für die Heißrisbildung bei der Erstarrung [24]

Heißrisstheorie nach Prokhorov [25]:

Prokhorov besagt, dass es im Bereich der Soliduslinie einen Temperaturintervall gibt, in dem das Verformungsvermögen P sehr gering ist. Dieser Bereich wird als Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS) bezeichnet.

Erreicht im Temperaturintervall der Sprödigkeit die Verformung ϵ des Verbundes das Verformungsvermögen P so kommt es zur Bildung interkristalliner Risse. In Abbildung 26 ist zu sehen, dass der TIS unterhalb der Solidustemperatur verläuft und somit Risse auch unterhalb der

Solidustemperatur entstehen können. Die Art der Risse, welche unterhalb der Solidustemperatur entstehen werden als Ductility Dip Cracks (DDC) bezeichnet und entstehen durch Ansammlungen spröder Ausscheidungen an den Korngrenzen.

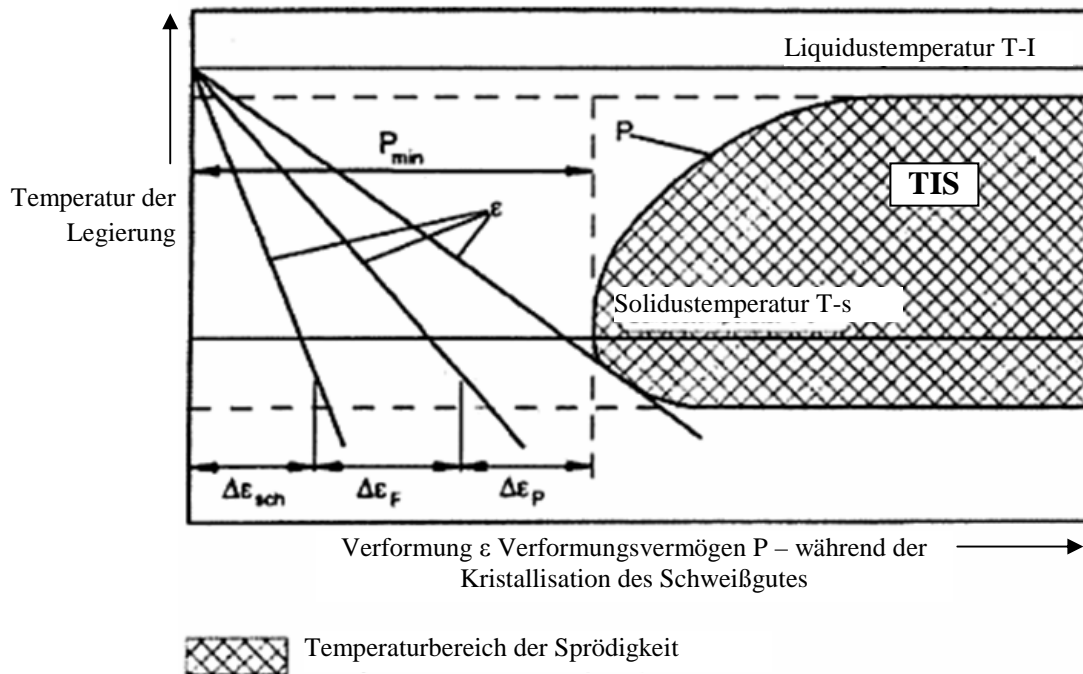


Abbildung 26: Schematische Darstellung der Verhältnisse nach der Theorie von Prokhorov: P ist das Verformungsvermögen, P_{min} das minimale Verformungsvermögen, $\Delta\epsilon_{sch}$ der Anteil der freien Verformungsschrumpfungen, $\Delta\epsilon_F$ der Anteil der Formänderungsverformung und $\Delta\epsilon_P$ der Anteil der kritischen Verformung [25]

1.2.3.1.2 Methoden der Heißrissprüfung

Die Untersuchung von Heißrissneigung unterschiedlicher Legierungen kann mit unterschiedlichen Prüfverfahren erfolgen, man unterscheidet Verfahren, die den Schweißvorgang beinhalten und jene die durch thermische und mechanische Belastung den Schweißvorgang simulieren.

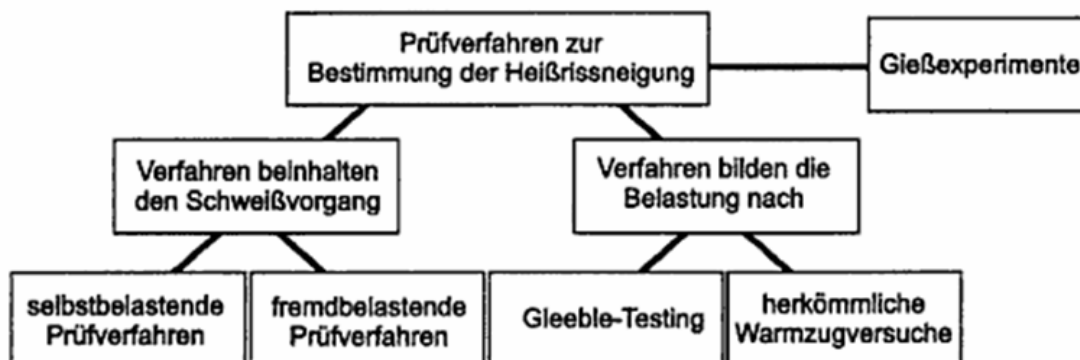


Abbildung 27: Übersicht und Einteilung von Prüfverfahren zur Bestimmung der Heißrissneigung [19]

Weiters unterscheidet man bei der Prüfung welche den Schweißvorgang beinhaltet, zwischen selbstbelastende und fremdbelastende Prüfverfahren. Bei den selbstbelastenden Verfahren erfolgt die Belastung des Erstarrungsbereichs durch die beim Schweißen thermisch induzierten mechanischen Vorgänge. Beim fremdbelastenden Prüfverfahren wird zusätzlich zu den thermisch induzierten mechanischen Vorgängen eine externe mechanische Belastung aufgebracht.

Selbstbelastende Prüfverfahren - Houldcraft Probe [19]:

In eine Probe werden in regelmäßigen Abständen Einschnitte unterschiedlicher Länge gefertigt, Abbildung 28. Durch die Einschnitte wird die thermische Ausdehnung aufgenommen und in Abhängigkeit von der Schweißnahtlänge die Spannungen reduziert. Dadurch entstehen in der Schweißnaht in Abhängigkeit von der Schweißnahtlänge unterschiedlich lange Risse. Führt man die Schweißversuche mit unterschiedlichen Werkstoff.- bzw. Prozesskombinationen durch, so lassen sich Risslängenvergleiche durchführen. Zu beachten ist, dass die Abmessung der Probe vom Schweißverfahren als auch Werkstoffklasse abhängig ist.

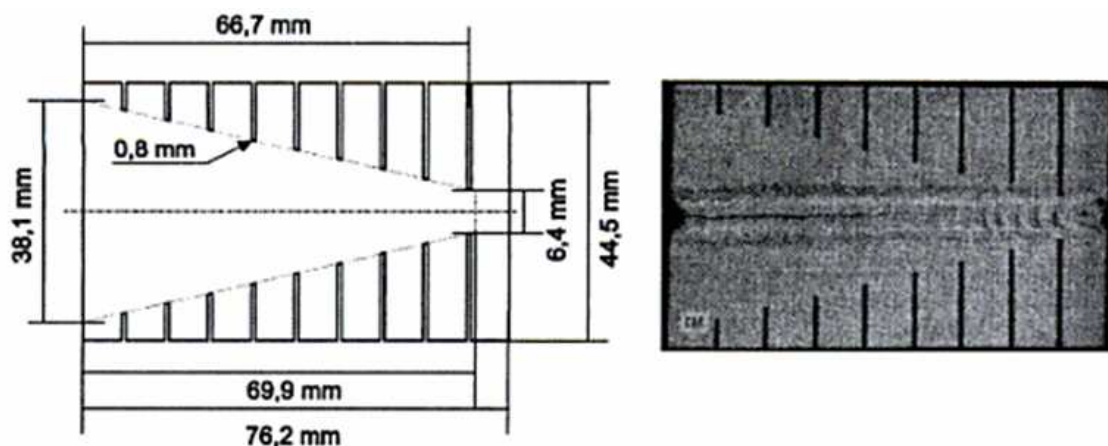


Abbildung 28: Houldcraft Probe. links: Abmessung (WIG Verfahren) rechts: Schweißergebnis mit einem Heißriss in der Nahtmitte [26]

Fremdbelastende Prüfverfahren - Vareststraint Test [4]:

Während dem Schweißen wird die Probe längs oder quer zur Naht gebogen und Dehnungen in der Oberfläche erzeugt. Durch unterschiedliche Wahl des Biegeradius lassen sich unterschiedlich starke Dehnungen erzeugen, so ist eine Quantifizierung der Rissneigung im Bezug auf Dehnung möglich. Zu beachten ist, dass die Verformungsgeschwindigkeit ebenfalls eine Einflussgröße ist. Als Schweißverfahren wird üblicherweise MIG oder WIG verwendet.

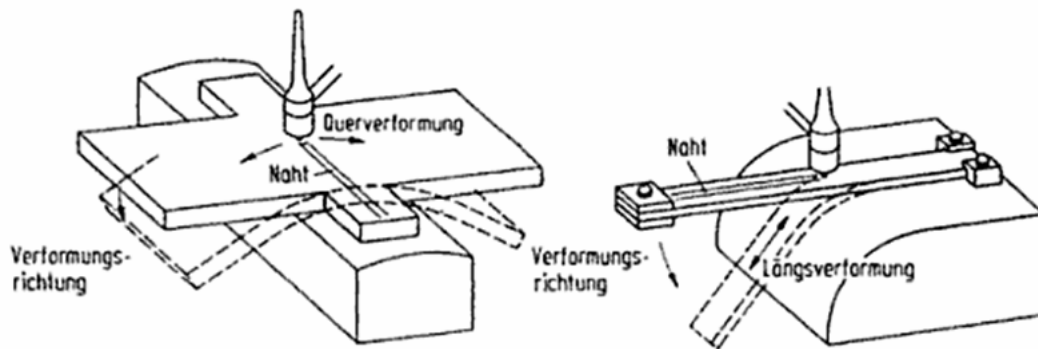


Abbildung 29: Varestreint-Test mit Verformung längs und quer zur Schweißnaht [4]

Gleeble Prüfverfahren

Ist ein Prüfverfahren, welches den Schweißvorgang simuliert. Dieses ermöglicht eine unabhängige Prüfung von thermischer und mechanischer Belastung durch die einachsige Zugprüfmaschine und die gezielte Wärmezufuhr mittels Stromdurchgang. Das Haupteinsatzgebiet des Gleeble-Systems im Hinblick auf die Schweißbarkeit von Materialien ist die Bestimmung der Neigung zur Rissbildung in der Wärmeeinflusszone [19].

Herkömmliche Warmzugversuche:

Sind ähnlich dem Gleeble System, nur das hier die Erwärmung nicht durch Stromdurchflutung sondern durch Wärmestrahlung erfolgt, dadurch sind viel geringere Aufheizgeschwindigkeiten möglich. Die Belastung der Probe erfolgt wiederum im Zustand, wo die Korngrenzen aufgeschmolzen sind. Das Ergebnis ist wie bei allen anderen Heißrissprüfverfahren die Anzahl der Risse.

1.2.3.1.3 Einfluss der Legierungselemente auf Heißrisse

Aushärtbare Legierungen wie 2xxx, 6xxx, 7xxx habe eine stärkere Heißrissneigung als naturharte Legierungen, wie z.B. 5xxx. Der Grund dafür sind Legierungselemente wie Mg, Si, Cu und Mn die eine größere Segregationsneigung haben und in weiterer Folge einen größeren Erstarrungsbereich verursachen, wo Heißrisse bevorzugt entstehen können.

Die Aluminiumlegierungen 6xxx sind mit Zusatzwerkstoff im Allgemeinen gut schweißbar. Ohne Schweißzusatz aufgrund der Heißrissneigung jedoch nur bedingt schweißbar. Als Schweißzusatz sollen hochlegierte Aluminiumlegierungen verwendet werden, da nur solche ein Nachfließen der Schmelze gewährleisten und Heißrisse somit vermeiden. Mit Schweißzusatz ist die Vermeidung von Erstarrungsrissen möglich, nicht aber von Aufschmelzrissen, welche in der Wärmeeinflusszone entstehen. In Abbildung 30 ist die Heißrissneigung verschiedener Aluminiumlegierungen zu sehen.

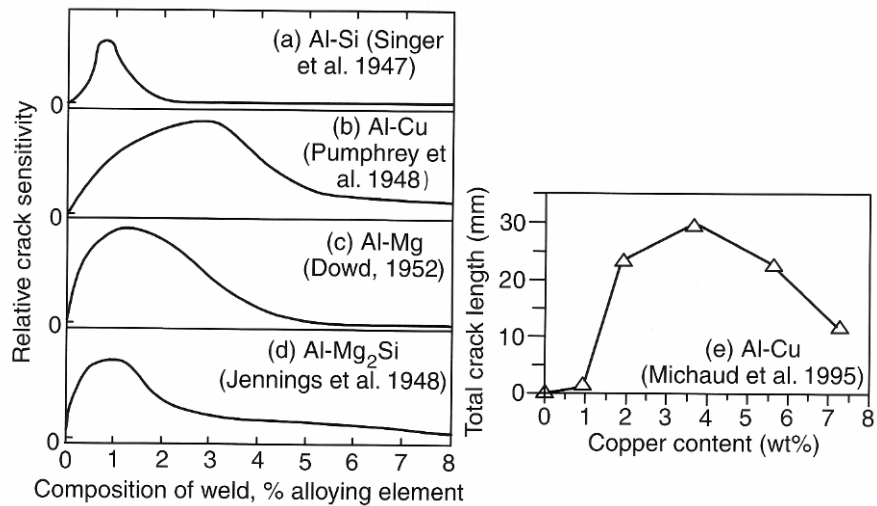


Abbildung 30: Heißrisseignung binärer Aluminiumlegierungen bzw. Legierungssysteme in Abhängigkeit des Legierungsanteiles (a-d) [27]. (e) [28]

Zu beachten ist, dass die Auswahl einer heißrisssicheren Legierung nicht Heißrisssicherheit bedeutet. Ein Schweißen von niedriglegiertem Grundwerkstoff mit höher legiertem Zusatzwerkstoff und hohem Aufmischungsgrad kann im Schweißgut zur Verarmung an bestimmten Legierungselementen führen wodurch das Schweißgut heißrissempfindlicher wird.

Abbildung 31 zeigt einen T-Stoß, wo es durch ungünstige Aufmischung während dem Schweißen in der Nahtmitte zu einem Abfall des Si-Gehaltes von ca. 7% auf 1% gekommen ist und dadurch ein Heißrissempfindlicher Bereich entstand, Abbildung 30 und Abbildung 31.

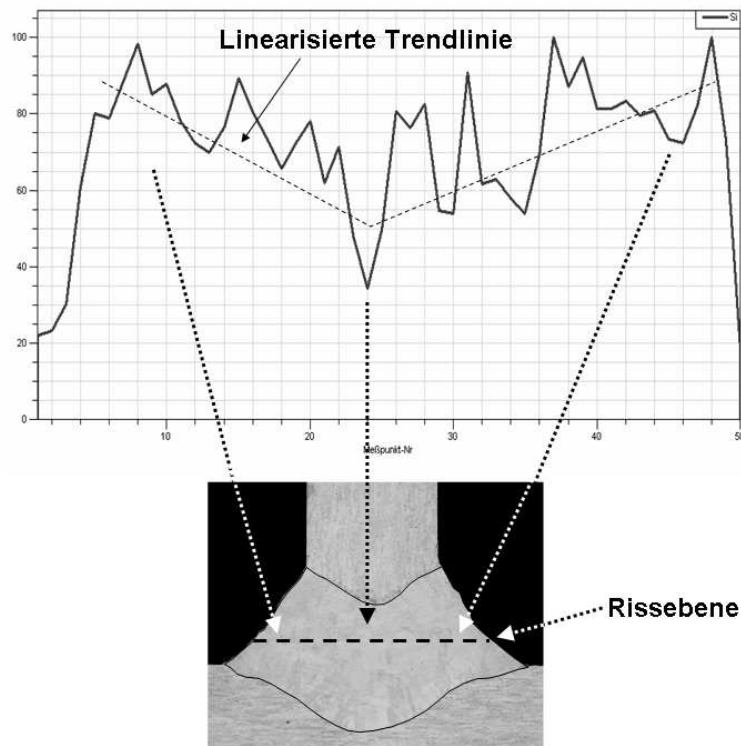


Abbildung 31: Si-Verteilung im Schweißgut einer MIG geschweißten T-Stoßverbindung aus AA6056 (Grundwerkstoff) und AlSi7 (Zusatzwerkstoff) [29]

Abbildung 32a zeigt eine Al-Schweißverbindung mit wenig Kupfer (Blech 1100, MIG-Schweißen, Zusatzwerkstoff 1100) wo keine Risse erkennbar sind. Abbildung 32b zeigt einen Riss in einem Al-Schweißgut mit 4% Cu (Blech 2219, MIG-Schweißen, Zusatzwerkstoff 1100). Abbildung 32c zeigt einen ausgeheilten Riss durch eine niedrigschmelzende Phase in einem Schweißgut mit 8% Kupfer (Blech 2219, Metallschutzgasschweißen, Zusatzwerkstoff 2319 extra Cu) [30]. Wenn also genügend niedrigschmelzende Phase vorhanden ist, können Risse durch ein Nachfließen niedrigschmelzender Phase ausgeheilt werden.

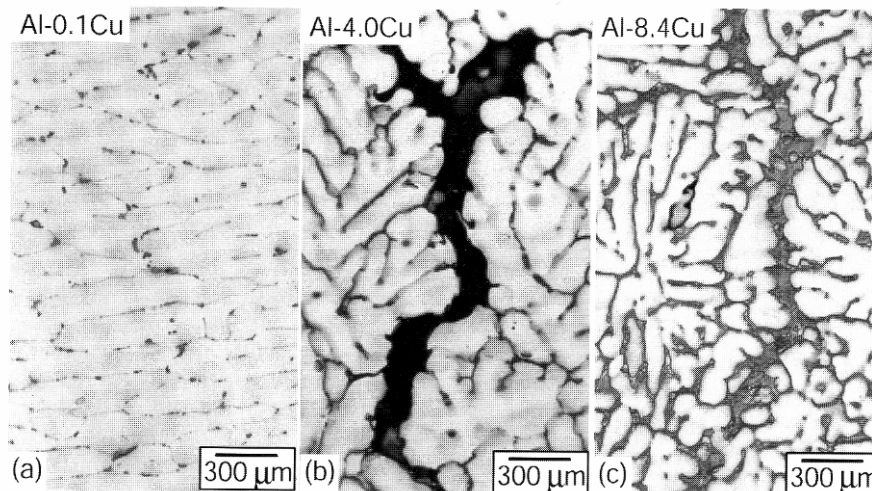


Abbildung 32: Schweißverbindung von Aluminium mit drei unterschiedlichen Kupferkonzentrationen (a) nahezu kein Kupfer; (b) 4% Kupfer; (c) 8% Kupfer [30]

Nicht nur Legierungselemente können Heißrisse verursachen, sondern auch nichtmetallische Verunreinigungen die niedrigschmelzende Eutektika bilden. Daher ist beim Schweißen von Aluminium auf größte Sauberkeit zu achten und die zu verschweißenden Oberflächen von Schmutz und Fett zu säubern.

1.2.3.1.4 Maßnahmen zur Vermeidung von Heißrissen

Heißrisse können durch die richtige Wahl des Schweißzusatzwerkstoffes verhindert werden, aber auch durch gezielte Steuerung der Erstarrungsstruktur.

Eine Möglichkeit zur Steuerung der Erstarrungsstruktur ist die Kornfeinung, denn grobe säulenförmige Körner sind oft anfälliger für Erstarrungsrisse als feine gleichgerichtete Körner [30]. Die Verwendung von Zusatzwerkstoffen welche einen geringen Anteil von Ti und Zr haben bieten höchste Sicherheit gegen Heißrisse, da sie eine feine Erstarrungsstruktur bilden. Dudas und Collins [31] erzeugten Kornfeinung und beseitigten Erstarrungsrisse indem sie dem Schweißzusatzwerkstoff AlZnMg geringe Mengen an Zr beimischten.

Eine weitere Möglichkeit Erstarrungsrisse zu minimieren, ist eine magnetische Lichtbogenoszillation beim MIG-Schweißen. In Abbildung 33 sind die Auswirkungen der Oszillation auf die Kornstruktur

und Erstarrungsrissempfindlichkeit zu sehen. Oszillation mit niedriger Frequenz erzeugen abwechselnd säulenförmige Körner welche zur Verringerung von Erstarrungsrissen führt.

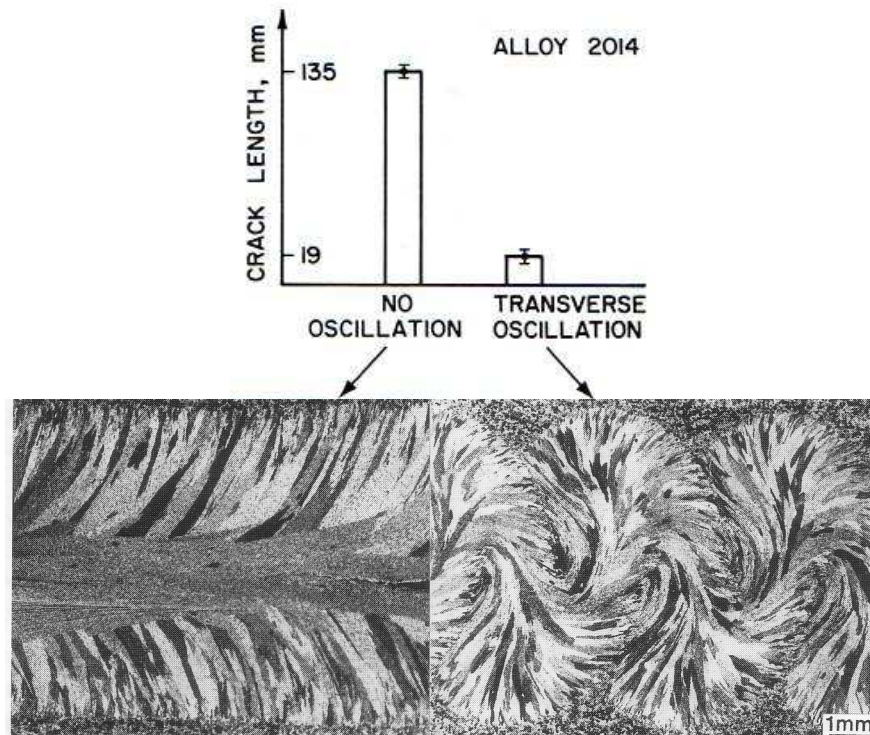


Abbildung 33: Auswirkungen von quer zur Schweißnaht oszillierenden Bewegungen des Lichtbogens auf Erstarrungsrisse beim Schweißen einer 2014 Aluminiumlegierung [32]

In Abbildung 34 ist zu sehen, dass säulenförmige Körner die ihre Orientierung wechseln, den Riss ebenfalls zu Richtungswechsel zwingen, wodurch die Rissausbreitung schwieriger ist.

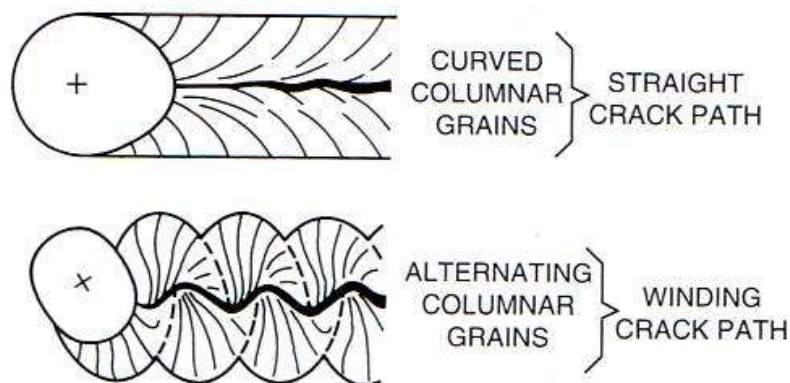


Abbildung 34: Schematisches Bild zeigt den Effekt der Lichtbogenoszillation auf Erstarrungsrisse [33]

Abbildung 35 zeigt die Wirkung der Schwingungsfrequenz auf die Rissanfälligkeit von 2014 Aluminium Schweißnähten. Es ist zu sehen, dass bei einer niedrigen Frequenz, wo die Kornorientierung am stärksten ausgeprägt ist, die Rissanfälligkeit minimal ist. Zu beachten ist, dass diese Frequenz mit der Schweißgeschwindigkeit variieren kann.

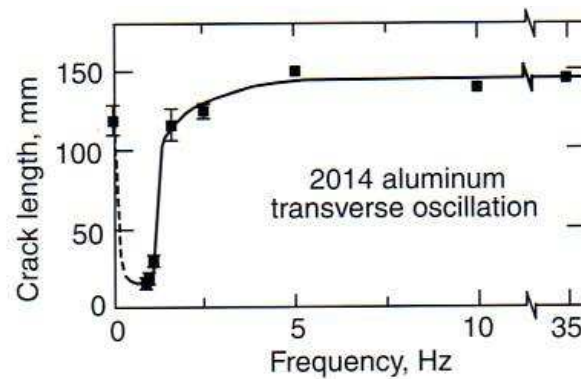


Abbildung 35: Effekt der Oszillationsfrequenz auf die Erstarrungsrissse eines 2014 Schweißgutes [32]

Beim Vergleich der Abbildung 35 mit Abbildung 36 ist zu sehen, dass die Oszillationsfrequenz werkstoffabhängig ist, Frequenzen über 1Hz sind bei der Legierung 2014 ineffektiv und bei der Legierung 5052 effektiv. Weiters ist in Abbildung 36 zu sehen, dass nicht nur die Oszillationsfrequenz einen Einfluss auf die Erstarrungsrissse hat, sondern auch die Amplitude der Oszillation. Es ist zu sehen, dass mit größer werdender Amplitude die Frequenz einen geringern Einfluss hat.

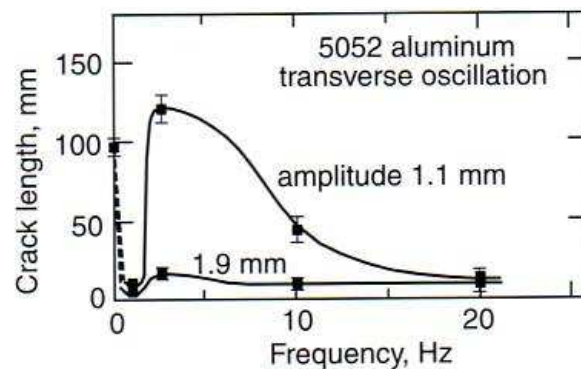


Abbildung 36: Effekt der Oszillationsfrequenz auf die Erstarrungsrissse eines 2014 Schweißgutes [33]

Erstarrungsrissse können durch Reduzierung der Wärmeeinbringung ebenfalls reduziert werden. Geringe Wärmeeinbringung führt zur Reduzierung der thermisch induzierten Spannungen und dadurch zur Reduzierung von Heiß- bzw. Erstarrungsrissen. Vorteilhaft ist ebenfalls eine Verwendung von Wärmequellen mit hoher Intensität wie z.B. Laserstrahl- und Elektronenstrahlschweißen, welche ebenfalls zu einer Reduzierung der thermischen Spannungen im Vergleich zu konventionellen Schweißverfahren führen.

Die Schweißnahtform kann auch Auswirkungen auf Erstarrungsrisssempfindlichkeit haben [34]. Bei einer konkaven Einlagenschweißnaht kommt es während der Abkühlung zu Schrumpfungen, wodurch die äußere Oberfläche auf Zug beansprucht wird, Abbildung 37. Durch eine konvexe Ausbildung der Kehlnaht können diese Spannungen minimiert werden und Erstarrungsrissse auf der Oberfläche verhindert werden. Zu beachten ist, dass eine übermäßige Wölbung zu Spannungskonzentrationen führen kann und in weiterer Folge Ermüdungsrissse verursacht werden können.

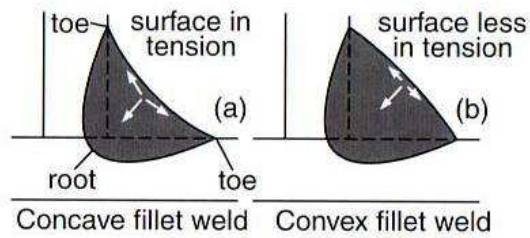


Abbildung 37: Einfluss der Schweißnahtform auf Heißrissbildung [34]

Bei Mehrlagenschweißungen ist darauf zu achten dass die einzelnen Lagen nicht zu konkav, als auch nicht zu breit und nicht zu hoch sind, da ansonsten Erstarrungsrissen in der Schweißnahtoberflächen erzeugt werden können, Abbildung 38.

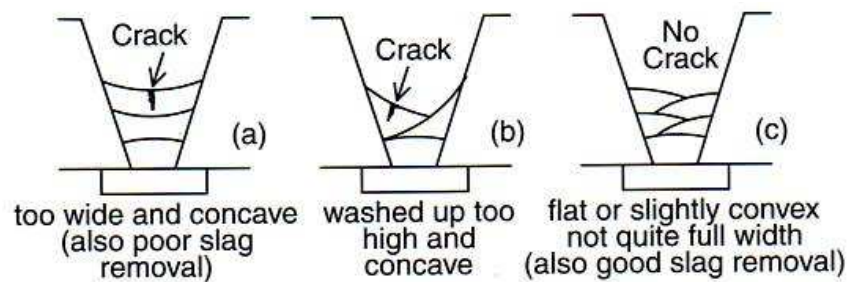


Abbildung 38: Einfluss der Schweißnahtform bei Mehrlagenschweißungen auf die Heißrissbildung
(a) konkav; (b) konkav; (c) konvex [34]

Das Nahtbreiten-zu-Tiefen-Verhältnis kann durch die Erstarrungsrichtungen auch Auswirkungen auf Heißrissempfindlichkeit haben. Wie in Abbildung 39 dargestellt, sind tiefe, schmale Schweißnähte mit einer geringen Breite-zu-Tiefen-Verhältnis anfälliger für Rissbildung entlang der Schweißnahtmitte. Zurückzuführen ist das auf die säulenförmigen, Körner welche von den Schweißnahtflanken in Richtung Schweißnahtmitte wachsen.

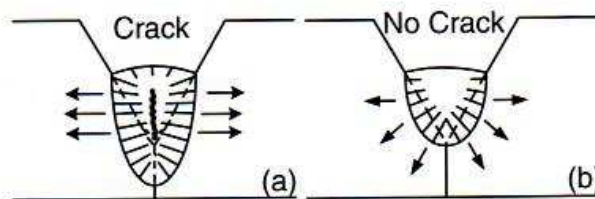


Abbildung 39: Einfluss Tiefe-zu-Nahtbreite-Verhältnis auf Erstarrungsrisse entlang der Schweißnahtmittellinie: (a) Verhältnis zu hoch; (b) Verhältnis in Ordnung [34]

1.2.3.2 Porenbildung

Poren sind einer der häufigsten in der Praxis auftretenden Ungängen. Die Hauptursache für Porenbildung bei Aluminium ist Wasserstoff. Aluminium hat im festen Zustand eine ca. 20 fach geringere Wasserstofflöslichkeit, als im flüssigen Zustand. Diese geringe Wasserstofflöslichkeit führt dazu, dass der nicht gelöste Wasserstoff bei schneller Erstarrung als Gasblase eingefroren wird.

Poren wirken wie Leerstellen im Schweißgut, die keine Spannungen aufnehmen und somit zu Festigkeitsverlusten führen. Poren haben auch eine Kerbwirkung, dieses Verursachen lokale Spannungsspitzen, die sich negativ auf die Dauerfestigkeit auswirken.

Ursache für die Entstehung von Poren und Bindefehler beim Schweißen von Aluminiumwerkstoffen sind fünf Faktoren [35]:

- hohe Wärmeleitfähigkeit
- gute Wasserstofflöslichkeit im flüssigen Zustand
- großer Löslichkeitssprung bei der Erstarrung bei ca. 600°C
- geringe Löslichkeit für Wasserstoff im festen Zustand
- kein oder ein nur kleiner Erstarrungsbereich

Durch die Beseitigung der Oxidschicht kann die Porenbildung reduziert werden, da die Al-Oxidschicht Feuchtigkeit bindet und somit Wasserstoff in die Schweißnaht einbringt.

Um die Porenanfälligkeit beim Schweißen zu mindern, ist ein großer Erstarrungsbereich von Bedeutung, so kann dem Gas ein Effundieren aus der Schmelze ermöglicht werden. Die Verwendung von Helium als Schutzgas senkt die Oberflächenspannung der Schmelze, verbessert die Entgasung und mindert somit die Porenbildung [3].

Abbildung 40 zeigt eine Schweißnahtverbindung mit Zusatzwerkstoff 4043 und Grundwerkstoff 7075. Es ist zu sehen, dass die Poren sphärisch (rund), als auch interdendritisch vorkommen können.

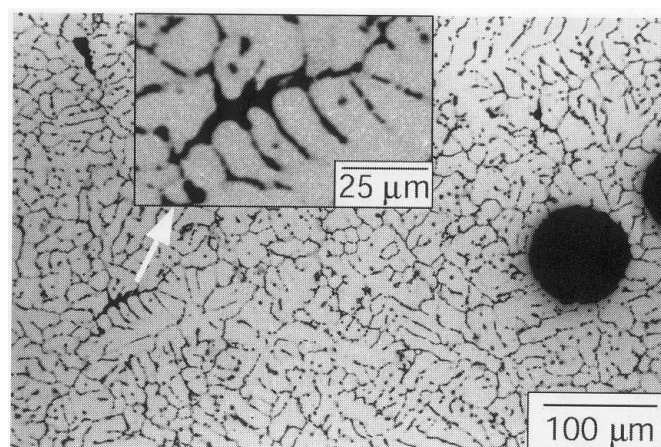


Abbildung 40: Sphärische und interdendritische Gasporen im Aluminium Schweißgut [30]

Runde Gasporen können wahllos im Schweißgut verteilt sein. Sie sind in der Lage sich zu verbinden und bänderartige Strukturen zu bilden. Die Entstehung interdendritischer Poren ist schwer festzustellen. Zum einen können diese bedingt durch Gaseinschlüsse und zum anderen durch erstarrungsbedingte Schrumpfungen entstehen [36]. Wenn die Poren durch Gaseinschlüsse entstanden sind, dann ist es zur Ausbildung der Pore in der späteren Phase der Erstarrung, bei der sich die dendritische Struktur größtenteils gebildet hat, gekommen [30].

1.2.3.3 Bindefehler und Einschlüsse

Neben der Porenbildung sind Bindefehler ein häufiges Problem beim Al-Schweißen. Sie entstehen bei mangelhafter Fugenvorbereitung, falscher Brennerführung und ungenügendem Einbrand [35]. Die Oxidschicht hat eine sehr hohe Schmelztemperatur von ca. 2050°C und muss zur Schweißung aufgebrochen werden. Bei mangelnder Reinigungswirkung werden Oxide in die Schmelze eingeführt und verursachen Bindefehler und Einschlüsse.

Drei Arten von Oxiden sind zu unterscheiden, Abbildung 41: kompakte Oxide, flockige Oxide und Oxidhäute. Letztere sind erst im Mikroschliff erkennbare Feinstoxide und schweben in unterschiedlicher Größe in der Schmelze.

Wasserstoff kommt in Aluminium Gusslegierungsschmelzen in zwei Formen vor: Als in der Schmelze atomar gelöster Wasserstoff und als molekular ausgeschiedenes Gas, meist vergesellschaftet mit Feinstoxiden, Abbildung 42.

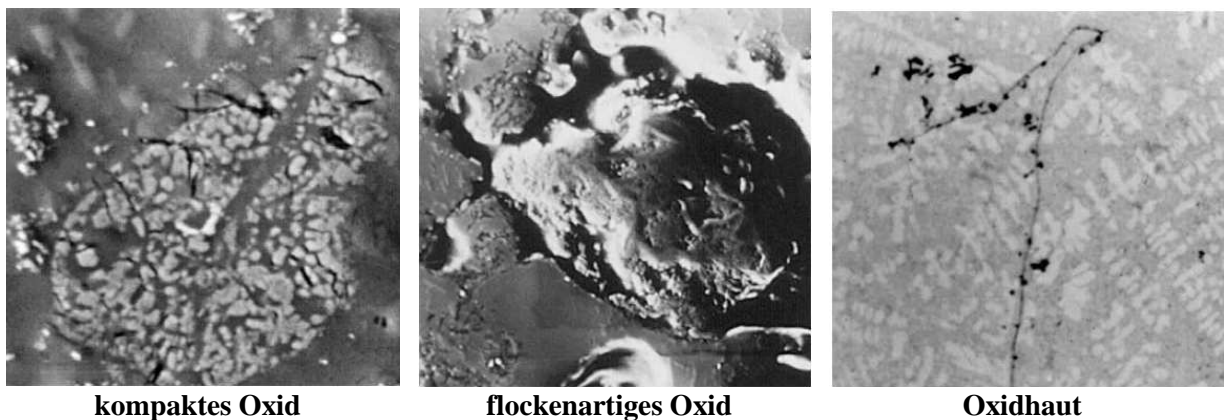
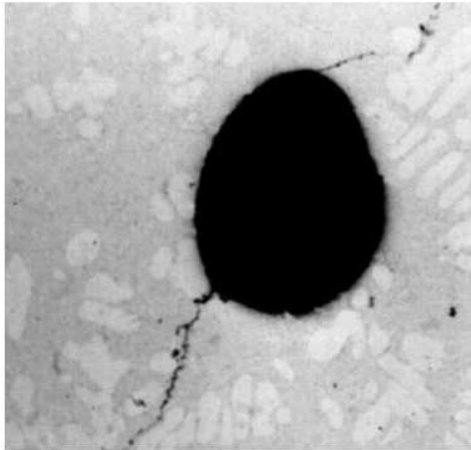
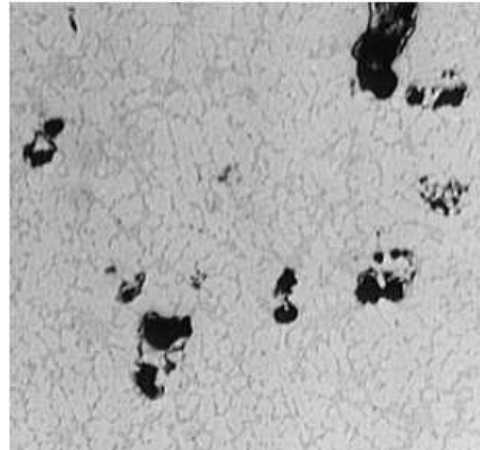


Abbildung 41: Verschiedene Oxidarten [37]



Oxidhaut mit Gasblase



Ansammlung von Oxidhäuten mit Gasblase

Abbildung 42: Oxidhaut mit Gasblase und deren Ansammlung [37]

Ist ein gründliches Entfernen der Oxidschicht nicht möglich, so muss durch Nahtvorbereitung ein Ausschwemmen der Oxide ermöglicht werden, Abbildung 43.

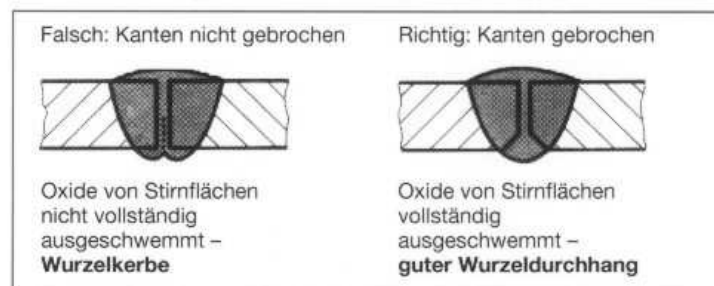


Abbildung 43: Vermeidung von Wurzelkerben durch wurzelseitiges Brechen der Kanten [6]

Unregelmäßige Oxidhautdicken können die Schweißqualität durch Oxideinschlüsse negativ beeinflussen. Deshalb ist eine konstante, chargenunabhängige Oxidhautdicke für eine zuverlässige Produktion erforderlich [38].



Abbildung 44: Wurzelkerbe durch Oxide [38]

1.2.3.4 Eigenspannungen beim Schweißen

Eigenspannungen sind Spannungen, die ohne Einwirkung von Kraft oder Moment im Bauteil vorhanden sind. Man unterscheidet 3 Arten von Eigenspannungen [39]:

- *Eigenspannungen 1. Art:*
Beinhalten Eigenspannungen, die sich über große Bereiche erstrecken, für Schweißtechnik und Maschinenbau von Interesse.
- *Eigenspannungen 2. Art:*
Sind Eigenspannungen die sich über kleine Bereiche, wie etwa einem Korn oder Kornbereiche, erstrecken
- *Eigenspannungen 3. Art:*
Sind Eigenspannungen im Bereich einiger Atomabstände

Eigenspannungen können durch thermische oder mechanische Einwirkungen verursacht werden, zu beachten ist aber, dass Restspannungen nur dort auftreten, wo es zu einer plastischen Verformung gekommen ist.

Die Eigenspannungen beim Schweißen entstehen durch thermische Beanspruchung in Form einer Wärmeeinbringung in das zu verschweißende Bauteil. Beim Schweißen wird das zu verschweißende Bauteil nicht gleichmäßig erwärmt wodurch es zu unterschiedlichen Dehnungen kommt. In der erwärmten Zone, wo die Streckgrenze auf ein Minimum herabgesetzt wird, wird die Dehnung in Form von plastischer Verformung abgebaut. Bei der anschließenden Abkühlung zieht sich die erwärmte Zone zusammen, was aber von den benachbarten kühleren Zonen verhindert wird, wodurch es zu inneren Spannungen kommt, die Eigenspannungen bezeichnet werden [39].

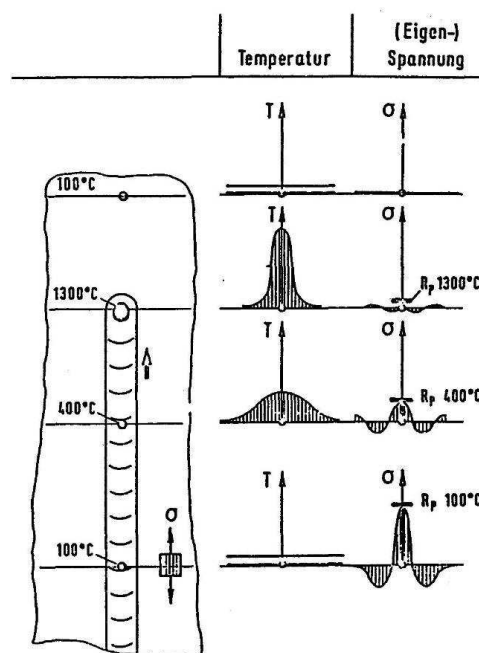


Abbildung 45: Entstehung von Eigenspannungen [39]

In Abbildung 45 ist die Abhängigkeit der Eigenspannungen von der Temperatur aufgetragen. Es ist zu sehen, dass der Nahtabschnitt mit der geringsten Temperatur die höchsten Eigenspannungen aufweist, welche aber nicht größer sind als die Streckgrenze.

Die Verteilung der Eigenspannungen in einer stumpfgeschweißten Naht sind in Abbildung 46 zu sehen. Dabei wird zwischen Spannungen längs der Naht und quer zur Naht unterschieden. Die Spannungen längs der Naht sind positiv und seitlich der Naht negativ. Die Querspannungen sind in der Mitte der Naht positiv und am Anfang, als auch Ende der Naht negativ.

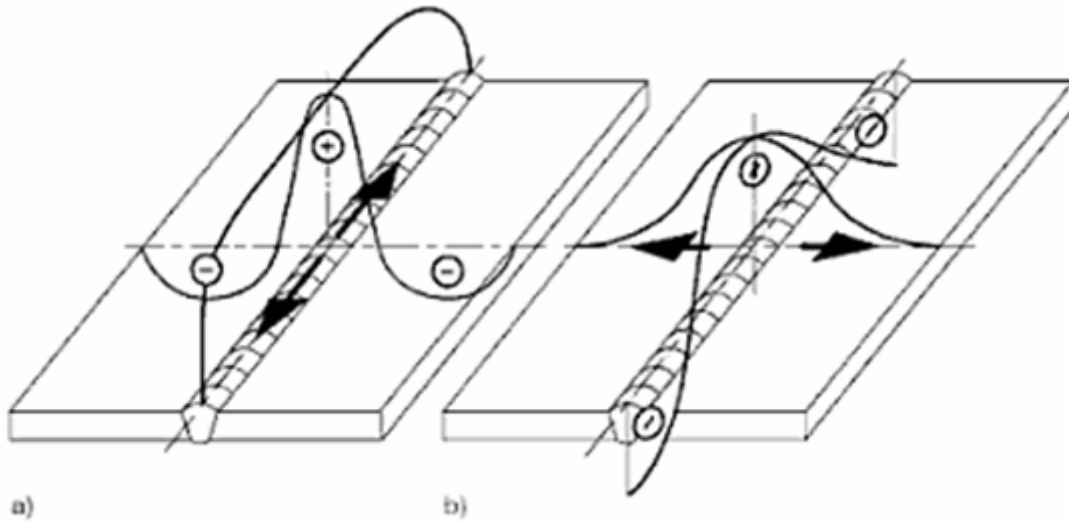


Abbildung 46: Verteilung der Eigenspannungen in einer Stumpfnah
a) Längsspannungen; b) Querspannungen [40]

2 Experimentelles

2.1 Grundwerkstoff und Beschichtung

Als **Grundwerkstoff** wurde im Rahmen dieser Diplomarbeit eine spezielle Daimler Benz Aluminiumlegierung mit der Bezeichnung +DBL4951.60 verwendet. Es handelt sich dabei um eine aushärtbare Aluminiumknetlegierung mit dem Anlieferungszustand T4, d.h. lösungsgeglüht und kaltausgelagert auf einen weitgehend stabilen Zustand. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4 zu sehen.

	Chemische Zusammensetzung in Gewichtsprozent								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V
+DBL4951.60	≤ 1,50	≤ 0,35	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,9	≤ 0,20	≤ 0,25	≤ 0,15	≤ 0,15

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung Grundwerkstoff [41]

Die Bleche wurden mit einer ALODINE 2040 bzw. einer TAF Schicht beschichtet. Bei ALODINE 2040 handelt es sich um eine Titanbeschichtung mit einer Schichtauflage von 2 bis 14 [mg/m²]. Unter TAF Beschichtung ist eine künstliche Oxidschicht mit einer Gesamtschichtdicke von 60 bis 165nm zu verstehen [41]. Die TAF Bleche wurden auch beölt (Ölmenge 3g/m²) untersucht. In Abbildung 47 ist eine Oberflächenaufnahme eines ALODINE 2040 und eines TAF Bleches zu sehen.

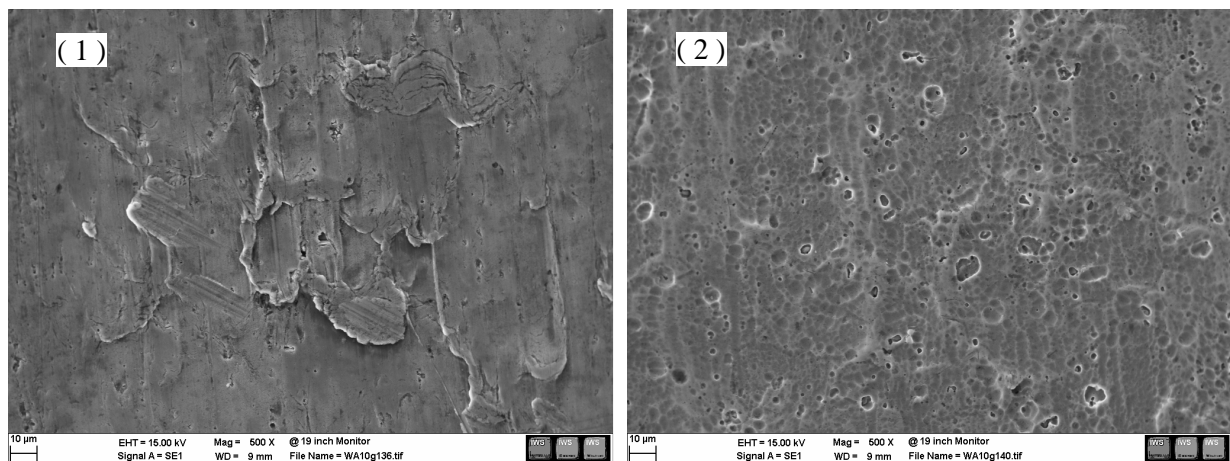


Abbildung 47: REM Oberflächenaufnahme der Beschichtung (1) TAF und (2) Alodine 2040

2.2 Schweißversuche

Die Schweißversuche wurden bei der Firma Magna Steyr in Graz durchgeführt. Als Schweißverfahren wurde MIG und CMT (Schweißsystem: Fronius TPS 3200 CMT) verwendet. Das MIG Schweißen erfolgte mit einem Impulslichtbogen und das CMT Schweißen mit der Prozessvarianten Puls-Mix. Um den menschlichen Einflussfaktor durch Schweißgeschwindigkeitsschwankungen zu minimieren wurden alle Schweißungen mit einem Roboter (Marke: KUKA) durchgeführt.

Als **Zusatzwerkstoff** wurden zwei verschiedene Aluminiumlegierungen verwendet, zum einen die AlSi5 (Ø1mm) und zum anderen die eutektische Zusammensetzung AlSi12 (Ø1,2mm) nach DIN EN ISO 18273. Die chemische Zusammensetzung dieser beiden ist in Tabelle 5 zu sehen.

Legierungskurzzeichen		Chemische Zusammensetzung in %									
Numerisch	Chemisch	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ga, V	Ti	Zr
Al4043	AlSi5	4,5-6,0	0,8	0,3	0,05	0,05	-	0,10	-	0,20	-
Al4047	AlSi12	11,0-13,0	0,8	0,3	0,15	0,10	-	0,20	-	-	-

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung Zusatzwerkstoff nach DIN EN ISO 18273

Als Schutzgas wurde das Argon 4.6 verwendet welches ein Anteil von 99,996 Vol. % Argon enthält, die Schutzgasmenge betrug 14 l/min.

Die Abmessungen der zu verschweißende Bleche betragen 190x100x1,15mm bzw. 190x100x2mm. Die Bleche wurden in einem Überlappstoß mit einer Überlappung von 20mm und stehender Brennerposition verschweißt. Dabei wurden Schweißversuche mit und ohne Spalt durchgeführt, Abbildung 48. Das einstellen der Spaltbreite von 1,1mm erfolgte mit einem Zwischenblech.

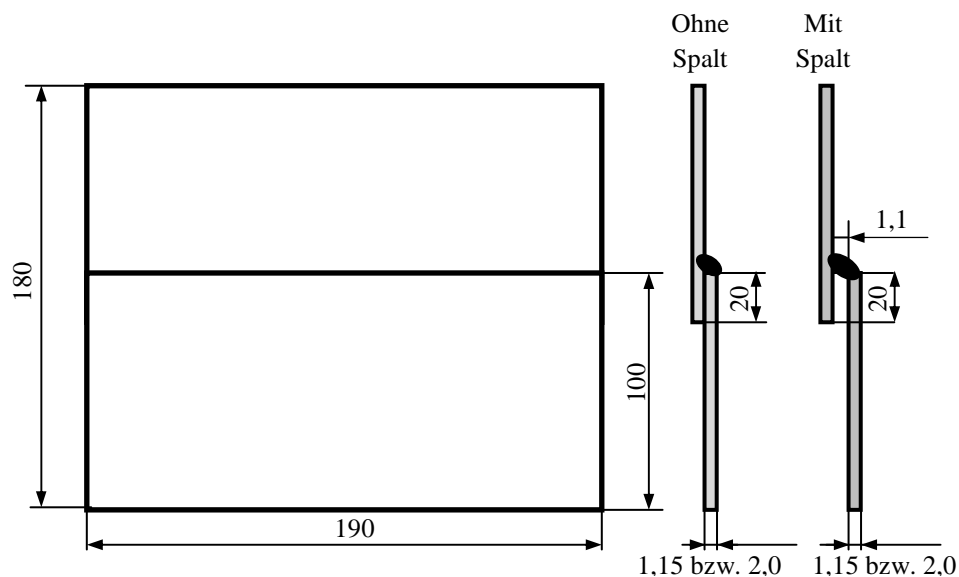


Abbildung 48: Probenabmessung und Probenposition

Das Spannen der Bleche mit Schnellspannern ermöglichte ein Schweißen mit minimaler Blechverformung, Abbildung 49.

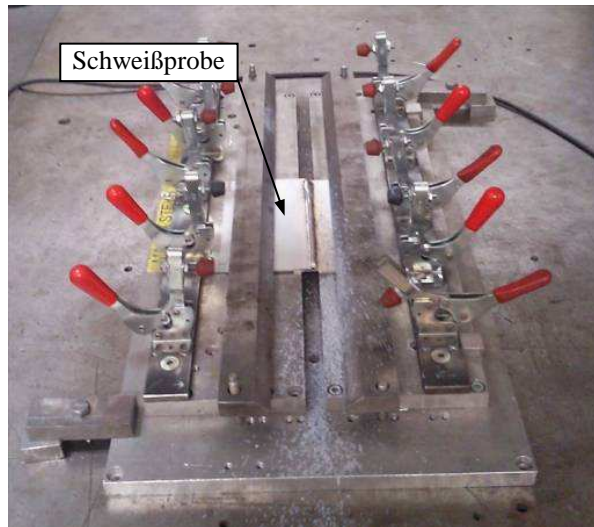


Abbildung 49: Spannvorrichtung zum Schweißen

Für die Untersuchung der Wurzelkerbenausbildung wurde eine Vielzahl an Schweißversuchen durchgeführt, siehe Versuchsplan im Anhang. Im Ganzen wurden folgende Parameter variiert:

- **Schweißverfahren:** MIG und CMT
- **Blechdicke:** 1,15 und 2mm
- **Beschichtung:** ALODINE, TAF und TAF beölt
- **Schweißzusatz:** AISi5 und AISi12
- **Wärmeeinbringung:** Hoch und niedrig
- **Schweißkopfstellung:** 10° und 30°
- **Spaltbreite:** 0 und 1,1mm
- **Schweißgeschwindigkeit:** 0,4m/min und 0,3m/min
- **Fase am oberen Blech:** 1x1 und 1x2mm
- **Schleifen der Oxidschicht:** Oberes und unteres Blech

In Abbildung 50 sind Schweißparameter im Querschnitt der Bleche bzw. der Schweißnaht zu sehen. Unter Schweißkopfstellung ist der Winkel zwischen der Vertikalen der Naht und der Brennerposition zu verstehen. Die Spaltbreite definiert den Abstand zwischen den beiden zu verschweißenden Blechen.

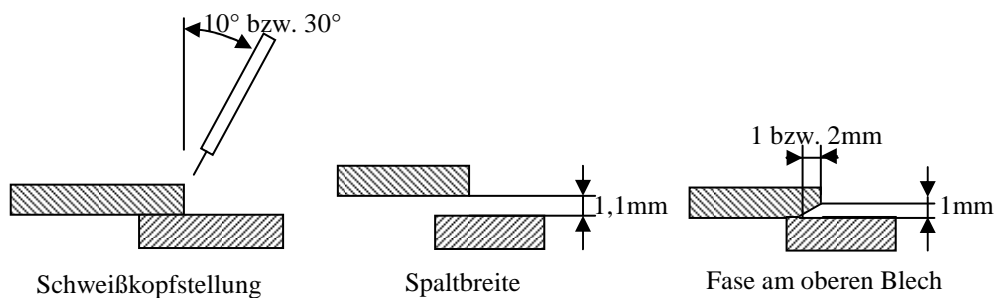


Abbildung 50: Schweißparameter

Wie in Abbildung 49 zu sehen ist, wurden die Bleche mit Schnellspannern an einem großen Stahltisch befestigt, dementsprechend war die Wärmeabfuhr sehr groß. Weiters hat Aluminium eine hohe Wärmeleitfähigkeit wodurch die Wärmeabfuhr verstärkt wird.

Um den entgegen zu wirken und um Schweißnahtfehler wie z.B. Bindefehler zu vermeiden wurde beim Schweißen eine Stromstärkenregelung verwendet. Der Stromverlauf ist in Abbildung 51 zu sehen.

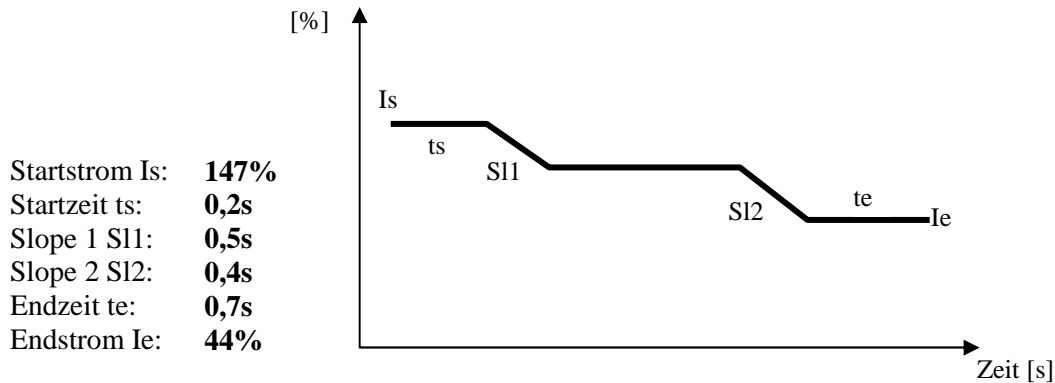


Abbildung 51: Stromverlauf beim Schweißen

Beim Schweißnahtbeginn wurde der Strom auf 147% der Schweißstromstärke erhöht und 0,2s lang gehalten. Dann erfolgte in 0,5s eine kontinuierliche Minimierung der Stromstärke auf die eingestellte Schweißstromstärke.

Zum Ende des Schweißprozesses erfolgt nochmals in 0,4s eine kontinuierliche Minimierung der Stromstärke auf den Endstrom. Der Grund für die Reduktion des Schweißstroms auf den Endstrom ist der Wärmestau im Blechende. Die gezielte Regelung des Endstromes ermöglicht somit die Minimierung des Schweißnahtendkraters. Die zeitliche Regelung der Stromstärke erfolgt durch die Steuereinheit der CMT bzw. MIG Schweißanlage.

2.3 Probenentnahme und Probenbezeichnung

Nach den Schweißversuchen wurden die Proben für den **Scherzugversuch** mit einer Kreissäge herausgeschnitten und entgratet. Die Abmessungen der Scherzugproben sind jeweils 40x180mm. Die Positionen der Proben in der Schweißnaht sind in Abbildung 52 zu sehen.

Die Proben für die **metallografische Untersuchung** wurden jeweils am Ende der ersten und zweiten Scherzugprobe entnommen. Insgesamt wurden pro Schweißnaht drei Scherzugproben und zwei Proben für metallografische Untersuchung entnommen. Die Proben für die metallografische Prüfung wurden warm eingebettet, geschliffen, poliert und geätzt. Das mehrstufige Schleifen erfolgte mit einem SiC Papier und einer kontinuierlich abnehmende Andruckkraft. Nach dem Schleifen wurden die Proben in zwei Stufen poliert, in erster Stufe mit einer 6µm Körnung und in zweiter Stufe mit einer 3µm Körnung. An das Polieren folgte das Ätzen mit einer 10% Natronlauge (NaOH).

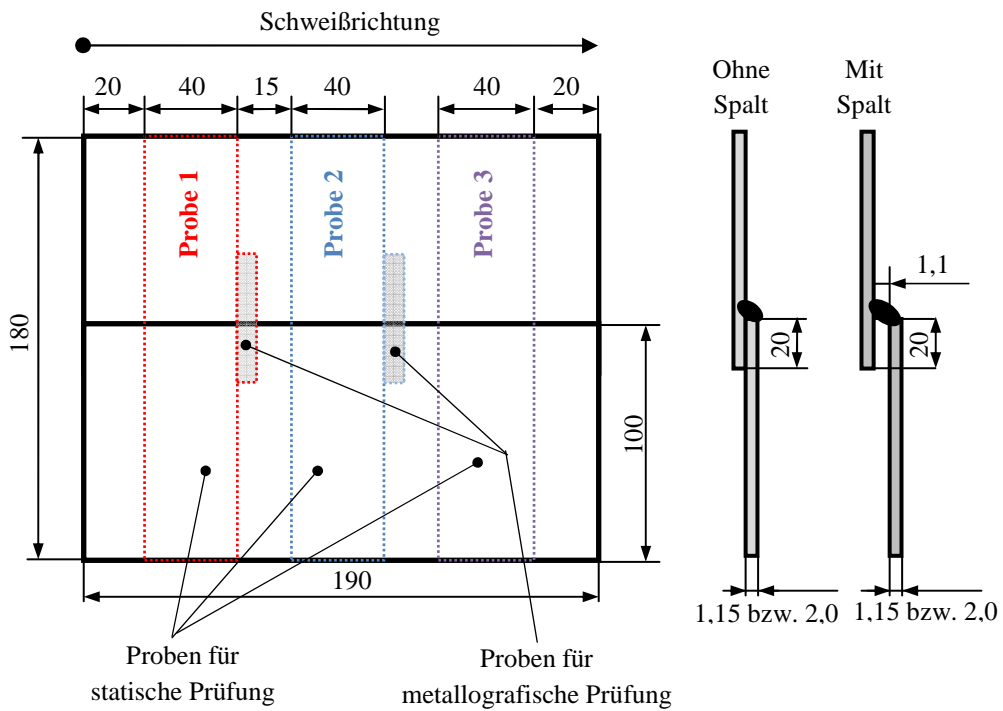


Abbildung 52: Probenabmessung und Probenposition - Scherzugversuch

Die Entnahme der Proben für **Dauerschwingversuch** erfolgt auf gleiche Weise wie für Scherzugversuch, nur dass die Proben für den Dauerschwingversuch nachträglich an den Schnittflächen gefräst und poliert werden, um den Kerbeinfluss für den nachfolgenden Dauerschwingversuch zu minimieren. Die Abmessung der Proben für den Dauerschwingversuch sind 50x180mm und die Position der Proben in der Schweißnaht sind in Abbildung 53 zu sehen. Im Vergleich zu den Scherzugproben wurden die Dauerschwingproben breiter gewählt, da eine metallografische Prüfung nicht durchgeführt wurde.

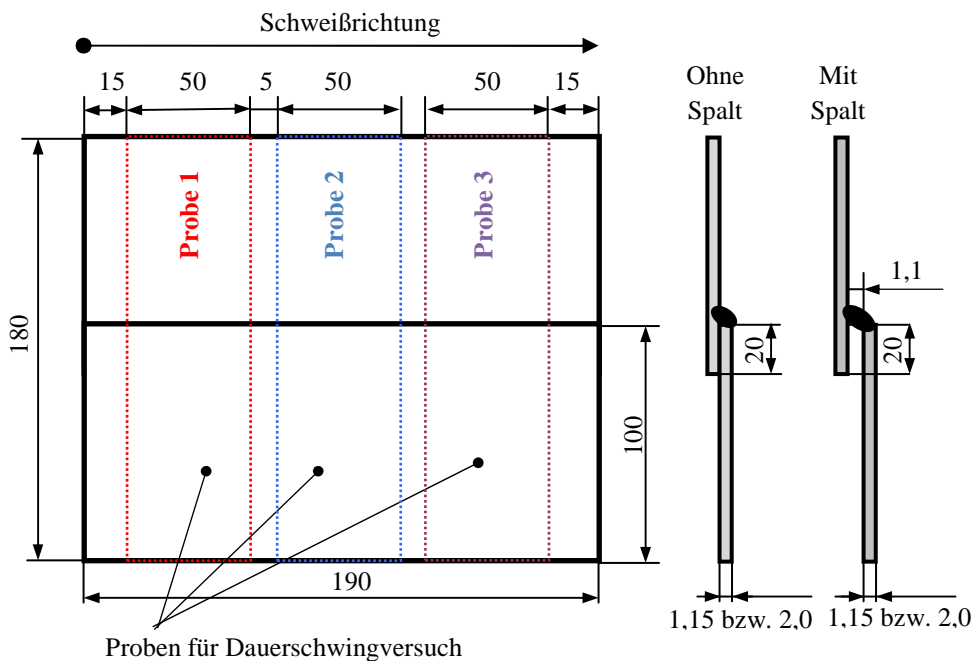
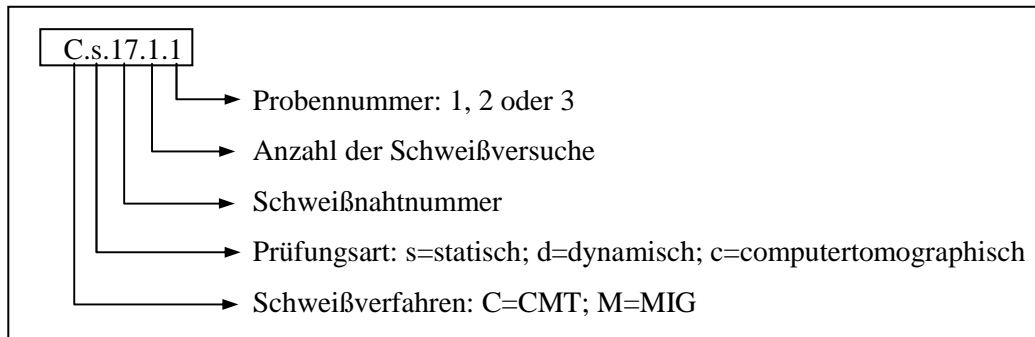


Abbildung 53: Probenabmessung und Probenposition – Dauerschwingversuch

Die Probenbezeichnung ist abhängig vom Schweißverfahren, Prüfungsart und Schweißrichtung, d.h. aus der Probenbezeichnung kann das Verfahren, die Prüfungsart wie die Probe untersucht wurde und die Position der Probe (Position in der Schweißnaht) herausgelesen werden. Anhang eines Beispiels soll die Probenbezeichnung erklärt werden:



Die Probennummer kann maximal drei sein (drei Proben aus einer Schweißnaht entnommen). Da mit einer Einstellung mehrere Versuche durchgeführt werden können, enthält die Probenbezeichnung eine Nummer die die Anzahl der Schweißversuche wiedergibt. Die Prüfungsart gibt Informationen darüber, ob die Probe im Scherzugversuch (s) oder im Dauerschwingversuch (d) untersucht wurde.

2.4 Prüfverfahren

Die Prüfung der Wurzelkerbenausbildung und deren Auswirkung erfolgen mit zerstörungsfreien Prüfverfahren als auch zerstörenden Prüfverfahren. Nachfolgenden sind alle eingesetzten Prüfverfahren aufgelistet:

Zerstörungsfreie Prüfverfahren:

- Lichtmikroskopie
- Rasterelektronenmikroskop
- Computertomographie

Zerstörende Prüfverfahren:

- Scherzugversuch
- Dauerschwingversuch

3 Ergebnisse

3.1 CMT Schweißverfahren

3.1.1 Ergebnisse Computertomographie

In Abbildung 54 ist eine computertomographische Abbildung einer Schweißnaht (C.c.58.2) zu sehen, die mit folgenden Einstellungen verschweißt wurde:

Schweißzusatz:	AlSi5
Schweißgeschwindigkeit:	0,4 m/min
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH (85A)
Schweißkopfstellung:	10°
Spalt:	0mm

Für die genaue Untersuchung wurde die Schweißnaht in drei Bereiche unterteilt: Bildabschnitt A, B und C, welche nachfolgend näher erläutert werden.

Im linken Bereich der Abbildung 54 ist eine Skala für das Kerbenvolumen (Porenvolumen) in mm³ zu sehen. Der Schweißnahtanfang befindet sich auf der rechten, das Schweißnahtende auf der linken Seite der Abbildung 54. Weiters sind durch Defect 1, 2 und 3 die drei größten Wurzelkerben gekennzeichnet.

Die Linie mit den vielen farbigen, eng beieinander liegenden Punkten im Übergangsbereich zwischen Unterblech und Oberblech kennzeichnet die Wurzelkerbe. Bei Betrachtung der Schweißnaht ist zu sehen, dass sich die Wurzelkerbe nahezu über die gesamte Schweißnahtlänge erstreckt. Weiters ist zu beobachten, dass der Schweißnahtanfang und das Schweißnahtende stärker mit Wurzelkerben versehen sind.

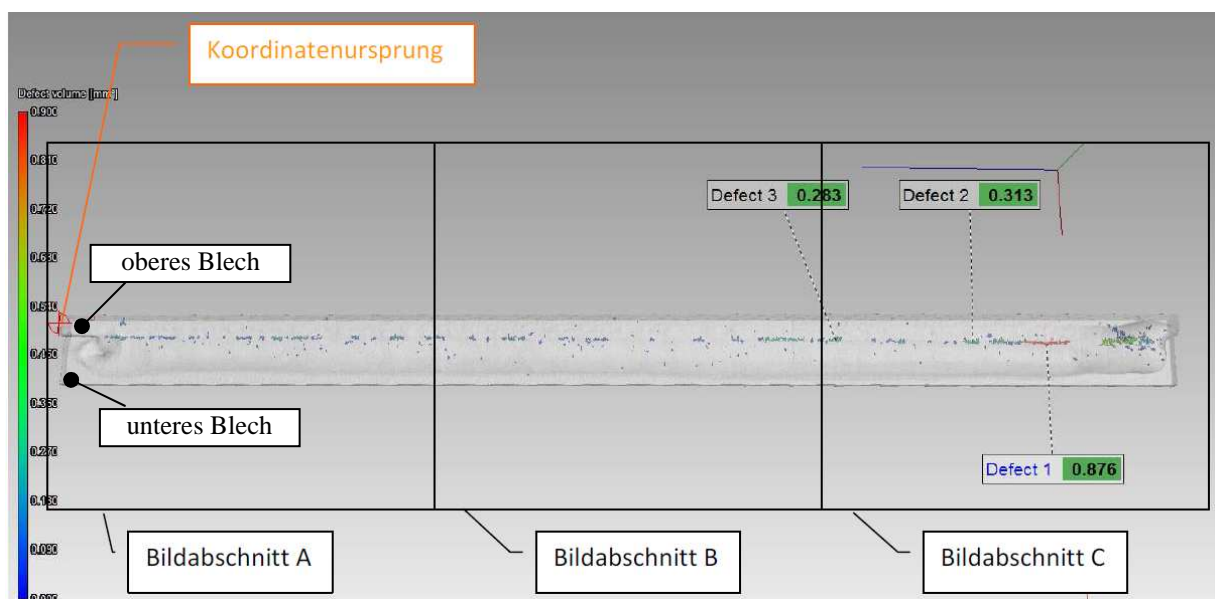


Abbildung 54: Computertomographie Draufsicht – C.c.58.2

In Abbildung 55 ist der Endkrater der Schweißnaht zu sehen, welcher für das Schweißnahtende charakteristisch ist. Weiters ist der treppenförmige Übergang von Unterblech zu Oberblech welches nicht von der Schweißnaht erfasst wurde zu erkennen.

Es ist zu sehen, dass die Wurzelkerbe nahezu durchgehend verläuft und das Wurzelkerbenvolumen nicht konstant ist, es kommt immer wieder zur Abwechslung zwischen grün gefärbter und blau gefärbten Wurzelkerbenbereichen. Blau bedeutet Wurzelkerben mit kleinen Volumen (ca. $0,18\text{mm}^3$) und grün bedeutet mittelgroßes Volumen (ca. $0,45\text{mm}^3$), siehe Volumenskala in Abbildung 55.

Bei den Farbpunkten die nicht im Übergangsbereich Unterblech / Oberblech liegen, handelt es sich vermutlich um Poren und Risse.

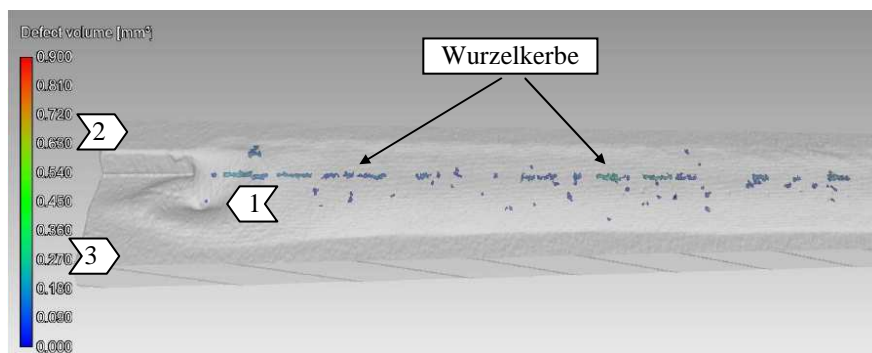


Abbildung 55: Bildabschnitt A (Schweißnahtende) aus Abbildung 54 – C.c.58.2

1: Engkrater; 2: Oberblech; 3: Unterblech

Abbildung 56 zeigt den mittleren Bereich der Schweißnaht. Die Porenanzahl ist im Vergleich zu Bildabschnitt A annähernd gleich, die Wurzelkerbenanzahl als auch die Wurzelkerbenlänge ist aber im mittleren Bereich der Schweißnaht geringer. Unter Wurzelkerbenlänge ist die Länge der Wurzelkerbe in Schweißnahtrichtung zu verstehen.

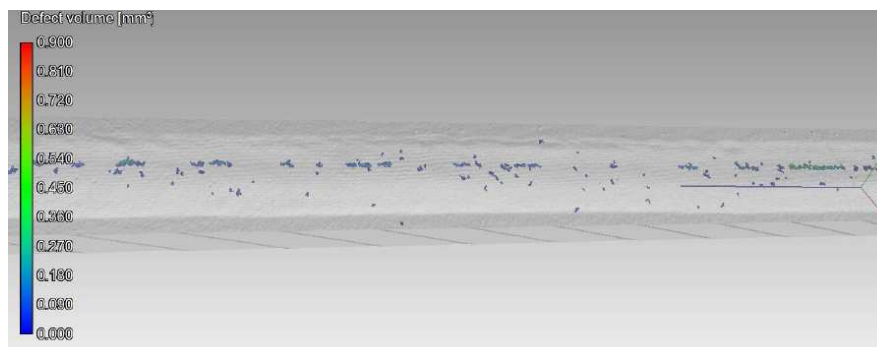


Abbildung 56: Bildabschnitt B (Schweißnahtmitte) aus Abbildung 54 – C.c.58.2

Abbildung 57 zeigt den Bereich mit den längsten und größten Wurzelkerben, den Schweißnahtanfang. Im Vergleich zu den Bereichen der Nahtmitte und Nahtende sind hier die Wurzelkerben ebenso nicht durchgehend, aber länger, auch die Abstände zwischen den Wurzelkerben sind länger. Am

Schweißnahtanfang, wo der Schweißbrenner zum Schweißen ansetzt, ist eine starke Anhäufung an Poren und Wurzelkerben zu erkennen.

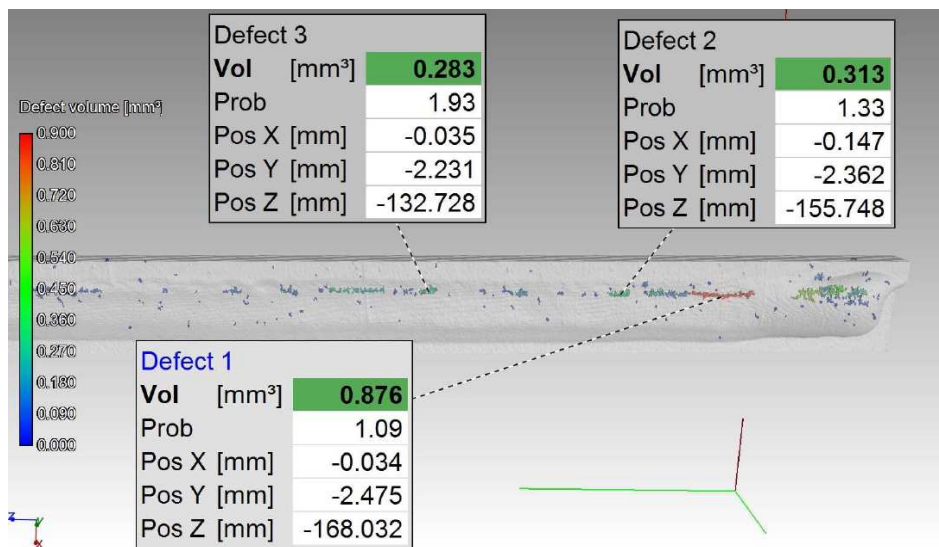


Abbildung 57: Bildabschnitt C (Schweißnahtanfang) – C.c.58.2

In Abbildung 58 sind die drei größten Fehler aus Nahtanfangbereich im Schweißnahtquerschnitt zu sehen. Bemerkenswert ist, dass desto größer das Volumen der Wurzelkerbe ist, desto kleiner erscheint die Wurzelkerbe im Schweißnahtquerschnitt.

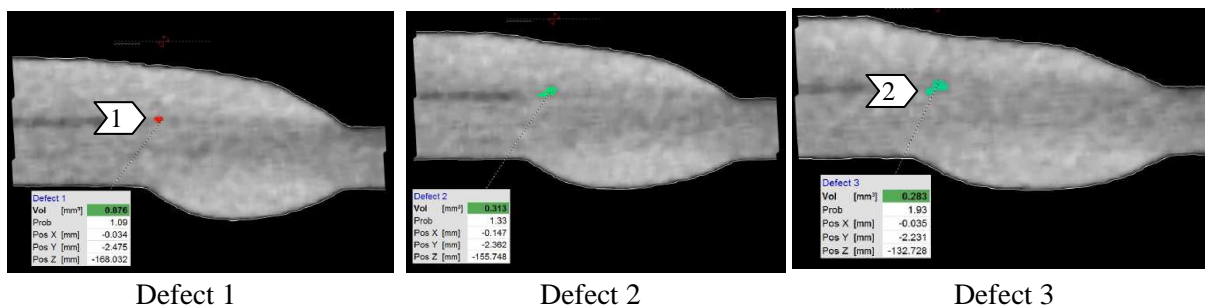


Abbildung 58: Computertomographische Abbildung der Wurzelkerbe im Querschnitt – C.c.58.2

1: dünne lange Kerbe; 2: kurze breite Kerben (Birnenform)

3.1.2 Ergebnisse Lichtmikroskopie

Nachdem die räumliche Ausbreitung der Wurzelkerbe entlang der Schweißnahtlänge untersucht wurde wird hier die Ausbreitung der Wurzelkerbe im Schweißnahtquerschnitt untersucht.

Bei der nachfolgenden Probe (C.s.23.1.2) handelt es sich um ein 1,15mm Blech mit ALODINE Beschichtung, die mit niedrigerem Schweißstrom (45A) und ohne Spalt verschweißt wurde, Abbildung 59.

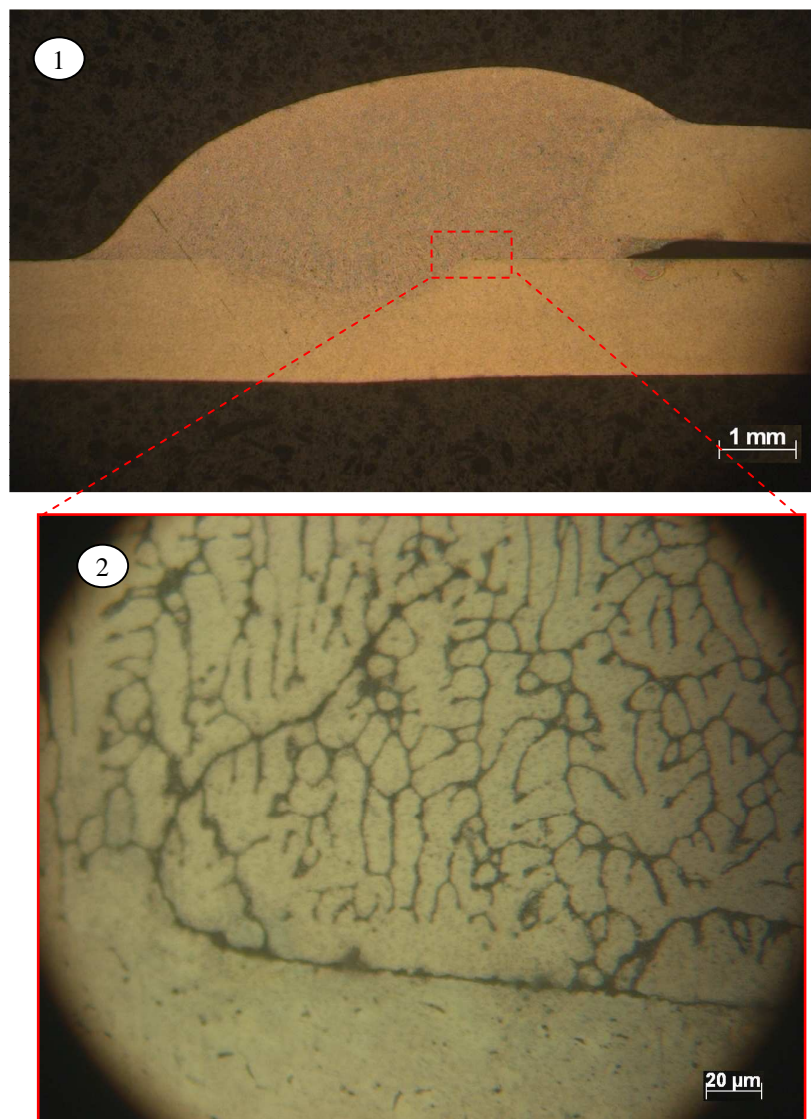


Abbildung 59: Ansammlung niedrigschmelzender Phase - C.s.23.1.2

1: Grundwerkstoff (unteres Blech); 2: Schweißgut; 3: Übergang Grundwerkstoff/Schweißgut;
4: Bindefehler

Im vergrößerten Schlifffeld in Abbildung 59 (2) ist eine Ansammlung niedrigschmelzender Phase im Wurzelkerbenbereich zu sehen. Zwischen den Stengelkristallen ist es zu einer Ansammlung niedrigschmelzender Phase gekommen, aber es ist noch keine Wurzelkerbe entstanden. Vermutlich

waren durch die geringe Wärmeeinbringung (Schweißstrom 45A) die rissauslösenden Schrumpfspannungen noch zu gering um einen Riss bzw. Kerbe zu erzeugen. Die geringe Wärmeeinbringung ist anhand des geringen Einbrandes in Abbildung 59 zu sehen.

Bei der Probe in Abbildung 60 handelt es sich im Unterschied zur vorherigen Probe um eine Schweißverbindung eines 2mm dicken TAF Bleches, das mit hoher Wärmeeinbringung (Schweißstrom 85A) und ebenfalls ohne Spalt verschweißt wurde. Im oberen Bild der Abbildung 60 ist die ausgebildete Wurzelkerbe mit den Wurzelkerbenabmessungen zu sehen, in den unteren zwei Bildern ist eine Detailaufnahme der Wurzelkerbe zu sehen.

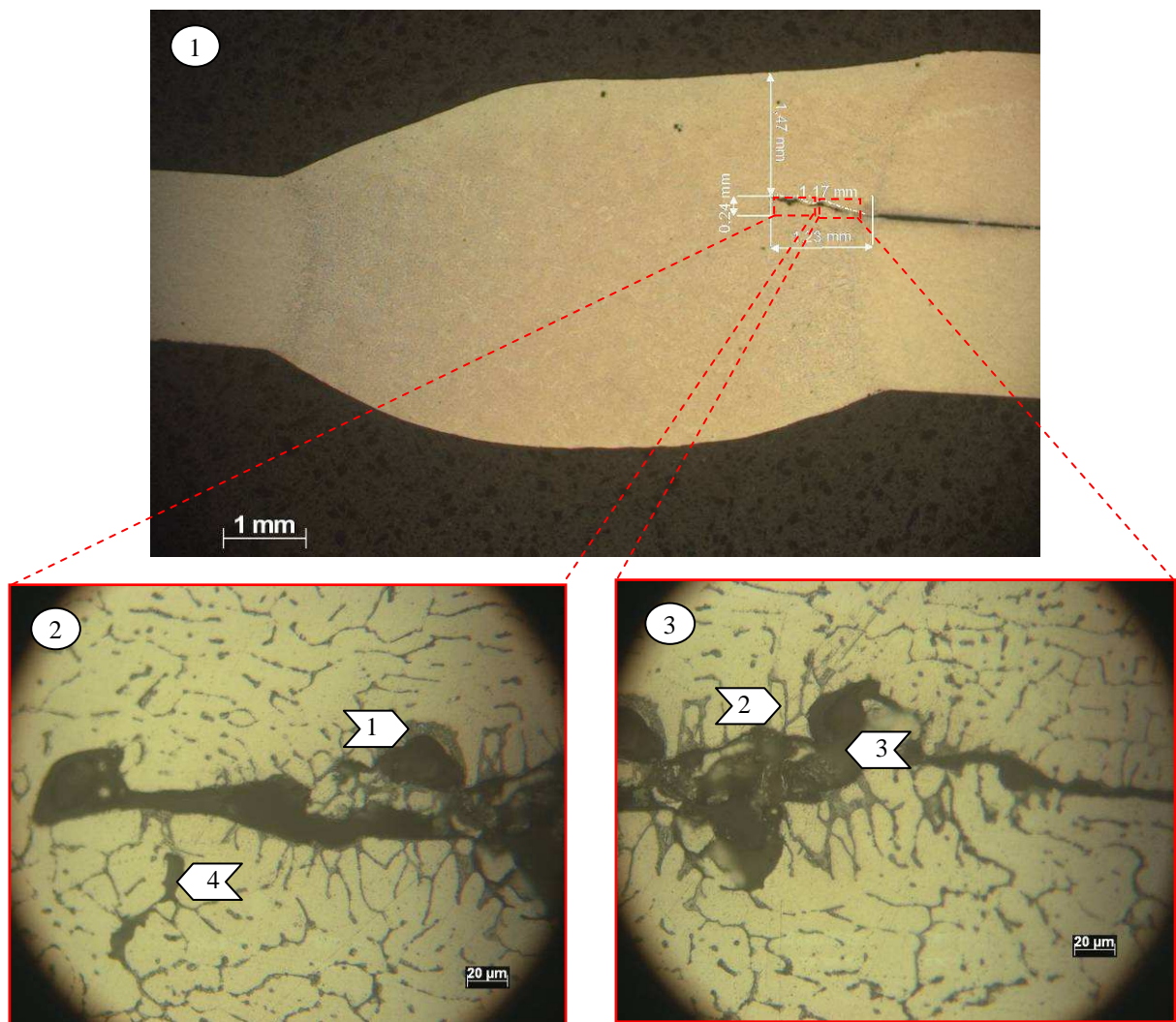


Abbildung 60: Ausgebildete Wurzelkerbe - C.s.60.1.1

1: niedrigschmelzende Phase; 2: Stengelkristalle; 3: ausgebildete Wurzelkerbe; 4: Pore

Abbildung 60 zeigt im Bereich, wo sich die Wurzelkerbe ausgebildet hat, teilweise eine Ansammlung niedrigschmelzender Phase, Markierung 1. Weiters sind Stengelkristalle zu sehen, die zum Teil in

einem rechten Winkel an die Wurzelkerbe anstoßen, Markierung 2. Unterhalb der Wurzelkerbe (Markierung 4) ist eine Pore zu beobachten, vgl. Abbildung 40 auf S. 32 [30].

In Abbildung 61 ist eine Schweißprobe (C.s.20.1.1) mit 1,15mm dicken TAF beschichteten Blechen zu sehen. Die Probe wurde mit Spalt verschweißt und zeigt keine Wurzelkerbenbildung. Eine Wurzelkerbe konnte auch bei anderen Proben, welche mit Spalt verschweißt wurden nicht gefunden werden.

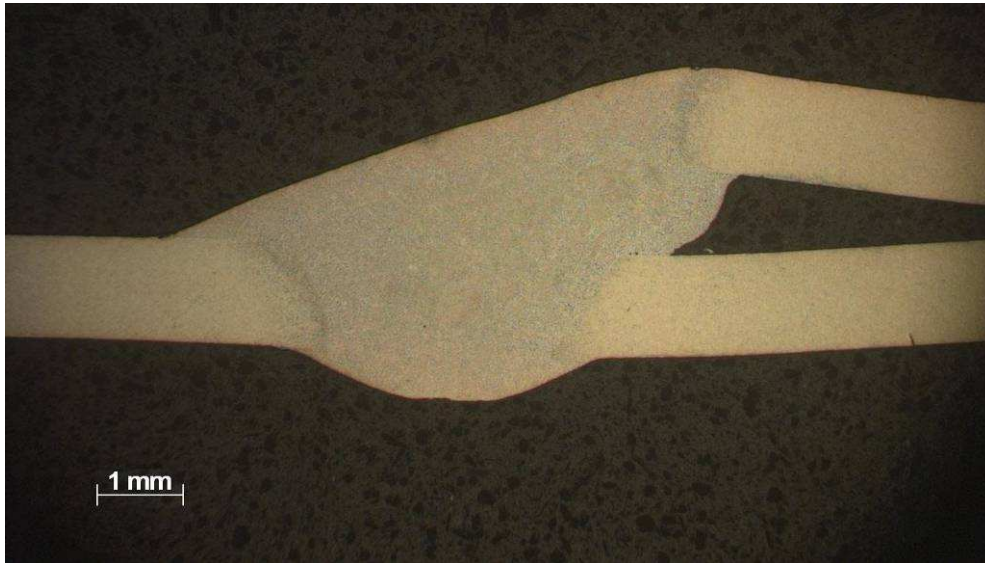


Abbildung 61: Probe mit Spalt und keine Wurzelkerbenbildung - C.s.20.1.1

3.1.3 Ergebnisse Scherzugversuch

In Diagramm 1 sind die Ergebnisse der Scherzugversuche für Blechdicke 1,15mm zu sehen. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz:	AlSi5
Blechdicke:	1,15 mm
Schweißgeschwindigkeit:	0,4 m/min
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH (Schweißstrom 51A) Wärmeeinbringung NIEDRIG (Schweißstrom 45A)

Im rechten Teil des Diagramm 1 sind die Schweißparameter zu sehen. Im linken Teil ist die Bezeichnung der Schweißnahtnummer zu sehen. Auf der oberen und unteren horizontalen Achse sind die Kerbenlänge und die maximale Zugkraft dargestellt. Zu beachten ist, dass die Kerbenlänge nur an zwei metallografischen Proben ermittelt wurde und die Zugkraft F_{max} einen Mittelwert aus drei Scherzugproben darstellt.

In Diagramm 1 ist zu sehen, dass es einen Zusammenhang zwischen der Zugkraft F_{max} , der Kerbenlänge und der Spaltgröße gibt. Sobald ein Spalt vorhanden ist, wird die Zugkraft maximiert und

Wurzelkerbe ist nicht vorhanden. Bemerkenswert ist auch, dass wenn ein Spalt vorhanden ist, alle anderen Parameter, wie Schweißkopfstellung und Wärmeeinbringung, nahezu keinen Einfluss auf Zugfestigkeit und Kerbenlänge haben.

Betrachtet man die Schweißproben, die ohne Spalt verschweißt wurden, so sieht man, dass bei niedriger Wärmeeinbringung die ALODINE Bleche um ca. 15% besser als TAF Bleche bezüglich Zugkraft sind. Ein Einfluss der Schweißkopfstellung (10° und 30°) auf Zugkraft und Kerbenlänge ist nicht erkennbar.

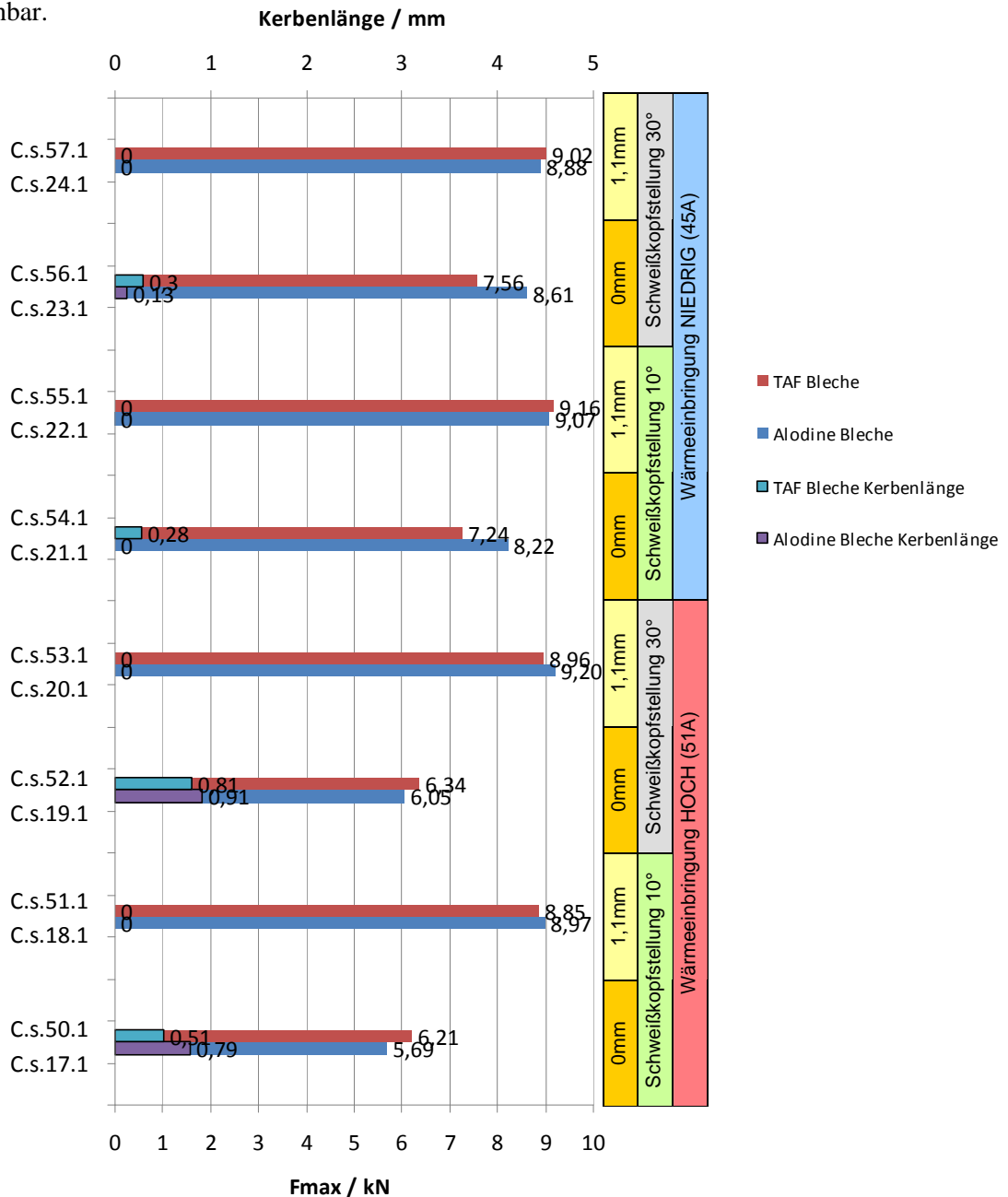


Diagramm 1: Ergebnisse aus Scherzugversuch für Blechdicke 1,15mm und CMT Schweißverfahren

Alle Scherzugproben bis auf C.s.22.1 und C.s.55.1 im Diagramm 1, sind im Schweißgut (Anbindung oberes Blech-Schweißgut) gebrochen. Proben C.s.22.1 und C.s.55.1 sind im Grundwerkstoff gebrochen.

In Diagramm 2 sind die Ergebnisse der Scherzugversuche für Blechdicke 2,0mm zu sehen. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz: **AlSi5**
 Schweißgeschwindigkeit: **0,4 m/min**
 Blechdicke: **2,0 mm**
 Stromstärke: **Wärmeeinbringung HOCH (Schweißstrom 85A)**
Wärmeeinbringung NIEDRIG (Schweißstrom 76A)

Wie bei der 1,15mm Blechdicke ist in Diagramm 2 wiederum die Abhängigkeit der Zugkraft und Wurzelkerbenlänge vom Spalt zu sehen. Durch den Spalt wird die Zugkraft maximiert und die Wurzelkerbenausbildung verhindert. Vergleicht man die ALODINE Bleche mit den TAF Blechen so ist zu sehen, dass die ALODINE Bleche zumeist eine höhere Zugkraft erreichen und zu geringerer Wurzelkerbenbildung tendieren.

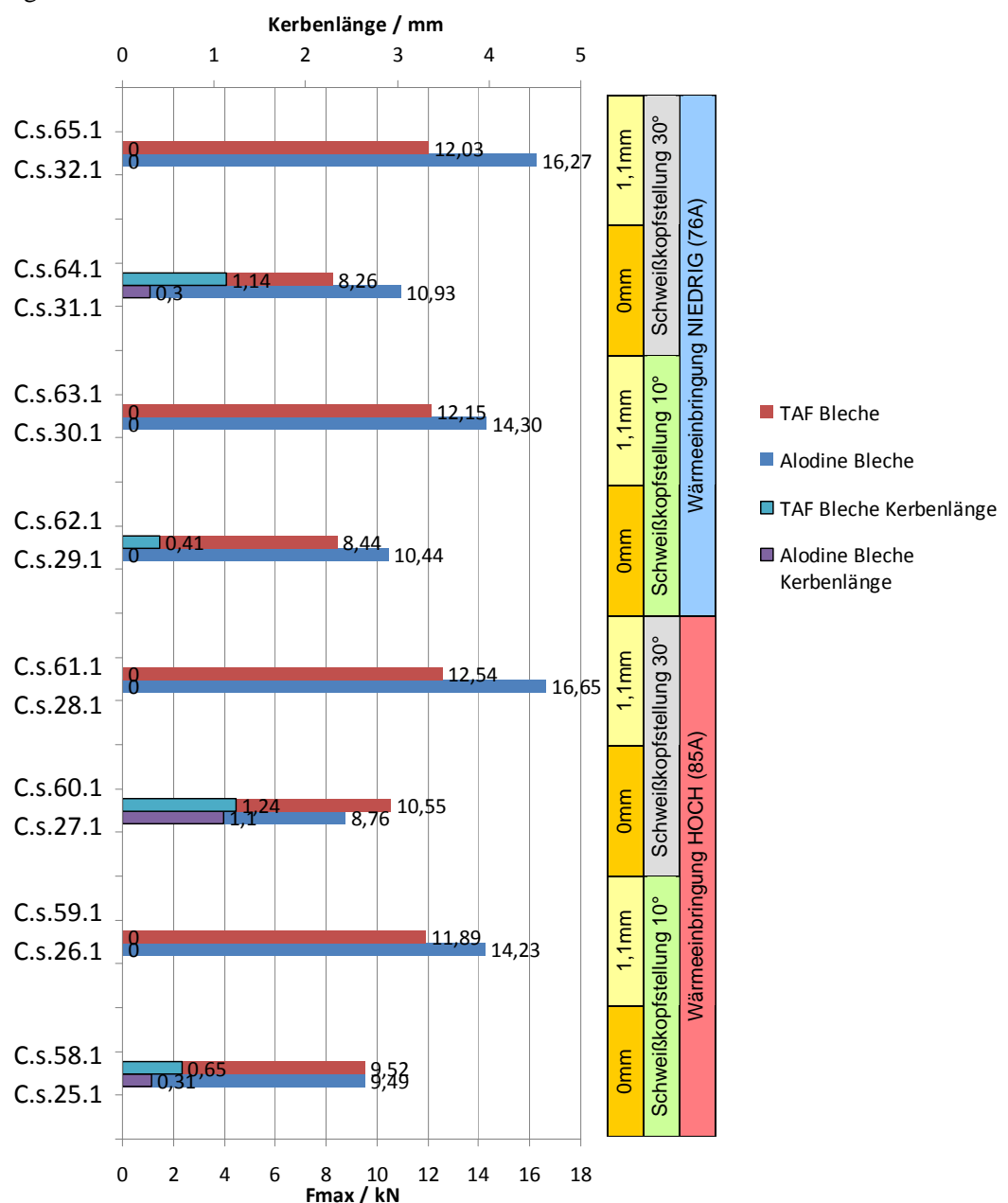


Diagramm 2: Ergebnisse aus Scherzugversuch für Blechdicke 2,0 mm und CMT Schweißverfahren

Beim Vergleich der Proben C.s.25.1 mit C.s.58.1 ist zu sehen, dass beide Proben die gleiche Zugkraft haben, jedoch letztere nahezu die doppelte Wurzelkerbenlänge hat. Der Grund dafür ist, dass die Zugkraft vom gesamten Querschnitt der Scherzugprobe anhängig ist, die Wurzelkerbenlänge aber nur an einer Stelle des Probenquerschnittes vermessen wird.

Betrachtung der Proben ohne Spalt in Diagramm 2:

Beim Vergleich der ALODINE Proben C.s.25.1 und C.s.27.1 mit den Proben C.s.29.1 und C.s.31.1 ist zu sehen, dass ALODINE Bleche mit niedriger Wärmeeinbringung eine um ca. 15% höhere Zugkraft erreichen als ALODINE Bleche mit hoher Wärmeeinbringung.

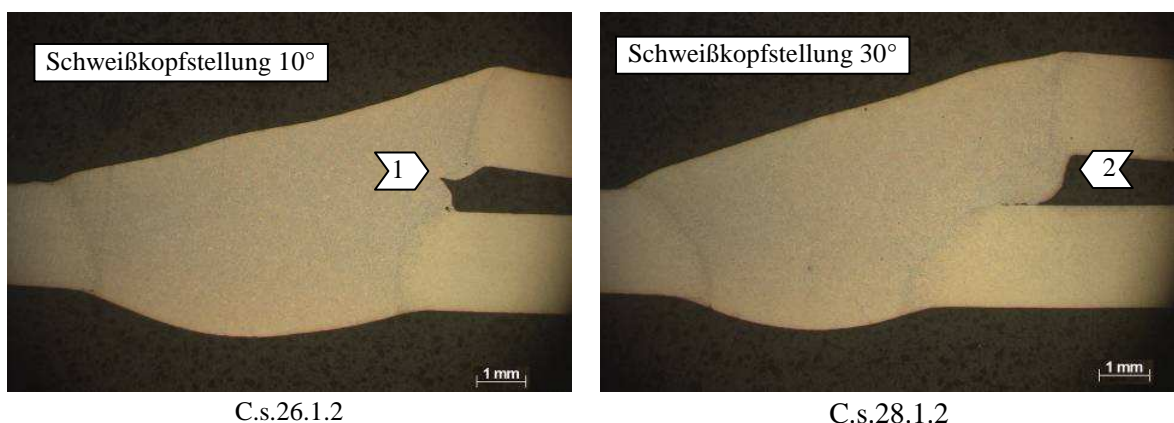
Die Gegenüberstellung der Schweißkopfstellung zeigt wiederum dass es keine Unterschiede zwischen 10° und 30° im Bezug auf Wurzelkerbe und Zugkraft gibt.

Betrachtung der Proben mit Spalt in Diagramm 2:

Mit niedriger und hoher Wärmeeinbringung werden annähernd gleiche Zugkräfte erreicht, z.B. vergleiche C.s.26.1 mit C.s.30.1 bzw. C.s.59.1 mit C.s.63.1.

Der Vergleich der Proben C.s.26.1 mit C.s.28.1 bzw. C.s.30.1 mit 32.1 ergibt, dass mit Schweißkopfstellung von 30° höhere Zugfestigkeiten erreicht werden können. Zurückzuführen ist das vermutlich auf die Ausbildung der Schmelze im Spalt. In Abbildung 62 ist der Vergleich der Spaltbefüllung zwischen den Schlifften der Proben C.s.26.1.2 und C.s.28.1.2 zu sehen. Links (C.s.26.1.2) ist der Spaltbereich nicht mit der Schmelze befüllt (Wurzel eingefallen), rechts (C.s.28.1.2) ist der Spalt mit der Schmelze befüllt.

Durch die Schweißkopfstellung von 30° kann die Schmelze, offensichtlich den Spalt besser befüllen.



C.s.26.1.2

C.s.28.1.2

Abbildung 62: Ausbildung der Schmelze im Spalt
1: Wurzel eingefallen; 2: Spalt mit Schmelze befüllt

3.1.3.1 Einfluss der Schweißgeschwindigkeit

In Diagramm 3 sind die Ergebnisse der Scherzugversuche für Blechdicke 2,0mm mit unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeit zu sehen. Mit der Verringerung der Schweißgeschwindigkeit, musste ebenfalls die Stromstärke verringert werden. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz: **AlSi5**
 Beschichtung: **TAF**
 Schweißgeschwindigkeit: **0,4m/min und 0,3m/min**
 Blechdicke: **2,0 mm**
 Stromstärke: **Wärmeeinbringung HOCH (Schweißstrom 85A) für Wärmeeinbringung NIEDRIG (Schweißstrom 76A) 0,4m/min**
Wärmeeinbringung HOCH (Schweißstrom 76A) für Wärmeeinbringung NIEDRIG (Schweißstrom 60A) 0,3m/min

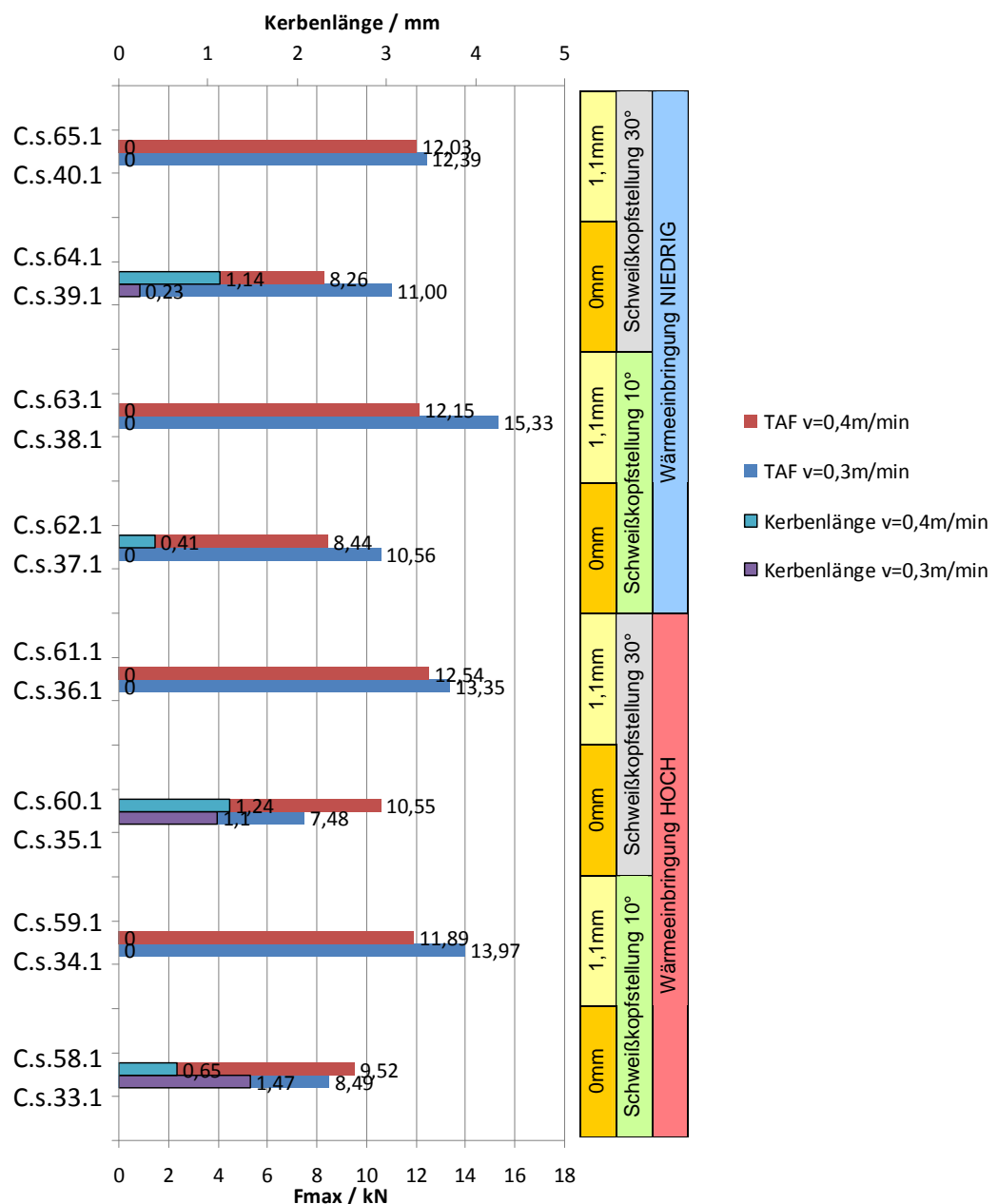


Diagramm 3: Ergebnisse aus Scherzugversuch für Blechdicke 2,0 mm und unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeit mit CMT Schweißverfahren

Beim Vergleich der Schweißgeschwindigkeiten in Diagramm 3 ist zu sehen, dass mit Schweißgeschwindigkeit von 0,3m/min ca. 10% höhere Zugkräfte erreicht werden können als mit 0,4m/min.

Bei der Gegenüberstellung der Probe C.s.33.1 mit Probe C.s.37.1 bzw. C.s.35.1 mit C.s.39.1 ist wiederum der Vorteil der niedrigen Wärmeeinbringung zu sehen, welche in diesem Fall zu einer höheren Zugfestigkeit und niedrigeren Wurzelkerbenbildung führt.

3.1.3.2 Einfluss des Schweißzusatzes

In Diagramm 4 sind die Ergebnisse der Scherzugversuche für Blechdicke 2,0mm mit unterschiedlichem Schweißzusatz zu sehen. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz:	AlSi5 (Ø1mm) und AlSi12 (Ø 1,2mm)
Beschichtung:	TAF
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blechdicke:	2,0 mm
Stromstärke:	AlSi5 = 85A AlSi12 = 80A
Schweißkopfstellung:	10°

Die Proben C.s.59.3 und C.s.59.1 wurden mit Spalt, die Proben C.s.58.3 und C.s.58.1 ohne Spalt verschweißt. Es ist zu beachten, dass der Schweißzusatz AlSi12 mit einer AlSi5 Kennlinie verschweißt wurde und somit die Schweißbedingungen für AlSi12 nicht ideal waren.

Beim Vergleich der beiden Schweißzusätze in Diagramm 4 ist kein Unterschied zu sehen, abgesehen von den Proben mit Spalt. Bei Proben mit Spalt und AlSi12 Schweißzusatz ist eine Verbesserung der Zugkraft gegenüber AlSi5 zu erkennen.

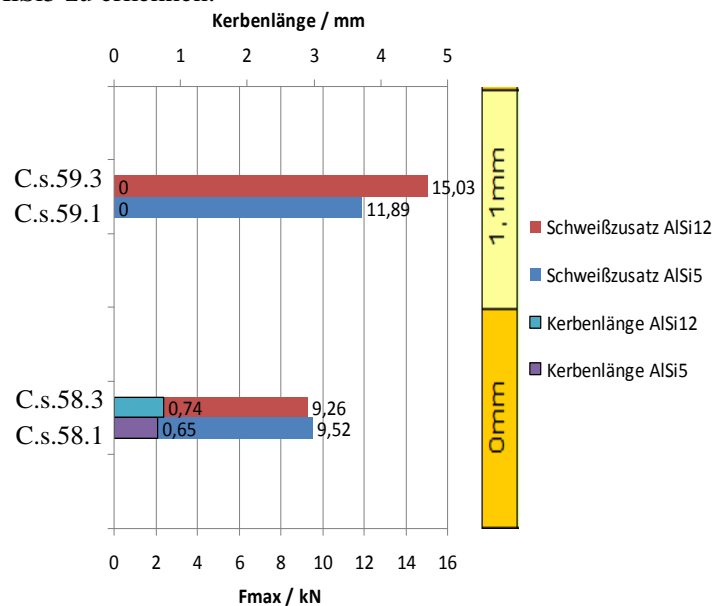


Diagramm 4: Ergebnisse aus Scherzugversuch für Blechdicke 2,0 mm und unterschiedlichem Schweißzusatz mit CMT Schweißverfahren

3.1.3.3 Einfluss der Fase und mechanischen Vorbehandlung (Schleifen)

In Diagramm 5 sind die Ergebnisse der Scherzugversuche für geschliffene Bleche (Blechoberfläche wurde vor dem Schweißen geschliffen) mit unterschiedlicher Fase (Skizze siehe S. 39) zu sehen. Geschliffen wurde sowohl das obere als auch das untere Blech des Überlappstoßes. Die Abmessung der Fase war 1x2mm und 1x1mm. Bei blechen mit Fase 1x1mm, wurde diese aufgrund der geringeren Abmessungen während dem Schweißen aufgeschmolzen, wodurch diese Proben zur Auswertung nicht näher untersucht wurden. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	TAF
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blechdicke:	2,0 mm
Schweißstrom:	85A
Schweißkopfstellung:	10°
Spalt:	0mm
Fase:	1x2mm

Diagramm 5 zeigt, dass die Bleche mit entfernter Oxidschicht (durch Schleifen) eine etwas höhere Zugkraft erreichen und kleinerer Wurzelkerben haben.

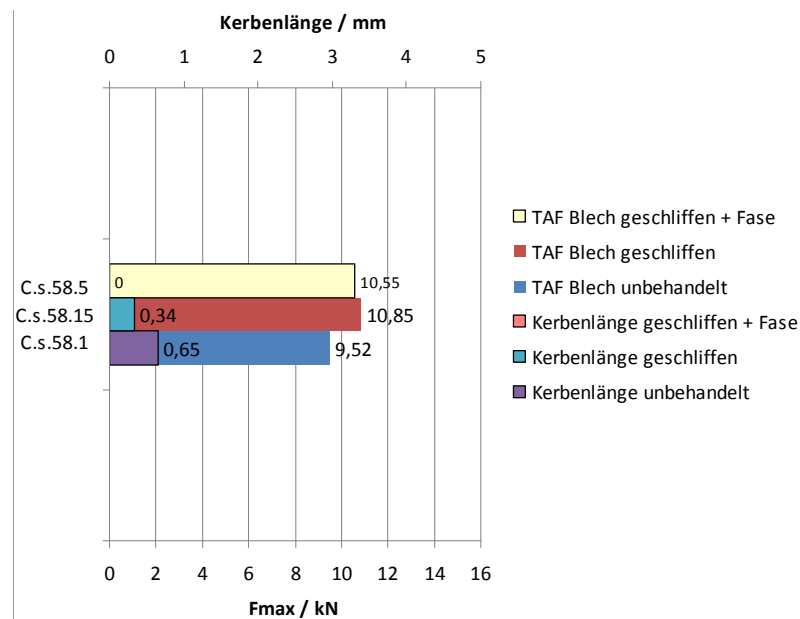
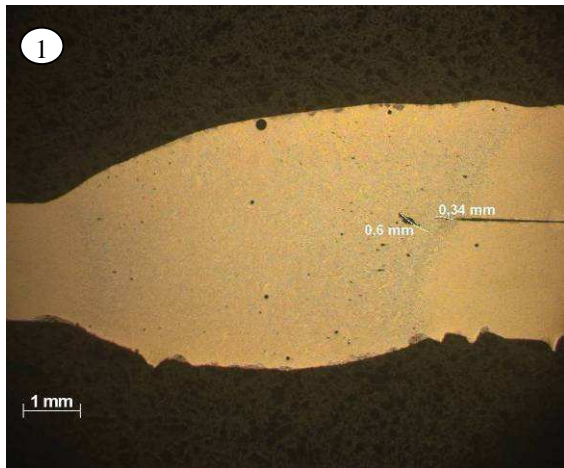
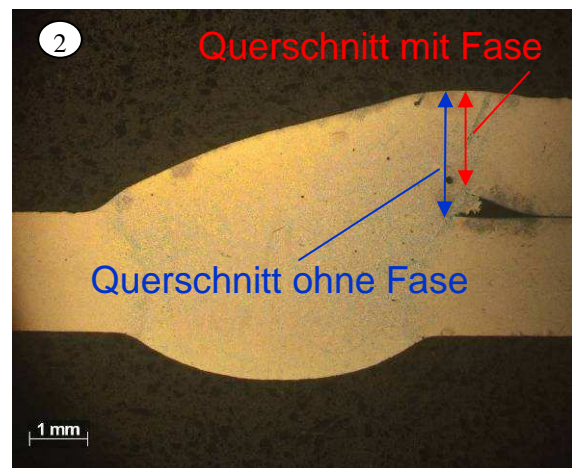


Diagramm 5: Ergebnisse aus Scherzugversuch für Blechdicke 2,0 mm mit Oberflächenbehandlung und unterschiedlicher Oberflächengeometrie, ohne Spalt

Bemerkenswert ist weiters, dass C.s.58.15 nahezu die gleiche Zugfestigkeit hat wie Probe C.s.58.5, obwohl letztere keine Wurzelkerbe hat. Der Grund hierfür sind möglicherweise Festigkeitsverluste durch die Fase, da diese den tragenden Querschnitt und in weiterer Folge die Zugkraft mindert, Abbildung 63(2).



Probe: C.s.58.15



Probe: C.s.58.5 (mit Fase 1x2mm)

Abbildung 63: Probenquerschliff (1) ohne / (2) mit Fase

Eine Entfernung der Oxidschicht nur am oberen Blech des Überlapstoßes brachte keine Vorteile bezüglich erreichbarer Zugkraft, diese Proben erreichten die gleichen Zugkräfte wie unbehandelte Proben.

3.1.3.4 Einfluss der Beölung

In Diagramm 6 ist der negative Einfluss der Beölung auf die Zugkraft zu sehen. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	TAF und TAF beölt
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blechdicke:	1,15 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH = 51A Wärmeeinbringung NIEDRIG = 45A

Vergleicht man die TAF Bleche beölt mit unbeölenen so ist zu sehen, dass durch die Beölung in den meisten Fällen die Zugkraft etwas verringert und Wurzelkerbenbildung verstärkt wird.

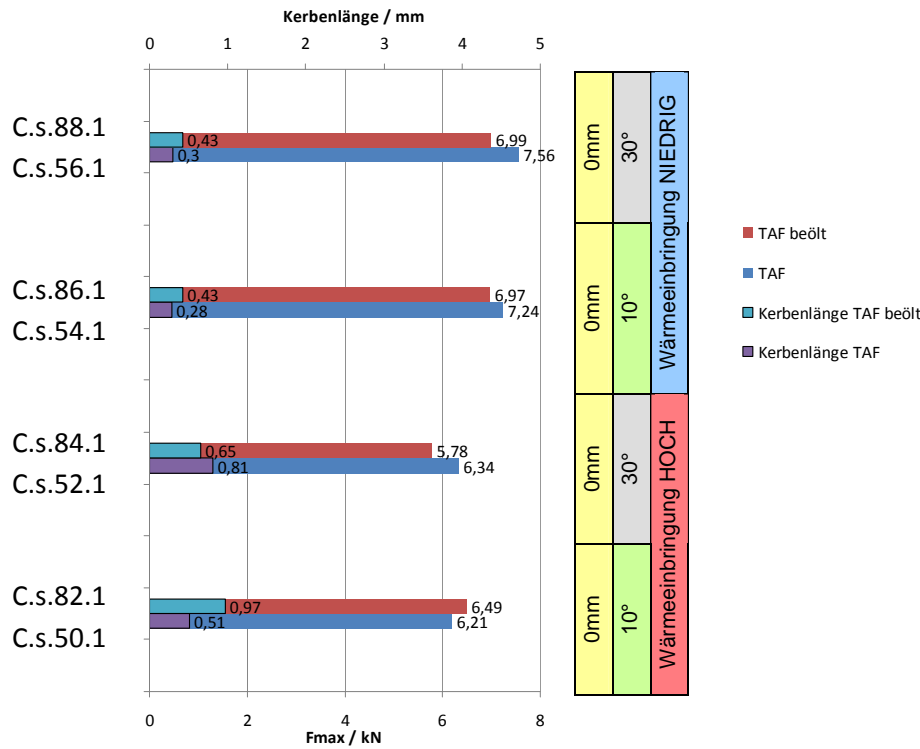


Diagramm 6: Einfluss der Beölung auf die Zugfestigkeit und Wurzelkerbenbildung von 1,15mm TAF Blechen

Der negative Einfluss der Beölung ist auch im Schweißnahtschliff zu sehen, Abbildung 64. Die Beölung verursacht eine starke Porenbildung wodurch auch die Festigkeit gemindert wird. Weiters wird durch das Zusammenwachsen der Poren die Wurzelkerbenbildung verstärkt.

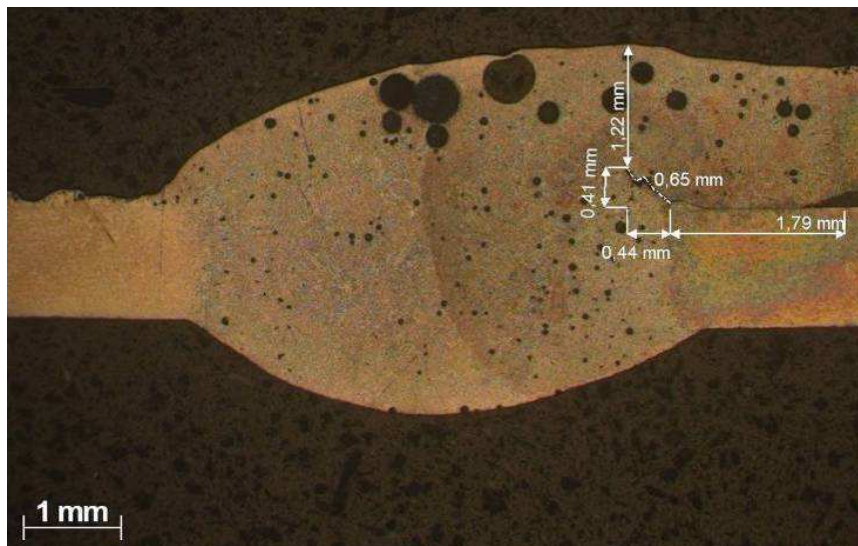


Abbildung 64: Schweißnahtquerschnitt von einem beöltem TAF Blech - C.s.84.1

3.1.4 Ergebnisse Dauerschwingversuch

Um den Einfluss des Spaltes und dementsprechend der Wurzelkerbe (bei den metallographischen Untersuchungen wurden keine Wurzelkerben bei den Proben ohne Spalt beobachtet) auf die Ermüdungsfestigkeit zu untersuchen wurden nachfolgend Proben mit und ohne Spalt einem Dauerschwingversuch unterzogen. Dieser wurde in Anlehnung an DIN50100 (Dauerschwingversuch) durchgeführt.

Basierend auf den Erfahrung von Magna Steyr Fahrzeugtechnik wurde für diese Versuche eine Spannungsverhältnis (Unter-/Oberspannung) von $R=0,1$ gewählt. Alle Proben (Proben mit Spalt und ohne Spalt) in Diagramm 7 wurden mit folgenden Einstellungen verschweißt:

Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	TAF
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Schweißkopfstellung:	10°
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH (Schweißstrom 85A)

Diagramm 7 zeigt die Ergebnisse aller Dauerschwingproben. Proben C.d.58.5.3 und C.d.58.4.2 (Proben ohne Spalt) erreichten 10^7 Lastwechsel (kein Probenbruch). Diese beiden "Durchläufer" sind nicht erklärbar, d.h. passen tendenziell nicht zu den übrigen Ergebnissen.

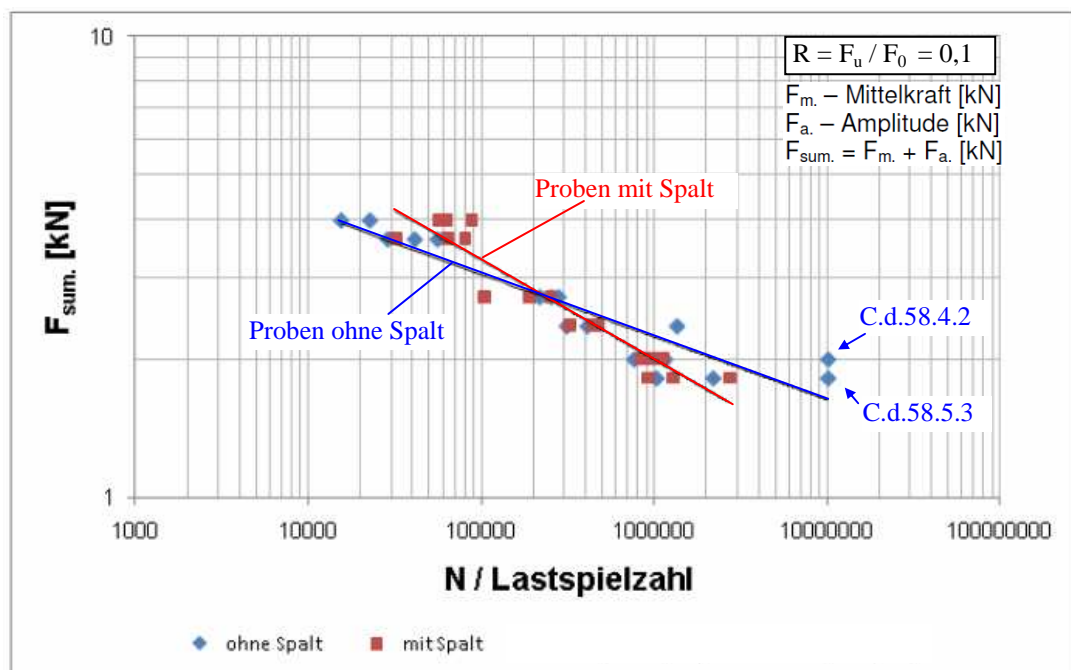


Diagramm 7: Ergebnisse des Dauerschwingversuchs

In Diagramm 8 sind die Ergebnisse des Dauerschwingversuchs ohne der Proben C.d.58.5.3 und C.d.58.4.2 zu sehen. Die Ermüdungsfestigkeit der Proben mit Spalt ist im Bereich der höheren Belastungen ($F_{\text{sum}} = 2,0 - 4,0 \text{ kN}$) größer als bei den Proben ohne Spalt. Bei den niedrigeren Belastungen ($F_{\text{sum}} = 1,8 - 2,0 \text{ kN}$) ist die Ermüdungsfestigkeit mit/ohne Spalt vergleichbar.

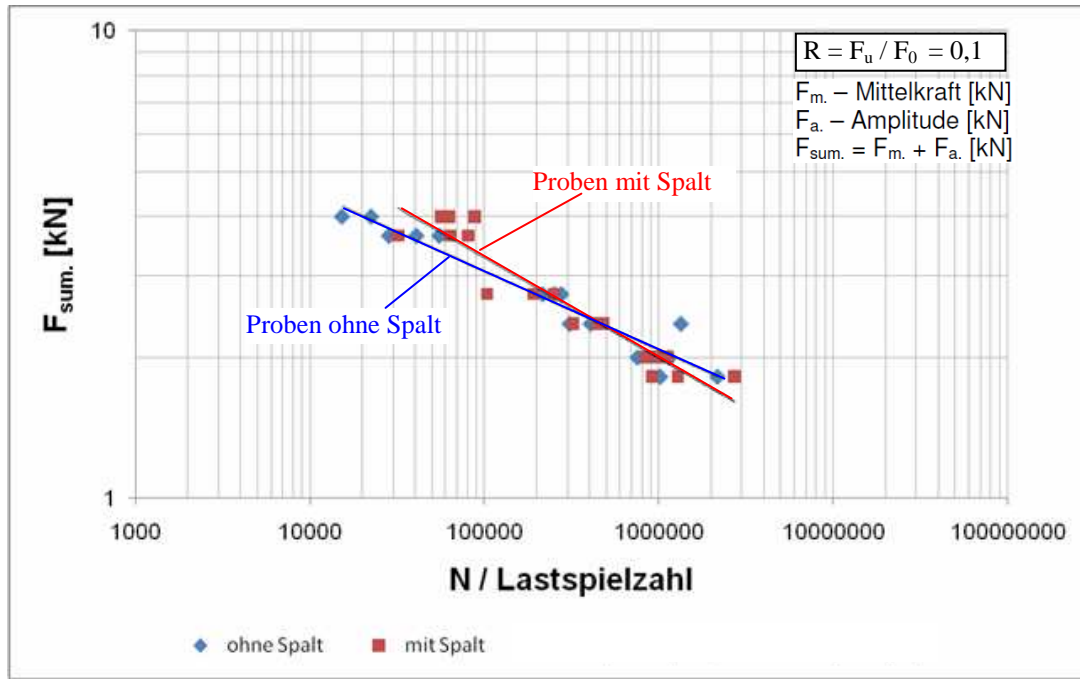


Diagramm 8: Ergebnisse des Dauerschwingversuchs ohne Probe C.d.58.5.3 und C.d.58.4.2

Alle Ergebnisse (inklusive metallografische Untersuchung) als auch Abschaltkriterium zum Dauerschwingversuch sind im WT18168 (siehe Anhang) zu sehen.

3.1.5 Ergebnisse Rasterelektronenmikroskop (REM)

Insgesamt wurden mit dem Rasterelektronenmikroskop Bruchflächen von fünf Proben (C.s.23.1.1, C.s.25.1.2, C.s.68.6.2, C.s.64.1.1 und M.s.13.1.1) untersucht, vier Proben wurden mit CMT Verfahren verschweißt und eine mit dem MIG Verfahren. Letzteres wird im Kapitel MIG Schweißverfahren (S.81) näher erläutert. Untersucht wurden nur Proben, die ohne Spalt verschweißt wurden, da nur bei diesen eine Wurzelkerbe zu erkennen war. Weiters wurden TAF und Alodine Bleche untersucht.

Um eine räumliche Vorstellung zu haben, ist in Abbildung 65 (1) eine Bruchfläche des Schweißgutes zu sehen. Zur Bruchflächenuntersuchung wird jeweils die Bruchfläche des unteren Bleches der Scherzugprobe verwendet, Abbildung 65 (2).

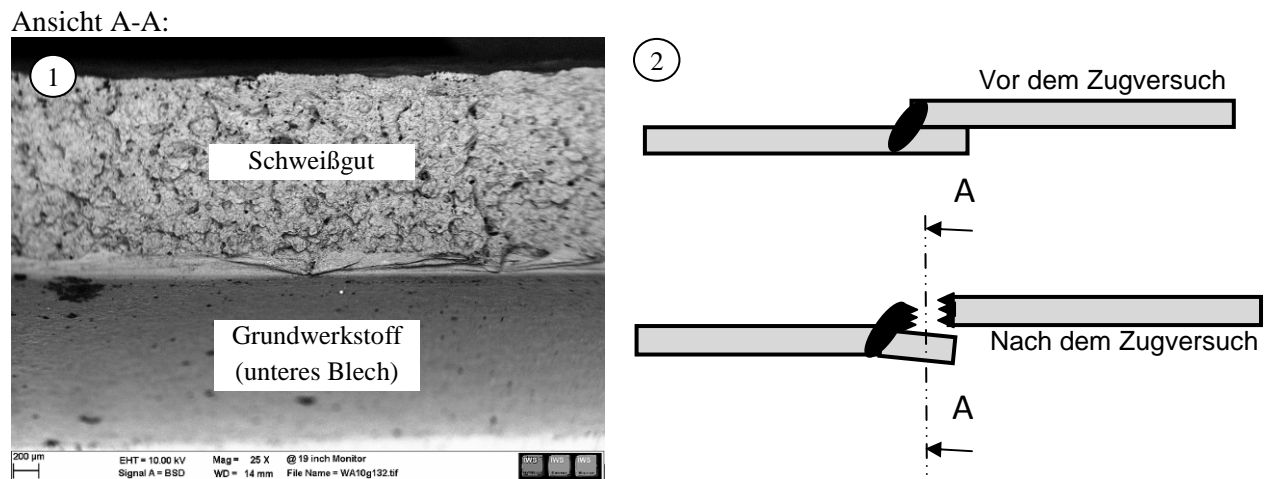


Abbildung 65: (1) Bruchfläche Schweißgut, (2) schematische Darstellung der Bruchlage

3.1.5.1 Alodine Beschichtung

Die Probe in Abbildung 66 wurde mit folgenden Einstellungen verschweißt:

Probenbezeichnung:	C.s.23.1.1
Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	ALODINE
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blechdicke:	1,15 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung NIEDRIG (Schweißstrom = 45A)

Abbildung 66 zeigt ein BSD (Back Scattered Electrons) Bild von einem Teil einer Schweißnahtbruchfläche. Ein BSD Bild entsteht durch rückgestreute Elektronen, dadurch erscheinen schwere Elemente (d.h. hohe Atomordnungszahl) im Bild als helle und leichte Elemente als dunkle Bereiche.

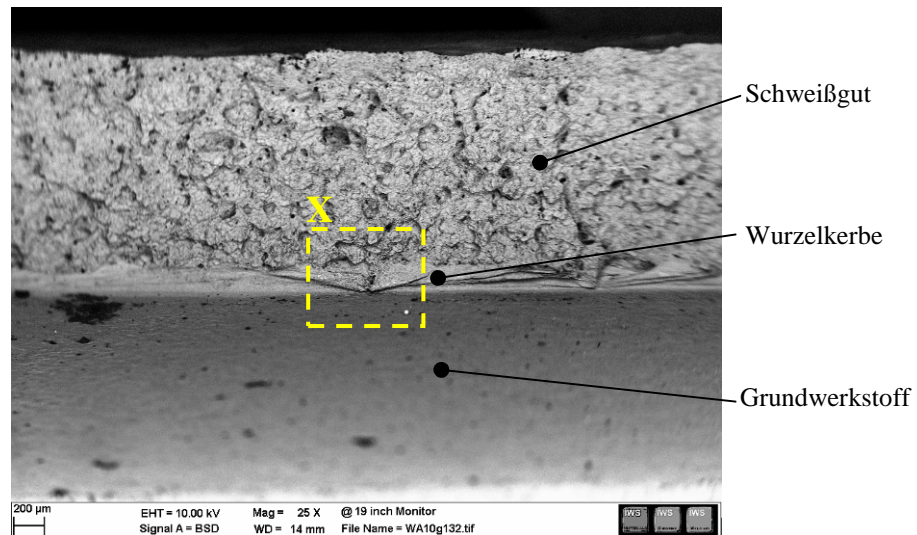


Abbildung 66: Bruchfläche der Schweißnaht eines 1,15mm dicken ALODINE Blech – C.s.23.1.1

Abbildung 67 zeigt das Detail X aus Abbildung 66 in der ein Teil der Wurzelkerbe zu sehen ist. Oberhalb der Wurzelkerbe ist der duktile Bruch der Schweißnaht aus dem Zugversuch erkennbar, im Vergleich dazu ist die Wurzelkerbe sehr glatt.

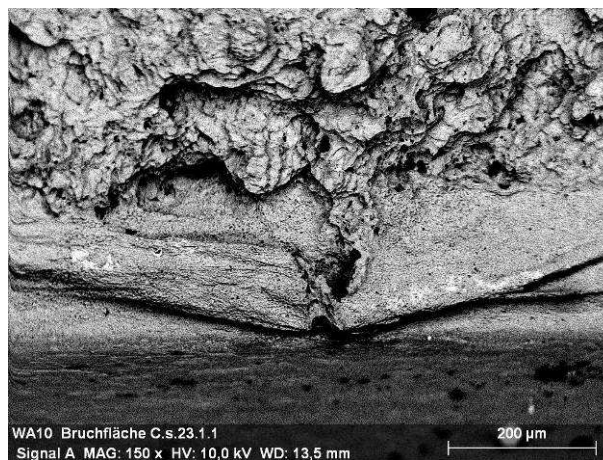
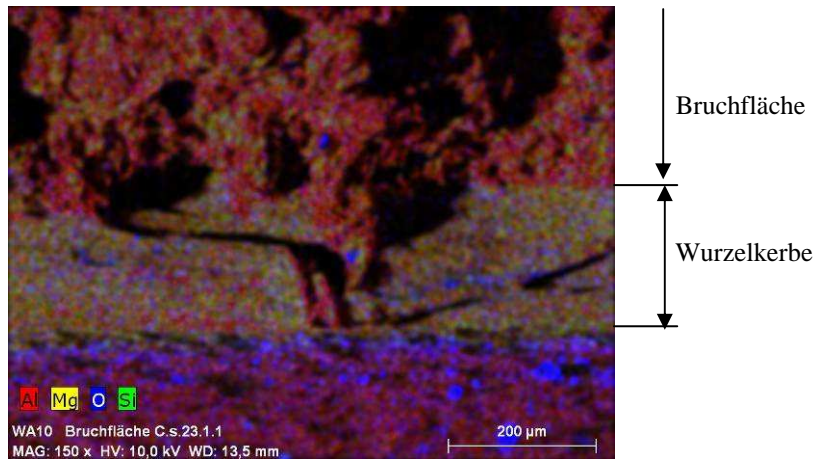
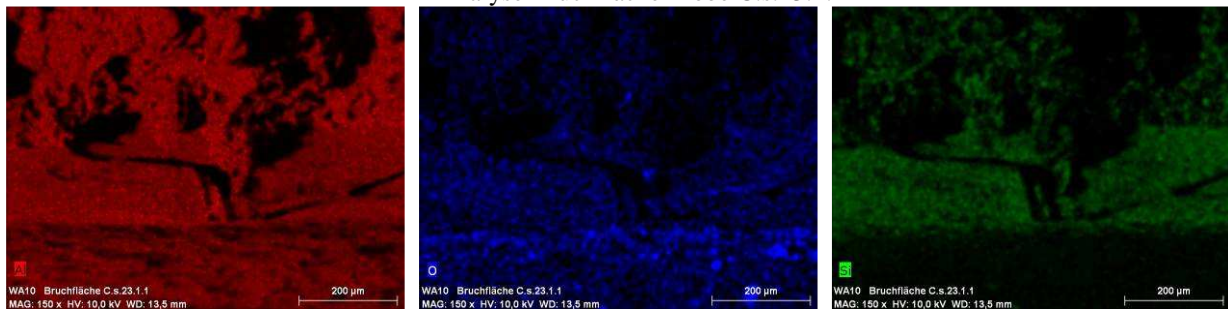


Abbildung 67: Wurzelkerbe eines 1,15mm dicken ALODINE Blech, Detail aus Abbildung 66 – C.s.23.1.1

Um die Verteilung der Legierungselemente zu untersuchen, wurde eine EDX Analyse an der Bruchfläche durchgeführt, welche in Abbildung 68 zu sehen ist. Das obere Bild der Abbildung 68 zeigt die Verteilung der Hauptlegierungselemente Mg und Si mit Al und Sauerstoff, die unteren drei Bilder zeigen die Verteilung von Al (rot), O (blau) und Si (grün).



EDX Analyse Bruchfläche Probe C.s.23.1.1



EDX Analyse: Al

EDX Analyse: O

EDX Analyse: Si

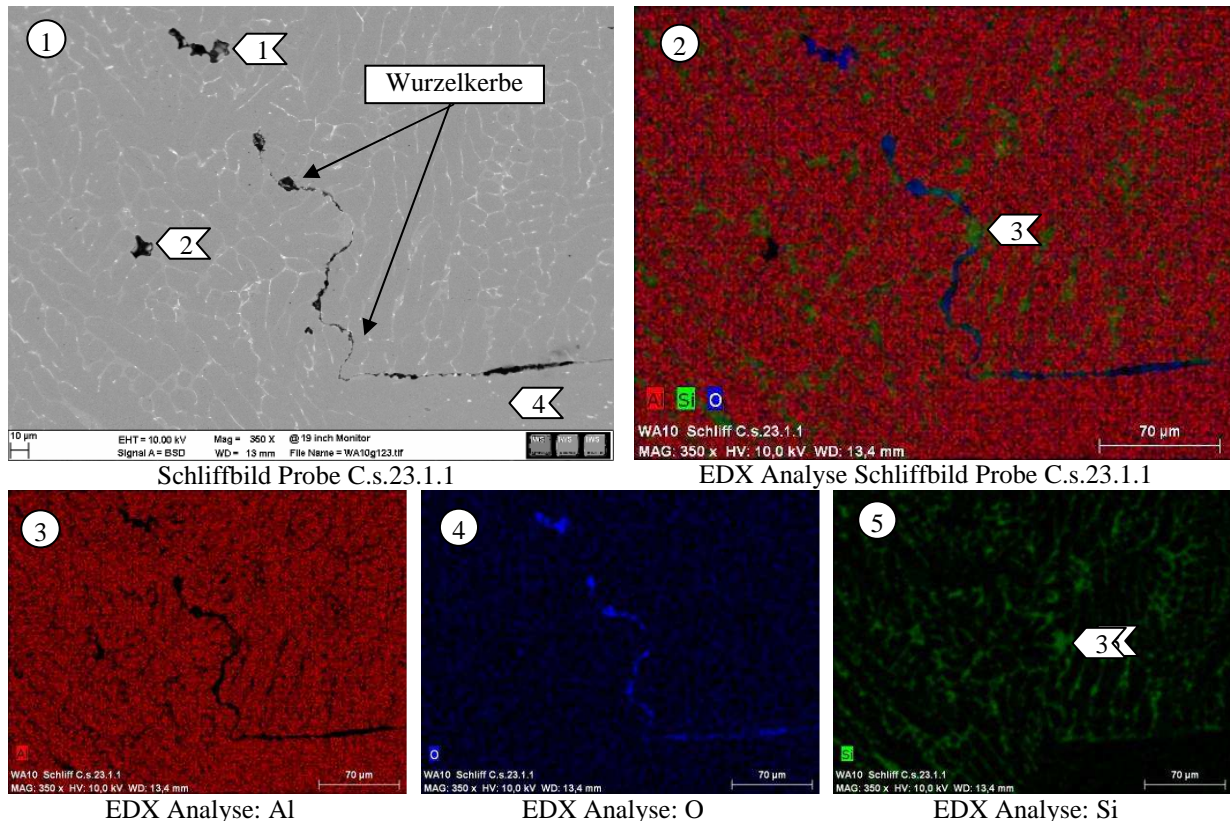
Abbildung 68: EDX Analyse der Wurzelkerbe – C.s.23.1.1

Aluminium und Sauerstoff sind über die ganze Wurzelkerbe gleichmäßig verteilt, wobei Sauerstoff im unteren Bereich der Wurzelkerbe in größeren Mengen vorkommt. Auffällig ist die Verteilung von Silizium, denn diese ist nicht gleichmäßig verteilt, im Bereich der Wurzelkerbe kommt es zu einer Anhäufung von Silizium.

Die schwarzen Bereiche im Wurzelkerbenbereich in Abbildung 68 sind tiefe Oberflächenabschnitte aus denen keine Elektronen rückgestrahlt werden können.

Abbildung 69 zeigt den metallografischen Querschliff der Probe C.s.23.1.1 und die dazu gehörige EDX Analyse. Es ist der Verlauf der Wurzelkerbe zu erkennen, die Markierung 1 ist vermutlich mit der Wurzelkerbe im Schweißgut verbunden, deshalb auch der erhöhte Sauerstoffgehalt wie in der Wurzelkerbe.

Die Aluminium- und Siliziumverteilung im Schliff ist gleichmäßig, nur die Sauerstoffverteilung ist ungleichmäßig, entlang der Wurzelkerbe kommt es zur Anhäufung von Sauerstoff, Abbildung 69 (4).



EDX Analyse: Al EDX Analyse: O EDX Analyse: Si
Abbildung 69: EDX Analyse metallografischer Schliff durch das Schweißgut – C.s.23.1.1
 1: Wurzelkerbenbereich; 2: Pore; 3: Siliziumanhäufung; 4: Grundwerkstoff

Bei näherer Betrachtung der Markierung 1 und 2 in Abbildung 69 (1) ist an den runden Formen der Markierung 1 und 2 zu sehen, dass diese zwischen den Stengelkristallen verlaufen.

Bei der Markierung 2 handelt es sich um eine Pore oder um einen Riss, als Vergleich dazu siehe die Abbildung 32 auf S.28 und Abbildung 40 auf S. 32.

Bei der nächsten Probe handelt es sich um ein 2mm Alodine Blech, welches mit einer hohen Wärmeeinbringung (Schweißstrom 85A) verschweißt wurde. Die Probe in Abbildung 70 wurde mit folgenden Einstellungen verschweißt:

Probenbezeichnung:	C.s.25.1.2
Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	ALODINE
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blehdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH = 85A

Wie bei der Abbildung 66, ist die Wurzelkerbe in Abbildung 70 ebenfalls glatt und es sind inselförmig verteilte Oxidschicht zu beobachten.

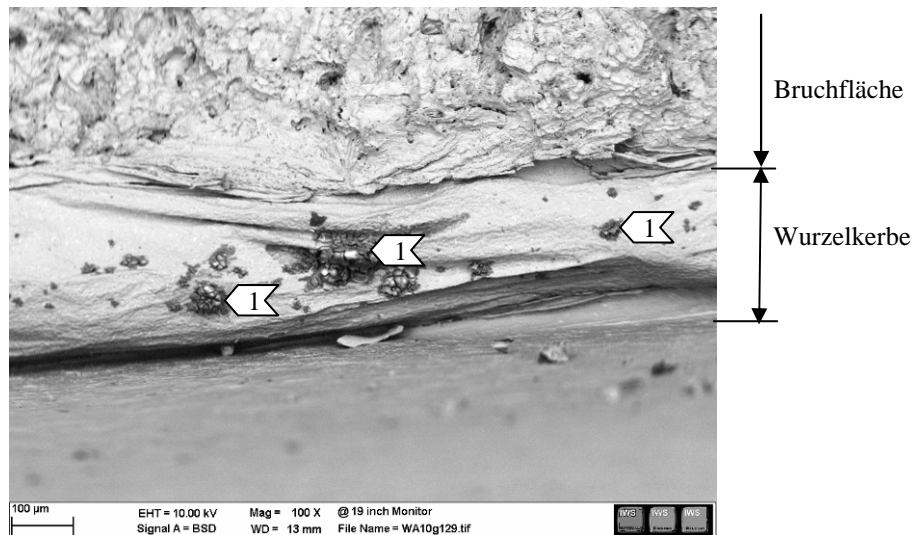


Abbildung 70: Wurzelkerbe eines 2mm dicken ALODINE Blech – C.s.25.1.2
1: Oxidschicht

Abbildung 71 zeigt die EDX Analyse der Wurzelkerbe der Probe C.s.25.1.2. Zu sehen ist, dass die schwarzen Bereiche einen erhöhten Sauerstoffgehalt haben, d.h. Oxidschichten. Die Aluminiumverteilung ist wiederum gleichmäßig verteilt und die Sauerstoffverteilung konzentriert sich auf die wenigen schwarzen Bereiche. Wie bei den 1,15mm Blechen ist auch hier wiederum ein erhöhter Siliziumgehalt auf der Wurzelkerbenoberfläche zu beobachten, dass deutet darauf hin, dass die Kerbe entlang der niedrigschmelzenden Phase entstand (Silizium bildet mit Aluminium niedrigschmelzende Phase).

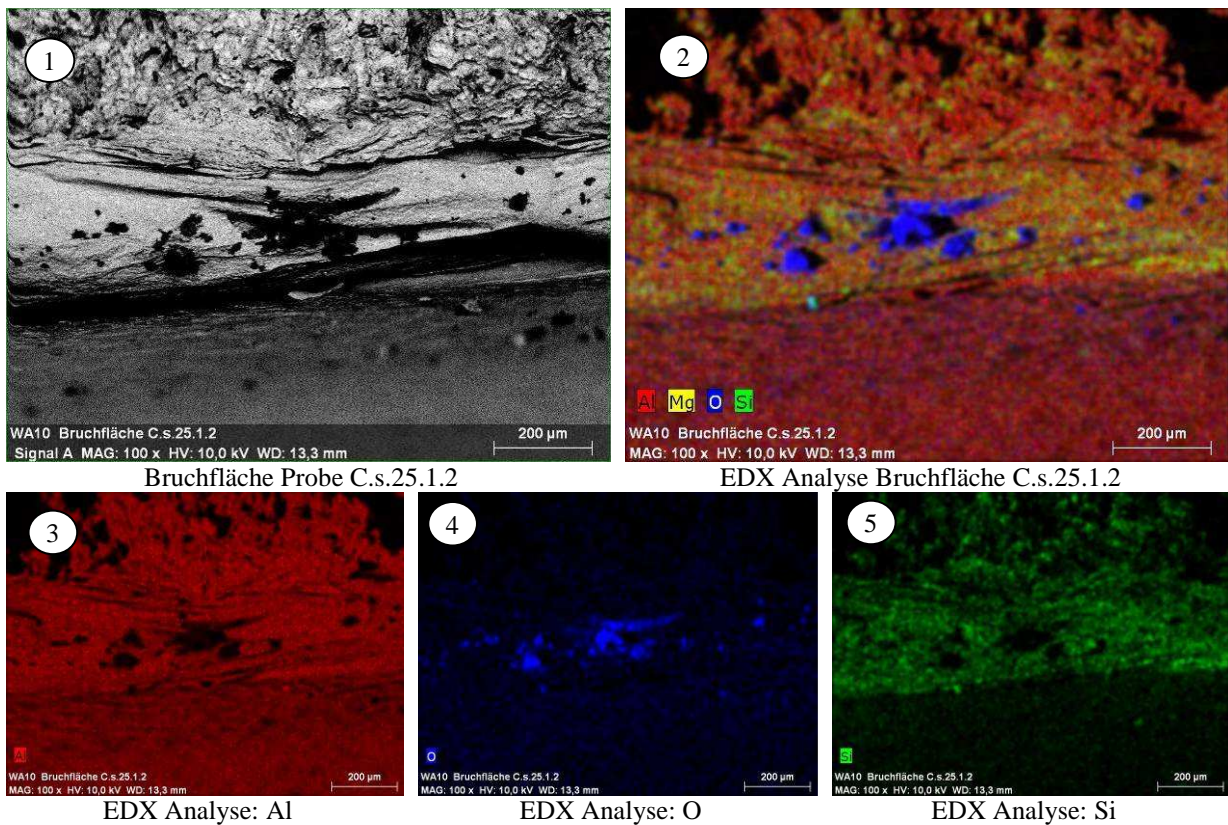


Abbildung 71: EDX Analyse der Bruchfläche - C.s.25.1.2

Abbildung 72 (1) zeigt den Querschliff der Probe C.s.25.1.2. Die Wurzelkerbe ist hier sehr tief, erscheint daher schwarz (keine rückgestreuten Elektronen). An paar Stellen, wo die Wurzelkerbe etwas flacher verläuft, sind Sauerstoffansammlungen zu erkennen, Abbildung 72 (4).

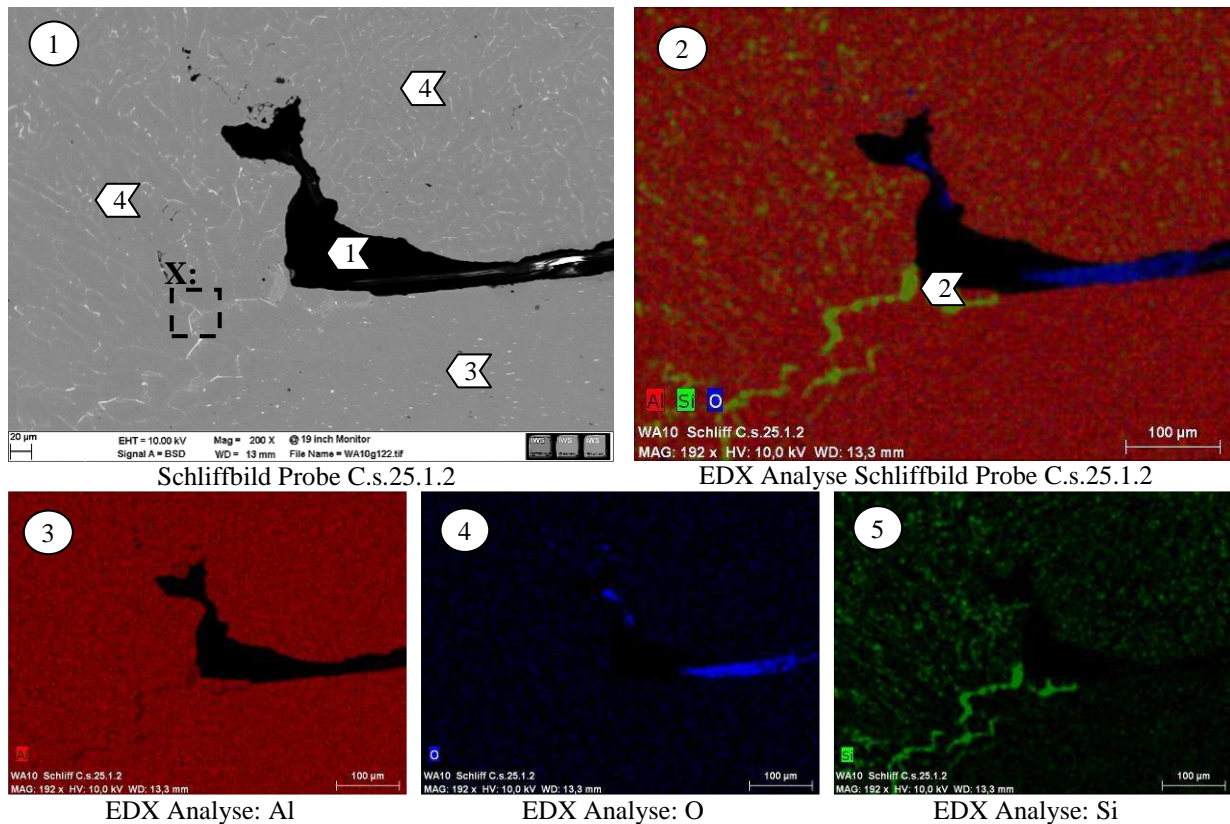


Abbildung 72: EDX Analyse metallografischer Schliff durch das Schweißgut C.s.25.1.2
1: Wurzelkerbe; 2: Siliziumanhäufung; 3: Grundwerkstoff; 4: Schweißgut

Abbildung 72 (3) zeigt, dass die Aluminiumverteilung wie beim vorherigen Schliff, gleichmäßig ist, nicht jedoch die Siliziumverteilung, im unteren Bereich der Wurzelkerbe kommt es zur Anhäufung von Silizium Abbildung 72 (2, 5).

Um die Zusammensetzung der interdendritischen Phase im Schweißgut zu analysieren, wurde nachfolgend eine EDX Analyse durchgeführt. In Abbildung 73 ist das Detail X des Schliffes aus Abbildung 72 zu sehen. Die Abbildung 73 setzt sich aus acht Bildern zusammen, wobei ein großes und sieben kleine zu sehen sind. Das große Bild zeigt das Detail X und die sieben kleinen Bilder die Verteilung der einzelnen Legierungselemente des Zusatzwerkstoffes.

In der EDX Analyse in Abbildung 73 ist zu sehen, dass die interdendritische Phase Si beinhaltet, sowie Mg und Fe (keine Anzeige für Ansammlungen von Mn, Zn, Cu und Al).

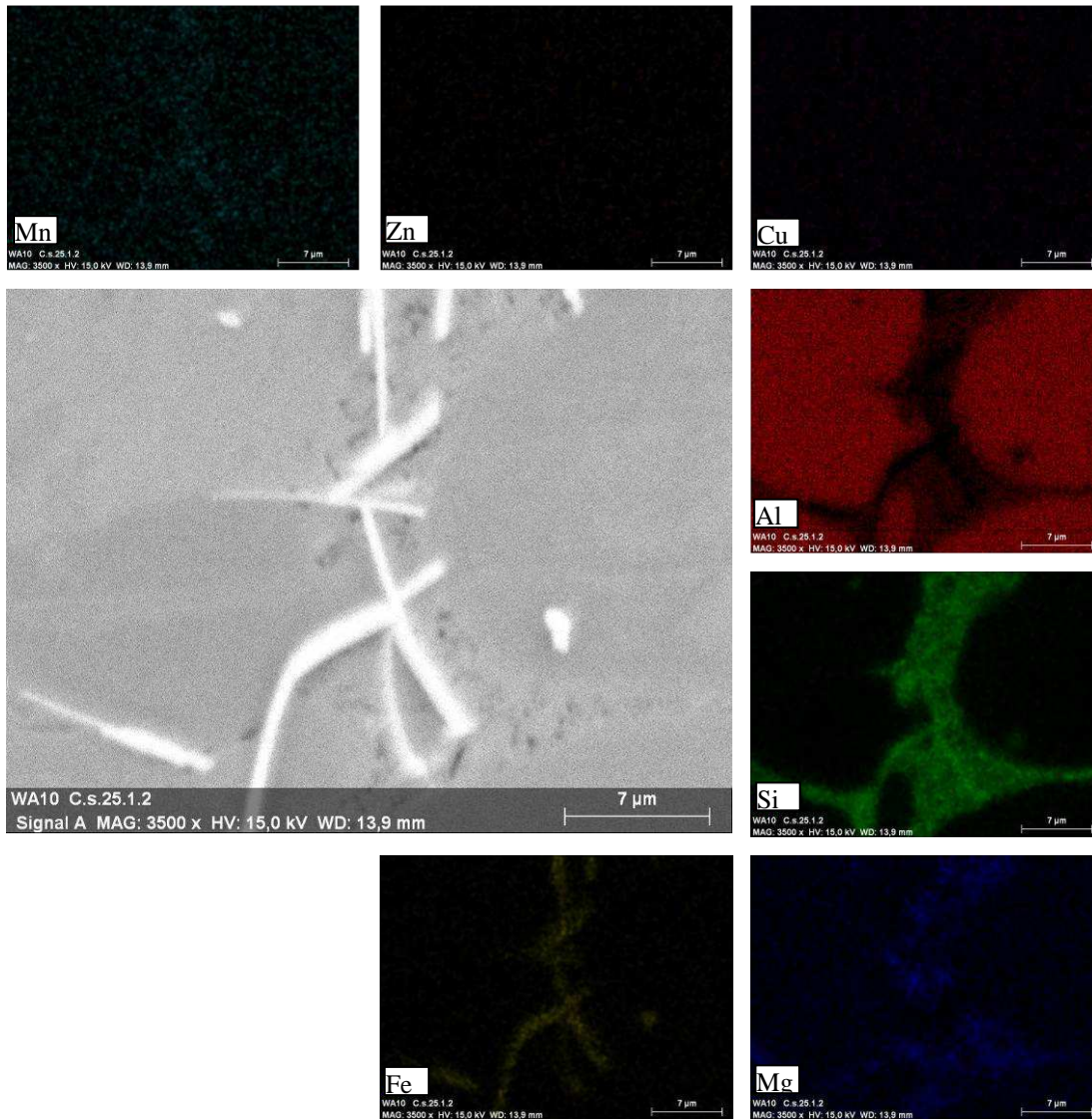


Abbildung 73: EDX Analyse Interdendritische Phase

3.1.5.2 TAF Beschichtung

Bei den nachfolgenden zwei Proben welche untersucht wurden handelt es sich nicht mehr um ALODINE, sondern um TAF beschichtete Bleche, die Blechstärke ist wiederum 2mm und die Wärmeeinbringung ist einmal HOCH (Schweißstrom 85A) und einmal NIEDRIG (Schweißstrom 76A).

Zu beachten ist, dass die Probe in Abbildung 74 eine Fase hat und mit folgenden Einstellungen verschweißt wurde:

Probenbezeichnung:	C.s.58.6.2
Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	TAF
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH (Schweißstrom 85A)
Fase:	1x2mm

Bei genauer Betrachtung der Abbildung 74 ist ein Unterschied zu den ALODINE Blechen (Abbildung 66, Abbildung 70) zu sehen: Die Wurzelkerbe hat nicht mehr eine glatte Oberfläche sondern ist teilweise mit einer dunklen Schicht (vermutlich Oxidschicht) überzogen. Weiters ist zu sehen, dass unterhalb der Oxidschicht wiederum Bereiche vorhanden sind die eine glatte Oberfläche haben, ähnlich den ALODINE Blechen.

Ersichtlich ist ebenfalls, dass sich die Oxidschicht nicht über die gesamte Länge der Wurzelkerbe erstreckt, es sind Bereiche erkennbar auf den keine Oxidschicht zu sehen ist, Markierung 2.

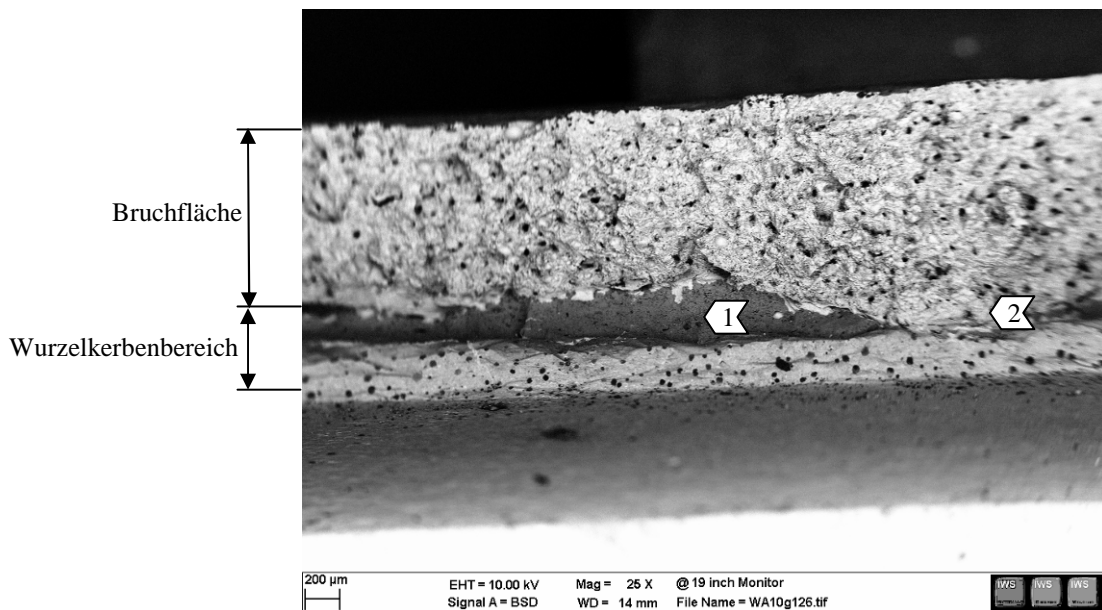


Abbildung 74: Bruchfläche der Probe C.s.58.6.2

1: Oxidschicht; 2: keine Oxidschicht

Abbildung 75 (1, 4) zeigt, dass im Bereich der dunklen Schicht viel Sauerstoff und Aluminium vorhanden ist, was auf Aluminiumoxid hindeutet.

Der Grund für die Oxidschicht in der Wurzelkerbe, ist vermutlich die Oxidhaut auf den TAF Blechen. Es ist wahrscheinlich, dass durch den Schweißprozess die Oxidhaut des TAF Bleches aufgebrochen wird und sich während der Erstarrung im Wurzelkerbenbereich sammelt. Im Vergleich dazu haben die ALODINE Bleche keine Oxidhaut auf der Blechoberfläche (Ti beschichtet).

Der glatte Bereich unterhalb der Oxidschicht in Abbildung 75 (5) zeigt einen höheren Siliziumgehalt an, d.h. die Kerbe ist in diesem Bereich zwischen den Stengelkristallen, in der niedrigschmelzenden Phase entstanden.

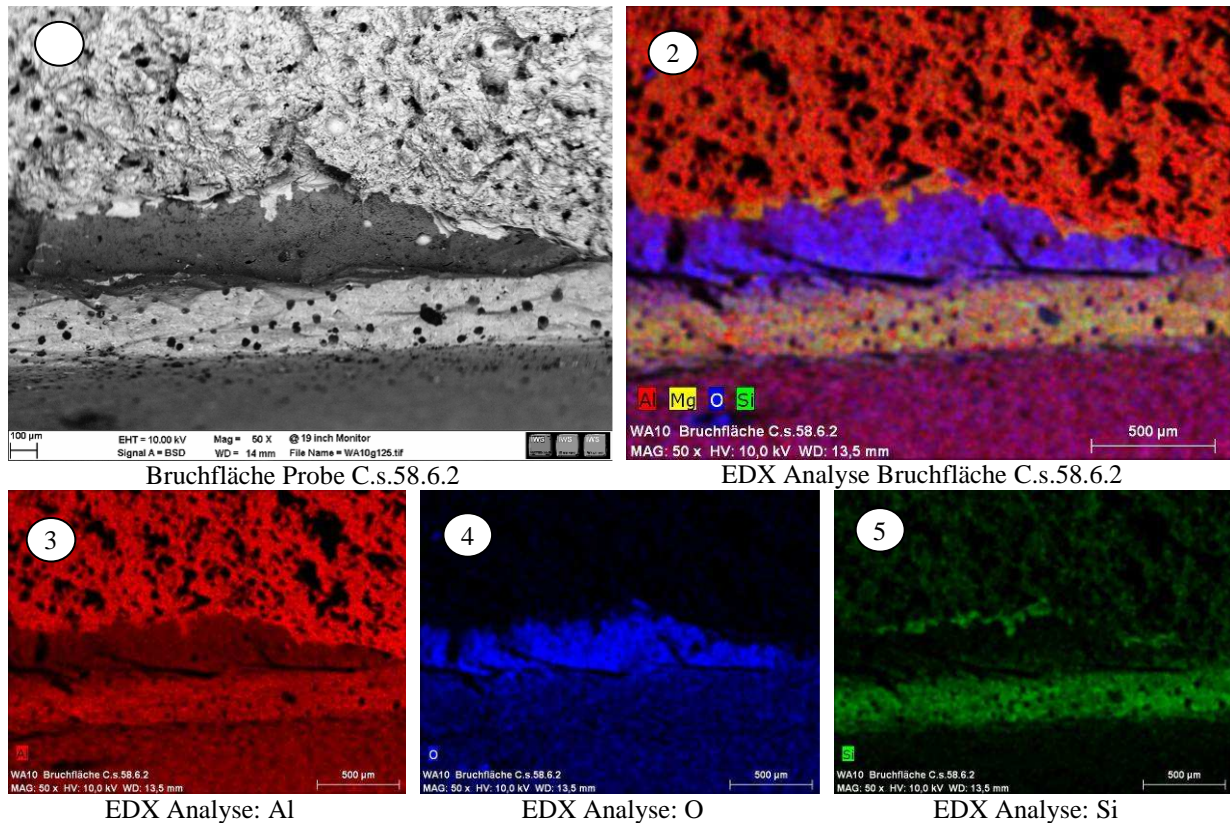
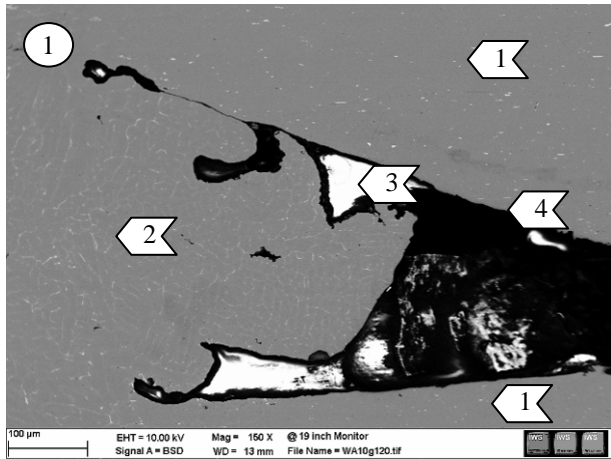


Abbildung 75: EDX Analyse der Bruchfläche - C.s.58.6.2

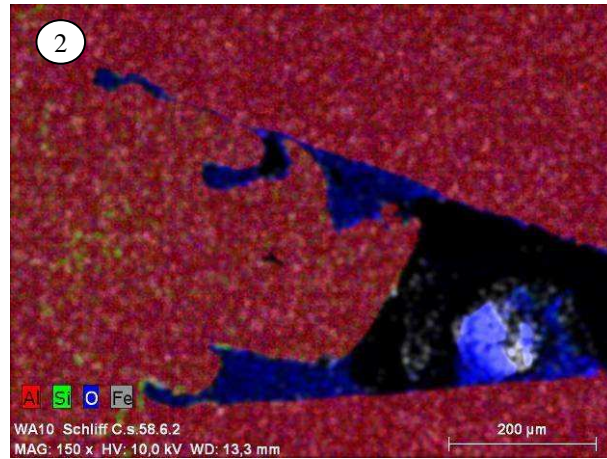
Abbildung 76 zeigt den metallografischen Querschliff der Probe C.s.58.6.2. Die Abbildung 76 (1) zeigt ein BSD Bild in dem weiße Bereiche zu sehen sind, Markierung 3. Bei diesen Bereichen handelt es sich um Reste des Einbettmittels. Die Zusammensetzung des weißen Bereiches entspricht der gleichen Zusammensetzung wie das Einbettmittel, siehe Abbildung 77.

Die Verteilung der Legierungselemente im Schliff entspricht größtenteils der Verteilung der Legierungselemente in der Bruchfläche. Betrachtet man die Sauerstoffverteilung im Schliff, Abbildung 76 (4), so ist ein erhöhter Sauerstoffgehalt in der Wurzelkerbe zu bemerken, nicht anders sieht es bei der Bruchfläche aus, es ist ebenfalls ein erhöhter Sauerstoffgehalt in der Wurzelkerbe zu erkennen, Abbildung 75 (4).

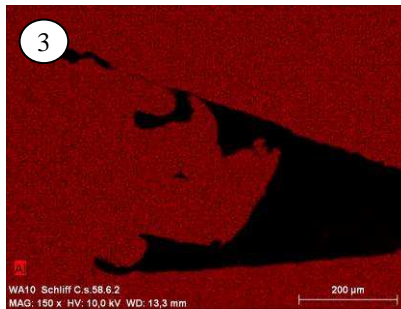
Vergleicht man die Siliziumverteilung im Schliff (Markierung 5) mit der Bruchfläche, so ist in beiden Bildern eine Siliziumanhäufung in unteren Bereich der Wurzelkerbe zu erkennen.



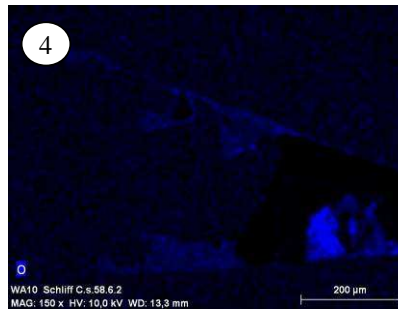
Schliffbild Probe C.s.58.6.2



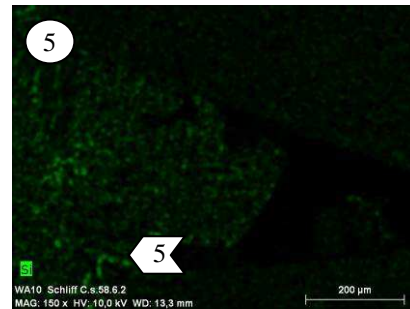
EDX Analyse Schliffbild Probe C.s.58.6.2



EDX Analyse: Al



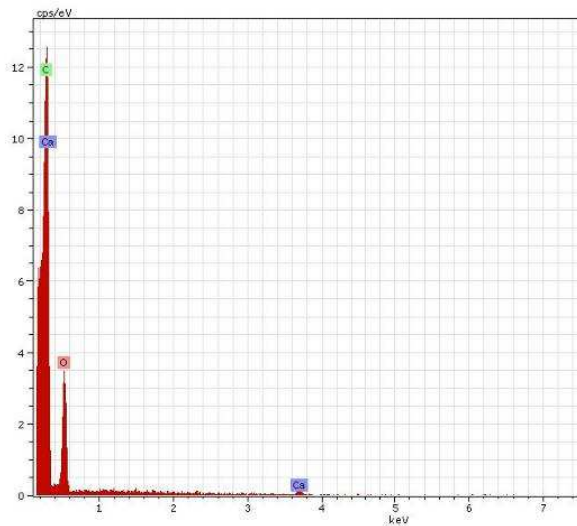
EDX Analyse: O



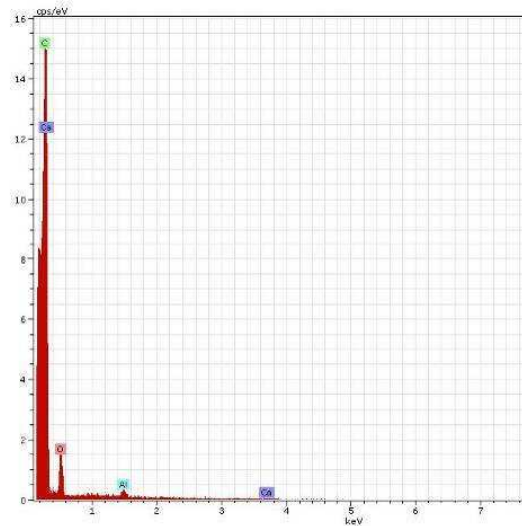
EDX Analyse: Si

Abbildung 76: EDX Analyse metallografischer Schliff – C.s.58.6.2

1: Grundwerkstoff; 2: Schweißgut; 3: Reste des Einbettmittel; 4: Fasenflanke; 5: Siliziumanhäufung



Zusammensetzung Einbettmittel



Zusammensetzung Reste des Einbettmittel

Abbildung 77: Vergleich Einbettmittel mit Reste des Einbettmittel– C.s.58.6.2

Bei der nächsten Probe handelt es sich wiederum um ein 2mm dickes TAF Blech, welches mit niedriger Wärmeeinbringung verschweißt wurde. Die Probe Abbildung 78 wurde mit folgenden Einstellungen verschweißt:

Probenbezeichnung:	C.s.64.1.1
Schweißzusatz:	AlSi5
Beschichtung:	TAF
Schweißgeschwindigkeit:	0,4m/min
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung NIEDRIG = 76A

Ähnlich der vorherigen Probe mit TAF Beschichtung ist die Oberfläche der gesamten Wurzelkerbe mit einer Oxidschicht überzogen, Abbildung 78 (1). Weiters sind weiße Partikel auf der Oxidschicht zu erkennen, die nachfolgend näher untersucht werden.

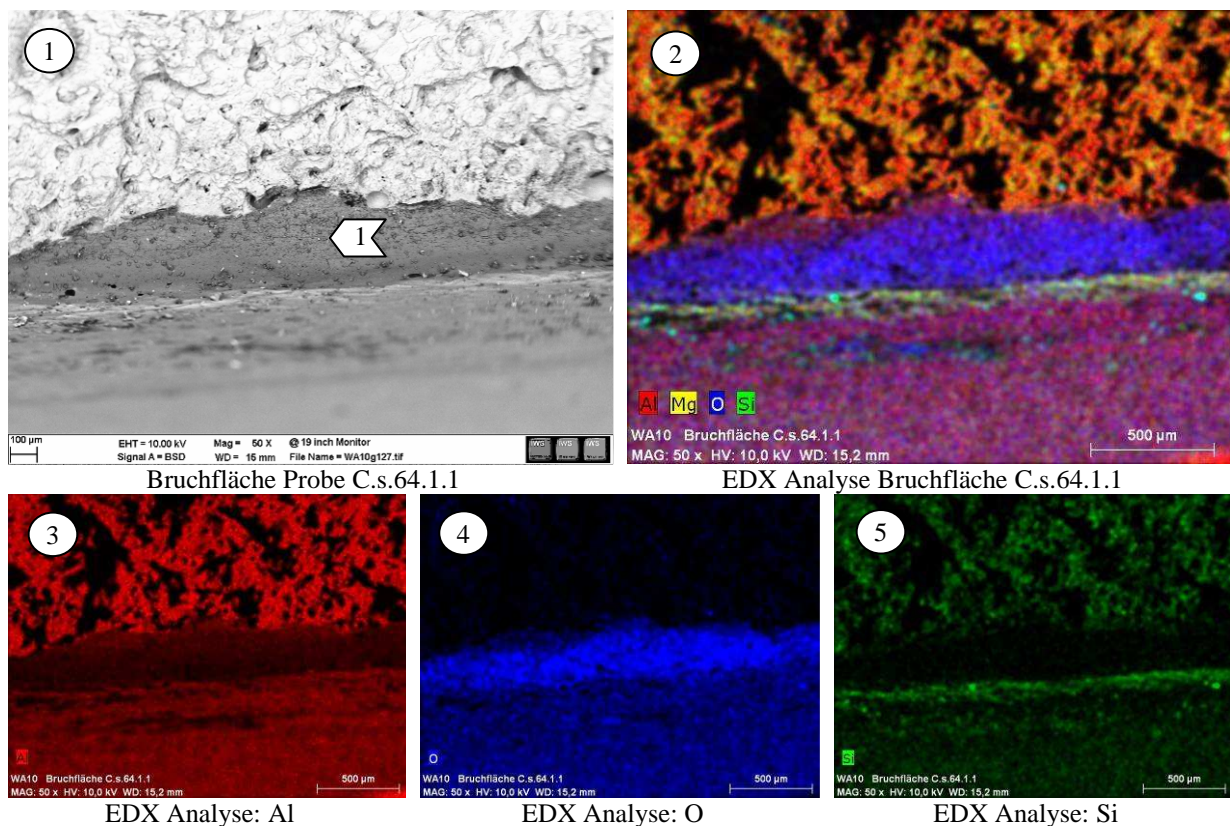


Abbildung 78: EDX Analyse der Bruchfläche - C.s.64.1.1
1: Oxidschicht

In Abbildung 79 ist im linken Bild ein Detail der Oxidschicht aus Abbildung 78 zu sehen. Es zeigen sich weiße, rundliche Aluminiumpartikel, welche auf der Oxidschicht verteilt sind. Im rechten Bild der Abbildung 79 ist ein Linescan über das Partikel und die Oxidschicht zu sehen, die roten Linie kennzeichnet den Aluminiumgehalt und die grüne Linie den Sauerstoffgehalt.

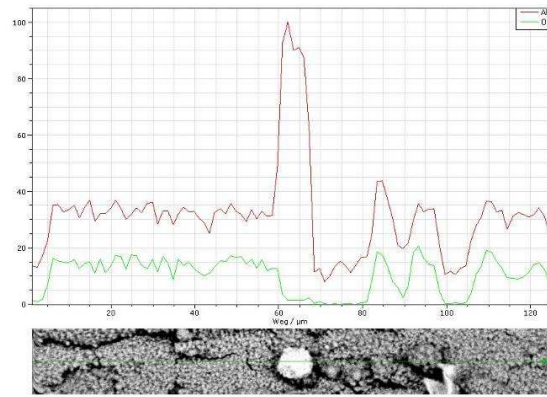
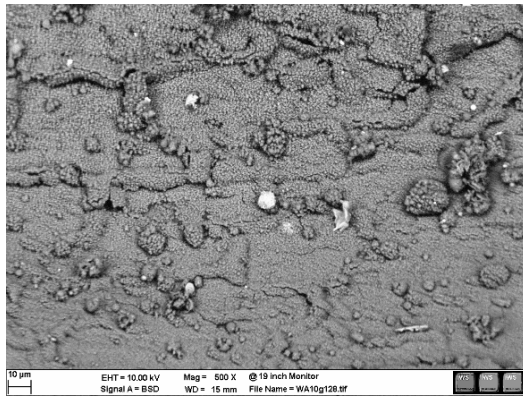
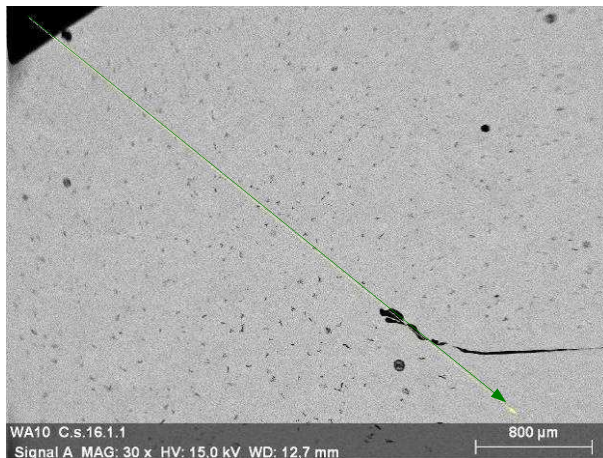


Abbildung 79: Al-Partikel auf Oxidschicht - C.s.64.1.1

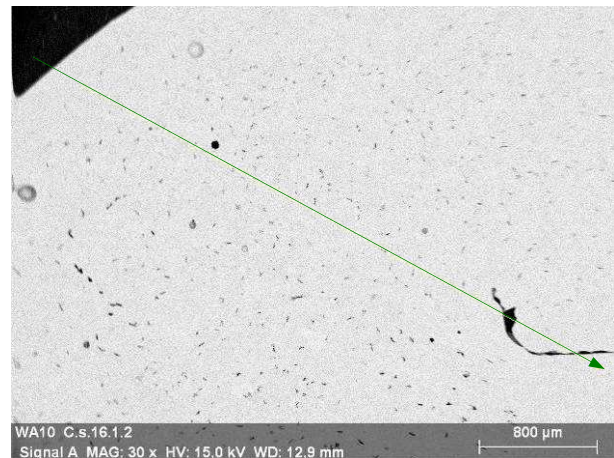
Beobachtet man den Sauerstoff- und Aluminiumgehalt der Schicht, so ist zu sehen, dass der Gehalt annähernd konstant ist, Abbildung 79. Bei Erreichen des Partikels sinkt der Sauerstoffgehalt und der Aluminiumgehalt steigt, d.h. die weißen Partikeln bestehen aus Aluminium die vermutlich durch den Schweißprozess in Form von kleinen Spritzern auf die Oxidschicht gekommen sind.

3.1.5.3 EDX – Analyse Proben mit / ohne Wurzelkerbe

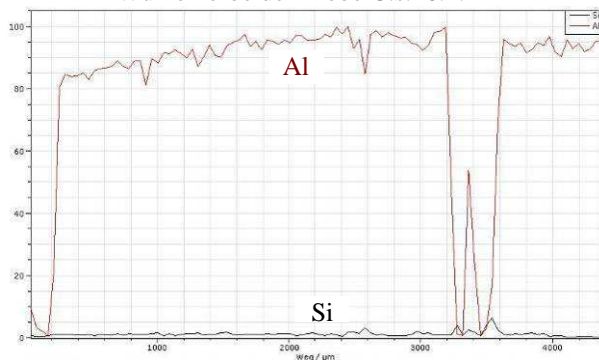
Um Unregelmäßigkeiten in der Verteilung von Silizium und Aluminium im Schweißnahtquerschnitt zu untersuchen, wird nachfolgend an Proben mit Wurzelkerbe und ohne Wurzelkerbe EDX Analysen durchgeführt.



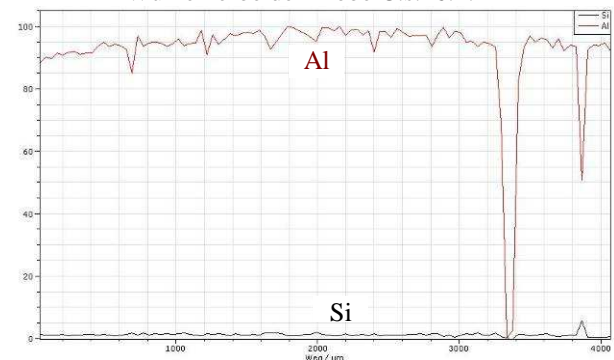
Wurzelkerbe der Probe C.s.16.1.1



Wurzelkerbe der Probe C.s.16.1.2



EDX Analyse von Si und Al – C.s.16.1.1

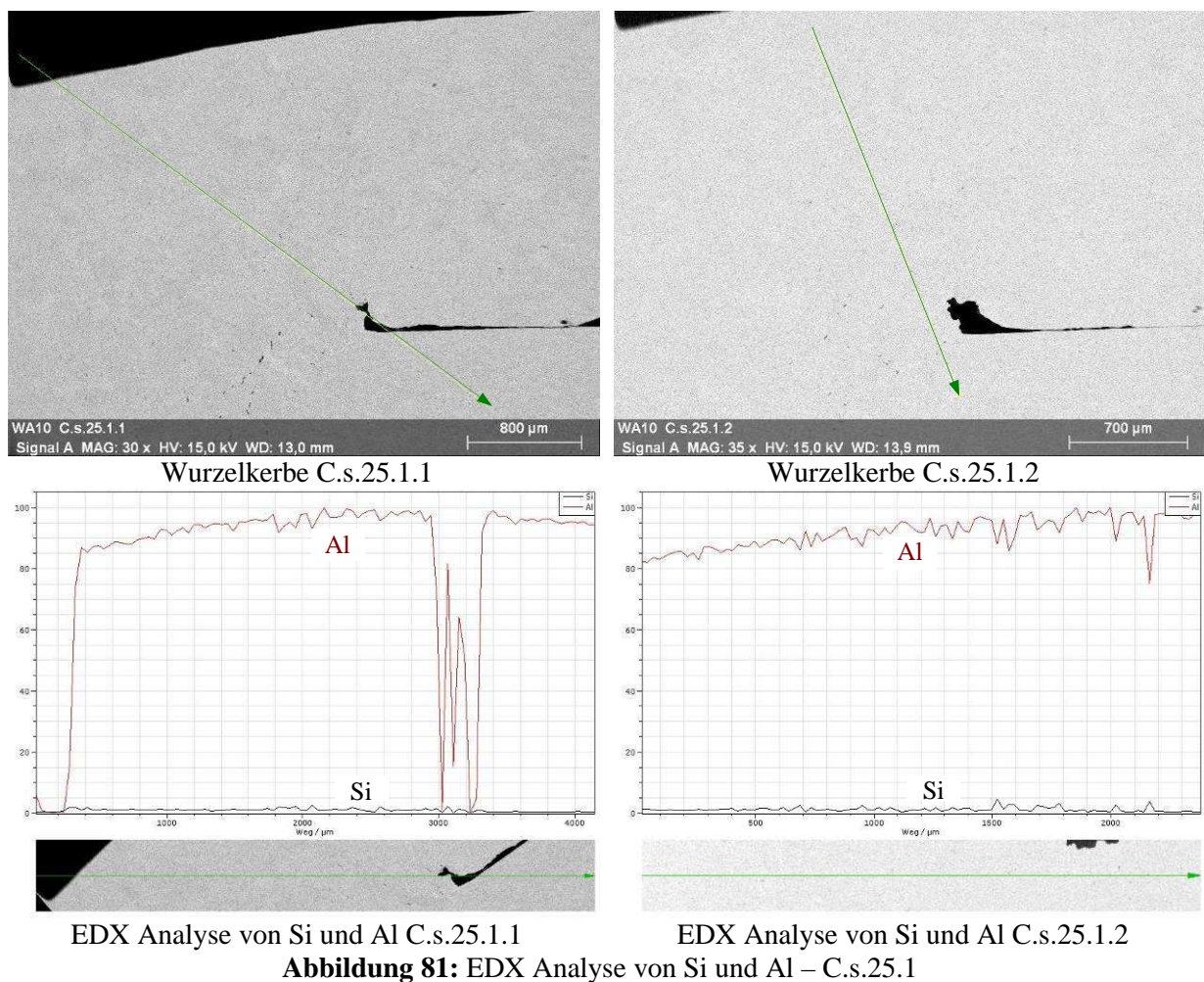


EDX Analyse von Si und Al – C.s.16.1.2

Abbildung 80: EDX Analyse von Si und Al – C.s.16.1

Abbildung 80 zeigt zwei Schlitze aus einer Schweißnaht mit der dazugehörigen EDX Analyse (Linescan). Die EDX Analyse wird von der Schweißnahtoberfläche Richtung Wurzelkerbe durchgeführt, in Abbildung 80 als grüner Pfeil dargestellt. Es ist zu sehen, dass die Siliziumverteilung über die gesamte Messstrecke annähernd gleich ist. Die Aluminiumverteilung nimmt von der Schweißnahtoberfläche Richtung Wurzelkerbe geringfügig zu.

In Abbildung 81 ist die EDX Analyse eines weiteren Schliffes (C.s.25.1) zu sehen. Wiederum ist zu sehen dass die Siliziumverteilung entlang der Messstrecke gleichmäßig ist. Der Aluminiumanteil nimmt wie bei der vorherigen Untersuchung entlang der Messstrecke geringfügig zu.



Da die Siliziumverteilung entlang der Messstrecke nicht abnimmt, kann festgestellt werden, dass im Bereich der Wurzelkerbe der kritische Siliziumanteil für Heißrisse von ca. 1% für Heißrisse nicht erreicht wird und somit ausgeschlossen werden kann, dass die Wurzelkerbe durch Siliziumverarmung entsteht, siehe dazu die Abbildung 31 auf S. 27.

Aus den Ergebnissen des Scherzugversuchs und der Lichtmikroskopie geht hervor, dass der Hauptparameter für die Wurzelkerbenausbildung der Spalt ist. Um die Einflüsse des Spaltes zu analysieren, wird nachfolgend an einer Probe mit Spalt eine EDX Analyse des Si und Al Anteils durchgeführt, als auch der Wurzelbereich vergrößert dargestellt.

Abbildung 82 zeigt im oberen linken Bild einen Teil des Schweißnahtquerschnittes (=Schliff der nicht geätzt wurde) und im unteren linken Bild die EDX Analyse. Die zwei Bilder auf der rechten Seite zeigen eine Vergrößerung des Wurzelbereichs.

Die EDX Analyse von Si und Al zeigt wie bei den Proben ohne Spalt einen konstanten Siliziumgehalt und leicht ansteigenden Aluminiumgehalt über die Messstrecke. Die Siliziumverteilung und Aluminiumverteilung von Proben mit Spalt und ohne Spalt ist somit nahezu gleich.

Bei der Vergrößerung des Wurzelkerbenausbildungsbereichs handelt es sich wiederum um ein BSD Bild, d.h. weiße Bereiche im Bild erscheinen als schwere und schwarze Bereiche als leichte Elemente bzw. Hohlräume. Die vielen hellen (weißen) Linien in den zwei Bildern auf der rechten Seite bilden die niedrigschmelzende Phase welche sich an den Stengelkristallen ansammelt. Sie erscheinen als helle Bereiche, weil sich diese Phase hauptsächlich aus den schwierigeren Elementen Si und Fe im Vergleich zu Al zusammensetzt.

Bei der Markierung 1 handelt es sich vermutlich um einen Erstarrungsriss, da dieser eine abgerundete Struktur aufweist und an den Stengelkristallen niedrigschmelzende Phase zu erkennen ist. Bemerkenswert ist aber der Wurzelbereich. In der vergrößerten Darstellung des Wurzelbereichs ist keine Anhäufung von niedrigschmelzender Phase, wie bei den Proben ohne Spalt zu sehen. Vergleicht man den Wurzelbereich in Abbildung 82 mit der Probe, welche ohne Spalt verschweißt wurde in Abbildung 59 auf der S. 46, so ist zu sehen, dass bei der Probe ohne Spalt eine Ansammlung von niedrigschmelzender Phase im Wurzelbereich stattfindet.

Der Spalt hat somit einen Einfluss auf die Ansammlung niedrigschmelzender Phase im Wurzelbereich.

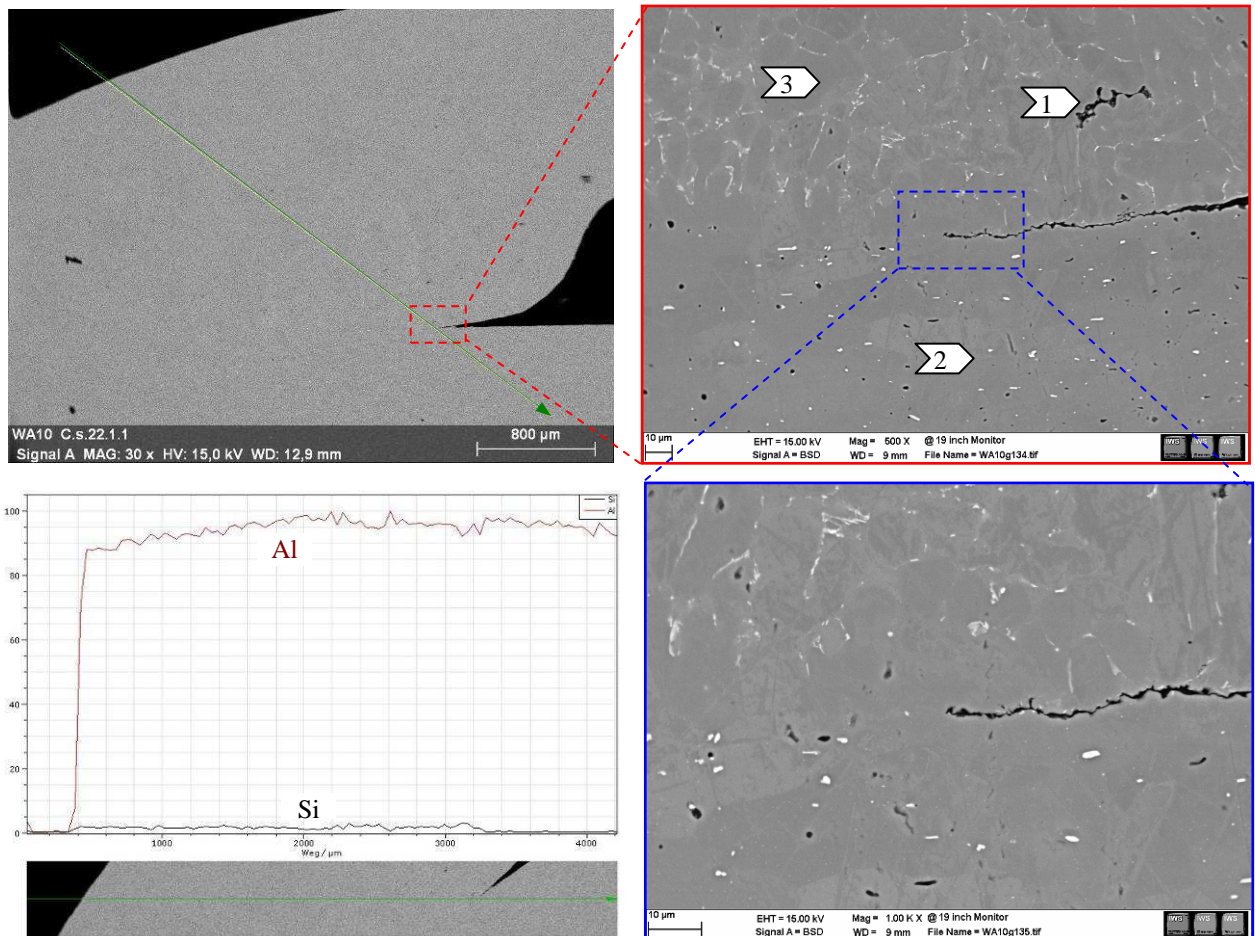


Abbildung 82: Wurzelbereich einer Probe mit Spalt mit EDX Analyse – C.s.22.1.1
 1: Riss; 2: Grundwerkstoff; 3: Schweißgut

3.2 MIG Schweißverfahren

3.2.1 Ergebnisse Computertomographie

In Abbildung 83 ist eine computertomographische Abbildung einer MIG Schweißnaht zu sehen, die mit folgenden Einstellungen verschweißt wurde:

Schweißzusatz:	AlSi5
Schweißgeschwindigkeit:	0,4 m/min
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung NIEDRIG (Schweißstrom 80A)
Schweißkopfstellung:	10°
Spalt:	0mm

Wie bei der Untersuchung der CMT Schweißnaht wird auch hier für die detaillierte computertomographische Untersuchung nachfolgend die Wurzelkerbe im Querschnitt näher erläutert. Im rechten Bereich der Abbildung 83 befindet sich der Schweißnahtanfang und im linken Bereich das Schweißnahtende, welches durch den Endkrater gekennzeichnet ist.

Die drei größten Wurzelkerben sind markiert. Die beiden größeren befinden sich im vorderen Schweißnahtbereich wobei die größte Wurzelkerbe sich in der Nahtmitte befindet und ein Volumen von 4,494mm³ aufweist.

Es ist zu sehen, dass sich die Wurzelkerbe nahezu über die gesamte Schweißnahtlänge erstreckt und dass der Schweißnahtanfang stärker von der Wurzelkerbenbildung betroffen ist als der restliche Teil der Schweißnaht.

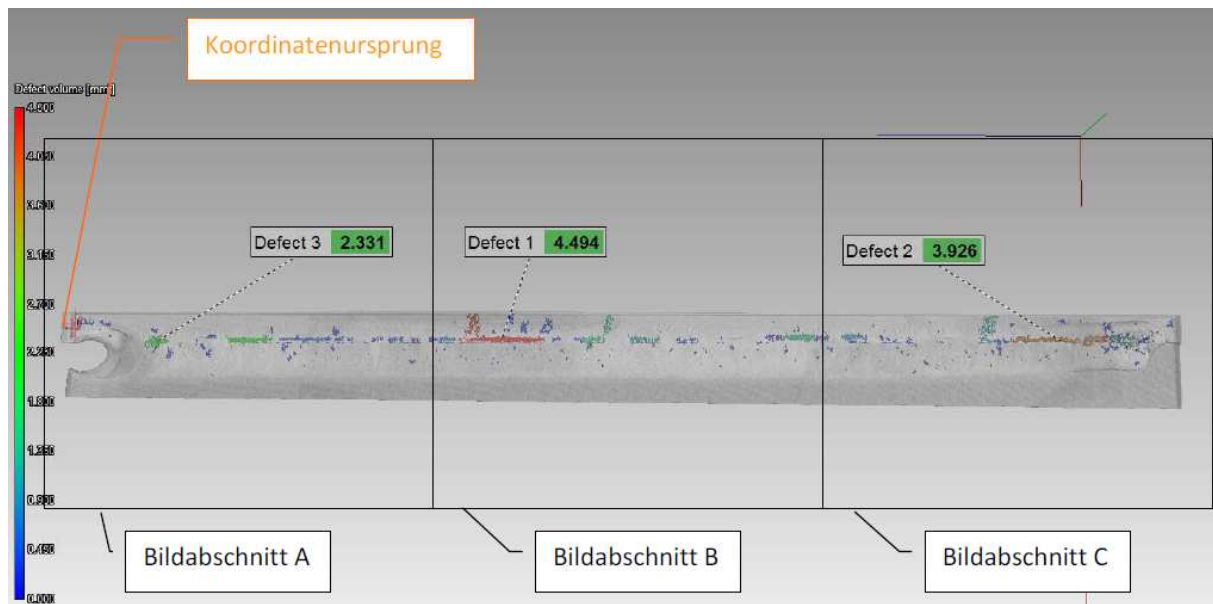
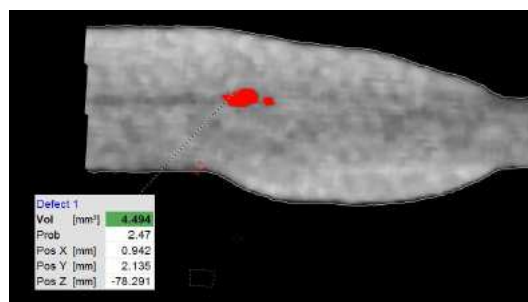


Abbildung 83: Computertomographie Draufsicht, MIG-Naht

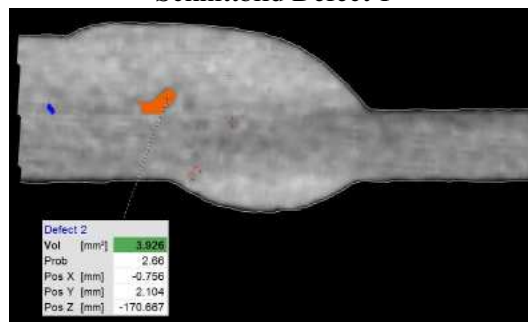
Vergleicht man die MIG Naht in Abbildung 83 mit der CMT Naht in der Abbildung 54 auf S. 43 so ist zu sehen, dass die Wurzelkerben beim MIG größer und häufiger sind. Beim CMT sind die drei größten ununterbrochenen Wurzelkerbenbereiche im Bildabschnitt C (Nahtanfang) zu sehen, Abbildung 54 auf S.43. Beim MIG Prozess sind hingegen diese über die gesamte Nahtlänge verteilt.

Bemerkenswert ist auch der große Unterschied im Wurzelkerbenvolumen, die größte Wurzelkerbe der CMT Schweißnaht beträgt $0,878\text{mm}^3$ und die der MIG Schweißnaht $4,494\text{mm}^3$, d.h. fünffach größere Wurzelkerbe bei der MIG Schweißnaht. Bei genauer Betrachtung der Abbildung 83 sind an einigen Bereichen außerhalb des Wurzelbereiches Porenansammlungen zu sehen welche möglicherweise auch Risse beinhalten.

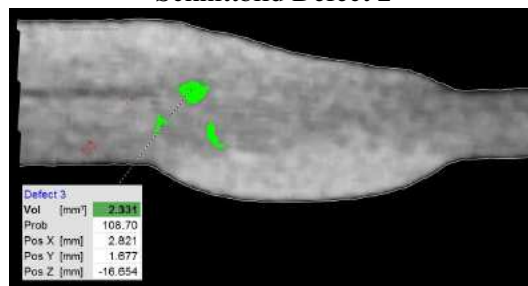
Abbildung 84 zeigt die drei größten Wurzelkerben im Querschnitt. Auffallend ist das Schnittbild Defect 3 aus Abbildung 84, wo drei Bereiche als Wurzelkerbe markiert sind, obwohl die Verbindung zwischen denen im Bild nicht zu sehen ist. Zurückzuführen ist das auf die verwickelte Form der Wurzelkerbe die sich dreidimensional im Bauteil ausbreitet.



Schnittbild Defect 1



Schnittbild Defect 2



Schnittbild Defect 3

Abbildung 84: Computertomographie der Wurzelkerbe im Querschnitt

3.2.2 Ergebnisse Lichtmikroskopie

In Abbildung 85 ist ein Querschliff einer Probe mit ALODINE Beschichtung zu sehen, die ohne Spalt verschweißt wurde. Die weiteren Schweißparameter dieser Probe sind:

Schweißzusatz:	AlSi5
Schweißgeschwindigkeit:	0,4 m/min
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH = 96A
Schweißkopfstellung:	30°
Spalt:	0mm

Die Details, Abbildung 85 (2, 3) zeigen schwarze Bereiche und graue Bereiche. Bei den ersteren handelt es sich um Hohlräume (Markierung 1), bei den grauen Bereichen um niedrigschmelzende Phase die sich an den Stengelkristallen ansammelt (Markierung 2).

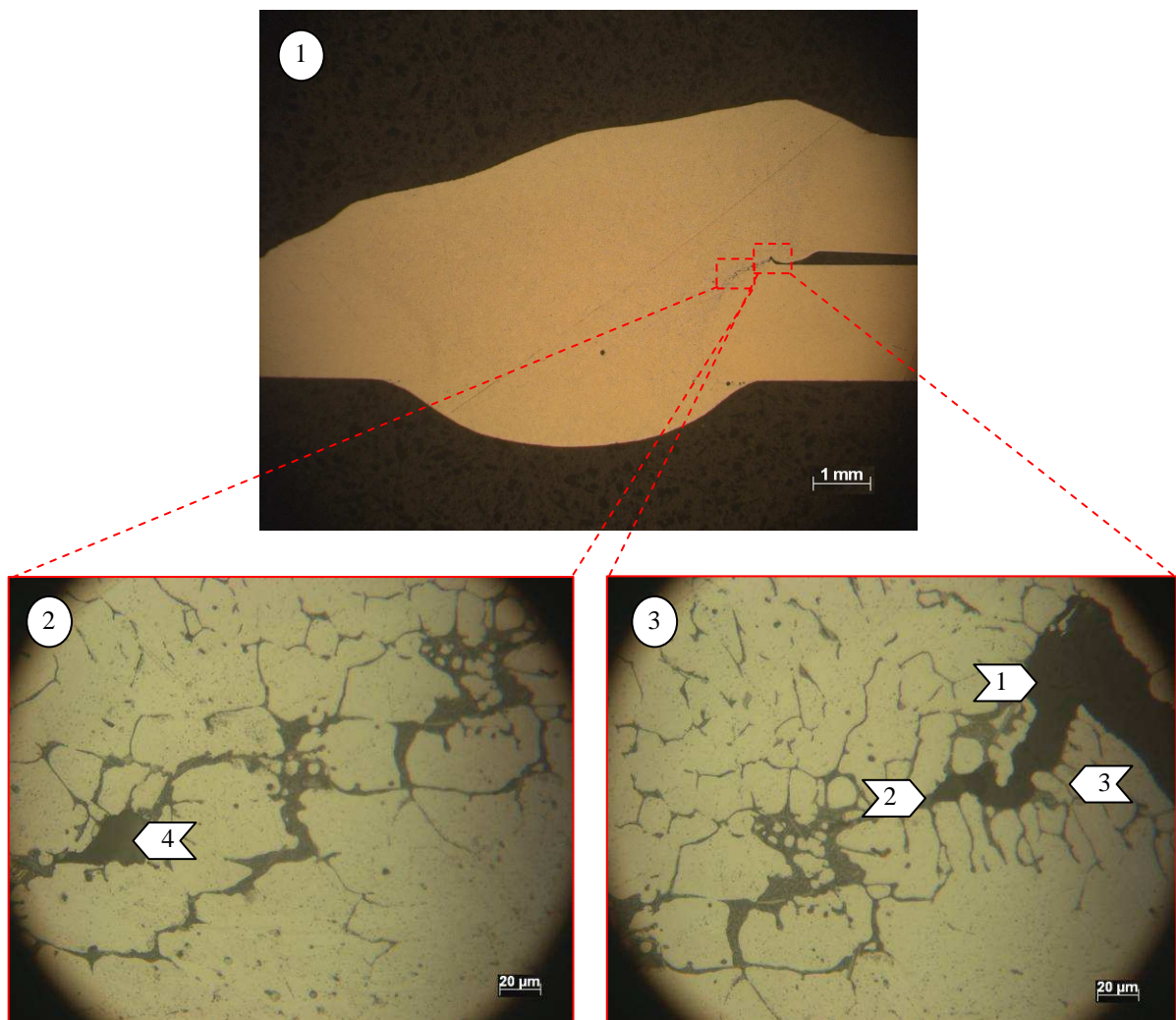


Abbildung 85: Ausgebildete Wurzelkerbe - M.s.27.1.2

1: Wurzelkerbe; 2: Wurzelkerbenende; 3: Stengelkristalle; 4: Hohlraum

Abbildung 85 (3) zeigt, dass die Wurzelkerbe zwischen den Stengelkristallen verläuft und der Kerbenverlauf bei Markierung 2 gestoppt wird. Weiters sind Stengelkristalle zu sehen (Markierung 3),

die bedingt durch die Wärmeabfuhr in einem rechten Winkel an die Wurzelkerbe anstoßen. Bemerkenswert ist, dass es außerhalb des Wurzelkerbenbereichs ebenfalls zur Bildung von Hohlräumen gekommen ist, siehe Markierung 4 in Abbildung 85 (2).

Abbildung 86 (1, 2) zeigt zwei Querschliffe, die mit den gleichen Einstellungen verschweißt wurden. Abbildung 86 (1) hat keinen und Abbildung 86 (2) hat einen Spalt. Wie bei der CMT Schweißnaht, zeigen die Probe der MIG Schweißnaht mit Spalt keine Wurzelkerbe, die Probe ohne Spalt eine Wurzelkerbe.

In Abbildung 86 (3) ist der Verlauf der Wurzelkerbe zu sehen: Der Ausgangsbereich der Wurzelkerbe wurde vermutlich durch eine nachfließende, niedrigschmelzende Phase ausgefüllt, siehe Markierung 1. Verfolgt man die Ansammlung niedrigschmelzender Phase vom Ausgangspunkt der Wurzelkerbe, so kommt man zu den ersten Hohlräumen, die durch die niedrigschmelzende Phase nicht ausgefüllt wurden, siehe Markierung 2.

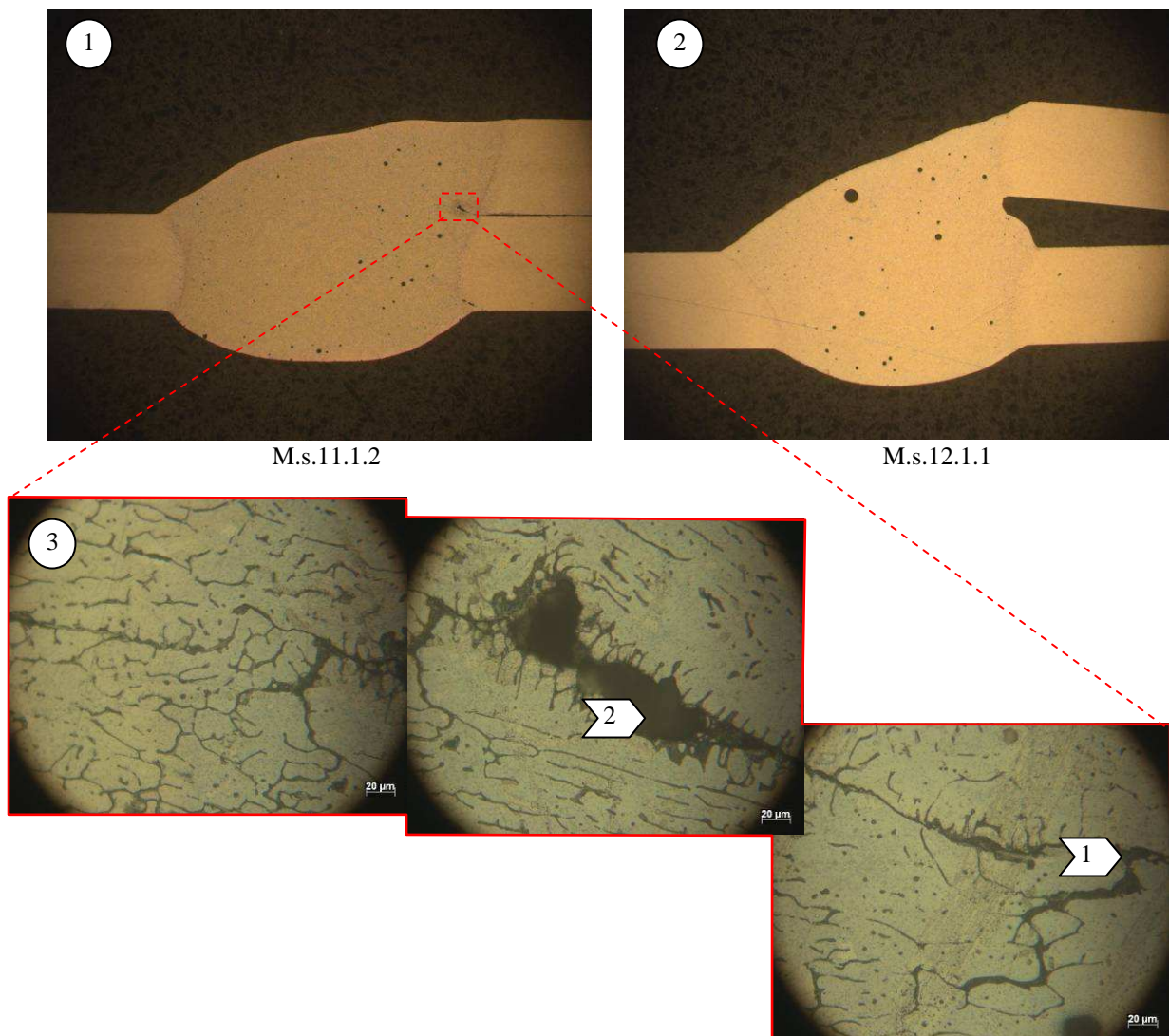


Abbildung 86: Vergleich Probe mit Spalt und ohne Spalt
1: Ausgeheilte Wurzelkerbe; 2: Hohlraum

3.2.3 Ergebnisse Scherzugversuch

Die Prüfung der MIG Schweißproben erfolgte auf die gleiche Weise, wie jene der CMT Schweißproben. Die Hauptparameter waren wiederum Spalt, Schweißkopfstellung, Wärmeeinbringung und Beschichtung. Geometrische Veränderungen, wie z.B. Fase wurden nicht unternommen, auch ein Schleifen der Bleche wurde nicht durchgeführt. Die Schweißgeschwindigkeit von 0,4m/min ist die gleiche, wie beim CMT Prozess, nur die Wärmeeinbringungsstufen HOCH und NIEDRIG sind nicht die gleichen da der MIG Prozess höhere Stromstärken erfordert als der CMT Prozess. Zu erwähnen ist ebenfalls, dass nur 2,0mm Bleche untersucht wurden, 1,15mm Bleche konnten mit dem MIG Prozess, aufgrund Lichtbogenunstabilität nicht verschweißt werden.

In Diagramm 9 sind die Ergebnisse der Scherzugversuche für 2,0mm Bleche zu sehen. Die Schweißversuche wurden mit folgenden Einstellungen durchgeführt:

Schweißzusatz:	AISI5
Blechdicke:	2,0 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung HOCH = 96A
	Wärmeeinbringung NIEDRIG = 85A

Die Ergebnisse in Diagramm 9 zeigen, dass der Spalt wiederum der Haupteinflussfaktor auf die max. Zugkraft und Wurzelkerbenbildung ist. Die Erhöhung der Spaltbreite von 0mm auf 1,1mm führt zu einer Maximierung der ertragbaren Zugkraft und wie bei der Lichtmikroskopie bereits berichtet, zur Vermeidung der Wurzelkerbenbildung. Wie bei den CMT Proben ist auch bei den MIG Proben zu sehen, dass bei keiner Probe die mit einem Spalt verschweißt wurde, Wurzelkerben eingetreten sind.

Die Proben mit ALODINE Beschichtung erreichten um etwa 25% höhere Zugfestigkeit als Proben mit TAF Beschichtung. Aber nicht nur die Zugfestigkeit bei ALODINE Blechen ist höher, sondern auch die in den Schliffen ausgemessenen Wurzelkerben sind kürzer, Diagramm 9.

Beim Vergleich der Proben bezüglich Schweißkopfstellung (10° mit 30°) ist zu sehen, dass 10° etwas besser bezüglich Zugkraft ist, vergleiche M.s.26.1 mit M.s.28.1. Die Schweißkopfstellung von 10° wirkt sich stärker auf die ALODINE Bleche aus als auf TAF Bleche, d.h. beim Schweißen von ALODINE Blechen mit MIG Prozess ist es von Vorteil auf die Schweißkopfstellung zu achten.

Es ist zu erwähnen, dass die Kerbenlänge in Diagramm 9 den Maximalwert aus zwei entnommen Querschliffen darstellt. In der computertomographischen Untersuchung ist zu sehen, dass die Kerbenlänge stark schwankt, die Kerbe kann somit in der Scherzugprobe größer, als auch kleiner sein als der angegeben Wert in Diagramm 9.

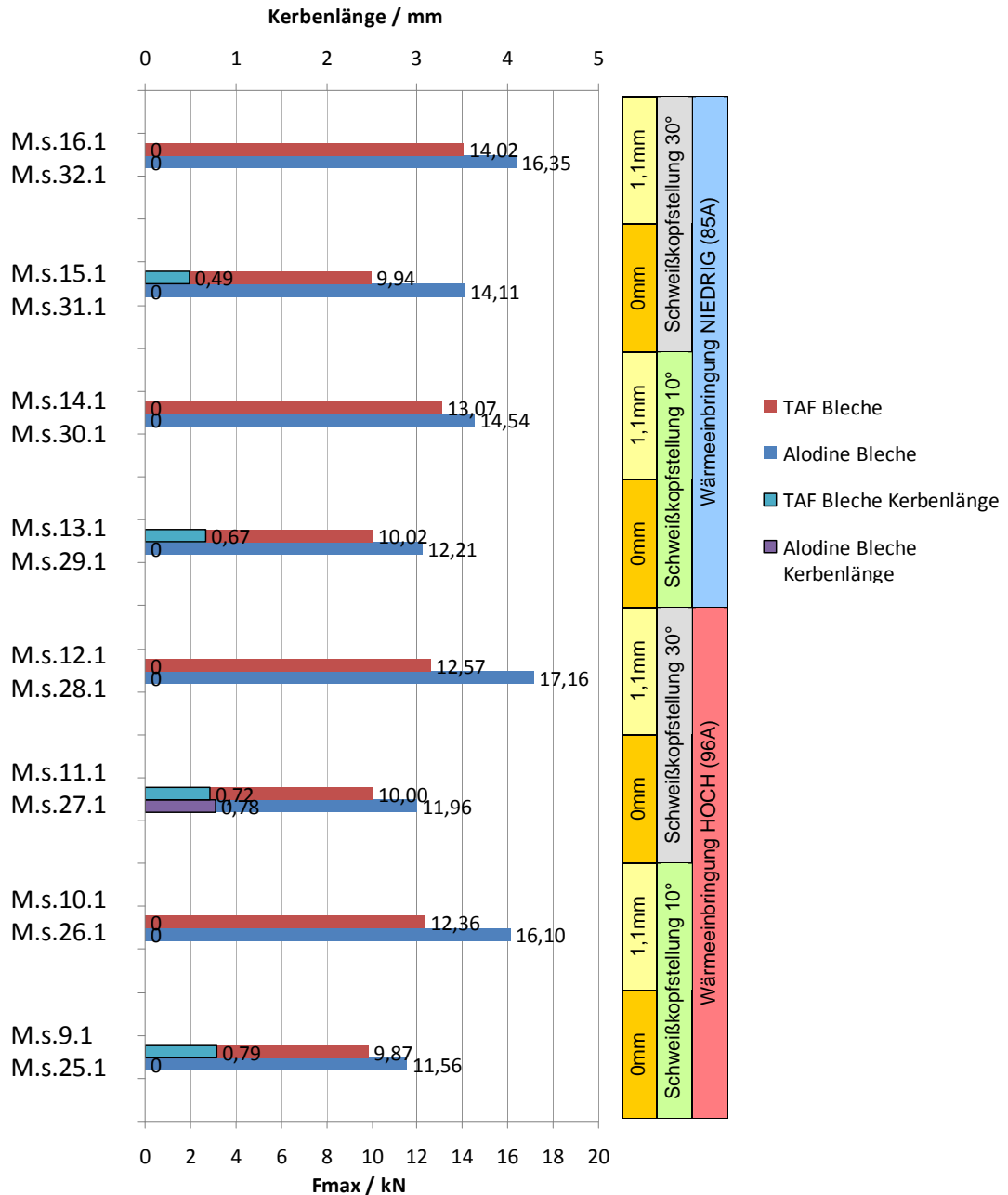


Diagramm 9: Ergebnisse aus Scherzugversuch für Blechdicke 2,0 mm und MIG Schweißverfahren

Vergleicht man die Wärmeeinbringung von Proben ohne Spalt, so erreichen Alodine beschichtete Proben mit niedriger Wärmeeinbringung um 10% höhere Zugkräfte als jene mit hoher Wärmeeinbringung. Bei TAF Blechen ohne Spalt ist die Wärmeeinbringung wiederum unbedeutend.

Bei ALODINE Proben mit Spalt, ist hingegen eine hohe Wärmeeinbringung bezüglich Zugkraft besser, obwohl in den meisten Fällen eine niedrige Wärmeeinbringung besser war. Zurückzuführen ist das auf die relativ geringe Einbrandtiefe bei niedrigerer Wärmeeinbringung (teilweise Bruch in der Anbindung Schweißgut-unteres Blech).

In Abbildung 87 ist der Vergleich von zwei Schliffen zu sehen welche mit dem MIG Prozess verschweißt wurden. Das linke Bild zeigt einen Querschliff mit niedriger Wärmeeinbringung, das rechte Bild ist mit hoher Wärmeeinbringung. Bei letzterem ist der Einbrand deutlich größer. Die Zugkräfte dieser beiden Scherzugproben sind in Diagramm 9 dargestellt.

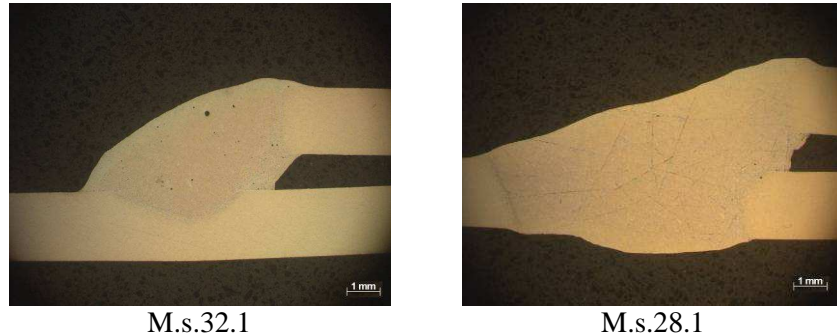


Abbildung 87: Vergleich niedrige mit hohe Wärmeeinbringung, MIG geschweißt

3.2.4 Ergebnisse Rasterelektronenmikroskope (REM)

Eine REM Untersuchung wurde an einer TAF Probe, ohne Spalt, welche mit dem MIG Prozess verschweißt wurde durchgeführt (M.s.13.1.1). Die Probe in Abbildung 88 wurde mit folgenden Einstellungen verschweißt:

Schweißzusatz:	AISi5
Beschichtung:	TAF
Schweißgeschwindigkeit:	0,4 m/min
Blechdicke:	2 mm
Stromstärke:	Wärmeeinbringung NIEDRIG = 85A
Schweißkopfstellung:	10°
Spalt:	0mm

Abbildung 88 (1) zeigt die Bruchfläche der Probe M.s.13.1.1 mit den dazugehörigen EDX Analysen Abbildung 88 (2-5). Betrachtet man die Abbildung 88 (1), so ist zu sehen dass die Wurzelkerbe sehr tief in das Schweißgut geht wodurch die Kerbenoberfläche nicht deutlich zu sehen ist.

Die Aluminiumverteilung in Abbildung 88 (3) ist annähernd gleich. Bemerkenswert ist dass auf der Wurzelkerboberfläche keine größeren Oxidschichten zu sehen sind, obwohl es sich um ein TAF Blech handelt. Das zeigt auch die Sauerstoffverteilung im Wurzelkerbenbereich welche annähernd gleichmäßig ist, Abbildung 88 (4).

Vergleicht man die Bruchfläche in Abbildung 88 (1) mit der Bruchfläche in Abbildung 75 (1) auf S. 67 (C.s.58.6.2) welche mit dem CMT Prozess verschweißt wurde, so ist in Abbildung 75 eine Wurzelkerbe zu sehen, auf der sich eine Oxidschicht befindet welche in Abbildung 88 jedoch nicht in diesen Maß vorhanden ist.

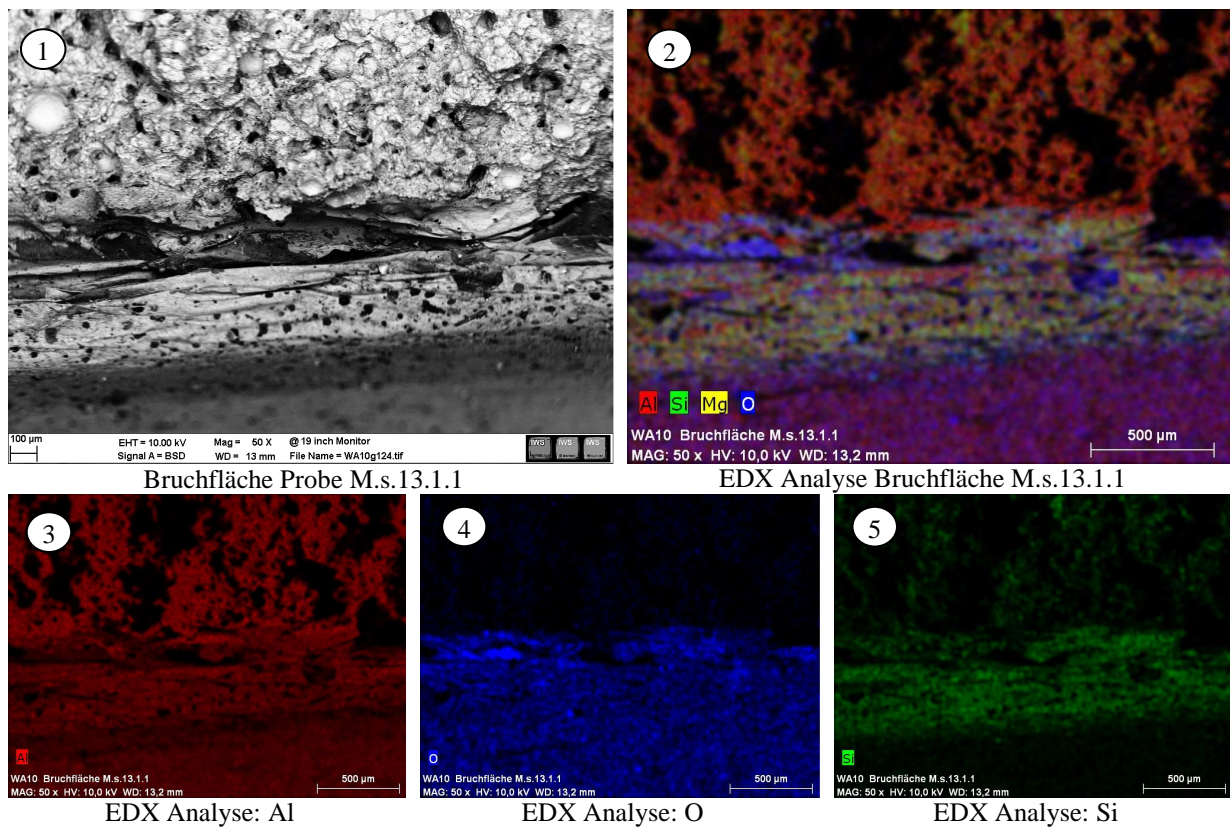


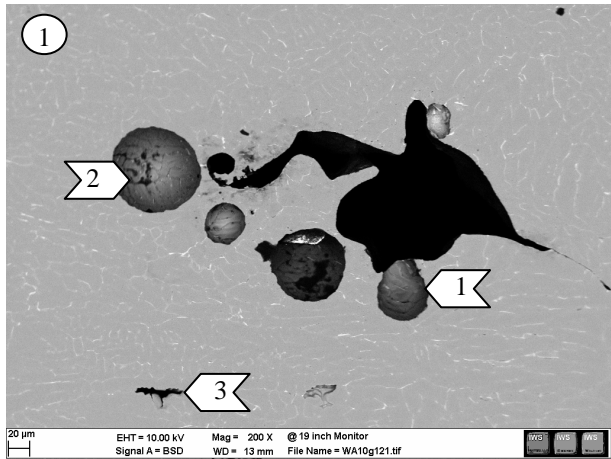
Abbildung 88: EDX Analyse Bruchfläche - M.s.13.1.1

Die Siliziumverteilung in Abbildung 88 (5) ist im unteren Bereich der Wurzelkerbe ausgeprägter. Die Anhäufung vom Silizium in der Wurzelkerbe deutet wieder darauf hin, dass die Kerbe in der niedrigschmelzenden Phase entlang den Stengelkristallen entstanden ist.

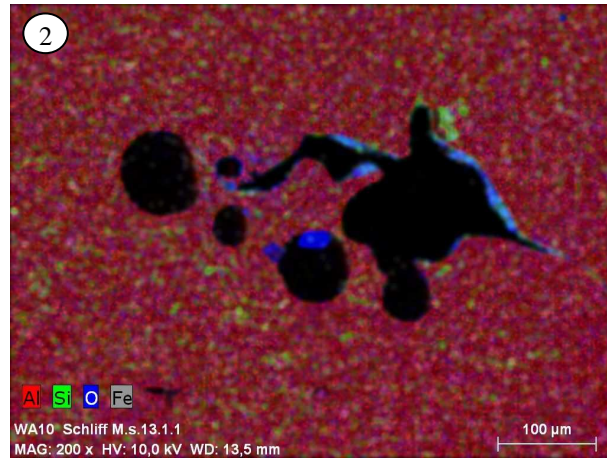
Abbildung 89 (1-5) zeigt den metallografischen Querschliff mit der dazu gehörigen EDX Analyse. In Abbildung 89 (1) sind einige Poren zu sehen die mit der Wurzelkerbe verbunden sind. In den Poren sind schwarze Bereiche ungleichmäßiger Struktur zu sehen, bei denen es sich vermutlich um Erstarrungsrisse handelt, die mit der Wurzelkerbe verbunden sind.

Bei genauer Betrachtung der Markierung 3 ist zu sehen, dass es sich um einen Hohlraum handelt der zwischen den Stengelkristallen liegt, d.h. vermutlich Erstarrungsrisse oder interdendritische Pore, vgl. Abbildung 40 S.32.

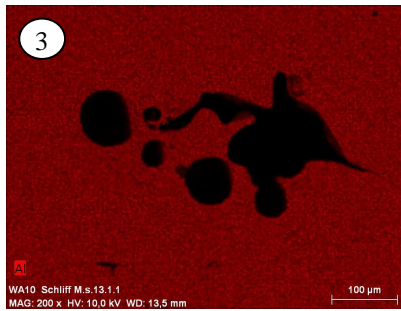
In Abbildung 89 (3) ist zu sehen, dass die Aluminiumverteilung gleichmäßig ist. An den Flanken der Wurzelkerbe ist eine leichte Anhäufung von Sauerstoff und Silizium zu sehen, Abbildung 89 (4, 5).



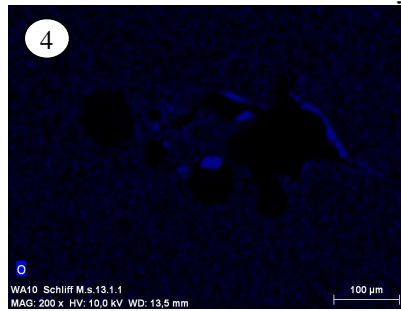
Schliffbild Probe M.s.13.1.1



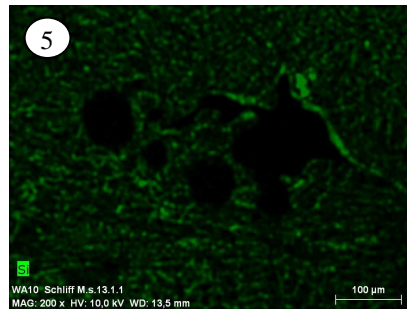
EDX Analyse Schliffbild Probe M.s.13.1.1



EDX Analyse: Al



EDX Analyse: O



EDX Analyse: Si

Abbildung 89: EDX Analyse metallografischer Schliff - M.s.13.1.1

1: Pore; 2: Risse in Pore; 3: Riss oder Pore

3.3 Vergleich Ergebnisse Scherzugversuch CMT mit MIG

Die Ergebnisse aus dem Scherzugversuch im Kapitel CMT und MIG werden hier zum Vergleich nochmals dargestellt. Es handelt sich um Schweißverbindungen von 2mm dicken TAF und ALODINE Blechen.

Diagramm 10 zeigt, dass der MIG Prozess stets höhere Zugkräfte und kleinere Wurzelkerben, als der CMT Prozess erreicht. Bei Schweißproben mit Spalt sind die Unterschiede zwischen CMT und MIG in der Zugkraft sehr gering. Zu großen Unterschieden kommt es bei den Proben ohne Spalt, wo die Proben des MIG Prozesses um ca. 25% größere Zugfestigkeiten erreichen, als die des CMT Prozesses.

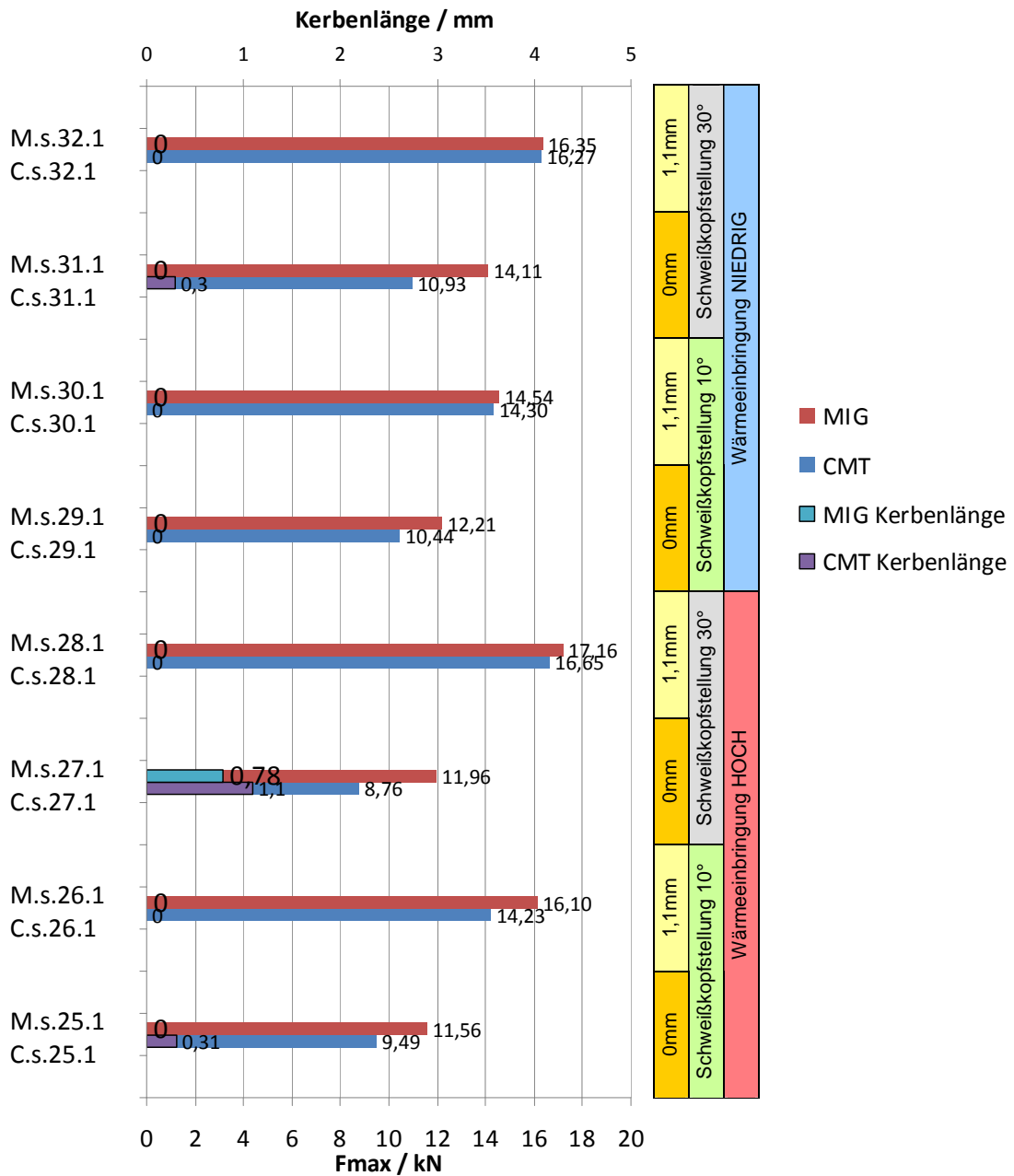
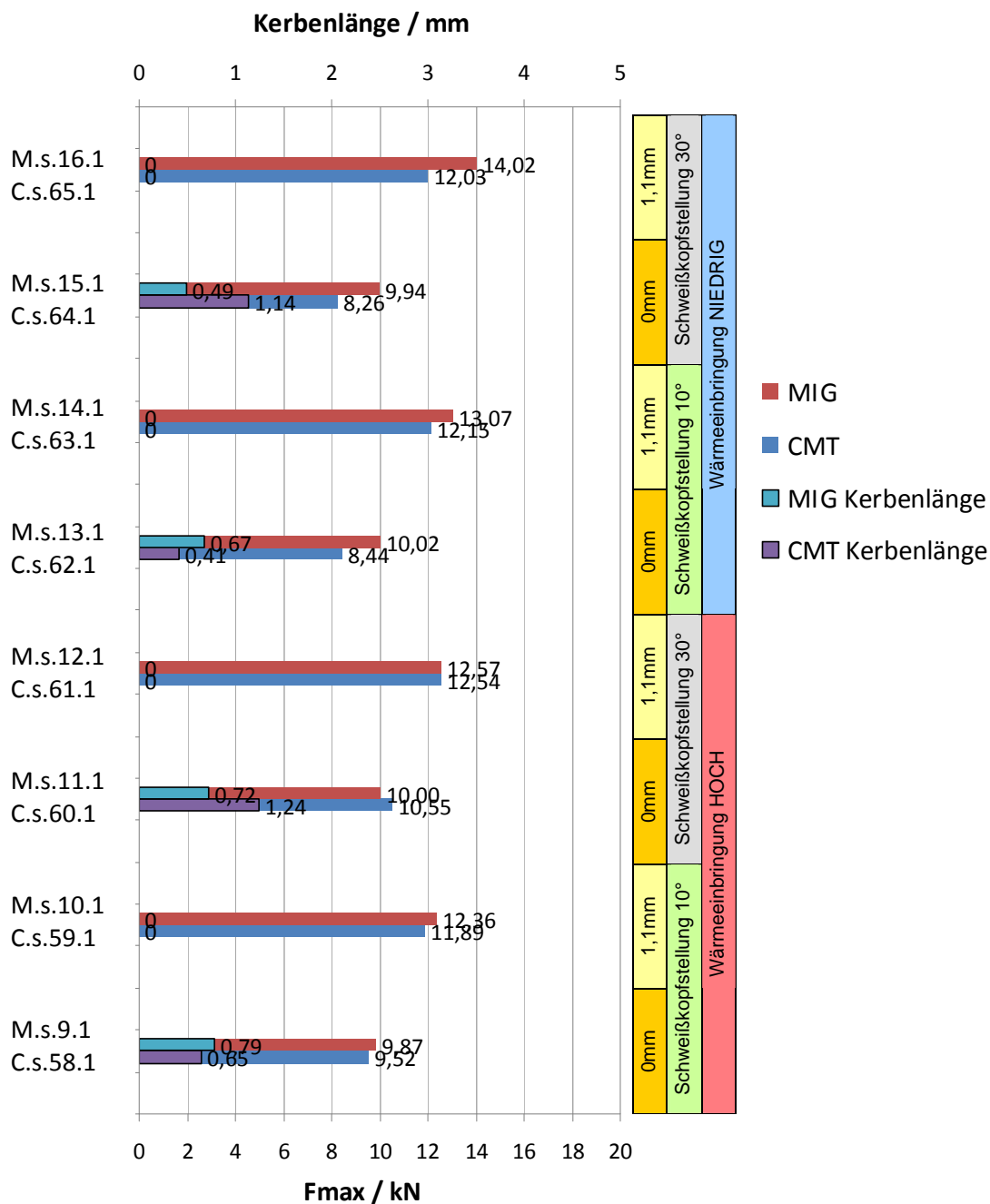


Diagramm 10: Vergleich CMT mit MIG für ALODINE Bleche

Im Diagramm 11 sind die Vergleiche zwischen CMT und MIG für TAF Bleche zu sehen. Bei Proben ohne Spalt erreicht der MIG Prozess 10% höhere Zugkräfte als der CMT Prozess, bei Proben mit Spalt 5% höhere Zugkräfte.



Die höheren Zugkräfte des MIG Prozesses bezogen auf CMT, sind vermutlich auf die Schweißnahtüberhöhung des MIG zurückzuführen. Diese wurde in den Schliften der MIG-Proben beobachtet (dadurch etwas größere tragende Höhe der Schweißnaht).

4 Diskussion

In diesem Kapitel werden mögliche Ursachen für die Entstehung der Wurzelkerbe als auch Verformungsbeanspruchungen des Überlappstoßes und fertigungstechnische Möglichkeiten zur Spaltfertigung diskutiert.

Gemäß dem Erscheinungsbild im Lichtmikroskop als auch den Ergebnissen aus den EDX Analysen handelt es sich bei der Wurzelkerbe vermutlich um Heißrisse. Indizien dafür sind Stengelkristalle, die an die Wurzelkerbe anstoßen, Ansammlung interdendritischer Phase im Wurzelkerbenbereich und Silizium auf der Wurzelkerbenoberfläche (Si bildet mit Al niedrigschmelzende Phase). Aber auch andere Effekte, wie die Oberflächenspannung bzw. Badströmung der Schmelze im Spalt, und der günstigere Spannungszustand bei Vorliegen eines Spaltes haben Einfluss auf die Wurzelkerbe.

In Abbildung 90 ist als Prinzipskizze eine Schweißverbindung mit Spalt und ohne Spalt dargestellt. Die strichlierte Linie zeigt die Bleche im durch Wärmeeinbringung ausgedehnten Zustand, die volle Linie zeigt die Form der Bleche nach der Abkühlung. Während der Abkühlung schrumpfen die Bleche und die Schweißnaht wird gedehnt. Bei den Proben mit Spalt ist zu sehen, dass sich zwischen oberem und unterem Blech ein Schweißgut befindet, welches die Schrumpfungen beider Bleche mitmachen kann. Das Schweißgut wirkt, wie eine Feder zwischen den Blechen, welches die Schrumpfungen ausgleicht. Ist hingegen kein Spalt vorhanden, ist kein Schweißgut vorhanden, welches die Schrumpfungen aufnimmt und es kommt zu einer Wurzelkerbe. Somit ist die Schweißnahtverformung mit Spalt günstiger als ohne Spalt.

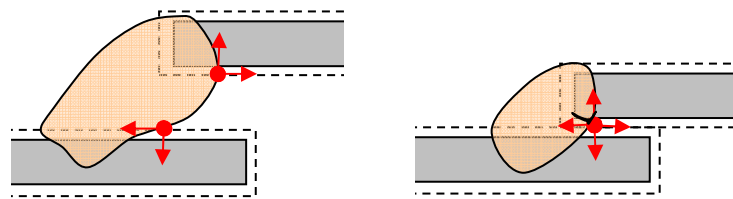


Abbildung 90: Vergleich Schweißnahtverformung
links: Probe mit Spalt; rechts: Probe ohne Spalt

Eine weitere Ursache, welche möglicherweise positiv auf die Minimierung der Wurzelkerbe wirkt, ist der Spannungszustand während dem Schweißen, Abbildung 91. Betrachtet man das obere Blech bei Verbindungen ohne Spalt, so ist zu sehen, dass eine Verformung, bedingt durch das Schweißen, nur nach oben möglich ist. Bei Verbindungen mit Spalt ist eine Verformung nach unten und nach oben möglich, dadurch stellt sich ein günstiger Spannungszustand ein.

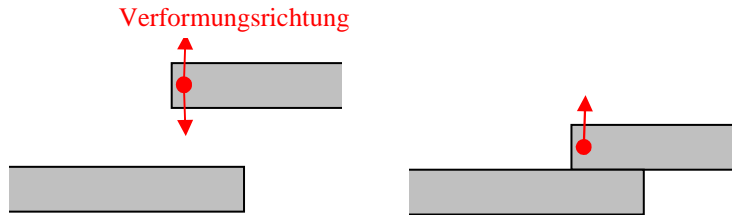


Abbildung 91: Verformungsoptionen des oberen Bleches

Ein weiterer Effekt als mögliche Ursache für die Wurzelkerbe, ist die Oberflächenspannung des Schweißgutes zwischen den Spalt, Abbildung 92. Betrachtet man die Probe mit Spalt so ist zusehen, dass das Schweißgut eine rundliche Form bildet, was auf die Oberflächenspannung der Schmelze zurückzuführen ist. Ist der Spalt klein, so reicht die Oberflächenspannung nicht aus eine rundliche Form zu bilden und die Oberflächenspannung bricht zusammen (Schweißgut implodiert) und es entsteht eine Wurzelkerbe.

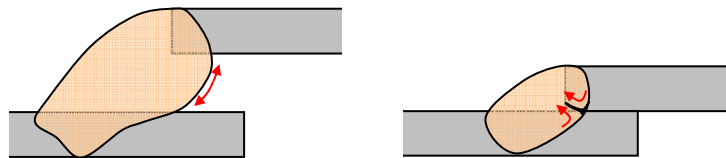


Abbildung 92: Einfluss der Oberflächenspannung

Fertigungstechnische Möglichkeiten zur Spaltfertigung:

Neben den schweißtechnischen Parametern zur Wurzelkerbenminimierung wie z.B. niedrige Wärmeinbringung, niedrige Schweißgeschwindigkeit und der Oberflächenbehandlung, wie ALODINE Beschichtung, ist die Spaltgröße der entscheidende Faktor zur Wurzelkerbenvermeidung. Eine Möglichkeit den Spalt zu fertigen sind Buckel, die an das untere oder obere Blech mittels Tiefziehen gefertigt werden. Eine weitere Methode der Spaltfertigung ist das Abrunden des unteren Bleches durch Biegeumformen, aber auch mittels Auftragsschweißen könnten Buckel gefertigt werden. Welche von den Fertigungsarten die günstigste ist, hängt stark von den fertigungstechnischen Bedingungen ab.

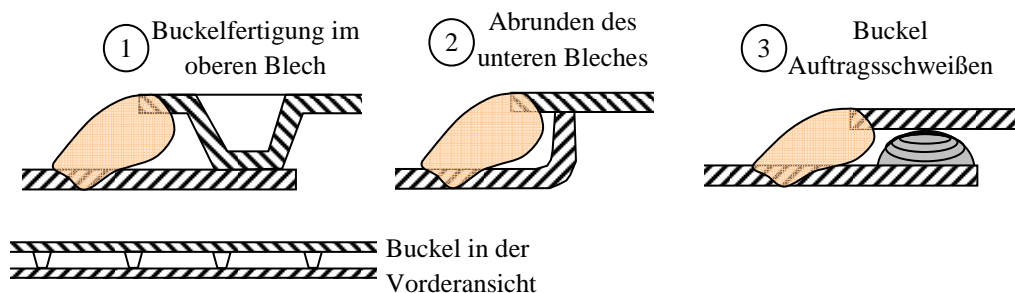


Abbildung 93: Spaltfertigung

5 Zusammenfassung

Aus den computertomographischen Untersuchungen wurde festgestellt, dass sich Wurzelkerben nahezu über die gesamte Schweißnahtlänge erstrecken und dass Wurzelkerben beim CMT als auch MIG Prozess vorkommen.

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen der Schlitze zeigten Stengelkristalle, die in einem rechten Winkel an die Wurzelkerbe anstoßen, sowie Ansammlungen interdentritischer Phase im Wurzelkerbenbereich. Weiters wurde eine Wurzelkerbe nur an Blechen, welche ohne Spalt verschweißt wurden, beobachtet.

Mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie (EDX Energiedispersive Röntgenanalyse) wurden die freigelegte Wurzelkerbenoberfläche und die Verteilung der Legierungselemente im Schweißnahtquerschnitt untersucht. Dabei wurde bei Alodine beschichteten Blechen, auf der Wurzelkerbenoberfläche, Silizium (Si) detektiert - bei TAF beschichteten Blechen hingegen eine Oxidschicht. Die Untersuchung der Si-Verteilung entlang des Schweißnahtquerschnittes zeigte einen konstanten Si-Gehalt, d.h. geringe Aufmischung.

Aus den Ergebnissen des Scherzugversuchs geht hervor, dass mit dem Spalt um 30% bis 45% (abhängig von Parameter) höhere Zugkräfte als ohne Spalt erreicht werden können. Bei den Beschichtungen wurden mit Alodine bis zu 25% höhere Zugkräfte erreicht als mit TAF. Proben mit Spalt und Alodine Beschichtung, erreichten somit höchste Zugkräfte. Der Vergleich der Schweißgeschwindigkeiten, 0,4m/min und 0,3m/min, zeigt, dass letztere eine Steigerung der Zugkraft um 10% ermöglicht. Beim Vergleich der Schweißverfahren, erreichten die MIG geschweißten Proben um 5% bis 25% höhere Zugkräfte als die CMT geschweißten (mögliche Ursache liegt in der Schweißnahtüberhöhung).

Der Dauerschwingversuch zeigte, dass bei hoher Belastung ($F_{\text{sum}} = 2,0 - 4,0 \text{ kN}$) Proben mit Spalt bezüglich Ermüdungsfestigkeit besser sind, als Proben ohne Spalt. Bei niedriger Belastung ($F_{\text{sum}} = 1,8 - 2,0 \text{ kN}$) waren Proben mit Spalt und ohne Spalt etwa gleich gut.

Die einzig mögliche Maßnahme die Wurzelkerbe beim Überlappstoß zu beseitigen und Zugkraft zu erhöhen, wäre das Schweißen mit Spalt. Mit Alodine Beschichtung und niedriger Schweißgeschwindigkeit kann die Wurzelkerbe minimiert und die Zugkraft erhöht werden. Der Einfluss der Schweißkopfstellung und der Wärmeeinbringung auf die Zugkraft und Wurzelkerbe schwankt, womit keine Gesamtbeurteilung dieser Parameter erfolgen kann.

6 Literaturverzeichnis

- [1] Ostermann F.: Anwendungstechnologie Aluminium, Springer Verlag 2007, S.16, 227, 232
- [2] Persönliche Mitteilung
- [3] Ellerman F., IWE – Kurs, Juli 2010
- [4] Dilthey U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Springer Verlag 2005
- [5] Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik: Werkstoffkunde (Skriptum zur Vorlesung), 2000, TU Graz; S.10-38 bis 10-39
- [6] www.fronius.at: Aluminium Schweißen, Schulungsunterlagen, 28.10.2010; S.7, 13
- [7] Kammer C.: Aluminium Taschenbuch 1, Aluminium Verlag; S. 138
- [8] Moeller E.: Handbuch Konstruktionswerkstoffe, Hanser Verlag 2008; S. 311-333
- [9] Magna Steyr Fahrzeugtechnik: Beizen und Passivieren von Aluminiumblechen und Teilen sowie Messung vom Oberflächenwiderstand bei QW, Arbeitsanweisung, AA-Nr.: AA-QW-184, 03.07.2008
- [10] www.henkel.de: ALODINE, 29.11.2010
- [11] Aluminium Zentrale e.V.: Aluminium Merkblatt O4; S.5
- [12] Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik: Fügetechnik (Skriptum zur Vorlesung), TU Graz, 2009; S.68, S.69, S.237
- [13] Brückner C.: MIG Schweißen von Aluminiumwerkstoffen im Fahrzeugbau, IGEL Verlag 2009; S.19, 22, 26
- [14] Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik: Schweißverfahren (Skriptum zur Vorlesung); S.8-21
- [15] Dilthey U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1, Springer Verlag 2006; S.76-81
- [16] Schweißen und Schneiden: CMT Advanced, Bericht, Heft 9, 2009; S.564-565
- [17] Dickerson: Welding Aluminium: It's not as Difficult as it Sounds, Welding Journal, Vol. 71, 1992
- [18] Grong: Metallurgical Modelling of Welding, University Press, Cambridge, 1994
- [19] Hilbinger R. M.: Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage; Universität Bayreuth; Herbert Utz Verlag GmbH, 2001; S.10-14
- [20] Wilken, K. und S. Bauer, Eignung von MVT- und PVR-Versuch zur Bestimmung der Mikrorißanfälligkeit, Schweißen & Schneiden, 50 (1998), Heft 3, S.160-165
- [21] Linnert, G. E., Welding Metallurgy, Vol. 2, 3rd ed., American Welding Society, New York, 1967
- [22] Pellini, William, S., Strain Theory of Hot Tearing, Foundry (80), 1952, S. 125- 199
- [23] Pellini, William, S., Factors which influence Weld Hot Cracking, Welding Research Supplement (33)2,, 1954, S. 83-90

-
- [24] Borland, J. C., Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings), British Welding Journal, (1961), Seite 526 - 540
- [25] Schuster, J., Grundlegende Betrachtung zur Entstehung von Heißrissen, Schweißen & Schneiden, 50 (1998), Heft 10, Seite 646-654
- [26] Houldcraft, P. T., A Simple Cracking test for Use With Argon-Arc Welding, British Welding Journal, October 1955, S. 471 - 475
- [27] Dudas, J. H., and Collins, F. R., Weld. J., 45: 241s, 1966.
- [28] Michaud, E. J., Kerr, H. W., and Weckman, D. C. in Trends in Welding Research, Eds. H. B. Smart, J. A. Johnson, and S. A. David, ASM International, Materials Park OH, June 1995, p.154.
- [29] Holger Gruss: Schweißgerechte Struktur- und Prozessstrategien im Flugzeugbau, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2008, S. 25
- [30] Sido Kou: Welding Metallurgy, Second Edition, Wiley Interscience, 2003, S.272
- [31] Dudas, J. H., and Collins, F. R., Weld. J. 45: 241s, 1966
- [32] Kou, s., and Le, Y., Metall. Trans., 16A: 1887, 1985
- [33] Kou, s., and Le, Y., Metall. Trans., 16A: 1345, 1985
- [34] Blodgett, O. W., Weld Innovation Q., 2(3): 4, 1985
- [35] Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik: Schweißen von Nichteisenmetallen und Kunststoffen (Skriptum zur Vorlesung); S.2-12
- [36] Flemings, M. C., Solidification Processing, McGraw-Hill, New York, 1974.
- [37] Rheinfeld Alloys: Hüttenaluminium Gusslegierungen, Broschüre, 2010, S.100
- [38] Alois L.: Erfahrungen mit Leichtbau-Fahrwerken im Automobilbau, www.tuev-sued.de
- [39] Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik: Fügetechnik (Skriptum zur Vorlesung), S.210 - 216, TU Graz, 2009
- [40] Bargel, Schulze: Werkstoffkunde, Springer Verlag 2008, S.83
- [41] Mercedes Benz: Bänder, Bleche aus AlMgSi-Legierungen für Karosserieteile, DBL 4951, 2009-09; S.4;
- [...] = Sekundärliteratur