

Lehrstuhl für Metallurgie
Montanuniversität Leoben



**Metallurgische Grundlagen als Basis zur
Entwicklung alternativer
Schweißzusatzwerkstoffe im Pipelinebau**

Dissertation

eingereicht von

Dipl.-Ing. Michael Fiedler

am

Lehrstuhl für Metallurgie

der

Montanuniversität Leoben

Passail, im Februar 2008

Metallurgische Grundlagen als Basis zur Entwicklung alternativer Schweißzusatzwerkstoffe im Pipelinebau

Kurzfassung:

Bei der Rohrrundnahtschweißung im Pipelinebau sind nach wie vor die Elektrodenhandschweißung als auch die Schweißung mit gasgeschützten Massiv- und Fülldrahtelektroden vorherrschend. Ein alternatives Schweißverfahren, das selbstschützende Fülldrähte nutzt, kombiniert die Vorteile der Massivdrahtschweißung und der Elektrodenhandschweißung und bietet wesentliche Vorzüge für den Anwender. Gleichzeitig stellt diese Alternative eine große Herausforderung für den Entwickler des Schweißzusatzwerkstoffes dar.

In dieser Arbeit wurden die metallurgischen Grundlagen für die Entwicklung des alternativen Schweißzusatzes erarbeitet, die letztlich zu einer erfolgreichen Umsetzung in die Praxis und zu einem gut eingeführten Produkt führten.

Das Wesen des selbstschützenden Fülldrahtes besteht in seiner Verarbeitung ohne Einsatz eines externen Schutzgases. Die Notwendigkeit, das Schweißgut während der Schweißung vor der umgebenden Luft und somit vor einer Absorption von Wasserstoff, Stickstoff und Sauerstoff zu schützen, muss damit vom Schweißzusatz selbst abgedeckt werden. Der Schutz des Schweißgutes wird zum einen durch die Verdrängung von Luft aus den Reaktionszonen des Lichtbogens erzeugt und zum anderen durch die Abbindung von eingebrachtem Stickstoff durch spezielle Denitrierungselemente bereitgestellt bzw. optimiert.

Die Verdrängung von Luft wird durch die Füllung eingebrachte dissozierende und verdampfende Komponenten, wie Karbonate, Fluoride und Metalle gewährleistet. Diese Arbeit zeigt, dass vor allem die festgestellten resultierenden Interaktionen mit den Tropfenübergangskräften eine wesentliche Herausforderung für eine erfolgreiche Entwicklung darstellen. Eine Beurteilungsgröße für die alternierend durch den Schweißzusatz aufgebaute Schutzatmosphäre ist der maximale Tropfendurchmesser, der durch Prototypen mit variiertem Füllungskonzeption erarbeitet und optimiert wurde. Die dafür erforderlichen Rohstoffuntersuchungen für die Ermittlung des Dissoziations- und Verdampfungsverhaltens mussten mit für Schweißprozesse angepassten Messparametern neu durchgeführt werden und weichen teilweise weit von den in der Literatur angegebenen Werten ab. Schweißrauchanalysen erlaubten eine Verifizierung der angenommenen Reaktionsmechanismen direkt an Produkten.

Durch weiter optimierte Füllungsrezepturen konnte der Stickstoffeintrag, der schädigend auf das Schweißgut (Porenbildung, sprödes Werkstoffverhalten) wirkt erheblich auf Werte bis 250ppm abgesenkt werden. Die verschiedenen Denitrierungselemente wurden bei verschiedenen

Prototypen vor allem auf vorteilhaftes schweißtechnisches Verhalten hin überprüft. Eine thermodynamische Simulation des Ausscheidungsverhaltens verschiedener Denitrierungselementkombinationen ermöglichte die Beurteilung der Stickstoffabbildung. Gemeinsam mit einer rasterelektronischen Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens konnte eine optimale Lösung gefunden werden. Diese wurde hinsichtlich des Schweißverhaltens, der mechanisch/technologischen Gütewerte, der Ausbildung der Mikrostruktur im primären und sekundären Schweißgut, der Stickstoff- und Sauerstoffgehalte, und der Legierungskonstanz bei einer Vielzahl von praxisnahen Schweißprozeduren untersucht. Die positiven Resultate erlaubten eine Nullserienfertigung und Feldversuche direkt auf der Baustelle. Der selbstschützende Fülldraht als alternative Lösung zeichnet sich durch eine hohe Legierungskonstanz und stabile Festigkeitswerte und relativ hohe mittlere Zähigkeitswerten aus. Zähigkeitsausreißer von bis zu 140J, die bei reinen Schweißgütern, als auch bei Verbindungsschweißgütern auftreten, konnten im Zuge einer Schadensanalyse den nicht umgekörrnten Ferritseitenplatten im Sekundärschweißgut zugeordnet werden.

Das Ziel – die Entwicklung eines alternativen Schweißzusatzes – konnte erfolgreich umgesetzt werden, wobei die Automatisierbarkeit als wesentlicher Vorteil gegenüber der Stabelektrodenschweißung herauszustreichen ist. Im Vergleich zur Massivdrahtschweißung kann der entwickelte Schweißzusatz ohne ein externes Schutzgases betrieben werden.

Metallurgical basics as a fundamental for the development of alternative welding consumables in the pipeline industry

Abstract

Nowadays the welding of pipeline girth welds are predominantly made with the shielded metal arc welding process (SMAW) as well as the gas metal arc welding process (GMAW) by using solid and flux cored wires. An alternative welding process by utilization of self shielding flux cored wires (FCW) may theoretically combine the advantages of stick electrodes with semiautomatic processes like the GMAW process but is a big challenge for the development engineer of such products.

This work describes the metallurgical basics as a fundamental for the development of self shielding flux cored wires, which leads finally in a successful established product in the pipeline industry.

The nature of self shielding FCW is that the product needs no auxiliary shielding gas. Due to this fact the filling of the wire have to take over the entire task of the shielding gas - primary to prevent absorption of detrimental acting elements as nitrogen, oxygen and hydrogen from the ambient air. This task may roughly divide into two modes of operation – the displacing of air by gas- and vapour- formers and secondly the bonding of nitrogen with special elements.

The displacement of air is ensured by dissociating and evaporating components like carbonates, fluorides, as well as metals, added to the flux, whereby the resulting interactions with the drop transition is a main cognition of this work. An indication for the alternating formed shielding atmosphere offers the maximum drop diameter, which was initially investigated and finally optimized by prototypes with varying filling concepts. The necessary investigation in this field is the evaluation of raw materials regarding the dissociation and evaporation behaviour. Data from the literature gives no effort, because they differ markedly with practical results. To evaluate the behaviour of raw materials the parameters for the measurement have to be adapted to correlate more or less with welding processes.

To know the behaviour of raw materials and filling powder combinations may be seen as an essential topic in the development of self shielding flux cored wires. A stepwise development including different vapour and CO₂- formers in fluxes improves the shielding effect, recognizable by lower nitrogen content. Two optimized prototypes with different filling systems are finally evaluated regarding the produced vapour, furthermore the vapour is analysed and compared with theoretical considerations.

Nevertheless a certain air access is possible and nitrogen is picked up during welding. Due to several optimization steps of filling powders the nitrogen content may significantly reduced to values of approximately 250ppm. Despite the improved shielding the nitrogen content is quite

high and a special denitration is necessary. Appropriate denitration elements for the bonding of nitrogen are discovered and the practical acceptance was tested in self shielding FCW. Via thermodynamic simulation of different denitration combinations the precipitation behaviour became investigated and a selection of the preferred concept was made. A connected SEM (scanning electron microscopy) study of the inclusion behaviour in all weld metals leads to an optimum solution in respect to the filling composition. With this prototype a comprehensive evaluation regarding the welding behaviour, mechanical properties, formation of primary and secondary weldments, nitrogen and oxygen content, etc. by using of different welding parameters was made. Stable results are found and the comparative study with conventional used welding consumables in the pipeline industry ensured the acceptance of the new alternative FCW.

The self shielded flux cored wire features stable tensile properties and high average toughness values due to the basic flux system and stable alloying despite altering welding conditions.

Outlier in toughness are identified in all weld metals as well as V-joints and associated with a high amount of ferrite side plates.

Last but not least the self shielding flux cored wire was tested in the field with good results and is now well established in the market.

Danksagung

Es gibt einige Menschen die mich während der Zeit des Doktoratstudiums begleitet haben und denen ich an dieser Stelle recht herzlich danken möchte.

Da ich dieses Studium bzw. diese Arbeit bereits während meines Berufslebens begonnen habe, möchte ich Hrn. Dr. Gerhard Posch meinen aufrichtigen Dank aussprechen, für die interessante Forschungsarbeit, aber vor allem für die Aufmunterung und Initialzündung überhaupt noch mal ins „Studienleben“ einzutreten. Er gab mir die Motivation und die Hilfestellung an der Montanuniversität ein Doktoratstudium zu beginnen und knüpfte auch den Kontakt zu Herrn Univ.- Prof. Dr. mont. Dipl.- Ing. Wilfried Krieger.

Herrn Prof. Krieger gilt besonderer Dank für die überaus freundliche Aufnahme am Lehrstuhl für Metallurgie, für das angenehme Arbeitsklima und natürlich für die lehrreichen und anregenden Gespräche und Hilfestellungen, sowie für die wertvolle Unterstützung bei der Erstellung dieser Arbeit und für die Begutachtung.

Weiters möchte ich mich bei Hrn. Dr. Dorel Angelina und Hrn. Boutros für die äußerst nützlichen Versuche und Auswertungen bedanken. Bei Frau Dipl. Ing. Doris Jellen bedanke ich mich für die rasterelektronischen Untersuchungen und bei Hrn. Dr. mont. Dipl.- Ing. Günter Gigacher für die thermodynamischen Simulationsrechnungen. Bei Hrn. Dr. mont. Dipl.- Ing. Harald Leitner und seinem Team möchte ich mich ebenfalls für diverse Untersuchungen, die in dieser Arbeit enthalten sind, bedanken.

Firmenintern möchte ich besonderen Dank Hrn. Johann Fischer für die beständige und fleißige Arbeit aussprechen, ohne die diese Arbeit nicht möglich gewesen wäre. Weiters möchte ich mich bei Hrn. Dr. techn. Dipl.- Ing. Walter Berger für die Unterstützung bei der Erstellung der Arbeit und beim gesamten Fülldrahtteam, namentlich Hrn. Felberbauer und Hrn. Ing. Moitzi für die Herstellung der unzähligen Prototypen bedanken. Besonderer Dank gilt meinen beiden „Lehrmeistern“, Hrn. Klagges und Hrn. Königshofer, die mich in die Welt der Schweißzusatzentwicklung einführten.

Ein großer Dank sei auch meinen Freunden ausgesprochen, einerseits für das Verständnis, wenn ich für sie keine Zeit gefunden habe und andererseits für die lustigen und abwechslungsreichen Gespräche.

Am meisten verdanke ich jedoch einer Person, die mich immer in aufopfernder Weise unterstützt hat und mir überhaupt diesen Werdegang ermöglichte. Es ist dies meine Mutter, bei der ich mich aus tiefsten Herzen bedanken möchte und der ich hiermit auch diese Arbeit widmen möchte.

Eidesstattliche Erklärung

Ich, Dipl.- Ing. Michael Fiedler, erkläre an Eides Statt, dass ich die gegenständliche Dissertation selbständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Michael Fiedler

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	III
Danksagung	V
Eidesstattliche Erklärung	VI
Inhaltsverzeichnis	VII

1. Einleitung und Aufgabenstellung	1
1.1 Einleitung	1
1.2 Aufgabenstellung	1
1.3 Untersuchungskonzept	2

Literaturteil:

2. Beschreibung des Pipelinebaus und eingesetzte Schweißverfahren	5
2.1 „State of the art“ im Pipelinebau – Verlegetechniken an Land und Wasser	7
2.1.1 Das Pipelinebauverfahren an Land	7
2.1.1.1 Trassenvorbereitung und Aushub	7
2.1.1.2 Vorbau und Schweißen	9
2.1.1.3 Prüfung der Rohrleitung	10
2.1.1.4 Passiver Korrosionsschutz	10
2.1.1.5 Rohrverlegung und Grabenfüllung	11
2.1.1.6 Druckprüfung und Abnahme	12
2.1.2 Das Pipelinebauverfahren im Wasser	12
2.1.2.1 Pipelineverlegung in Sumpfgebieten	12
2.1.2.2 Pipelineverlegung in Offshore- Gebieten	12
2.2 Eingesetzte Schweißverfahren im Pipelinebau	14
2.2.1 Lichtbogenhandschweißen	15
2.2.1.1 Fallnahtschweißen mit Zelloseelektroden	17
2.2.1.2 Fallnahtschweißen mit basischen Elektroden	17
2.2.1.3 Steignahtschweißen mit basischen Elektroden	18
2.2.1.4 Kombinierte Verfahren und Elektrodentypen beim Licht- Bogenhandschweißen im Pipelinebau	19
2.2.2 Metallschutzgasschweißen	20
2.2.2.1 CRC [®] - Verfahren	21
2.2.2.2 CWS [®] -, PASSO [®] -, SATURNAX [®] - Verfahren	22

2.2.2.3 Sonderschutzgasverfahren mit Massivdrähten	23
2.2.2.4 Steignachtschweißen mit gasgeschützten schlackeführenden Fülldrähten.....	23
2.2.2.5 Fallnahtschweißen mit gasgeschützten Metallpulver- Fülldrähten	24
2.2.2.6 Sonderverfahren mit Fülldrähten	24
2.2.3 Sonderschweißverfahren	25
2.2.3.1 MIAB welding	25
2.2.3.2 Friction-, FRIEX- welding.....	26
2.2.3.3 WIG- Schweißen und kombinierte Verfahren.....	28
2.2.4 Metall- Lichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden ohne Gasschutz	29
3. Ausgangslage und Basis zur Entwicklung von Schweißzusatzwerkstoffen	31
3.1 Anforderungsprofil von selbstschützenden Fülldrähten für die Pipelineschweißung	31
3.1.1 Normativ festgelegte Anforderungen an den Schweißzusatz	31
3.1.2 Spezielle Anforderungen an den Schweißzusatz	33
3.1.2.1 Zulassungsprüfungen	33
3.1.2.2 Nationale Normen und Vorschriften.....	33
3.1.2.3 Vorschriften von Instituten und spezifischen Experten- Gruppierungen.....	34
3.1.2.4 Projektabhängige Normen und Festlegungen.....	34
3.1.2.5 Betriebsnormen	34
3.1.2.6 Verfahrensprüfung.....	34
3.1.3 Kundenwünsche – Anforderungen an den Schweißzusatz.....	35
3.1.4 Pflichtenheft für die Entwicklung des alternativen Schweißzusatzwerkstoffes	36
3.2 Kenngrößen und Herstellweg von Fülldrähten	36
3.2.1 Kenngrößen von Fülldrähten.....	36
3.2.1.1 Kenngröße: Füllgrad.....	36
3.2.1.2 Kenngröße: Querschnittsform.....	37
3.2.1.3 Kenngrößen: Band-, Füllungs-, Spaltanteil, Wandstärke des Röhrchens.....	37
3.2.1.4 Kenngröße: Verdichtung des Füllpulvers	38
3.2.2 Herstellung von Fülldrahtelektroden.....	39

4. Metallurgische und prozesstechnische Grundlagen und Aufgaben	
von Füllungs- Bestandteilen beim Lichtbogenschweißen	45
4.1 Schutz des flüssigen Metalltropfens und des Schmelzbades	
vor der umgebenden Atmosphäre.....	48
4.1.1 Schutz durch Dissoziation von Karbonaten	49
4.1.1.1 Menge an Karbonaten in der Füllung.....	50
4.1.1.2 Dissoziations- Temperaturen von Karbonaten	50
4.1.1.3 Menge an abgespaltetem CO ₂	51
4.1.1.4 Einfluss der Umgebungsatmosphäre auf die	
Dissoziation von Karbonaten	51
4.1.1.5 Einfluss des mineralogischen bzw. des kristallographischen	
Aufbaus des betrachteten Füllungselements auf die	
Dissoziation von Karbonaten.....	52
4.1.2 Schutz durch Verdampfung von Fluoriden und weiteren	
Füllungsbestandteilen	53
4.1.2.1 Einfluss der Abhängigkeiten im Schweißprozess auf die	
Schutzwirkung bzw. Dampfbildung.....	54
4.1.2.2 Einfluss der Temperatur auf die Verdampfungsneigung	
unterschiedlicher Rohstoffe	57
4.1.2.3 Einfluss des Dampfvolumens unterschiedlicher	
Rohstoffe auf die Schutzwirkung	58
4.1.2.4 Einfluss der Art und des Aufbaus von Rohstoffen	
auf das Verdampfungsverhalten	59
4.1.2.5 Einfluss der Interaktionen zwischen den Komponenten	
auf das Verdampfungsverhalten	60
4.1.3 Schutz des Tropfens durch Bildung einer Schlackenumhüllung	60
4.2 Tropfenübergang und Lichtbogenstabilisierung.....	61
4.2.1 Beschreibung der bestimmenden Kräfte beim Tropfenübergang.....	61
4.2.2 Arten des Tropfenübergangs.....	68
4.2.2.1 Kurzlichtbogen KLB.....	68
4.2.2.2 Sprühlichtbogen SLB.....	70
4.2.2.3 Übergangslichtbogen ÜLB.....	70
4.2.2.4 Hochleistungs- Lichtbogen HL.....	70
4.2.3 Lichtbogenstabilisierung.....	71
4.2.3.1 Grundlagen der Lichtbogenphysik	71
4.2.3.2 Lichtbogenstabilität.....	73

4.3 Oxidation und Desoxidation des Schweißguts; Oxidations- Desoxidationselemente.....	75
4.3.1 Oxidation des Schweißguts.....	75
4.3.2 Desoxidation des Schweißguts	75
4.3.2.1 Desoxidationsvermögen	76
4.3.2.2 Wirksamkeit der Desoxidationselemente	80
4.3.2.3 Abscheidung der Desoxidationsprodukte.....	85
4.4 Denitrierung des Schweißguts; Denitrierungselemente.....	86
4.4.1 Stickstoffeintrag ins Schweißgut.....	88
4.4.2 Abbindung des Stickstoffes	88
4.4.3 Einfluss von Stickstoff auf die Schweißguteigenschaften	89
4.5 Schlackenbildner/Schlackenbestandteile	90
4.6 Legierungsbildung/Legierungselemente	91
4.7 Elemente zur Beeinflussung der Schlackenviskosität.....	92
4.8 Mikrostruktur und mechanisch/technologische Eigenschaften des Schweißguts	96
4.8.1 Ermittlung der mechanisch/technologischen Gütwerte	96
4.8.2 Primäres Schweißgefüge – sekundär gebildetes Umkörngefüge....	97
4.8.3 Mikrostruktur im Primärgefüge	98
4.8.4 Einfluss der Schweißparameter auf den Umkörngrad	101
4.8.5 Nichtmetallische Einschlüsse in Schweißgütern.....	102

Experimentelle Untersuchungen, Berechnungen und Versuche:

5. Experimentelle Untersuchungen und Berechnungen zur Entwicklung und Optimierung eines alternativen Schweißzusatzwerkstoffes	104
5.1 Dissoziation und Verdampfung von Füllungsbestandteilen	104
5.1.1 Zielsetzung der Untersuchungen.....	104
5.1.2 Röntgendiffraktographische Untersuchung zur Rohstoffanalyse	105
5.1.3 Versuchsdurchführung zur Messung des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen.....	107
5.1.4 Dissoziation von Füllungseinzelkomponenten – Ergebnisse	108
5.1.4.1 Dissoziation von Kalkspat (CaCO_3)	108
5.1.4.2 Dissoziation von Magnesit (MgCO_3)	109
5.1.4.3 Dissoziation von Dolomit ($\text{CaCO}_3\text{-MgCO}_3$)	109
5.1.4.4 Dissoziation von Bariumkarbonat (BaCO_3)	109
5.1.4.5 Dissoziation von Eisenspat (FeCO_3).....	109
5.1.4.6 Dissoziation von Lithiumkarbonat (Li_2CO_3)	110
5.1.4.7 Dissoziation von Soda (Na_2CO_3).....	110

5.1.4.8 Vergleich des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen	110
5.1.5 Dissoziation von interessanten Füllpulverkombinationen - Ergebnisse.....	111
5.1.5.1 Dissoziation der Kombination 50%CaCO ₃ +50%BaCO ₃	111
5.1.5.2 Dissoziation der Kombination 50%BaCO ₃ +50%BaO-FeO ...	112
5.1.6 Versuchsdurchführung zur Messung des Verdampfungsverhaltens von einzelnen Rohstoffen	113
5.1.7 Verdampfung von Rohstoffen – Ergebnisse	114
5.1.7.1 Verdampfung von Fluoriden	114
5.1.7.2 Verdampfungs- (Versuch) von Metallen.....	114
5.1.8 Analyse des Dissoziations- und Verdampfungsverhalten bei unter- schiedlichen Bedingungen und Vergleich mit Literaturangaben	115
5.1.9 Diskussion der Messergebnisse.....	115
5.2 Variation der Füllungszusammensetzung zur Verbesserung des Schutzes des flüssigen Metalls vor der umgebenden Atmosphäre.....	117
5.2.1 Zielsetzung der Experimente.....	117
5.2.2 Messbarkeit der Schutzwirkung.....	117
5.2.3 Versuchsdurchführung	118
5.2.4 Verbesserung der Schutzwirkung – Ergebnisse- Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut.....	120
5.2.4.1 Variationen mit Karbonaten zur Verbesserung der Schutzwirkung – Ergebnisse.....	121
5.2.4.2 Variationen mit dampfbildenden Elementen zur Verbesserung der Schutzwirkung – Ergebnisse.....	121
5.2.4.3 Veränderung der Schweißigenschaften bei Erhöhung der schutzgas- und dampfbildenden Elemente	122
5.2.4.4 Optimierung der Schutzwirkung durch geeignete Füllungskonzeption.....	124
5.2.4.5 Vergleich der Schutzwirkung des selbstschützenden Fülldrahtes mit anderen Schweißzusätzen	125
5.2.5 Diskussion der Messergebnisse.....	128
5.3 Quantitative und qualitative Bestimmung der dampfbildenden Elemente im Schweißrauch	129
5.3.1 Zielsetzung und Versuchsdurchführung	129
5.3.2 Bestimmung der Schweißrauchmenge bei unterschiedlichen Schweißparametern.....	130

5.3.3	Quantitative Bestimmung der dampfbildenden Elemente im Schweißrauch	131
5.3.4	Erkenntnisse aus den Rauchgasuntersuchungen	132
5.4	Zusammenfassende Ergebnisse und Erkenntnisse der Untersuchungen zur Erhöhung der Schutzwirkung – Aussagekraft und Fortschritte für die Entwicklung des alternativen Schweißzusatzwerkstoffes	134
5.5	Abbindung des überschüssigen Stickstoffes im Schweißgut.....	135
5.5.1	Versuchsdurchführung für die Prüfung der Denitrierungselemente in selbstschützenden Fülldrähten	136
5.5.2	Diskussion des Einsatzes von Denitrierungselementen – Schweißtechnischen Möglichkeiten und Limitationen.....	136
5.5.2.1	Zirkon	136
5.5.2.2	Zirkon-Aluminium.....	137
5.5.2.3	Titan	137
5.5.2.4	Aluminium und Aluminiummischverbindungen.....	138
5.5.2.5	Silizium.....	138
5.5.2.6	Magnesium.....	139
5.5.2.7	Seltene Erden.....	139
5.6	Thermodynamische Simulation der Ausscheidungsvorgänge	139
5.6.1	Einfluss des Legierungselementes Al auf die Bildung von AlN bei unterschiedlichen N- und C- Gehalten des Schweißguts	140
5.6.2	Simulation der Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei unterschiedlichen Al-, N- und Ti- Gehalten.....	142
5.6.2.1	Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm.....	142
5.6.2.2	Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 400ppm.....	143
5.6.3	Simulation der Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei unterschiedlichen Al- und Zr- Gehalten	143
5.6.3.1	Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm.....	143
5.6.4	Diskussion der Ergebnisse.....	144
5.7	Überprüfung des Ausscheidungsverhaltens an Schweißgutproben mit unterschiedlichen Al- Gehalt.....	145
5.7.1	Versuchsdurchführung	146
5.7.2	Untersuchung der chemischen Zusammensetzung und der Mechanisch/technologischen Güterwerte des reinen Schweißguts.	146

5.7.3 Evaluierung des Ausscheidungsverhaltens anhand Rasterelektronenmikroskopischer Untersuchungen.....	147
5.7.3.1 Ausscheidungsverhalten des reinen Schweißguts mit einem Al- Gehalt von 1,04% (Ma.187).....	148
5.7.3.2 Ausscheidungsverhalten des reinen Schweißguts mit einem Al- Gehalt von 1,82% (Ma.188).....	150
5.7.3.3 Ausscheidungsverhalten des reinen Schweißguts mit einem Al- Gehalt von 0,35% (Ma.189).....	152
5.7.3.4 Diskussion der Ergebnisse	154
5.8 Bewertung der mechanisch/technologischen Gütewerte bei unterschiedlichen Schweißbedingungen	157
5.8.1 Versuchsdurchführung	157
5.8.2 Untersuchung der Mikrostruktur im primären Schweißgut	160
5.8.3 Untersuchung der Mikrostruktur im sekundär gebildetem Schweißgut.....	163
5.8.4 Untersuchung der chemischen Zusammensetzung bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren	166
5.8.5 Mechanisch/technologische Gütewerte des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren	167
5.8.6 Zusammenfassung der Ergebnisse.....	169
5.9 Ursachenermittlung für die partielle Sprödbriechanfälligkeit des Schweißguts	170
5.9.1 Zweck und Zielsetzung der Versuche.....	170
5.9.2 Versuchsdurchführung	170
5.9.3 Ergebnisse der Kerbschlagprüfungen	171
5.9.3.1 Wasserstoffinduzierter Spaltbruch	174
5.9.3.2 Spaltbruch durch riss- initiierte Einschlüsse	174
5.9.3.3 Ausbildung von spröden Phasenanteilen im Schweißgut.....	174
5.9.4 Vergleichende Untersuchungen an reinen Schweißgütern hergestellt mit unterschiedlichen Schweißzusatztypen.....	176
5.9.4.1 Einleitung.....	176
5.9.4.2 Versuchsdurchführung.....	176
5.9.4.3 Mikrostruktureller Aufbau des primären Schweißguts	177
5.9.4.4 Umkörngrad des sekundär gebildeten Schweißguts in Abhängigkeit von Schweißzusatzwerkstoff und Schweißprozedur	178

5.9.4.5 Festigkeits- und Zähigkeitsbetrachtungen des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweiß- Zusatzwerkstoffe	180
5.9.5 Interpretation der Ergebnisse	182
6. Feldversuche	183
6.1 Zweck und Zielsetzung der Versuche	183
6.2 Hausinterne Prüfung, anhand von V-Naht- Verbindungen	183
6.2.1 Versuchsdurchführung	183
6.2.2 Versuchsergebnisse.....	184
6.3 Hausexterne Prüfung – Kundenbemusterung	188
6.3.1 Versuchsdurchführung	188
6.3.2 Versuchsergebnisse.....	189
6.3.2.1 Zerstörungsfreie Prüfung der Schweißverbindung	189
6.3.2.2 Zerstörende Prüfung der Schweißverbindung.....	190
6.3.2.3 chemische Analyse des Verbindungsschweißguts.....	190
6.3.2.4 Härtewerte der Schweißverbindung	191
6.3.2.5 Lichtmikroskopische Untersuchung des Mikrogefüges.....	191
6.3.3 Diskussion der Versuchsergebnisse	191
 Zusammenfassung und Ausblick	 XV
 Verwendete Formelzeichen und Akronyme	 XVIII
Abbildungsverzeichnis	XXI
Tabellenverzeichnis	XXVIII
Literaturverzeichnis	XXX
URL's und E-Books	XLVII
Eigene Publikationen und Vorträge.....	XLVIII
 Anlagen zu Kapitel 2.....	 A1
Anlagen zu Kapitel 4.....	A2
Anlagen zu Kapitel 5.....	A5

1. Einleitung und Aufgabenstellung

1.1 Einleitung

Die Erschließung neuer Erdöl- und Erdgasfelder und der steigende Bedarf an Energieträgern bewirkt schon seit langem eine rege Bautätigkeit am Pipelinesektor. Betrachtet man die Gesamtverlegezeit einer Pipeline, so stellt das Verbindungsschweißen der einzelnen Rohre und Rohrabschnitte einen der zeitintensivsten Arbeitsgänge dar und erfordert einen hohen personellen und materiellen Aufwand.

Das Schweißen von Rundnähten landverlegter Pipelines erfolgt dabei hauptsächlich manuell mit umhüllten Stabelektroden oder mit dem Metallaktivgas-Schweißverfahren unter Verwendung von gasgeschützten Massiv- oder Fülldrahtelektroden. Als alternativer Schweißprozess kann das Metall-Lichtbogenschweißen mit selbst schützenden Fülldrähten angesehen werden. Der Schweißzusatz wird dabei ähnlich wie bei umhüllten Stabelektroden ohne externen Gasschutz angewendet und gewährleistet somit einen flexiblen Arbeitsprozess, der vor allem in unwegsamem Gelände wesentliche Vorteile durch den geringeren Bedarf an Betriebsmitteln bietet.

Der Schutz vor nachteilig wirkenden Bestandteilen der umgebender Atmosphäre, wie Sauerstoff, Stickstoff und Feuchtigkeit muss dabei durch den Schweißzusatz selbst aufgebaut werden, die daraus resultierenden erhöhten Anforderungen an den Fülldraht müssen als primäres Ziel betrachtet und letztendlich gelöst werden. Gelingt dies nicht oder nicht vollständig, sind weitere Maßnahmen erforderlich, um die eingebrachten Bestandteile der Luft und die nachfolgend resultierenden störenden Einflüsse zu beheben. Auch diese Aufgaben sind vom Schweißzusatz zu erledigen. Eine besondere Herausforderung ist in diesem Zusammenhang die Lösung metallurgischer Problemstellungen bei der Entwicklung des alternativen Schweißzusatzes, insbesondere da aus Ermangelung von Literaturdaten und -hinweisen für dieses spezielle Anwendungsgebiet in vielen Punkten erst eine grundlegende Erforschung nötig ist.

1.2 Aufgabenstellung

Zur Erfüllung der angestrebten technologischen Eigenschaften werden bei Schweißzusatzmaterialien Hilfsstoffe mit spezifischen Eigenschaften zugesetzt um eine Schweißung zu ermöglichen und die Einhaltung der gestellten Anforderungen zu gewährleisten. Für selbstschützende Fülldrähte, die sich im Wesentlichen aus einem metallischen Band und einer aus metallischen und mineralischen Komponenten bestehenden Füllung zusammensetzen, können die Lösungsansätze zur Erreichung einer qualitativ hochwertigen Schweißung aus der Literatur bzw. aus dem Erfahrungswissen der Entwicklung von

Stabelektroden angenähert und prinzipiell wissenschaftlich übergeleitet werden. Dennoch stößt der Entwicklungsingenieur durch den Aufbau des Schweißzusatzes an praktische und theoretische Grenzen, die es zu lösen gilt.

Aus der Literatur ist bekannt, dass metallurgische Prozesse, wie der Schutz des flüssigen Schweißmaterials vor der umgebenden Atmosphäre, die Desoxygenation, Denitrifizierung, die Schlackenbildung und weitere Teilaspekte zu erfüllen sind. Die Entwicklung von Stabelektroden liefert weitere Erfahrungen und Teilaspekte, wie die Beeinflussung des Tropfenüberganges und Lichtbogenstabilisierung. In Anbetracht der bei selbstschützenden Fülldrähten erheblichen Unterschiede zwischen den metallurgischen und schweißtechnischen Prozessen, im Vergleich zur Stabelektrode, ist in jedem Fall ein ausgedehnter Entwicklungsprozess notwendig.

Als Aufgabenstellung für diese Arbeit kann somit die Erarbeitung der metallurgischen Grundlagen für die Entwicklung des selbstschützenden Fülldrahtes verstanden werden. Es gilt durch praktische Messungen und computerunterstützten Berechnungen, sowie unter Zuhilfenahme von speziell erzeugten Prototypen die Einflussfaktoren auf die metallurgischen und schweißtechnischen Prozesse zu beschreiben. Die Ergebnisse daraus sollen als Basis für die Entwicklung einer möglichst optimalen Füllungszusammensetzung dienen, die nachfolgend anhand von Labor- und Feldversuchen evaluiert wird.

1.3 Untersuchungskonzept

Zum Schutz vor der umgebenden Atmosphäre werden bei Stabelektroden meist Karbonate und dampfbildende Elemente eingesetzt, die durch Dissoziation und Dampfbildung die Luft aus der Reaktionszone verdrängen. Aus der Literatur, sowie auch aus Herstellerangaben können hierfür Daten, für die Dissoziation als auch für die Verdampfung der Elemente entnommen werden. Jedoch gilt es zu prüfen, ob diese Daten durch die unterschiedlichen Rahmenbedingungen im Schweißprozess (hohe Aufheizrate, unterschiedliches Umgebungsmedium) geeignet sind. Weiters können sich Füllungsbestandteile auch in ihrer polymorphen Struktur unterscheiden, wobei der Aufbau für die betrachteten Rohstoffe zu bestimmen ist. Als Teilaufgabe kann die Untersuchung der eingesetzten Materialien und die Bestimmung der Dissoziations- und Verdampfungsverhaltens dieser Rohstoffe unter geeigneten Messbedingungen gesehen werden. Ein Transfer der gewonnenen Erkenntnisse kann in weiterführenden Schritten für die Entwicklung und Optimierung der Füllungskonzeption hinsichtlich der Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre genutzt werden.

Aus der Stabelektroden- Entwicklung ist bekannt, dass zur Erreichung einer guten Schutzwirkung die Dissoziation und Verdampfung der eingesetzten Rohstoffe bei möglichst tiefen Temperaturen beginnen und über einen großen Temperaturbereich stabil wirken soll. Für den selbst schützenden Fülldraht gestaltet sich diese Aufgabenstellung schwieriger, da die Generierung des Schutzgases als alternierender Prozess zu sehen ist. Die Gase müssen erst

1. Einleitung und Aufgabenstellung

aus dem Inneren des Drahtes dringen, um ihn während des Tropfenwachstums zu schützen. Während bzw. danach kommt es zu Interdependenzen der Tropfenbildung mit den tropfenablösenden Kräften durch die Füllungskonzeption. Nach Tropfenablösung wiederholt sich dieser Schritt. Eine dementsprechende Erforschung dieser Zusammenhänge und die Entwicklung und Optimierung der Füllung mit geeigneten Rohstoffen unter Einbeziehung der genannten Prozesse wird als wesentlicher Inhalt dieser Arbeit verstanden. Diese spezielle Abhängigkeit von Schutzwirkung und Tropfenübergangsmechanismus ist bei herkömmlichen Schweißzusatzmaterialien nicht vorhanden, auch wird dieser Aspekt in der Literatur nicht beschrieben.

Zur Überprüfung der Wirksamkeit der Schutzwirkung ist eine vergleichende Prüfung mit weiteren in der Pipelineschweißung eingesetzten Produkten zweckmäßig. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse können für die Einschätzung über die Gebrauchsmöglichkeit bzw. weiterer Entwicklungsschritte des Schweißzusatzes dienen.

Auch kann durch eine Rauchgasmessung des entstehenden Schutzgases der Konnex zwischen den Verdampfungsbedingungen und dem entstehenden Schutzgas durchgeführt werden.

Erfahrungsgemäß werden bei selbst schützenden Fülldrähten durch die unvollständige Schutzwirkung hohe Stickstoffgehalte in Schweißgütern festgestellt. Ohne entsprechende Gegenmaßnahmen werden dadurch eine erhöhte Porenanfälligkeit und geringe mechanisch/technologische Gütwerte im reinen Schweißgut generiert. Ziel des zweiten Teiles dieser Arbeit soll es daher sein, eine zweckmäßige Lösung dieser Problemstellung zu erarbeiten. Dabei soll die Eignung einzelner Elemente mit hoher Affinität zu Stickstoff durch Versuche bestimmt werden. Hauptaugenmerk ist auf die Verträglichkeit mit dem eingesetzten Füllungs-/Schlackensystem und den resultierenden Effekten bei Einsatz der Elemente zu legen. Im nächsten Schritt kann eine thermodynamische Simulation der Ausscheidungsvorgänge eine wertvolle Hilfe für den Einsatz stickstoff-affiner Elemente erbringen. Zur Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens können adäquate Analysemethoden dienen. Durch Herstellung von selbstschützenden Fülldrähten mit den entsprechenden Kombinationen von Elementen und praktischer Erprobung kann der Zusammenhang zu Literaturdaten, den thermodynamischen Berechnungen und dem Ausscheidungsverhalten dargestellt werden. Dabei sind metallurgisch hochwertige Lösungen anzustreben und umzusetzen.

Durch Herstellung von reinen Schweißgütern mit unterschiedlicher Parameterwahl und Schweißprozeduren kann der Einsatzbereich des selbstschützenden Fülldrahtes evaluiert werden. Um eine möglichst umfangreiche Überprüfung zu gewährleisten, soll besonderes Augenmerk auf Anfälligkeit gegenüber Parameteränderungen gelegt werden. Eine mikrostrukturelle Untersuchung des primären als auch des sekundär durch Umkörnung

1. Einleitung und Aufgabenstellung

gebildeten Schweißguts kann zur Ermittlung des Zusammenhangs mit mechanisch/technologischen Gütewerten genutzt werden. Weiters soll die Legierungskonstanz und die Effektivität der Schutzwirkung durch diese umfangreiche Prüfung eingeschätzt werden. Der Konnex von Parameteränderungen und Änderungen der Schweißprozedur zur Ausbildung des primär und sekundär gebildeten Schweißgefüge, sowie Gütewerte und Abbrandverluste soll hergestellt werden.

Nach Fertigstellung eines Prototyps mit optimierter Füllungszusammensetzung kann eine vergleichende Untersuchung mit weiteren in der Pipelineindustrie verwendeten Produkten eine gute Hilfestellung für die Beschreibung von grundlegenden Zusammenhängen bieten. Dabei sollten vor allem verschiedene Schlackensysteme, wie Zelluloseumhüllte Stabelektroden, aber auch basische System zu Vergleichszwecken genutzt werden. Eine Auswertung der mikrostrukturellen Zusammensetzung des primären Schweißguts und Umkörnraten können zweckdienliche Hinweise für das spezielle Verhalten des alternativen Schweißzusatzes erbringen.

Der Umstand dass Schweißgüter von selbst schützenden Fülldrähten vor allem bei tiefen Prüftemperaturen hohe Standardabweichungen in den Zähigkeitswerten durch das typische „Ausreißverhalten“ aufweisen, ist für das entwickelte Produkt zu evaluieren. In der Literatur ist dieses Verhalten nicht eindeutig geklärt, mehrere Mechanismen werden als Grund dieser Effekte beschrieben. Ziel dieser Untersuchung ist auch das Verhalten des Zähigkeitsausreißverhalten an reinen Schweißgütern und Verbindungsschweißgütern zu analysieren. Durch tiefgehende makro- und mikrofraktographischen Untersuchungen, sowie des Einsatzes eines instrumentierten Kerbschlagversuches und weiteren Untersuchungen soll eine Schadensanalyse Aufschluss über dieses Verhalten geben.

Abschließende Aufgabenstellung ist die Evaluierung des selbstschützenden Fülldrahtes in Feldversuchen.

Durch die unterschiedlichen metallurgischen und schweißtechnischen Problemstellungen ergibt sich eine Einteilung in die Hauptthemen:

- Schutz des Schweißgutes während der Schweißung vor der umgebenden Atmosphäre
- Abbindung des aus der Luft eingebrachten Stickstoffes durch geeignete Elemente
- Mikrostrukturelle Untersuchung und Ermittlung der mechanisch/technologischen Gütewerte des reinen Schweißguts
- Vergleichende Untersuchungen an Produkten, die in der Pipelineindustrie eingesetzt werden
- Feldversuche

2. Beschreibung des Pipelinebaus und eingesetzte Schweißverfahren

Für die Entwicklung von Schweißzusätzen, die hauptsächlich deren Einsatz im Pipelinebau finden, ist es nötig den automatisierten Baufortschritt und die Arbeitsfolgen bei der Verlegung von Pipelines zu kennen, um die speziellen Anforderungen an das zu entwickelnde Produkt zu bestimmen und nachfolgend das Eigenschaftsprofil ableiten zu können. In diesem Kapitel werden die Verlegetechniken an Land und Wasser kurz dargestellt und die eingesetzten Schweißprozesse und -Verfahren für die Verbindungsschweißung von Großrohren detailliert erklärt. Aus diesen Erkenntnissen können für die Entwicklung eines Schweißzusatzwerkstoffes wichtige Grundlagen und Anforderungsprofile gewonnen werden.

Für die Beschreibung des Pipelinebaus ist es nötig die Begriffe „Pipelinebau“ bzw. „Pipelineverlegung“ zu definieren, was sich im Allgemeinen als schwierig darstellt. Unter dem Begriff „Pipelinebau“ wird die Herstellung von Großrohrleitungen für vorwiegend Gas, Öl oder Wasser unter Anwendung moderner Verlegeverfahren und mit schnellem Baufortschrittes zusammengefasst [1-3; ¹1-5]. Es handelt sich dabei um Stahlrohrleitungen, die vor oder nach Erstellung des Rohrgrabens (engl. ditch) in möglichst langen Strängen fertig gestellt und dann überwiegend kontinuierlich in den Graben abgesenkt werden. Die mobilen Betriebsstätten, die sich kontinuierlich an der Pipeline entlang bewegen, produzieren mit überwiegend maschinellen Betriebsschritten ein mit dem Grund und Boden verbundenes Bauwerk von vielen Kilometern Länge aus vorgefertigten Stahlrohren in höchster Präzision und Schnelligkeit. Dabei werden die mit Maschinen und Geräten ausgestatteten einzelnen Baugruppen durch eine Baustellenorganisation derart zusammengefasst, dass nahezu eine Automatisierung des Baustellenablaufes erreicht wird. Es handelt sich um die zentrale Steuerung der einzelnen Arbeitsphasen und Arbeitsgruppen zum Zwecke des reibungslosen Ineinandergreifens für die Abwicklung der fließbandartigen Baustellenarbeit [1-3].

Die Geschichte des „Pipelinebaus“ bzw. der Förderung von Öl und Gas geht bis 400 Jahre vor Christus zurück und wurde in China erstmalig dokumentiert. In dieser Zeit wurde Erdgas mit Hilfe von Bambusrohren über größere Strecken natürlich mit erheblichen Verlusten gefördert [1]. Weitere wichtige Entwicklungen, vor allem die automatisierte Verlegetechnik durch

¹ Literatur in elektronischer Form, die direkt im World Wide Web nachgelesen werden kann, siehe unter URL's und E-Books

Schweißen, erfolgten erst ab dem 19. Jahrhundert. Nachfolgend sind einige, der wichtigsten Meilensteine der Entwicklung des Pipelinebaus zusammengefasst [1,2; 6].

- **18. Jahrhundert:** Erste Versuche des Schweißens in Deutschland, durchgeführt von Prof. Lichtenberg
- **1800 bis 1875:** Wirtschaftlicher Zwang nach einer kontinuierlichen Förderung von Gas bzw. Öl in den Vereinigten Staaten. Öl wurde bis dahin mit Hilfe von großen Whisky-Fässern auf nahe liegenden tiefen Flüssen befördert. Diese Beförderung erschien aufgrund der hohen Menge an Fässern und des großen und gefährlichen Einsatzes auf Dauer nicht sinnvoll. Gas wurde mit Hilfe von Holzrohren und Hammer- geschmiedeten Stahl- Rohren transportiert. Die Rohre wurden ausschließlich ineinander gepresst.
- **1862:** 206 Erdgas- Förder- Unternehmen der vereinigten Staaten gaben eine Gesamtproduktion von 141,6 Mm³ Gas bekannt. Davon gingen durch die o. g. Fördermittel ca. 20% verloren. Es erfolgte eine Suche nach effizienteren Verbindungsarten von Rohren
- **1875 bis 1900:** Gasrohre wurden mit Hilfe von Flanschverbindungen verbunden. Mit diesem Verfahren gelang es, die erste „lange“ Rohrleitung von Titusville bis Williamsport (Vereinigte Staaten) mit einer Länge von 160 km zu verlegen.
- **1880:** Agusta de Meritens entwickelte die erste Schweißung mit Hilfe eines Kohle- Lichtbogens. Dieses Verfahren wurde von N.V. Bernado und S. Olszewski in Russland weiterentwickelt und im Jahre 1885 patentiert.
- **1889:** Patentierung der ersten „Metall-Elektrode“ von Charles A. Coffin in Detroit; Parallele Entwicklung in Russland
- **1901:** Entwicklung der ersten Schweißung mit Hilfe von Sauerstoff- und Acetylen- Gas, durchgeführt durch Edmund Fouche in Frankreich
- **1907:** Entwicklung der ersten „Metall- Elektrode mit Umhüllung“ für Reparatur und Instandsetzungsschweißungen.
- **1917:** Erster industrieller Einsatz der „elektrischen Metall- Lichtbogen- Schweißung“. Erstellung einer 18 km langen Pipeline (Rohrdurchmesser ca. 75 mm) für Webster and Southridge Gas and Electric Company (Vereinigte Staaten)
- **1917 bis 1920:** Entwicklung der ersten „Zellulose- Elektrode“. Mehrere Lagen Papierstreifen wurden um einen Kerndraht gewickelt und in Natrium- Silikat getränkt. Dieser Verbund wurde für mehrere Stunden getrocknet. Eine Lichtbogen- stabilisierende Wirkung, sowie der Schutz des Schmelzbades vor Luft wurde erkannt.
- **1925:** Erste industrielle Erstellung der Zellulose- Elektroden durch J.J. Chyle (A.O. Smith Corporation, Vereinigte Staaten)
- **1930:** Einführung einer „Schweißer- Qualifikationen“ für die Pipeline- Schweißung

- **1949:** Erster extensiver Einsatz der Röntgenprüfung (30%- Prüfung) zur Beurteilung der Schweißnähte, durchgeführt an der 1043 km langen Pipeline von Texas bis Illinois.
- **1963:** Erster industrieller Einsatz der Schutzgasschweißung, durchgeführt durch Northern Natural und Natural gas pipeline Comp., Vereinigte Staaten
- **1966:** Erste größere Funde von Öl und Gas in der Nordsee, Einführung der Offshore-Technik.

Aus diesen wesentlichen Entwicklungsschritten leitete sich der „Moderne Pipelinebau“ mit den nachfolgend beschriebenen strikt organisierten und letztendlich automatisierten Arbeitsabläufen ab.

2.1 „State of the art“ im Pipelinebau – Verlegetechniken an Land und Wasser

2.1.1 Das Pipeline Bauverfahren an Land

Grundsätzlich wird das gesamte Arbeitsteam in Baukolonnen mit speziell ausgerüstetem Gerät unterteilt. Diese Kolonnen führen sehr spezifische Tätigkeiten beim Bau der Pipeline aus. Die Größe der Baukolonnen oder des Trupps hängen stark von den Einflüssen des Klimas, der Bodenstruktur, der Rohrgröße und Wandstärke sowie anderer Faktoren ab. Spezielle Techniken in den einzelnen „Arbeitstakten“ des Bauablaufes werden zur Erhöhung der Produktivität und zur Verbesserung der Qualität angewendet. Zusätzliche Schwierigkeiten und Bauprobleme treten durch dichte Besiedelung, Verkehrswegkreuzungen, Kreuzungen an Gewässern, hohe Gebirge usw. auf. Diese führen aber nicht zu einer Änderung des Bauverfahrens an sich, sondern nur zu einer „Verschiebung der Arbeitskräfte“ [3-15;18,93]. **Anhang 2-1** zeigt einen ungefähren Personalbedarf für die Verlegung einer Pipeline mit einer Verlege- Tagesleistung von 1000m bei mittleren Geländebedingungen, was einer Schweißung von ca. 20 Verbindungen entspricht.

2.1.1.1 Trassenvorbereitung und Aushub

Zum Bau der Rohrfernleitung werden geräumte Arbeitsstreifen, so genannte Trassen benötigt, deren Breite von mehreren Faktoren bestimmt wird:

- Durchmesser der Rohre
- Art des Geländes
- Bodenverhältnisse
- Verlegetiefe der Leitung
- etc.

Vielfach lassen die vorgegebenen Abmessungen des Arbeitsstreifens einen optimalen und damit kostengünstigen Bauablauf nicht zu, dass gilt immer dann, wenn für den Fahrstreifen

entlang des Aushubs, des Grabens, der Rohre und der Verlegegeräte nicht die erforderliche Breite vorhanden ist. Diese Beschränkungen spielen eine Rolle beim Pipelinebau in stark bewaldeten, besiedelten oder bebauten Gebieten. In den dünnbesiedelten und kaum mit Vegetation bestandenen Gebieten Nordafrikas und Arabiens, sind sie unbedeutend.

Die Trassenvorbereitung soll hauptsächlich dazu dienen, den nachfolgenden Baukolonnen eine unbehinderte Tätigkeit bei allen Witterungsbedingungen zu gewährleisten und den Gradientenverlauf der Pipeline weitgehend zu ebnen oder an den Hochpunkten zu kupieren (siehe **Abb. 2-1**).

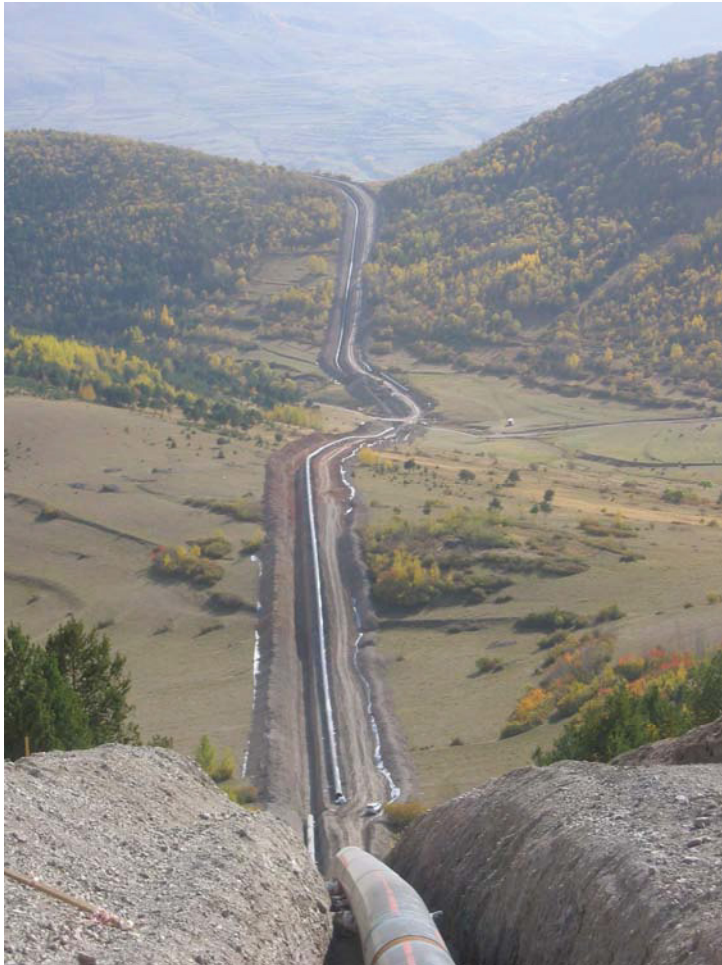


Abb. 2-1: Trassenführung und Rohrgrabenaushub

Für die nachfolgende Rohrausfuhr ergeben sich die Auswahlkriterien für das einzusetzende Gerät aus dem Durchmesser und der Länge der Einzelrohre und aus den Gelände- und Bodenverhältnissen der Trasse. Der Transport der Rohre bis in die Trassennähe ist fast ausschließlich ein Kapazitätsproblem. Schwierigkeiten treten erst beim Längstransport in der Trasse selbst auf, wo manchmal menschliche Arbeitskolonnen, meist aber Raupenschlepper und Speziallastwagen, mit Hydraulikkran oder Vakuum-Lift-Einrichtung die Aufgabe haben, die Rohre zwischen 12 und 18m Einzellänge oder zwischen 24 und etwa 30m als Doppellängen in jeden Teil der Rohrtrasse zu transportieren. Die so

ausgefahrene Rohre werden nun durch die Vermessungsfachleute aufgenommen und mit allen Maßangaben versehen, die für den nachfolgenden Vorbau der Rohre erforderlich sind. Dazu gehört auch die Einmessung und Vorgabe der anzufertigenden und einzubauenden Baustellenkrümmer, die in den dafür konstruierten und eingerichteten Biegemaschinen (bis zu 60 to Gesamtgewicht) vorgeformt werden.

2.1.1.2 Vorbau und Schweißen

Der Vorbau, d.h. das Voreinsetzen der Einzelrohre und das Verbinden zu einem Rohrstrang, wird bei einer Pipeline ohne wesentliche Winkeländerungen, ohne zahlreiche Verkehrswegkreuzungen und bei konstanten Wetterverhältnissen ausschließlich auf eine möglichst hohe Tagesleistung ausgerichtet sein. Dazu dient vielfach die Vorfertigung von „Doppellängen“, die entweder auf einem zentralen Rohrlagerplatz oder entlang der Trasse in einer automatisch arbeitenden Rohr-Schweißanlage (bei sich drehenden Rohren) angefertigt werden.

Als Nahtvorbereitung für die Rohrrundschweißung dient vielfach der nach API (American Petroleum Institute) vorgeschlagene Öffnungswinkel von 60° mit einer Stegbreite von 1,5mm. Natürlich ist in diesem Zusammenhang zu erwähnen, dass in Abhängigkeit der Rohrwanddicke, bzw. auch der praktischen Erfahrung bei Einsatz des gewählten Schweißverfahrens abweichende Nahtvorbereitungen verwendet werden. Meist werden diese Pipelinerohre bereits werksseitig mit dieser entsprechenden Nahtkantenvorbereitung geliefert.

Nach der Vorfertigung zu Doppellängen, Schweißnahtanarbeitung und Biegen der Rohrstücke erfolgt die Verlegung nahe dem Rohrgraben. Dazu wird das nachfolgende Rohr mittels Zentriervorrichtung gespannt und in einer möglichst ergonomischen Weise für den Schweißvorgang gelagert. Bei der Verlegung in schwierigem Gelände oder Platzverhältnissen werden die Rohre, wenn nötig, auch teilweise im Rohrgraben verschweißt (siehe **Abb. 2-2**).



Abb. 2-2: Wurzelschweißung mittels zwei Schweißern inklusive einem Helfer im Rohrgraben

Nach der Fixierung des Rohres erfolgt die Feinjustierung, Vorwärmung und Schweißung der Wurzellage [70]. Je nach Rohrdurchmesser kommen dabei 2-4 „Wurzelschweißer“ zum Einsatz. Die gesamte Rohrverlegegeschwindigkeit hängt im Wesentlichen von diesem Arbeitsgang ab, sodass hier auf größtmögliche Effizienz geachtet wird. Zu diesem Zwecke wird jeder Schweißer von einem Helfer bzw. Hilfsarbeiter bedient (Elektrodenanschub, Bedienung der Schweißanlage). Nach Schweißung der Wurzellage wird diese aus wirtschaftlichen, als auch aus technischen

Gründen innerhalb von 10 Minuten geschliffen und die 2. Schweißlage, auch „Hotpass“ genannt, eingebracht. Diese Lage wird mittels rotierenden Drahtbürsten gereinigt, weiters wird die Zentriervorrichtung gelöst (mitunter auch schon vor Fertigstellung der Wurzellage oder während der Hotpass- Schweißung) und das „Wurzelschweißteam“ wechselt zur nächsten

Arbeitsstelle. Aus wirtschaftlichen Gründen werden meist mehrere Schweißteams für die Wurzelschweißung eingesetzt, die in überschlagender Weise den Arbeitsort an der Pipeline wechseln. In jeden Fall stehen mehrere Schweißteams für die Fertigstellung der Rohrverbindung (Schweißung der Füll- und Decklagen) zur Verfügung [69].

2.1.1.3 Prüfung der Rohrleitung

Für die Prüfung von Rohrleitungen kommen grundsätzlich alle in der Technik bekannten Prüfverfahren zum Einsatz [19-23]. Je nach Auftraggeber, Kontraktor und nationalen Normen können sich Prüfmethode, Prüfquantität und -qualität unterscheiden. Vorherrschend sind sicherlich die Visuelle Prüfung (VT), Röntgenprüfung (RT) und die Ultraschallprüfung (UT), wobei letztere immer häufiger automatisiert durchgeführt wird [5]. Im Allgemeinen wird die visuelle Prüfung bei allen Verbindungen durchgeführt (100%- Prüfung), die weiteren zerstörungsfreien Prüfverfahren werden, je Anforderungen, einzeln oder auch beide im Umfang von 20-100% angewendet [7,68]. Für die Stabelektrodenschweißung konzentriert man sich dabei aufgrund der höheren Porenanfälligkeit und Möglichkeit von Schlackeneinschlüssen auf die Röntgenprüfung. Bei der automatischen Schweißung mit Massivdrahtelektroden wird generell die Ultraschallprüfung für das Finden von Flankenbindefehlern (wahrscheinlichste Fehlerursache) eingesetzt. Bei Identifikation von nicht tolerierbaren Fehlern können diese ohne nennenswerten Zeitverlust durch Einsatz eines eigens dafür trainierten Teams repariert werden. Abhängig von den technischen Spezifikationen werden auch zerstörende Prüfungen durch Heraustrennen einer Schweißverbindung und anschließenden Test durchgeführt. Die Wahl der zu prüfenden Naht erfolgt zufällig, meist wird in den Prüfvorschriften der Hinweis auf repräsentative Prüfungen, z.B. „alle 20 km“ angeführt. Dieser Schritt dient zur Aufrechterhaltung des Qualitätsstandards, um eine schleichende Qualitätsverschlechterung (durch Akkordarbeitsweise und höher werdenden wirtschaftlichen Druck gegen Ende des Projektes) zu vermeiden.

2.1.1.4 Passiver Korrosionsschutz

Zum Schutz der verlegten Pipeline gegen elektrochemische Korrosionsvorgänge im Erdboden werden die Rohre mit einer Schutzhülle versehen, die auf Teer- oder Kunststoffbasis aufgebaut ist. Alle Isolierungsverfahren und Umhüllungsarten müssen den betreffenden Vorschriften entsprechen und auf die voraussichtlichen Rohr/Boden- Potentiale abgestimmt sein. In den meisten Ländern außerhalb Europas verlassen die Stahlrohre ohne eine Schutzhülle (Isolierung) das Rohrwerk.



Abb. 2-3: Fertiggestellte Verbindungsnaht vor Aufbringung des passiven Korrosionsschutzes.

Bei günstigen Voraussetzungen (d.h. bei langen, nicht unterbrochenen Rohrsträngen ohne wesentliche Winkelabweichung) wird die Umhüllung direkt vor der Rohrverlegung am hängenden Strang durch Spezialmaschinen aufgebracht. Dabei werden durch umlaufende Bürsten die Rohre vom Korrosionsansatz befreit und nachfolgend mit einer überlappenden Umhüllung versehen.

Für günstige Bauvorhaben sind die einzelnen Rohre meistens bereits in den Röhrenwerken mit einer Schutzumhüllung versehen. Auf diesen Baustellen müssen nur noch die zwischenzeitlich aufgetretenen Isolierschäden und die noch von jeglicher Umhüllung freien Schweißnahtzonen bearbeitet werden (siehe **Abb. 2-3**). Vor dem Absenken der Rohrstränge in den Rohrgraben wird die gesamte Umhüllung mit einem elektrischen Hochspannungsgerät auf Fehlerfreiheit und Isolierfähigkeit untersucht und geprüft.

2.1.1.5 Rohrverlegung und Grabenfüllung

Die vorbereiteten Rohrstränge werden von Seitenbaumtraktoren (Pipelayer, Sideboom) aufgenommen und in kontinuierlicher Folge in den Graben abgesenkt. Die „endlose“ Verlegung durch Abrollen auf Spezialrollengehängen oder durch fortschreitendes Abhängen der Rohrhebegurte kann so lange erfolgen, bis durch Behinderungen, infolge Bauwerke, oder durch Krümmeranschlüsse eine zwangsläufige Unterbrechung eintritt.

Für die Verfüllung des Rohrgrabens stehen je nach Bodenart und Geländebeschaffenheit zahlreiche Einzelgeräte zur Verfügung, die bei entsprechender Kapazität die erforderlichen Leistungen ohne Gefährdung der Rohrleitung erbringen. Auf eine Verdichtung des eingefüllten Bodenmaterials kann im Allgemeinen verzichtet werden, weil es im Hinblick auf die Rohrstabilität nicht erforderlich ist und für die Sicherheit der Leitung sogar vermieden werden sollte [3]. Wesentliche Betrachtung verdient jedoch die vorsichtige Hinterfüllung und Überfüllung der Pipeline mit möglichst steinfreiem Material bis mindestens 10 cm über Rohrscheitel, damit eine „weiche“ Rohrbettung allseits gewährleistet ist. Steht kein entsprechendes Füllmaterial zur Verfügung, so werden die Rohre auch mit einer Schutzumhüllung (zusätzlich zum passiven Korrosionsschutz) versehen (siehe **Abb. 2-3**).

Eine weitere Möglichkeit der Rohrverlegung wurde in Holland entwickelt. Durch das flache Gelände und der Möglichkeit relativ lange Rohrstränge ohne Rohrkrümmung zu fertigen,

entschloss man sich den ausgehobenen Rohrgraben mit Wasser zu füllen, die Pipeline an beiden Enden zu verschließen und sie dann im Rohrgraben schwimmend zu verschieben.

2.1.1.6 Druckprüfung und Abnahme

Bei der Durchführung von Prüfmaßnahmen für die fertig verlegte Leitung sind Geräteeinsätze und Arbeitsabläufe fast ausschließlich auf die Vorschriften und Richtlinien der jeweiligen nationalen Normen bzw. Vereinbarungen oder Betriebsnormen der Kontraktoren abzustimmen.

2.1.2 Das Pipeline Bauverfahren im Wasser

Mit dem größer werdenden Anteil von Offshore- Gebieten an den gewinnbaren Erdgas- und Erdöllagerstätten haben sich die Verlegetechniken für Pipelines im Küstengebiet und in den küstennahen Meeresgebieten während der letzten Jahrzehnte in einem erheblichen Ausmaß weiterentwickelt [3; 6-15].

2.1.2.1 Pipeline- Verlegung in Sumpfgebieten

Die Arbeitsablaufmethoden weisen hierbei besondere Techniken aus, um eine möglichst wirtschaftliche Anpassung an die Gegebenheiten erreichen zu können.

Im Prinzip werden Sumpfgebiete von schwimmenden und oftmals zusammengekoppelten Arbeitseinheiten durchfahren, die ihre eigene Fahrrinne selbst durch Baggerung nach den verschiedenen Verfahren herstellen. Der Antransport der mit der isolierenden Umhüllung und mit einem zusätzlichen Schwerbetonmantel versehenen Einzel-, Doppel- und Mehrfachlängen erfolgt mittels spezieller Lastkähne. Nach Übernahme auf die schwimmenden Arbeitseinheiten durchlaufen die einzelnen Rohre den (stationären) Fertigungsprozess: Vorbau, Schweißen, Prüfen und Isolieren.

Probleme und Verzögerungen treten bei solchen Rohrverlegungen nur auf durch die Witterung, durch die vielfachen Schwierigkeiten der Trassenvorbereitung in baumbestandenen Sumpfgebieten und durch die Versorgung der Baustelleneinheiten mit dem benötigten Nachschub.

2.1.2.2 Pipeline- Verlegung in Offshore- Gebieten

Die anwendbaren Verlegemethoden bedürfen des Einsatzes hochseetüchtiger Verlegeboote, sogenannte Lay-barges, die allen Anforderungen an die erforderliche Technik erfüllen. Diese Verlegeeinheiten, die in der letzten Entwicklung als Halbtaucher- Boote (semi-submersible-barge) oder als schiffsähnliche Doppelrumpf- Verlegeboote zum Einsatz kommen, erfordern einen hohen Investitionsaufwand. Sie sind in der Lage, Rohre bis 48" Durchmesser in einer Meerestiefe bis über 500m Tiefe zu verlegen. Je nach Art der Seeverlegung unterscheidet man eine J- Absenkung und eine S- Absenkung. Die beiden Bezeichnungen stellen die Lage bei

Bearbeitung und Absenkung des Rohres dar. Bei der J- Absenkung wird das Rohr in vertikaler Lage geschweißt, geprüft, isoliert und abgesenkt. Bei der S- Absenkung erfährt das Rohr in horizontaler Lage dieselben Arbeitsschritte und erfährt eine doppelte Winkeländerung bis zur finalen Lage. Für beide Verlegearten gilt, dass besonderes Augenmerk auf die Rohrverformung während der Absenkung gelegt wird, um nicht die maximal vorgegebenen Dehnungen zu überschreiten.



Abb. 2-4: Reel barge zur Verlegung von Pipelines bis 24“ Durchmesser im Wasser

(siehe **Abb. 2-4**). Als Tagesleistung können 1700 bis 1800m angegeben werden. Der Trommelinnendurchmesser auf dem die Pipeline aufgerollt ist beträgt 16,46m, der Trommelaußendurchmesser 25m. Die Länge des Schiffes beträgt 122m.

Auch diese Art der Rohrverlegung stellt ähnlich der J- und S- Verlegung eine besondere Herausforderung an den Schweißzusatzhersteller, Rohrhersteller und letztendlich den Pipelineverlegern dar. Durch die Verformungen am Rohr müssen die Festigkeiten (Dehngrenzen) der Schweißnähte höher liegen, als jene des Grundwerkstoffes, damit bei Winkeländerungen nicht die kleinen Bereiche der Schweißnaht die gesamte Verformung aufnehmen müssen. Das zugrunde gelegte Auslegungsprinzip wird als „strict overmatching-Design“ bezeichnet und hält auch immer mehr Einzug in der Verlegung von Pipelines an Land.

Als eine Besonderheit gilt das Rohrverlegungsschiff mit dem auf einer großen Trommel aufgewickelten Rohrstrang (reel- barge), mit dem Rohre bis zu 24“ Durchmesser zur Verlegung kommen [3,16,17; 10-14]. Mit Hilfe dieses Schiffes ist es möglich mit einer Besatzung von 122 Mann, z.B. 24 km einer 10“ Pipeline mit einer Verlegegeschwindigkeit von bis zu 2kn (3,7km/h) zu verlegen

2.2 Eingesetzte Schweißverfahren im Pipelinebau

Grundsätzlich ist der Schweißprozess vom Schweißverfahren laut Nomenklatur in der Schweißtechnik zu unterscheiden [24]. Die Schweißprozesse können durch die zugeordneten Ordnungsnummern, z.B. für das Lichtbogenhandschweißen – 111, in einzelne Arbeitsmethoden eingeteilt werden [25]. Als Schweißverfahren wird ein übergeordneter Begriff definiert, der alle Parameter, also auch den Schweißprozess, zur Herstellung einer Schweißverbindung mit konstanten Eigenschaften einschließt. Für die Qualifizierung einer Schweißverbindung ist eine Schweißverfahrensprüfung durchzuführen. Alle Parameter hierfür sind in der WPS (Welding Procedure Specification) zusammengefasst [26-28].

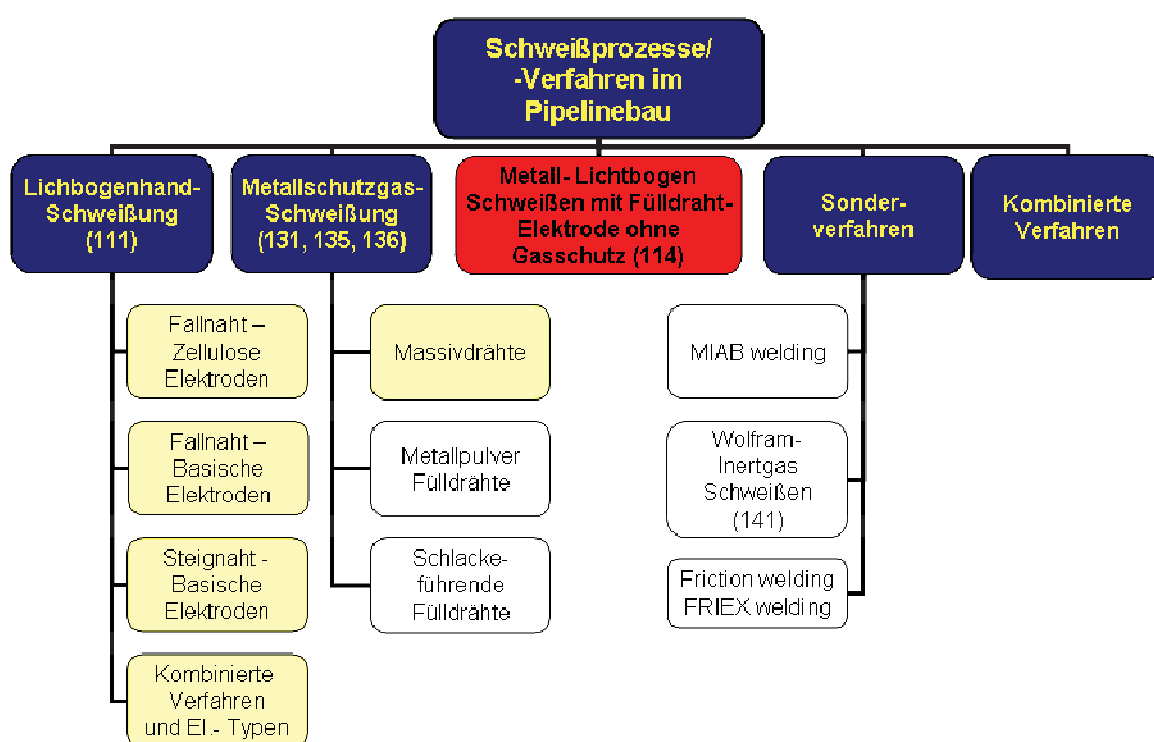


Abb. 2-5: Eingesetzte Schweißprozesse/ -Verfahren im Pipelinebau

Abb. 2-5 zeigt eine Einteilung der Schweißprozesse bzw. –Verfahren mit Schweißzusatzwerkstoffen die im Pipelinebau zu mehr als 90% Einsatz finden. Von diesen Verfahren können die gelb markierten Felder als dominierend angesehen werden. Der Autor dieser Arbeit schätzt eine Marktdurchdringung der gelb markierten Verfahren bei Schweißung von unlegierten Pipelines von mehr als 80%.

Grundsätzlich ist der Schweißzusatz, ob Stabelektrode, Draht oder Stab, als Verbrauchsstoff für die Herstellung einer Verbindung zu verstehen. Es ist auch zwischen produktspezifischen und verfahrensbedingten Eigenschaften bei der Rohrschweißverbindung zu unterscheiden. Als produktspezifische Eigenschaften können die mechanisch/technologischen Gütewerte des

reinen Schweißgutes sowie die Schweißeigenschaften des Schweißzusatzes, wie auch die Eignung für die entsprechende Schweißposition, Abschmelzverhalten, Schlackeführung, Schlackenentfernbarkeit, Einbrandverhalten, Nahtausfließen und andere Eigenschaften verstanden werden. Als verfahrensbedingte Eigenschaften sind die gewählten Arbeitsparameter, Wärmeführung, verwendeter Grundwerkstoff und Nahtgeometrie zu sehen. Diese liegen direkt im Einflussbereich des Verarbeiters. Der Schweißzusatzhersteller, in dessen Einfluss die produktspezifischen Eigenschaften liegen, muss allerdings für die Entwicklung entsprechender Elektroden die verfahrensbedingten Parameter kennen. Es ist deshalb auch nötig, die einzelnen Verfahren einer genauen Betrachtung zu unterziehen, um eine Grundlage für die Entwicklung alternativer Schweißzusätze zu erhalten [59-63,66].

2.2.1 Lichtbogenhandschweißen (111)

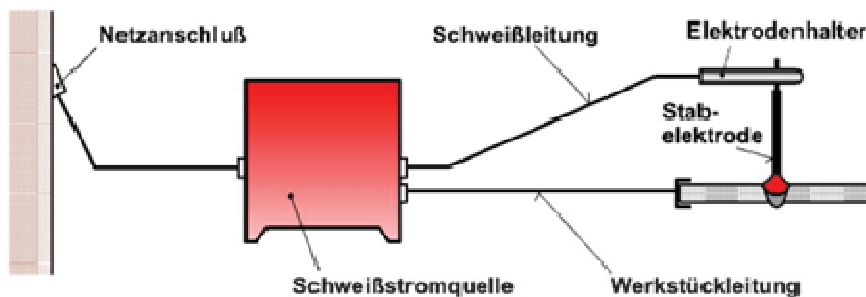


Abb. 2-6: Der Lichtbogenhandschweiß- Prozess

Die wesentlichen Bestandteile einer Lichtbogenhand-Schweißanlage sind die Schweißstromquelle von der die Schweißleitung mit Elektrodenhalter, sowie die Werkstückleitung,

auch Massekabel genannt, und das Stromversorgungskabel ausgehen (siehe **Abb. 2-6**). Bei geschlossenem Stromkreis dient die Stabelektrode zugleich als Lichtbogenträger und Zusatzwerkstoff. Die Elektrode wird am Elektrodenhalter gespannt und vom Schweißer manipuliert.

Am Elektrodenende brennt nach Berührung des Werkstücks ein stabiler Lichtbogen und geschmolzenes Schweißzusatzmaterial geht von der Elektrode durch die Lichtbogenkräfte ins werkstückseitige Schmelzbad über (siehe **Abb. 2-7**). Durch die Einwirkung des Lichtbogens wird eine Schutzgasglocke gebildet, die die umgebende Luft von der Schweißzone abhält. Bei Erstarrung des Schmelzbades wird die unlösliche Schlacke aus der Schweißzone an die Oberfläche gedrängt und bildet die Schlackenabdeckung. Zusätzlich wird das Schmelzbad von dieser erstarrenden Schlacke geformt.

Die Lichtbogenschweißverfahren im Pipelinebau können durch die Schweißrichtung am Rohr und den verwendeten Elektrodentyp unterschieden werden.

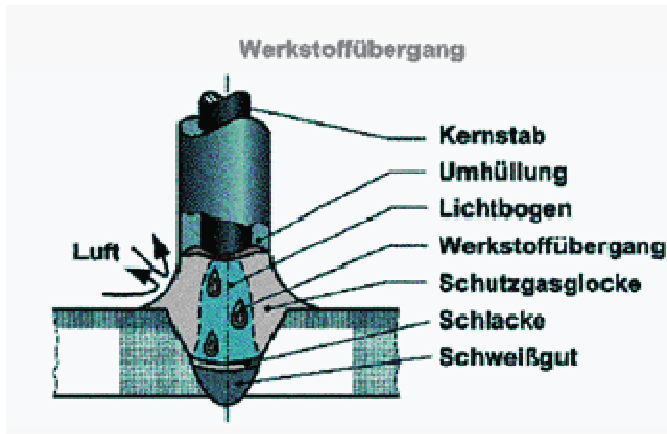


Abb. 2-7: Werkstoffübergang beim Lichtbogenhandschweißen

Bei der Fallnaht- Technik erfolgt die Schweißrichtung in fallender Richtung, in der „Pipeline- Sprache“ wird diese Technik üblicherweise auch als „downhill“, „vertical down“, „stovepipe“ oder auch als die Schweißung von der „12 – 6 Uhr- Position“ bezeichnet. Die Steignaht- Schweißung wird dementsprechend als „uphill“, „vertical up“ bzw. als Schweißung von „6 – 12 Uhr“ bezeichnet. Alle

Lichtbogenschweißverfahren haben gemeinsam, dass die Einbringung aller Schweißlagen von der Rohraußenseite erfolgt. Weiters lassen sich die Schweißverfahren bzw. die eingesetzten Stabelektroden durch den Umhüllungstyp der Elektrode unterscheiden.

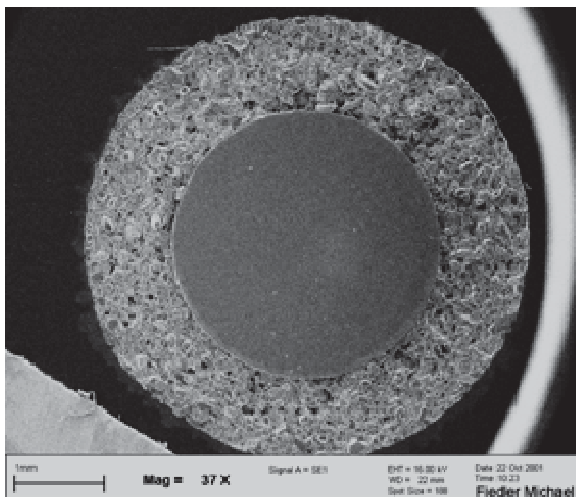


Abb. 2-8: Querschliff einer Stabelektrode

Abb. 2-8 zeigt eine Sekundärelektronenmikroskopische Aufnahme des Querschliffes einer Stabelektrode, wobei der Kerndraht und die Ummantelung bzw. Elektrodenhülle zu erkennen ist. Die Kerndrahtabmessung gibt nach den gültigen Normen grundsätzlich die Elektrodendimension vor. Es werden Elektroden mit Durchmessern von 1,5 bis 6mm in Längen von 150 bis 600 mm angeboten [35,36,44,45]. Für die Pipelineschweißung sind die Elektrodendurchmesser 2,5mm, 3,2mm, 4,0mm, 4,5mm und 5,0mm in einer Länge von

350 mm vorherrschend.

Elektrodenhüllen sind durch ihre hauptsächliche Zusammensetzung und durch den Hüllendurchmesser gekennzeichnet. So wird zwischen

- saurer-
- zellulose-
- rutiler- und
- basischer

Umhüllung unterschieden. Auch Mischtypen sind normativ festgelegt. Im Pipelinebau werden vorwiegend zellulose- und basisch dünnumhüllte Elektroden verwendet [35-43,65]. Sauerumhüllte Elektroden verlieren im Allgemeinen durch die geringen

mechanisch/technologischen Güterwerte der Schweißverbindung an Bedeutung. Auch Rutilumhüllte Elektroden werden im Pipelinebau aus demselben Grund wenig verwendet.

2.2.1.1 Fallahtschweißen mit Zelluloseelektroden

Zellulose Elektroden erhalten ihren Namen aus der Zusammensetzung der Umhüllung, die zu einem überwiegenden Teil aus organischen Bestandteilen und weiters aus Schlackenbildnern, Legierungselementen, Desoxidationselementen und Bindemittel bestehen.

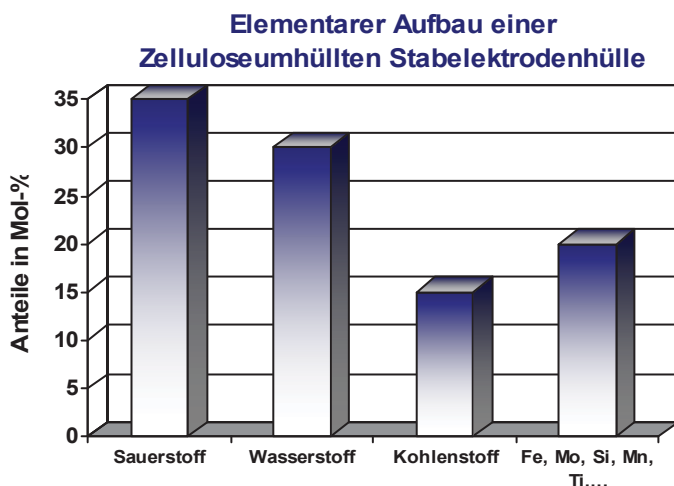


Abb. 2-9: Elementarer Aufbau einer zelluloseumhüllten Stabelektrode

der Elektrodenhülle, die für das Schweißverhalten und Erreichung der chemischen Zusammensetzung, der Festigkeiten und Zähigkeiten des Schweißgutes verantwortlich zeichnen.

Für die einwandfreie Durchführung einer Rohrschweißung mit Zelluloseelektroden sind vor allem speziell ausgebildete Schweißer notwendig, da sich diese Schweißmethode gegenüber anderen Schweißtechniken grundsätzlich unterscheidet [38-42,58,69,92,97-98]. Zellulose umhüllte Elektroden werden fast ausschließlich in fallender Technik verschweißt. Besonderes Augenmerk ist dabei auf die richtige Wahl der Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen zu legen, um wasserstoffinduzierte Risse im Grundwerkstoff und in der Schweißnaht zu vermeiden [46-49,59,96,97]. Der hohe Einsatz dieser Elektroden, trotz des erhöhten Gefahrenpotentials gegenüber wasserstoffinduzierten Rissen und geringerer Zähigkeit im Vergleich zu basischen Elektroden ist in der höheren Wirtschaftlichkeit, vor allem bei der Wurzelschweißung, begründet.

2.2.1.2 Fallahtschweißen mit basischen Elektroden

Die ersten Forderungen nach derartigen Elektroden liegen bereits mehr als 30 Jahre zurück. Dies war die Zeit, in der die „perlitreduzierten“ und thermomechanisch behandelten Rohrstähle

Abb. 2-9 stellt den elementaren Aufbau einer zelluloseumhüllten Stabelektrode dar. Es zeigt einen relativ hohen Anteil an Sauerstoff, Wasserstoff und Kohlenstoff, der durch das Zellulosepulver (chemisch $C_6H_{10}O_5$) hervorgerufen wird. Dieser Rohstoff ergibt neben anderen Eigenschaften den intensiven Schweißlichtbogen, der das Wesen dieser Elektrode kennzeichnet. Zusätzlich befinden sich noch weitere Verbindungen in

entwicklungstechnisch bis zur Festigkeitsklasse X70 nach API 5L fertig gestellt waren [43,50,67,97-98]. Man sprach darüber hinaus vom Einsatz höherfester Rohrstähle der Festigkeitsklasse X80, X90 und X100 nach API 5L. Diese Stähle können nach damaliger Meinung nicht perlitreduziert gefertigt werden und müssen ihre Festigkeit durch eine Wasservergütung erhalten. Da wasservergütete Stähle in der Regel ein erhöhtes Kohlenstoffäquivalent aufweisen, war die Verwendung von Zelloseelektroden für das Schweißen dieser Stähle in Frage gestellt. In dieser Zeit wurden bereits die ersten Entwicklungsarbeiten an basisch umhüllten Fallnahtelektroden in Angriff genommen.

Es hat sich jedoch sehr bald gezeigt, dass mit dem perlitreduzierten Stahl X70 nach API 5L bezüglich der Festigkeitssteigerung bei den Rohrstählen ein vorläufiges Ende gegeben war. Dieser Stahl konnte bzw. kann ohne Schwierigkeiten mit Zelloseelektroden verschweißt werden. Diese Umstände haben sich dann im Laufe der Zeit etwas geändert. Betreiber und Auftraggeber von Pipelines forderten vor allem in dicht besiedelten Gebieten Schweißgüter mit hoher Festigkeit kombiniert mit hoher Zähigkeit und geringstes Risiko für Rissanfälligkeit. Dies konnte als „kleiner Umbruch“ verstanden werden und führte zur Einführung der basischen Fallnahtelektrode und zur teilweisen Substitution der Zelloseelektrode. Als Gründe wurden die höheren Zähigkeiten und der weitaus geringere Wasserstoffgehalt (Wasserstoffeintrag) mit kleiner als 5ml pro100g Schweißgut nach EN 7690 des Schweißgutes genannt [43,51,52]. Damit wird auch die Anfälligkeit gegenüber wasserstoffinduzierten Unternahtrissen (in der WEZ des Grundwerkstoffes) wesentlich reduziert und die Vorwärmtemperaturen können entsprechend niedriger angesetzt werden [69,80,89,96]. Weitere Forderungen nach basisch umhüllten Fallnahtelektroden ergeben sich auch aus einer erhöhten Wirtschaftlichkeit gegenüber der Steignachtschweißung mit basisch umhüllten Elektroden.

Als Grund für die Unterschiede zu Zelloseelektroden ist die Zusammensetzung der Elektrodenhülle zu sehen. Die Hülle kann als „kalkbasisch“ mit hohen Anteilen an Eisenpulver charakterisiert werden.

2.2.1.3 Steignacht- Schweißen mit basischen Elektroden

Eine Alternative zur oben beschriebenen Fallnahttechnik bietet das Schweißen in steigender Position. Dabei erfolgt die Schweißung von der 6 Uhr- Position bis zur 12 Uhr- Position mit vorwiegend basischen Stabelektroden [64,65,79-80,89,97-98].

Der Einsatz von basischen Steignachtelektroden weist im Vergleich zur Schweißung in fallender Technik aufgrund der geringen Verlegeleistung in der „Mainline“ eine rückläufige Tendenz auf. Auch in Ländern des ehemaligen Ostblockes, in denen nicht auf die Verlegegeschwindigkeit aufgrund des geringen wirtschaftlichen Druckes Rücksicht genommen wurde, kommt es zur verstärkten Substitution dieses Elektrodentyps durch wirtschaftliche Schweißverfahren. Dieser Trend ist anhaltend und wird nur durch Großprojekte, in denen nicht von bestehenden

Verfahrensanweisungen abgegangen wird, gebremst. Nichtsdestotrotz besitzt dieses Verfahren eine hohe Wichtigkeit bei der Herstellung einer Pipeline. So müssen bei Wege-, Wasser-, und anderen Kreuzungen, sowie auch beim Einschweißen von Verteilerstücken die Rohre in bereits fixierter Position, d.h. meistens im Rohrgraben verbunden werden. Der Einsatz einer Innenzentriervorrichtung ist aufgrund des meist fertig geschweißten Rohrstranges oder Teilstranges nicht mehr möglich. Die notwendige Zentrierung der Rohre muss deshalb durch Außenzentriervorrichtungen erfolgen und bietet daher nur einen eingeschränkten Zugang zur Schweißstelle. Auch durch die größeren Toleranzen in der Nahtvorbereitung durch die erfolgten Brennschnitte vor Ort ist der Einsatz der Fallnahtschweißung beim Verbindungsschweißen nur eingeschränkt möglich. Dies ist das Haupteinsatzgebiet der „basischen Steignahtschweißung“ im modernen Pipelinebau. Kein anderes Schweißverfahren ist bei diesen schwierigen Einsatzbedingungen so flexibel, effizient, und leicht handhabbar wie dieses. Deshalb besitzt dieses Verfahren einen sicheren Stellenwert in der Pipelineindustrie.

Ein weiterer Grund für den Einsatz von basischen Steignaht- Elektroden liegt teilweise im Fehlen von ausreichend ausgebildeten Schweißern. Um nicht eine aufwendige und kostspielige Schulung von Fallnahtschweißern durchführen zu müssen, wird auf die „einfacher handhabbare“ und meist beherrschte Steignaht- Elektrodenschweißung umgestellt.

Der Grund, dass vor allem basisch- und nicht rutil-umhüllte Elektroden für diese Aufgabe verwendet werden, liegt in den höheren Zähigkeits- und Bruchdehnungswerten und den niedrigen Wasserstoffeinträgen ins Schweißgut. Für bestimmte Schweißaufgaben, wie z.B. den Einbau von Stationen, Schweißnähte mit erhöhten Schrumpfspannungen durch fehlende Schrumpfmöglichkeit oder bei Reparatur ist der Einsatz von basischen Elektroden meist normativ vorgeschrieben.

Der Unterschied zu basischen Fallnahtelektroden besteht vor allem im Hüllendesign. Speziell entwickelte Steignaht-Elektroden für den Pipelinebau weisen eine dünne Elektrodenhülle mit geringen Anteilen an Eisenpulver auf. Damit kann eine verbesserte Zugänglichkeit der Schweißstelle und ein entsprechendes Schweißverhalten mit guter Spaltüberbrückbarkeit und angemessener Stützwirkung der Schlacke erreicht werden.

2.2.1.4 Kombinierte Verfahren und Elektrodentypen beim Lichtbogenhandschweißen im Pipelinebau

Durch die partiellen Vorteile, die jedes Lichtbogenhandschweißverfahren aufweist, ist eine kombinierte Anwendung prinzipiell denkbar und wird auch praktisch eingesetzt. Hierbei können sowohl variierende Schweißrichtungen, als auch verschiedene Elektrodentypen und unterschiedliche Festigkeitsklassen kombiniert werden [79,89,92,96,97-98]. Als wohl interessanteste Methode hat sich die kombinierte Fallnahtschweißung mit zellulose und basisch umhüllten Stabelektroden etabliert. Dabei wird die Wurzelschweißung als geschwindigkeits-

bestimmender Schritt im Pipelinebau mit Zelluloseumhüllten Elektroden durchgeführt, um die höhere Wirtschaftlichkeit dieses Verfahrens zu nutzen. Für die Füll- und Decklagen werden basische Fallnahtelektroden mit den Vorteilen des geringeren Wasserstoffeintrages ins Schweißgut und höheren Zähigkeitswerten angewendet.

Ein Beispiel für die kombinierte Anwendung verschiedener Schweißrichtungen ist der Stationsbau, bei dem z.B. die ersten Lagen mit basischen Steignaht- Elektroden geschweißt, und nach Lösen der Zentriervorrichtung durch die bessere Zugänglichkeit die weiteren Lagen mit basischen Fallnaht- Elektroden ausgeführt werden.

Auch Zellulose umhüllte Elektroden können und werden in ganz speziellen Fällen, z.B. bei sehr geringen Rohrdurchmessern sowohl in steigender als auch in fallender Technik angewendet. Dabei wird, um ein besseres Handling und eine geringere Fehlerwahrscheinlichkeit zu gewährleisten, die Wurzel in steigender und die weiteren Lagen in fallender Technik verschweißt.

2.2.2 Metallschutzgasschweißung

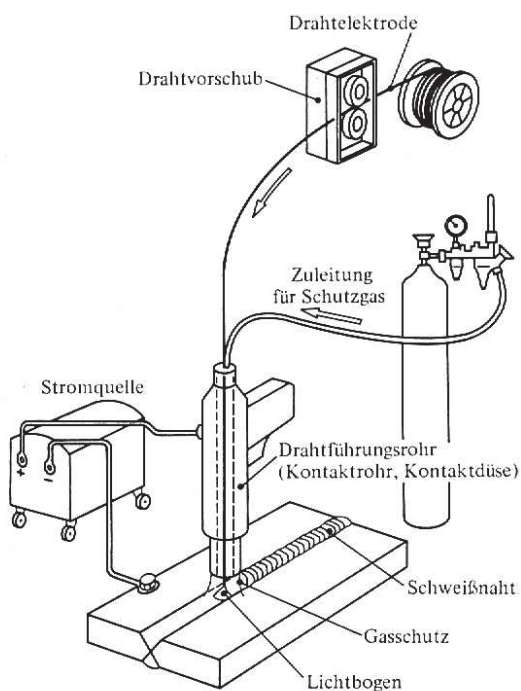


Abb. 2-10: Der Metallschutzgas- Schweißprozess (131, 135, 136)

Für die Metallschutzgasschweißung werden Drahtelektroden verwendet, die meist von Spulen mittels Drahtvorschubeinrichtungen durch das Schlauchpaket zum Kontaktrohr gefördert werden (siehe **Abb. 2.10**). Im Kontaktrohr erfolgt die Stromeinleitung in den Massiv- oder Fülldraht, der sowohl als Lichtbogenträger als auch als Schweißzusatz dient. Der Schutz des flüssigen Schweißmaterials wird durch einen externen Gasschutz bereitgestellt. Dabei kann zwischen einem inerten (Argon/Helium) und einem aktiven Gas (CO_2 , O_2 , prinzipiell auch N_2) unterschieden werden [54]. Hauptsächlich werden jedoch Mischgase verwendet, die als Metallaktivgas- Schweißprozess (135) einzustufen sind, sobald ein aktiver Anteil im

Schutzgas verwendet wird. Werden ausschließlich inerte Gase oder Mischungen daraus verwendet, handelt es sich um eine Metallinertgas- Schweißung (131). Die Schweißung mit Fülldrahtelektroden (136) kann mit Metallpulverfülldrähten oder schlackeführenden Fülldrähten durchgeführt werden. Der Schweißstrom wird bei allen Metallschutzgas-Schweißprozessen von

der Stromquelle bereitgestellt. Wie beim Lichtbogenhandschweißen wird der Stromkreis durch das Massekabel geschlossen [24-28].

Die im Pipelinebau eingesetzten Schweißverfahren können in Abhängigkeit der Schweißprozesse bzw. der verwendeten Gase in:

- Metallaktivgasschweißung (MAG, 135)
- Metallinertgasschweißung (MIG, 131)
- Metallaktivgasschweißung mit Fülldrähten (136)

In Abhängigkeit des Automatisierungsgrades in:

- Automatische
- Semiautomatische

in Abhängigkeit des verwendeten Schweißzusatzes in:

- Massivdraht-
- Fülldraht-

Verfahren, oder in Abhängigkeit der Arbeitsweise unter Verwendung von Schweißdrähten in:

- CRC[®]- Verfahren
- CWS[®]-; PASSO[®]-; SATURNAX[®]- Verfahren
- Sonderschutzgas- Verfahren
- Steignahtschweißung mit gasgeschützten schlackeführenden Fülldrähten
- Fallnahtschweißung mit gasgeschützten Metallpulver- Fülldrähten
- Sonderverfahren mit Fülldrähten

eingeteilt werden [30-33,53,72,97-98].

In dieser Arbeit wird die letztgenannte Einteilung genutzt, da im Pipelinebau meist mit diesen spezifischen Begriffen gearbeitet wird.

Auf die Darstellung des Unterpulverschweißverfahrens wird an dieser Stelle verzichtet, da dieser Schweißprozess zwar auch in die für Feldschweißung geeignete Verfahren eingeordnet werden könnte, jedoch für die Schweißung an feststehenden Rohren nicht geeignet ist und demnach für diese Betrachtung nicht von Interesse erscheint.

2.2.2.1 CRC[®]- Verfahren

Ein in heutiger Zeit wohl weit verbreitetes Verfahren unter Verwendung von Schweißdrähten ist das CRC[®]- (Crutcher Resources Corporation) Verfahren [55-57,72,76-78,80-85,89,92,97-98]. Dieses Verfahren, das in manchen Literaturstellen als auch CRC[®]- EVANS- Verfahren bezeichnet wird, kann auch als automatisiertes (mechanisiertes) Metallaktivgas- Orbital-Schweißverfahren mit Massiv-/Fülldrähten bezeichnet werden. Es wurde 1966 in Houston/Texas/USA entwickelt und war seitdem weltweit in hunderten von Land- und See-Pipelineprojekten im Einsatz.

Beim CRC- Verfahren wird die Wurzelschweißung von der Rohrinneinnenseite ausgeführt. Dies macht die Bereitstellung einer spanabhebend arbeitenden Maschine für die Vorbereitung der Rohrenden nötig. Die (Hotpass-), Füll- und Decklagen werden von der Rohraußenseite in fallender Technik geschweißt. Aus diesen Teilarbeitsschritten sind die Hauptkomponenten des Verfahrens zu ersehen:

- Maschine zur Bearbeitung der Schweißstöße (Pipe Facing Maschine, PFM)
- Zentriervorrichtung mit integrierten Wurzelschweißgeräten (Clamp/Welder)
- Orbital- MAG- Schweißgeräte für die Schweißung der (Hotpass-), Füll- und Decklagen (External Welder)

Als Schweißzusätze werden üblicherweise Massivdrähte, neuerdings auch Fülldrähte mit einem Durchmesser von 0,9 – 1,2 mm verwendet, als Schutzgas dienen vorwiegend Argon- CO₂- Gemische, seltener 3 bzw. 4- Komponentengase.

Beim CRC-Verfahren werden die Rohrenden direkt vor der Schweißung bearbeitet. Anschließend erfolgt die gegenseitige Spannung der Rohre ohne Wurzelspalt mit Hilfe der Zentriervorrichtung mit, je nach Rohrinnendurchmesser, bis zu sechs integrierten Wurzelschweißgeräten. Bereits während der Wurzelschweißung wird an der Rohraußenseite die Spannvorrichtung für die Orbital- MAG- Anlage montiert und mit der ersten Fülllagenschweißung begonnen. Die (Hotpass-), Füll- und Decklagen- Schweißvorrichtungen besteht im Wesentlichen aus den Komponenten:

- Befestigungsband
- der Vorschubeinrichtung
- der Pendeleinrichtung und der
- Schweißeinrichtung mit Drahtspule.

Nach Fertigstellung der Hotpasslage wechselt das „Wurzel – Hotpass- Team“ und die Fülllagen werden von einem eigenen Schweißteam fertig gestellt.

Die Schweißung der Fülllagen erfolgt in Pendeltechnik mit einer bestimmten Pendelbreite und – frequenz, abwechselnd von der 12 bzw. 3 (9) Uhr- Position beginnend, um Ansatzstellen zu vermeiden.

2.2.2.2 CWS[®]-; PASSO[®]- SATURNAX[®]- Verfahren

Ähnlich dem CRC[®]- Verfahren wurden Ende der Siebziger Jahre drei weitere Verfahren für die automatische Pipelineschweißung mit Schutzgasdrähten eingeführt. Auch diese Verfahren werden häufig für die Verbindung, speziell bei Rohren mit kleinen Durchmessern (ab 16“ Außendurchmesser) verwendet. Es handelt sich dabei um das CWS[®]- (Crutcher Welding System) Verfahren, das in den USA von der bereits bekannten Firma Crutcher entwickelt wurde, dem PASSO[®]- und dem SATURNAX[®]- Verfahren. Das zweitgenannte wurde von der Firma SAIPEM 1978 entwickelt und 1981 für die Schweißung von Rohren der Stahltype X65

zertifiziert. Der Name SATURNAX® wird von der Firma Serimer für ihr eigenes Verfahren verwendet. Auch weitere Verlegfirmen ließen sich ihre Schweißmethoden patentieren, oder zeichneten sie, um die Einzigartigkeit herauszustreichen, mit einem eigenen Namen aus. Grundsätzlich kann aber bei allen Verfahren von einer ähnlichen Arbeitsweise ausgegangen werden.

Alle diese Verfahren benötigen eigene Maschinen zur Anarbeitung der Rohrstöße. Zum Unterschied zum CRC-Verfahren wird allerdings die Wurzelnaht von der Rohraußenseite geschweißt, was zu einer abgeänderten Rohrvorbereitung bzw. Rohrendengeometrie führt [58,75-78,81,84,86-88]. Das Wurzelschweißen von außen erfordert zusätzlich das Vorhandensein einer Schweißbadsicherung an der Rohrinneenseite, die an der Zentriervorrichtung befestigt ist. Die Hotpass-, Füll- und Decklagen werden danach ebenso von der Rohraußenseite eingebracht. Als wichtigste Verfahrenskomponenten ergeben sich somit:

- Maschine zur Bearbeitung der Schweißstöße (Pipe Facing Maschine, PFM)
- Zentriervorrichtung mit integrierter Schweißbadsicherung (Clamp)
- Orbital- MAG- Schweißgeräte für die Schweißung der Wurzel-, Hotpass-, Füll- und Decklagen (External Welder)

2.2.2.3 Sonderschutzgasverfahren mit Massivdrähten

Gegenüber den bekannten CRC®-; CWS®-; PASSO®-; bzw. SATURNAX®- Verfahren unterscheiden sich Sonderschutzgas- Schweißverfahren im Automationsgrad, den Arbeitsfolgen bei der Schweißung, den verwendeten Geräten und Schutzgasen und vor allem in der erreichbaren Schweiß- bzw. Verlegegeschwindigkeit [71]. Im Allgemeinen kommen diese Verfahren aber nur in sehr geringem Maße zum Einsatz. Ein wesentlicher Grund dafür ist auch, dass sich die o.g. „bekannten“ Verfahren in der Praxis durchgesetzt haben und auch die Schweißprozeduren bzw. Verfahrensprüfungen, aufgrund der meist kostenintensiven Anforderungen und der konservativen Haltung der Schweißbranche nicht geändert werden.

2.2.2.4 Steignachtschweißung mit gasgeschützten schlackeführenden Fülldrähten

Ein Fülldraht stellt ein endloses, mit metallischen, mineralischen, fluoridischen und anderen Phasen gefülltes Röhrchen dar. **Abb. 2-11** zeigt schematisch den Aufbau einer solchen Elektrode. Das Metallröhrchen kann dabei aus einem Werkstoff bestehen, der entweder artgleich oder artfremd der Schweißgutzusammensetzung ist. Letzterer Typ ist gebräuchlicher, da mit einem Röhrchenmaterial durch geeignetes „Auflegieren“ über die Füllung verschiedene Schweißzusatzqualitäten gefertigt werden können. Nach Art der Pulverfüllung lassen sich Metallpulverfülldrähte und schlackeführende Fülldrähte unterscheiden. Bei ersteren besteht das Füllpulver hauptsächlich aus Metallen, die zur Auflegierung und Desoxidation des Schweißgutes dienen.

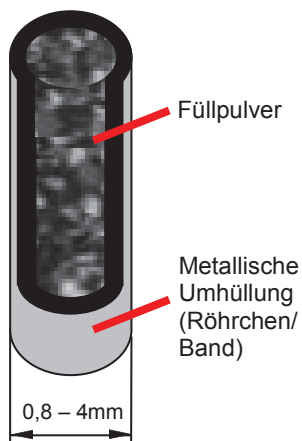


Abb. 2-11: Aufbau einer Fülldrahtelektrode

Bei schlackeführenden Fülldrähten befinden sich in der Füllung zusätzlich schlackebildende, dampfbildende, schutzgasbildende, lichtbogenstabilisierende, denitrierende und desulfisierende Komponenten. Während des Schweißvorganges schmilzt das Füllpulver auf. Die sich bildende Schlacke überzieht die Schweißnaht, formt diese und schützt sie vor Oxidation.

Für die Anwendung im gewöhnlichen Pipelinebau, der „Mainline“, ist die Steignachtschweißung, aufgrund der geringeren Baufortschrittsgeschwindigkeit grundsätzlich noch wenig im Einsatz.

Das Einsatzgebiet dieses Verfahrens beschränkt sich mit einigen Ausnahmen hauptsächlich auf die „Tie In“-Schweißung, also dem Zusammenschluss bereits vorgeschweißter Pipelines. Hierbei können aufgrund der hohen Abschmelzleistung gegenüber der Schweißung mit basischen Steignachtelektroden und der guten Handhabung teilweise große Vorteile erzielt werden. Bei der Schweißung mit Fülldrähten können grundsätzlich die gleichen Verfahrenskomponenten wie bei der Schweißung mit Massivdrähten verwendet werden.

Für Schweißungen an der „Mainline“ kann das Verfahren auch in automatisierter Weise eingesetzt werden [73,90-91,102]. Die Aufspannvorrichtungen und Vorschubeinrichtungen für die Bewegungen der Schweißdüse sind in diesem Fall wie beim CWS-Verfahren gestaltet. Im Unterschied zum CWS-Verfahren erfolgt die Schweißung aber von der 6 Uhr-Position bis zur 12 Uhr-Position, also in steigender Technik.

Für die Pipelineschweißung werden Fülldrähte in den Abmessungen von 0,9mm, 1mm und 1,2mm verwendet, die vorwiegend unter Mischgas, in Sonderfällen auch unter CO₂ verschweißt werden.

2.2.2.5 Fallahtschweißung mit gasgeschützten Metallpulver- Fülldrähten

Dieses Verfahren, das im Grunde genommen der Fallnahtschweißung mit gasgeschützten Massivdrähten ähnelt, ist bis heute nur wenig im Einsatz. Die Gründe dafür sind vielfältig und werden in dieser Arbeit nicht näher behandelt. Metallpulverdrähte sind ähnlich aufgebaut wie schlackeführende Fülldrähte, nur dass die Füllung rein aus metallischen Elementen bzw. deren Verbindungen besteht. Verschweißt werden diese Drähte wie gasgeschützte Massivdrähte vor allem in der fallenden Position [102]. Es gelten somit die in Kap. 2.2.2.1 und 2.2.2.2 dargestellten Grundsätze für die Verschweißung der Drähte.

2.2.2.6 Sonderverfahren mit Fülldrähten

Es wurde schon in Kapitel 2.2.1.4 auf kombinierte Schweißverfahren bei Stabelektroden eingegangen. Kombinationen können selbstverständlich auch bei der Schweißung mit

Fülldrähte gefunden werden. So können Metallpulverdrähte, schlackeführende Fülldrähte, sowohl in Fallnaht, als auch in Steignahntposition verwendet werden. Durch den im Allgemeinen großen Parameterbereich bei den Schweißereinstellungen zeichnen sich diese Drähte durch eine hohe Flexibilität aus, was einer breiten Anwendung entgegen kommt. Auch sind diese Drähte in allen gängigen Durchmessern erhältlich, was die Flexibilität erhöht. Somit können alle Varianten, die prinzipiell vorstellbar sind, praktisch umgesetzt werden bzw. sind auch bereits in Umsetzung- bzw. Entwicklungsphase.

2.2.3 Sonderschweißverfahren

2.2.3.1 MIAB welding

„MIAB (magnetically impelled arc butt) welding“ ist bereits seit 30 Jahren in der Schweißtechnik bekannt [94]. Anfangs wurde diese Technik in der Automobilindustrie für die Verbindung von Achsschenkeln und weiteren rotationssymmetrischen Bauteilen eingesetzt. Im Laufe der Zeit hat diese Technik auch ihren Eingang in die Pipelineschweißung gefunden. Ein wesentlicher Grund des relativ späten Einsatzes dieser Methode kann durch den Umstand begründet werden, dass nur dünnwandige Rohre (bis 6 mm Wandstärke) verschweißt werden konnten, während vor allem in Europa, Asien und USA größere Wandstärken (von ca. 8-30 mm) eingesetzt werden.

Grundsätzlich handelt es sich bei diesem Verfahren um einen kombinierten Widerstands- und Lichtbogenschweißprozess, bei dem beide Rohrenden nach dem Aufschmelzen des Grundmaterials gegeneinander gepresst werden.

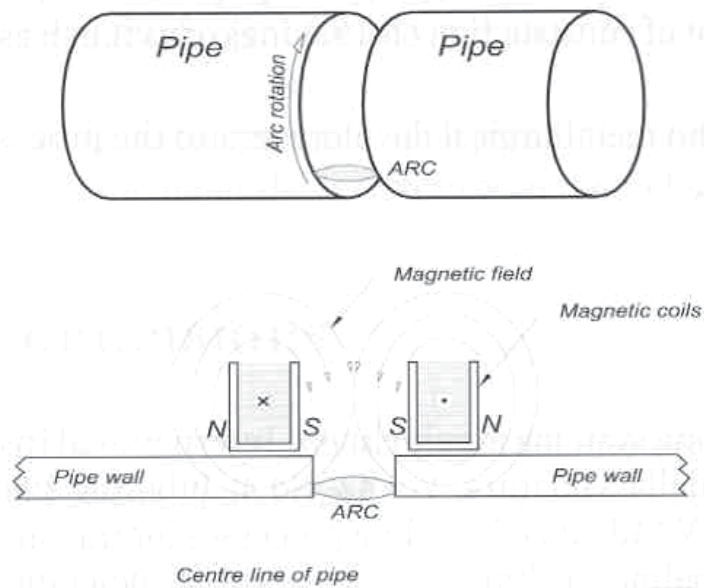


Abb. 2-12: Prinzip des MIAB Prozesses

Abb. 2-12 zeigt den prinzipiellen Aufbau des Verfahrens. Die Schweißkanten werden planparallel abgearbeitet und anfangs wird ein geringer Spalt zur Aufrechterhaltung eines Lichtbogens gehalten. Durch die Verwendung eines äußeren Magnetfeldes wird ein Lichtbogen in Umfangsrichtung mit einer Geschwindigkeit von zirka 150 m/s um die Rohrachse gedreht. Dadurch

werden die Schweißkanten aufgeschmolzen und danach meist hydraulisch gegeneinander

gepresst. Die gesamte Schweißung wird somit in einem Durchgang durchgeführt und weist einen hohen Automatisationsgrad auf, der sie unabhängig von der Handfertigkeit des Schweißers macht. Die Schweißzeit ist mit 12 bis 15 Sekunden für die Schweißung eines 400 mm Durchmesser Rohres sehr kurz. Im Gegensatz zum „Flash butt welding“ Prozess, wo ein Lichtbogen an der gesamten Fläche des Rohrstoßes ansetzt, ist dieses Verfahren weniger leistungsintensiv. So werden im MIAB Schweißprozess „nur“ rund 1500 A benötigt, die von konventionellen Stromquellen geliefert werden können. Beim „Flash butt welding“ Prozess werden rund 20000 A benötigt, die im Feld nicht ohne hohen Investitionsaufwand bereitgestellt werden können. Die Form der Rohrenden ist relativ einfach, sodass der Einsatz von komplexen Anarbeitungsmaschinen nicht erforderlich ist.

Derzeit ist dieses Verfahren in Australien für die Schweißung von Durchmesser 450 mm Rohren mit einer Wandstärke von 10mm im Einsatz, was auch derzeit die obere Grenze der Rohrdimension darstellt.

2.2.3.2 Friction-, FRIEX- welding

Diese beiden Arten der Reibschweißung werden in dieser Arbeit als ein Sonderverfahren für die Pipelineschweißung beschrieben [74]. Das FRIEX (Friction and Explosion-) Verfahren kann als Weiterentwicklung des Friction Welding (Reibschweißen) bezeichnet werden [95]. Es unterscheidet sich vor allem in der Aufbringung der Presskraft nach dem Aufschmelzen der Rohrkanten.

Grundsätzlich können diese beiden Verfahren als vollautomatische Verfahren eingestuft werden. Das hat den Vorteil, dass es frei von den menschlichen Einflüssen verläuft und Schweißgüter mit konstanter Qualität hergestellt werden können. Nach adäquater Einstellung der Maschine kann „ein“ Techniker die Maschine für alle weiteren Schweißverbindungen betätigen.

Abb. 2-13 zeigt eine Prinzipskizze des Verfahrens. Bei dem Friction bzw. FRIEX- Prozess

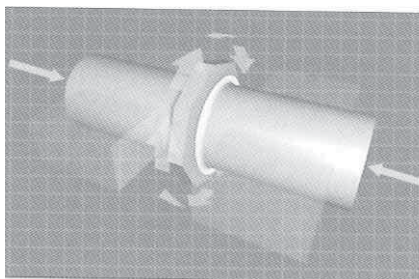


Abb. 2-13: Prinzip des FRIEX-Prozesses

werden die Nahtkanten durch Reibung erwärmt. Bei den älteren Vorgänger-Verfahren war eine Relativgeschwindigkeit der beiden zu verbindenden Rohren notwendig. Da dies bei der Pipelineschweißung die Drehung eines Rohres von mindestens 12 m Länge bedeutet, kam es zu einer Weiterentwicklung, die einen drehenden Zwischenring zur Aufbringung der Relativgeschwindigkeit benützt. Dieser Zwischenring wird durch

einen Motor mit zwischengeschaltetem Getriebe in Drehung versetzt.

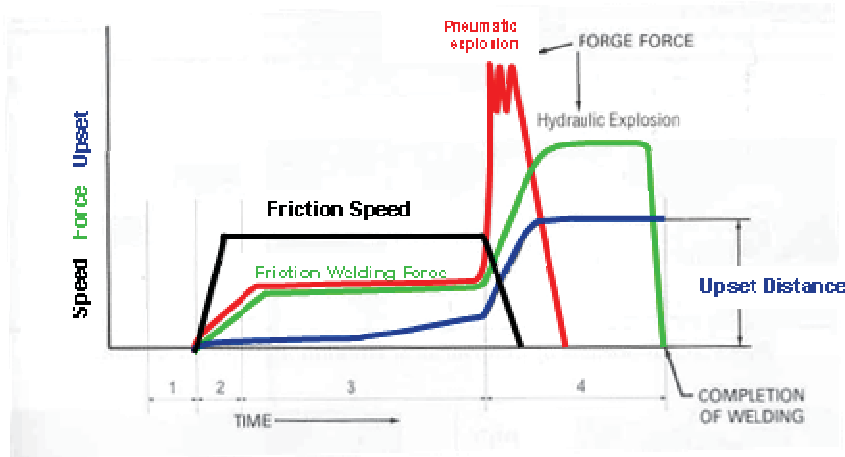


Abb. 2-14: Ablauf des FRIEX- Verfahrens

Die Antriebsleistung ist abhängig von der Dimension der Schweißverbindung sowie der Relativgeschwindigkeit und der Reibkraft der beiden Rohrenden. Es kann davon ausgegangen werden, dass für eine Pipeline mit einer Dimension von 140 mm

Außendurchmesser und 10 mm Wandstärke eine Motorleistung von 150 kW benötigt wird. Das führt bei einer Feldschweißung durch die großen Abmessungen der Anlage zu Schwierigkeiten im unwegsamen Gelände. **Abb. 2-14** zeigt die 4 wichtigsten Verfahrensschritte beim FRIEX-Verfahren mit den Parametern: Relativgeschwindigkeit des Zwischenringes, Reibkraft und Relativbewegung der beiden Rohrenden zueinander.

Im 1. Schritt werden die Rohre eingespannt, um sie während des Schweißvorganges in Position zu halten. Nach Einsetzen des Zwischenringes wird dieser im 2. Schritt in Drehung versetzt. Um eine möglichst geringe Schweißzeit zu erreichen, ist die Einstellung der Presskraft der Rohrenden zueinander von höchster Bedeutung. Durch die steigende Temperatur und die dadurch sinkende Streckgrenze der Rohrenden erfolgt im 3. Schritt eine Verformung der Schweißkanten und die Rohre müssen zueinander bewegt werden. Nach Erreichen des „burn off“ Status am Beginn des 4. Schrittes, der durch die Temperatur der Schweißkanten und die nötige Verformung zur Erreichung reiner Schweißungen (ohne Oxideinschlüsse) wesentlich geprägt ist, erfolgt die Pressung der Rohre mit hoher Geschwindigkeit. Dabei kann die Pressung pneumatisch oder hydraulisch erfolgen.

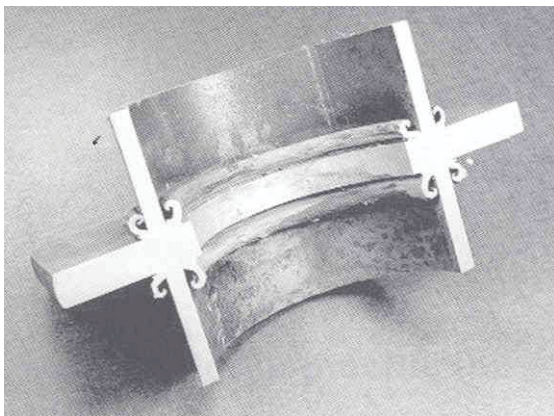
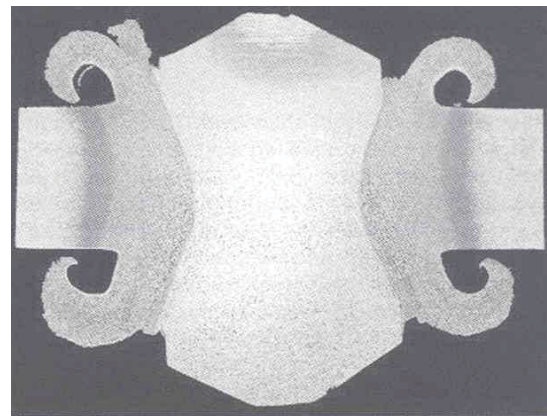


Abb. 2-15: Schweißung eines X42 Rohres (Rohrdurchmesser: 114mm)

Abb. 2-16: Querschliff der Schweißnaht aus **Abb. 2-15**

Abhängig von dieser Kraftaufbringung stellen sich unterschiedliche Schweißnahtformen mit unterschiedlichen Eigenschaften ein. Natürlich muss vor Aufbringen dieser Kraft die Relativbewegung des Zwischenringes für die Gewährleistung der Verbindung gestoppt werden. **Abb. 2-15** zeigt die Schweißverbindung eines X42 Rohres (Streckgrenze mind. 285 N/mm²) mit einem Außendurchmesser von 114 mm und einer Wandstärke von 6,3 mm. Ein Querschliff der Schweißverbindung ist in **Abb. 2-16** dargestellt. Es kann deutlich die Verformung der Rohrenden erkannt werden. Grundsätzlich wird als Zwischenring ein höherfesterer Werkstoff eingesetzt, um die Hauptverformung auf die Rohrenden zu übertragen. In diesem Fall wurde ein 12 mm starker Ring mit einer Streckgrenze von 460 N/mm² verwendet. Nach erfolgter Schweißung muss die Verbindung außen und vor allem innen spanabhebend endbearbeitet werden, um bei nachfolgenden Molchungen (= Innenüberprüfungen von Rohrsystemen) Probleme zu vermeiden.

2.2.3.3 WIG- Schweißung und kombinierte Verfahren

Die Wolfram Inertgas Schweißung (WIG, 141) ist aufgrund der sehr geringen Produktivität im allgemeinen Pipelinebau (Schweißung von unlegierten Pipelinestählen) nur im geringen Maße im Einsatz. Für Sonderanwendungen (Reparaturen, Schweißung bei schwierigsten Bedingungen) eignet sich dieses Verfahren durch die flexible Anwendung sehr gut. Höhere Akzeptanz findet die WIG Schweißung für die Wurzelschweißung bei hochlegierten austenitischen Rohrverbindungen.

Meist ist die WIG Schweißung nur auf die Schweißung der Wurzel beschränkt. Die weiteren Lagen werden dann mit den üblichen in den vorigen Abschnitten dargestellten Verfahren geschweißt.

2.2.4 Metall-Lichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden ohne Gasschutz

Abb. 2-17 zeigt das Prozess-Schema für das Metall-Lichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden ohne Gasschutz (114).

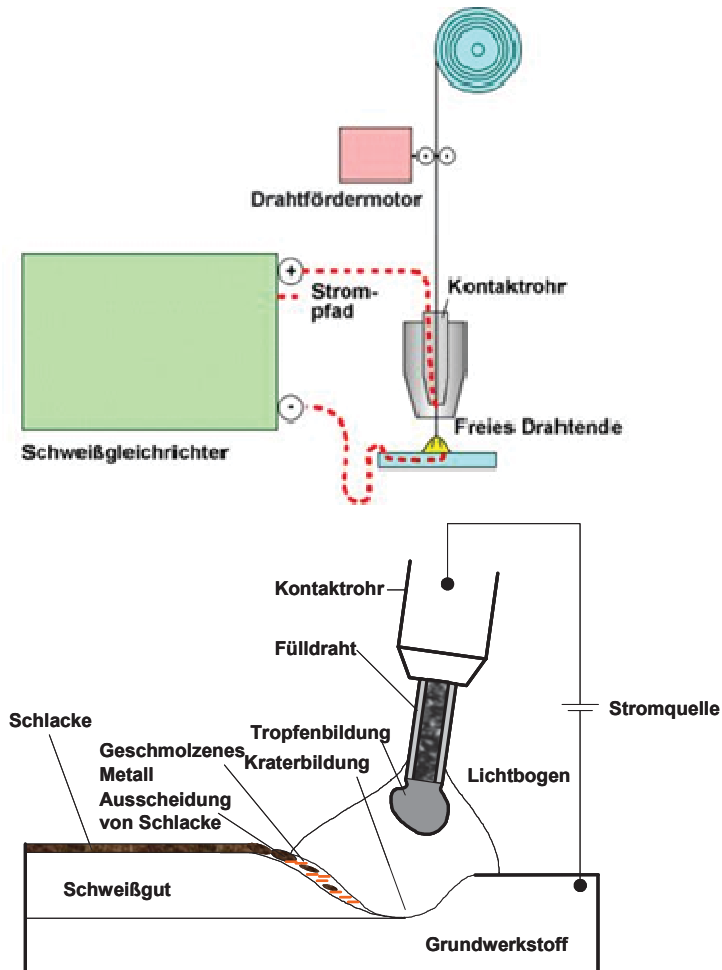


Abb. 2-17: Metall Lichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden ohne Gasschutz - Prozessbeschreibung

Dieses Verfahren bietet auch die Grundlage für die Entwicklung des in dieser Arbeit beschriebenen alternativen Schweißzusatzwerkstoffes und wird nachfolgend näher beschrieben, um einen tieferen Einblick in die Vorgangweise bei Anwendungen im Pipelinebau zu gewährleisten. Ähnlich dem Metallschutzgasschweißen (131,135,136) werden endlose Drähte mittels Drahtvorschubrollen zum Kontaktrohr gefördert, in dem die Energie für die Schweißung eingeleitet wird. Die Stromzuführung in den Draht hat eine Joul'sche Erwärmung des freien Drahtendes und durch die Ausbildung eines Lichtbogens eine Aufschmelzung des Schweißzusatzwerkstoffes als auch des Grundwerkstoffes zur Folge. Im Gegensatz zur Metallschutzgas-Verfahren wird kein

externes Schutzgas benötigt, da der Schutz des flüssigen Schweißmaterials direkt vom Schweißzusatzmaterial bereitgestellt wird bzw. werden muss. Dies macht dieses Verfahren ähnlich flexibel wie die Lichtbogenschweißung mit Stabelektroden, da keine Schutzgaseinrichtungen mitgeführt werden müssen, was grundsätzlich einen Vorteil für die Pipelineschweißung im unwegsamen Gelände darstellt. Es handelt sich hierbei um eine alternative, technisch sehr interessante Schweißmethode.

Die Schweißfolgen können in unterschiedlicher Weise durchgeführt werden. Meist werden die Wurzel- und die Hotpasslage, in seltenen auch noch eine weitere Lage, auch Superpass genannt, mit zelluloseumhüllten Stabelektroden ausgeführt. Auch die Schweißung der Wurzellage mit basischen Stabelektroden oder mit dem Metallschutzgas-Schweißprozess

findet in der Praxis - wenn auch selten - Anwendung. Alternativ wird nur die Wurzellage mit zelluloseumhüllten Stabelektroden ausgeführt.

Die weiteren Lagen (Füll- und Decklagen) können mit selbstschützenden Fülldrähten verschweißt werden. In manchen Fällen erfolgt aufgrund der geringeren Porenanfälligkeit die Decklagenschweißung mit zelluloseumhüllten Stabelektroden. Die Porenanfälligkeit stellt auch ein wesentliches Kriterium beim Metall- Lichtbogenschweißen mit Fülldrähten ohne Gasschutz dar.



Abb. 2-18: Schweißen einer Fülllage mit selbstschützenden Fülldrähten in 3- Uhr- Position

Abb. 2-18 zeigt die Metall- Lichtbogenschweißung mit selbstschützenden Fülldrähten im praktischen Einsatz.

Als Resümee aus der Vielfalt der eingesetzten Schweißmethoden können für die Entwicklung eines alternativen Schweißzusatzes unterschiedlichste Anforderungen herauskristallisiert werden. Hauptelemente sind sicher eine gute Handhabung, speziell in der schwierig zu schweißenden Überkopfposition, mit

konstanten Schweißverhalten, geringe Spritzerneigung und Rauchentwicklung, aber auch ein gutes Einbrandverhalten mit flach ausfließenden Nähten [100,101]. Dabei müssen natürlich die Grundvoraussetzungen wie porenfreie Nähte mit den geforderten mechanisch/technologischen Gütewerten erfüllt werden.

3. Ausgangslage und Basis zur Entwicklung von Schweißzusatzwerkstoffen

Als Eingangsgröße für einen Entwicklungsprozess kann das Pflichtenheft verstanden werden. Es beinhaltet alle Anforderungen, die an das Produkt gestellt werden und umfasst sowohl Forderungen, die normativ festgelegt sind, als auch spezielle Anforderungen von Kunden und Kundenwünsche. In diesem Kapitel wird im Speziellen das Anforderungsprofil des alternativen Schweißzusatzwerkstoffes – des selbstschützenden Fülldrahtes für die Pipelineschweißung – aus den unterschiedlichen Quellen abgeleitet. Als weiterer wichtiger Schritt in der Entwicklung muss auch auf die wichtigsten Kenngrößen von Fülldrähten und die notwendigen Herstellungsschritte eingegangen werden, da die Eigenschaften einer Neuentwicklung wesentlich von diesen Parametern beeinflusst werden.

3.1 Anforderungsprofil von selbst schützenden Fülldrähten für die Pipelineschweißung

Das Anforderungsprofil von selbstschützenden Fülldrähten ist durch normative Bestimmungen, durch Forderungen von Kunden (meist in Betriebsnormen festgelegt) und letztendlich auch durch Kundenwünsche definiert. Von diesen Anforderungen sind erstere zwingend einzuhalten, letztere sollten, sofern dies möglich ist, für eine bestmögliche Kundenzufriedenheit und langfristige Marktdurchdringung eingehalten werden. Der Gesamtheit aller Kundenforderungen- bzw. Wünsche kann meist nicht entsprochen werden, da sich Kontradiktionen aus Kundenanforderungen und auch wechselseitige Beschränkungen aus den technischen Kenngrößen und den gewünschten Anforderungen ergeben.

3.1.1 Normativ festgelegte Anforderungen an den Schweißzusatz

Die normativen Festlegungen teilen sich im Wesentlichen in jene Anforderungen, die aus dem europäischen Raum stammen und jene, die von amerikanischen Normen und deren Derivaten (übernommene Normen im asiatischen Raum) resultieren. Beide Normen beinhalten bereits Vorschriften für selbstschützende Fülldrähte, wenn auch keine speziellen Anforderungen für den Pipelinebau. Für Stabelektroden, die im Pipelinebau eingesetzt werden, wurden die Anforderungen bereits in der amerikanischen Norm implementiert. Weltweit besitzt die

amerikanische AWS- Norm eine vorherrschende Rolle in der Pipelineindustrie, sodass alle wichtigen Parameter auf diese Norm abgestimmt werden sollten. Als Ausgangspunkt für die Entwicklung werden meist die Normeneinstufung des zukünftigen Produktes, sowie zusätzliche Daten vom Kunden bzw. der eigenen Marketingabteilung bereitgestellt. Die in der Norm festgelegten Daten und Beschreibungen, die nachfolgend näher dargestellt werden, dienen als eine Basis für die nachfolgende Entwicklung.

Tab. 3-1 zeigt typische Normeneinstufungen und die Anforderungen hinsichtlich der mechanisch/technologischen Eigenschaften des reinen Schweißgutes für selbstschützende Fülldrähte [103,104].

Norm	Einstufung	R _{eh} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A ₅ [%]	CVN [J] @ ..°C
AWS A5.29	E 71T8-K6	400	480-620	>20	27J @ -30°C
EN 758	T 42 6 1Ni Y N 1	420	500-640	>20	47J @ -60°C

Die amerikanische AWS (American Welding Society) gibt in der Norm A 5.29 Angaben über den Typus des Schweißzusatzwerkstoffes.

Tab. 3-1: Normeneinstufungen nach EN und AWS und deren allgemeine Anforderungen

Dabei bedeutet der Buchstabe „E“ die Kennzeichnung für einen Schweißzusatz. Des Weiteren folgt eine Zahl, die den Zugfestigkeitsbereich charakterisiert (ksi) und gleichzeitig Streckgrenze und Dehnung festlegt. „1T8“ gibt Auskunft über die schweißtechnischen Eigenschaften. So ist ein Schweißzusatzstoff mit dieser Kennzeichnung in horizontaler, waagrechter, vertikal steigender oder vertikal fallender Position, je nach Empfehlung des Herstellers verwendbar. Außerdem wird kein Schutzgas benötigt. Der Draht ist unter Gleichstrom mit negativer Polarität für Ein- und Mehrlagenverbindungen anwendbar. Die beiden letzten Stellen der Normbezeichnung geben Auskunft über die Kerbschlagzähigkeit und die chemische Zusammensetzung des reinen Schweißgutes.

Die europäische Norm EN 758 unterscheidet sich insofern von der AWS- Norm, als hier die Normbezeichnung detailliert gestaltet ist. Es werden Angaben über

- die Schweißzusatzart („T“ für Fülldraht)
- der Mindeststreckgrenze („42“ entspricht 420 MPa)
- jener Temperatur bei der das Schweißgut eine Kerbschlagzähigkeit von 47J erreichen muss (47J bei -60°C)
- der Legierungszusammensetzung („1Ni“, maximaler Ni-Gehalt: 1%)
- der Hauptzusammensetzung und Eigenschaften der Schlacke („Y“ fluorid-basische Schlacke mit schneller Erstarrung) für Ein- und Mehrlagenverbindungen
- der Anwendung des Schutzgases („N“ steht für schutzgaslosen Gebrauch des Schweißzusatzes)

- und der möglichen Schweißpositionen gegeben („1“ für alle Positionen)

In **Tab. 3-2** sind die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung des reinen Schweißgutes nach EN und AWS- Norm angegeben.

Norm	Einstufung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Cu	Al
AWS 5.29	E71T8-K6	0,15	0,8	0,5- 1,5	0,03	0,03	0,2	0,15	0,4- 1,0	0,05	k.A.	k.A.	1,8
EN 758	T 42 6 1Ni Y N 1	k.A.	k.A.	1,4	k.A.	k.A.	0,2	0,2	0,6- 1,2	0,08	0,05	0,3	2,0

Tab. 3-2: Normeneinstufungen und deren chemische Zusammensetzung (Angaben in Gewichts.-%; Einzelwerte sind Maximalwerte; k.A. keine Angabe)

3.1.2 Spezielle Anforderungen an den Schweißzusatz

Unter „spezielle Anforderungen“ sind projektspezifischen Forderungen, Betriebsnormen, nationale Vorschriften, Zulassungen von diversen Gesellschaften, Vorschriften von Auftraggeber- bzw. auch von Pipelineverlegerseite zu verstehen. Die Gesamtheit aller speziellen Anforderungen können durch die Vielzahl von Einzelforderungen oft sehr unterschiedlich sein, wodurch sich technische Kontradiktionen und nicht erfüllbare Interdependenzen ergeben und letztendlich ein Produkt auch die Gesamtforderungen nicht erfüllen kann. Im Allgemeinen ergeben sich durch diese speziellen Anforderungen restriktivere Toleranzgrenzen, höhere Mindestgrenzen für mechanisch/technologische Gütewerte, geringere Fehlergrenzen und höhere Anforderungen an die (zerstörende als auch zerstörungsfreie) Prüfung der Pipeline.

3.1.2.1 Zulassungsprüfungen

Zulassungsprüfungen werden von bestimmten Zulassungsgesellschaften bzw. Behörden durchgeführt. Dabei ist für die Zulassung die Anerkennung des Schweißzusatzwerkstoffes erforderlich. Diese wird durch eine Zulassungsprüfung mit dem nachträglich eingesetzten Grundwerkstoff oder auch einer „freien“ Grundwerkstoff-Schweißzusatz-Kombination durchgeführt. Nach Prüfung der Schweißbarkeit in den verschiedenen Positionen und Feststellung der mechanisch/technologischen Gütewerte wird der Schweißzusatz in eine Liste der qualifizierten Schweißzusatzwerkstoffe aufgenommen. Für viele Anwendungsgebiete ist eine Zulassung des Schweißzusatzwerkstoffes zwingend vorgeschrieben, um eine Gesamtabnahme des Bauwerkes durchführen zu können.

3.1.2.2 Nationale Normen und Vorschriften

Wird ein Zusatzwerkstoff in verschiedenen Ländern eingesetzt, sind selbstverständlich auch die nationalen Normen und Vorschriften vom Schweißzusatz zu erfüllen. Üblicherweise leiten sich

nationale Normen von anerkannten Normen ab. In vielen Fällen sind aber zusätzliche Prüfungen unterschiedlichster Art vorgeschrieben. Auch restriktivere Grenzen müssen erfüllt werden, wie z.B. eine geringe Neigung zu Porosität und Schlackeneinschlüssen oder eine geringe Aufhärtung des Grundwerkstoffes, welche nicht allein für den Schweißzusatz gilt, sondern auf das Bauwerk – der Pipeline – bezogen sind.

3.1.2.3 Vorschriften von Instituten und spezifischen Experten- Gruppierungen

Hierbei sind sicherlich die vom international anerkannten IIW (International Institute of Welding) ausgearbeiteten Vorschläge und Vorschriften zu nennen, die in Ausschüssen bzw. Konferenzen festgelegt werden. Diese Ausschüsse sind aus den Spezialisten im jeweiligen Arbeitsgebiet zusammengesetzt. Für Anwendungen im Pipelinebau zeichnet sich die Section XI-E „Transmission Pipelines“ zuständig. Eine weitere Gruppierung, der EPRG (European Pipeline Research Group), beschäftigt sich speziell im europäischen Raum mit neuen Anwendungstechnologien im Pipelinebau.

3.1.2.4 Projektabhängige Normen und Festlegungen

In vielen Fällen werden meist vom Auftraggeber des Projektes auch projektspezifische Normen herausgegeben. Diese wirken länderübergreifend und basieren meist auf umgebungsbedingte Anforderungen, wie z.B. erhöhte Zähigkeits- und Festigkeitsanforderungen, oder erhöhte Kaltzähigkeit in Gebieten Alaskas. Weiters führen in Weltregionen mit erhöhter Erdbebenwahrscheinlichkeit und auch in sumpfigen Gebieten spezifische technische Auslegungskriterien zu erhöhten Anforderungen. Auch für verschiedene transportierte Medien in Pipelines sind unterschiedliche Auslegungs- und Anforderungsrichtlinien einzuhalten. Aus diesem Bereich stammen die höchsten Anforderungen an den Schweißzusatz, quantitativ und qualitativ.

3.1.2.5 Betriebsnormen

Diese Art von Festlegungen werden von den Pipelineverlegefirmen in Eigenregie erstellt. Sie umfassen alle Schritte, die für eine erfolgreiche Verlegung von Pipelines erforderlich sind. Meist spiegeln diese Normen den Erfahrungsschatz der Pipelineverlegefirma oder der zuständigen Ingenieure wider.

3.1.2.6 Verfahrensprüfung

Für die Erstellung eines Bauwerkes sind die einzelnen Verfahren zur Herstellung der Schweißverbindungen zu qualifizieren. Dazu muss nach EN 288 bzw. ihrer Nachfolgenormen eine Verfahrensprüfung bzw. eine Anerkennung des Schweißverfahrens durchgeführt werden [104]. Hierzu sind Schweißverbindungen, wie sie später für die Produktion verwendet werden,

zu schweißen und zu prüfen. Nach erfolgreicher Prüfung wird eine WPAR (Welding Procedure Approval Record) ausgefüllt und die WPS für die Erstellung der Schweißverbindung ist damit qualifiziert. Anschließend ist sicher zu stellen, dass die Angaben der WPS für die Produktion eingehalten werden. Zukünftig wird, bzw. werden die WPAR in eine übergreifende WPQR (Welding Procedure Qualification Report) zusammengeführt.

3.1.3 Kundenwünsche - Anforderungen an den Schweißzusatz

Kundenwünsche resultieren meist aus spezifischen (negativen) Erfahrungen, die bei vorangehenden Projekten gewonnen wurden. Als weiterer Grund können Optimierungsschritte für die Herstellung der Schweißverbindungen angeführt werden. Diese Art der Anforderungen können sicherlich als die komplexesten aller Anforderungen klassifiziert werden. Zumeist ist es auch technisch nicht möglich alle Einzelanforderung zu erfüllen. Nachstehend sind einzelne Wünsche an Schweißzusätze beispielhaft aufgelistet [105-115].

- a) Lagenaufbau: Die Schweißprozeduren in verschiedenen Ländern oder Projekten unterscheiden sich grundsätzlich von den allgemeinen Richtlinien im Umgang mit selbst schützenden Fülldrähten. So wird z.B. pro Schweißlage generell „nur“ eine Schweißraupe hergestellt. D.h. jede Raupe wird vollkommen ausgependelt, was sehr breite Schweißraupen, geringe Schweißgeschwindigkeiten und weiters hohe Streckenenergien zur Folge haben.
- b) Schweißspannung: Für ein ansehnliches Nahtaussehen sind die Schweißer angehalten die Schweißspannung zu erhöhen, was ein allgemein „schöneres“ Nahtaussehen zur Folge hat. Durch hohe Schweißspannungen wird im Allgemeinen die Gefahr einer Porenbildung erhöht.
- c) Anwendungsbereich: Der Schweißzusatzwerkstoff soll sich für die Schweißung unterschiedlicher Rohrdurchmesser (von 325mm bis 1016mm) eignen.
- d) Schweißung von Schweißraupen mit großer Lagendicke: In manchen Ländern sind Schweißer meist auf das Handling „nur“ eines Schweißzusatzes trainiert. Dadurch steigt die Gefahr, dass relativ geringe Schweißgeschwindigkeiten „antrainiert“ und in weiterer Folge auch beibehalten werden.
- e) Die Schweißung mit hohen Streckenenergien (geringe Schweißgeschwindigkeit) hat einen Festigkeitsabfall des Schweißgutes zur Folge, dies soll durch entsprechende legierungstechnische Anpassungen kompensiert werden.

3.1.4 Pflichtenheft für die Entwicklung des alternativen Schweißzusatz

Aus Marktrecherchen, dem Studium von Normen, der Erfahrung und dem Wissen über die technologischen Entwicklungstendenzen ergibt sich das Entwicklungsziel. Das alternative Produkt für die Pipelineschweißung – der selbstschützende Fülldraht – sollte nachfolgend angeführte Kriterien erfüllen:

- Zur Erreichung hoher Produktionsgeschwindigkeiten – einem Primärziel aller Pipelineverleger – ist der selbstschützende Fülldraht mit einem Außendurchmesser von 2mm zu entwickeln.
- Der Schweißzusatz soll ausschließlich für die Schweißung der (Hotpass-), Füll- und Decklagen eingesetzt werden. Die Wurzelschweißung erfolgt mit Zelloseelektroden.
- Abgeleitet von Verfahrensprüfungen, Betriebsnormen und projektabhängigen Festlegungen ist der Schweißzusatz für die fallende Schweißrichtung einzusetzen.
- Zum Erfüllen von Kundenwünschen ist ein ansprechendes Handling des Schweißzusatzes in Überkopffosition zu gewährleisten.
- Bei Porosität und Schlackeneinschlüssen sind restriktive Grenzen nach länderspezifischen und projektabhängigen Normen gesetzt.
- Der maximale Härtewert ist mit 230 HV10 in der Schweißverbindung begrenzt.
- Die Mindeststreckgrenze wird mit 400 MPa festgelegt, wodurch auch die weiteren in **Tab 3-1** und **Tab. 3-2** angeführten Werte und Normeneinstufungen zu erfüllen sind.
- Aus projektabhängigen Normen sind erhöhte Zähigkeitswerte (CVN@-20°C: durchschnittlich 76J, Einzelwert höher 56J) zu erreichen.

3.2 Kenngrößen und Herstellweg von Fülldrähten

3.2.1 Kenngrößen von Fülldrähten

Die grundsätzliche Arten von Fülldrähten (Metallpulver-FD und schlackeführende FD) wurden bereits in **Kap. 2.2.2.4** beschreiben. Der Aufbau des selbstschützenden Fülldrahtes (SS-FD) kann als schlackeführender Fülldraht mit artgleichem Band klassifiziert werden.

3.2.1.1 Kenngröße: Füllgrad

Das gewichtsmäßige Verhältnis von Band zu Füllung wird Massefüllgrad oder auch kurz Füllgrad genannt. Dieser stellt den Quotienten aus Pulvergewicht zu Gesamtgewicht des Drahtes dar und wird in Prozent angegeben. Für einen Fülldraht mit 1,2 mm Durchmesser und mit einem Gesamtgewicht von 8g je Meter Draht ergibt sich demnach bei 1,6g Gewicht der Füllung je Meter Draht ein Füllgrad von 20%. Der Füllgrad ist eine der entscheidenden Einflussgrößen auf die Legierungszusammensetzung, die Schlackenmenge und generell auf

das Schweißverhalten. Er kann je nach Art des Drahtes zwischen 10 und 50% liegen. Tendenziell gilt, dass mit zunehmender Auflegierung über die Füllung der Füllgrad steigt. Metallpulver- Fülldrähte und schlackeführende Fülldrähte für das Schweißen unlegierter Stähle haben meist einen Füllgrad zwischen 13 und 30% [116,117].

3.2.1.2 Kenngroße: Querschnittsform

Eine weitere mögliche Klassifikation von Fülldrähten kann auf Basis des Querschnittsprofils erfolgen [116-123].

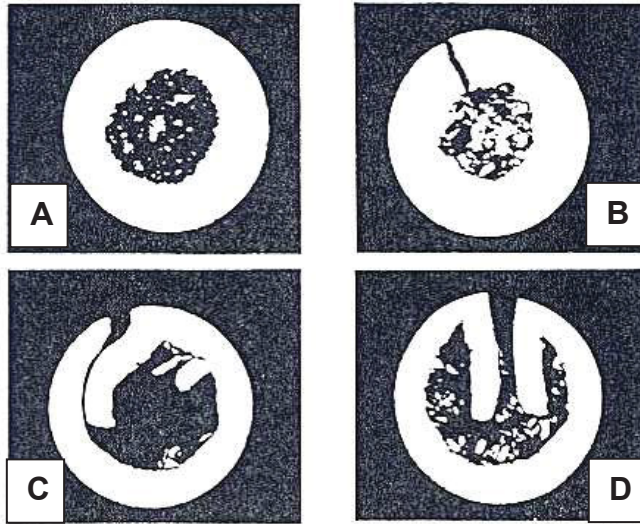


Abb. 3-1 zeigt im Teil-Bild **A** einen Röhrenfülldraht (engl. seamless tube FCW (flux cored wire)). Dieser Fülldraht wird meist in verkupferter Ausführung hergestellt. Allgemein unterscheidet sich die Herstellungsweise des Röhrenfülldrahtes von den weiteren gezeigten Fülldrähten dadurch, dass hier ein größeres Rohr (Durchmesser ca. 50 mm, aber auch größer möglich) mit dem Pulver gefüllt und anschließend auf den gewünschten Enddurchmesser

Abb. 3-1: Häufigste Querschnittsformen von Fülldrähten

gezogen wird. **Abb. 3-1 B** stellt einen „stumpf gestoßenen“ Fülldraht (engl. butt type FCW) dar. Teil- Bild **C** zeigt einen Überlapp- Fülldraht (engl. joggle seam oder overlapping type FCW). Letzterer kann grundsätzlich mit derselben Fertigungsanlage wie ein stumpf gestoßener FD hergestellt werden. **Abb. 3-1 D** zeigt einen Bördel Fülldraht (engl. complex section FCW). Ausgangsprodukt für die Fülldrähte in **Abb. 3-1 B-D** ist ein Band (eng. strip), das eingeformt, gefüllt und dann geschlossen und gezogen wird.

Für den stumpf gestoßenen Typ und den Überlappdraht sprechen die relativ einfache Fertigung sowie die große Flexibilität, mit einer Banddimension viele Fülldraht- (legierungs-) typen herstellen zu können. Der Überlappfülldraht besitzt allgemein den Vorteil, dass durch den relativ engen und langen Spalt wenig Feuchtigkeit aus der Umgebung eindringen kann. Als nachteilig ist das asymmetrische Querschnittsprofil zu sehen, das in vielen Fällen bzw. bei ungünstigen Parametereinstellungen zu einem ebenfalls asymmetrischen Lichtbogen führen kann.

3.2.1.3 Kenngroßen: Band-, Füllungs-, Spaltanteil, Wandstärke des Röhrchens

Für die Beobachtung der Qualität des Herstellprozesses, als auch für die Entwicklung von Fülldrähten ist die Verteilungen der einzelnen Flächen in der Querschliffanalyse interessant.

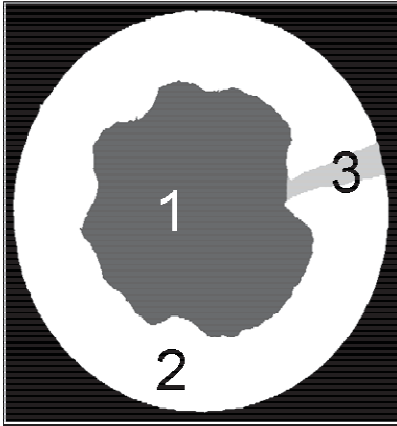


Abb. 3-2: Flächenverhältnisse eines Fülldrahtes (1...Füllungs-; 2...Band-; 3...Spalt- Anteil)

Dabei wird grob in Band-, Füllungs- und Spaltanteil unterschieden [116]. **Abb. 3-2** zeigt die Flächenverhältnisse, die mit Hilfe von Computerprogrammen ermittelt werden können [117]. Für die Analyse ist es besonders wichtig, mehrere (mind. 6) Querschliffe über eine größere Länge des Drahtes (mind. 50m) zu entnehmen und von diesen die Mittelwerte, als auch die Standardabweichung der oben genannten Parameter zu ermitteln. Bei Betrachtung der Standardabweichung können dadurch relativ genaue Aussagen über die Qualität des Fertigungsverfahrens gewonnen werden.

Der Vergleich der Mittelwerte zeigt die herstellungstechnischen Veränderungen bei Substitution eines Rohstoffes im Füllpulver. Dadurch können vor allem entwicklungs-technische Aspekte analysiert werden. Wird beispielsweise ein Rohstoff durch einen alternativen Rohstoff substituiert, der eine stark abweichende Dichte besitzt, so hat dies Auswirkungen auf die Flächenanteile im Querschliff. Da der Massefüllgrad in der Fertigung konstant gehalten wird, benötigt jener Rohstoff mit der niedrigeren Dichte mehr Platz in der Füllung. Dieser Umstand führt zu einem geänderten Fertigungsverhalten (höhere Verformung, Verfestigungsexponent, usw.) und dadurch zu geänderten Querschnittsverhältnissen [116]. Legierungstechnische Änderungen sind ebenfalls zu berücksichtigen.

Auch die Wandstärke des Röhrchens bzw. die Verteilung über den Umfang ist sowohl entwicklungs-technisch, als auch qualitätsseitig von Interesse. Sie gibt Aufschluss über das Umformverhalten des Bandes und letztendlich das Schweißverhalten des Fülldrahtes. Bei stark schwankenden Wandstärken kommt es zu einem variierenden Schweißverhalten, das vom Schweißer als Instabilität attestiert wird. Von der Wandstärkenverteilung kann auch die Verdichtung des Pulvers abgeleitet werden.

3.2.1.4 Kenngröße: Verdichtung des Füllpulvers

Eine weitere wichtige Kenngröße zur Beschreibung der Qualität von Fülldrähten ist die Pulververdichtung. Diese kann als das Verhältnis der Dichte des Pulvers im Röhrchen zu wahrer Dichte des Pulvers (oder Maximaldichte des Pulvers ohne Poren und Luftporen) ausgedrückt werden. Die tatsächliche Pulververdichtung im Fülldraht ist nur beschränkt einzuschätzen, jedoch ergeben sich durch Betrachtung der Querschliffe und des Füllpulvers Hinweise für geänderte Verdichtungsverhältnisse. Zum einen wird durch eine hohe Verdichtung des Pulvers das Metallband an der Röhrcheninnenseite stark verformt (siehe **Abb. 3-3**).

Unverformbare Pulveranteile mit hoher Härte verändern ihre Form nicht und bewirken „Eindrücke“ im Band.



Abb. 3-3: Unterschiedliche Verformung an der Röhreninnenseite

Die zweite Kenngröße ist vom Pulver direkt zu entnehmen. Bei hoher Verdichtung ändert sich die sichtbare Form des Füllpulvers. Spröde Anteile in der Füllung brechen, zähe Füllungsbestandteile werden verformt, z.B. durch den Ziehprozess gestreckt (siehe **Abb. 3-4**). Durch Betrachtung des Füllpulvers kann die Verdichtung und mit der Erfahrung des Entwicklungsingenieurs die

Herstellungsart des Drahtes abgeschätzt werden.

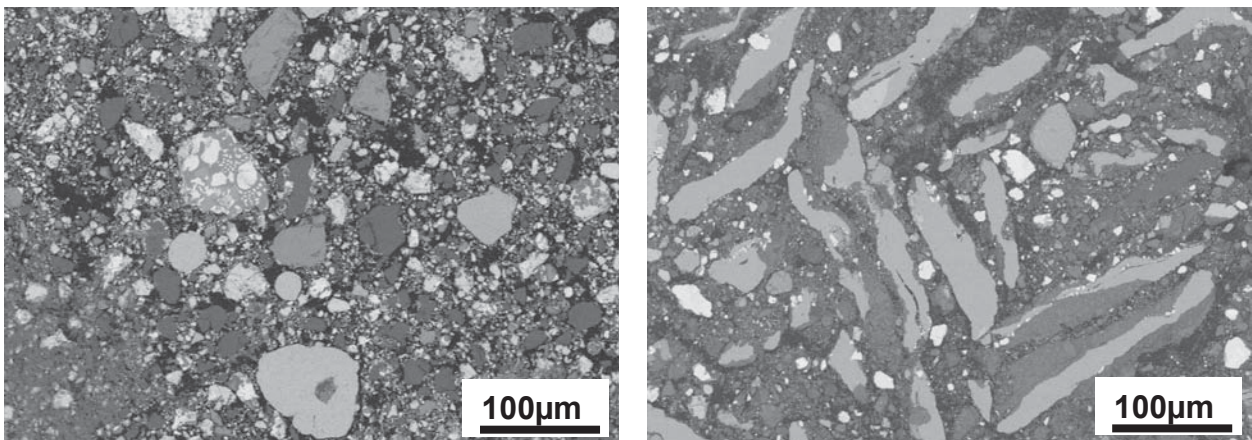


Abb. 3-4: Unterschiedliche Verformung des Füllpulvers

3.2.2 Herstellung von Fülldrahtelektroden

Im Vergleich zur Fertigung von Massivdrähten, welche relativ einfach von einem Ausgangsdraht größeren Durchmessers auf Endmaß gezogen und anschließend beschichtet werden, stellt die Herstellung von Fülldrahtelektroden ein ungleich komplexeres Verfahren mit mehreren Fertigungsstufen dar. Durch die komplexe Fertigung können bei Fülldrähten massive Qualitätsprobleme auftreten, die sich z.B. in einem „Abreißen“ des Lichtbogens während der Schweißung, in einer ungleichmäßigen Schweißgutanalyse oder in einer starken Porenbildung in der Schweißnaht äußern können. Diese Mängel führen dazu, dass am Markt Fülldrähten noch eine gewisse Skepsis entgegengebracht wird.

Bei einem einzelnen Werkstofftyp unterscheiden sich Massivdrähte, auch unterschiedlicher Hersteller in ihrem Schweißverhalten nur wenig. Dagegen zeigen Fülldrähte je nach Hersteller und Füllungs-/Schlackensystemen ein stark unterschiedliches Schweißverhalten. Zum Teil können auch Fülldrähte eines Herstellers eine chargenabhängige Streuung des Schweißverhaltens aufweisen. Ziel einer qualitativ hochwertigen Fertigung muss es daher sein,

ein konstantes Schweißverhalten und die kontinuierliche Einhaltung der gestellten Forderungen (Legierung) zu gewährleisten.

Der erste Schritt der Fülldrahtfertigung ist die Aufbereitung des Füllpulvers. Sie muss sicherstellen, dass die Füllung über der Länge des Drahtes eine konstante Zusammensetzung aufweist. Ist die Füllungszusammensetzung in sich inhomogen, kommt es zu einer schwankenden Schweißgutanalyse wie auch zu einem ungleichmäßigen Schweißverhalten. Weiters muss das Pulver beim Befüllen rieselfähig sein, es darf nicht verklumpen, um einen konstanten Füllgrad einhalten zu können.

Bei der Pulveraufbereitung kann verfahrenstechnisch zwischen

- nicht agglomerierten Pulvern und
- agglomerierten Pulvern unterschieden werden.

Das Füllungssystem von Metallpulverdrähten ist im Allgemeinen „einfacher“ aufgebaut.

Es besteht aus ca. 5-10 verschiedenen Metallpulvern, die großteils ähnliche Korngröße und Dichte besitzen. Meist ist es hier ausreichend, die Einzelkomponenten im richtigen Verhältnis zu mischen, wobei allerdings dem Mischen ein besonderes Augenmerk geschenkt werden muss. Schlackeführende Fülldrähte besitzen ein deutlich komplexeres Füllungssystem, das aus 10-20 Einzelkomponenten (sowohl Metalle, Mineralien, als auch andere Rohstoffe) besteht. Die Einzelpulver unterscheiden sich in ihrer Korngröße und Dichte stark. Es gibt sehr feinkörnige Bestandteile, wie z. B. künstliches Rutil (TiO_2) mit einer durchschnittlichen Korngröße von 0,5-50 μm , als auch grobkörnige Metallpulver, die eine Korngröße von durchschnittlich 50-400 μm aufweisen und eine höhere Dichte besitzen. Durch die Dichte- und Korngrößenunterschiede kann es innerhalb dieser Pulvermischungen zu Entmischungen kommen, die es durch geeignete Verfahrensschritte so weit wie möglich zu vermeiden gilt.

Beide Arten von Füllungen müssen für die weitere Verarbeitung einen rieselfähigen Zustand erreichen. Dies wird meist durch die richtige Auswahl der Korngrößen der Einzelpulver erreicht. Bei schlackeführenden Fülldrähten wird die Rieselfähigkeit meist dadurch beeinträchtigt, dass bei feinen Mineralien die hohen Oberflächenkräfte zu Verklumpungen und Anhäufungen beim Befüllen des Bandes führen. Solch komplexe Füllpulver können vor der Befüllung agglomeriert werden. Darunter versteht man eine „Granulation“ der einzelnen Pulverkomponenten durch die Vereinigung der verschiedenen Pulverfraktionen mittels eines Bindemittels zu einem gleichmäßigen Pulver mit vordefinierter Teilchengrößenverteilung. In „jedem“ einzelnen Teilchen des Granulats soll sich die Gesamtzusammensetzung des Füllpulvers widerspiegeln. Als Bindemittel dienen meist wasserlösliche Natrium- (Kalium-, Lithium-) Silikatverbindungen, so genannte Wassergläser. Für die entsprechende Rieselfähigkeit der Füllung schlackeführender Fülldrähten ist in den meisten Fällen der Agglomerierprozess so zu gestalten, dass eine Korngrößenverteilung wie bei Metallpulverfülldrähten erreicht wird. Eine für die Herstellung von Stumpf- und Überlapp- Fülldrähten übliche Lösung ist in **Abb. 3-5** schematisch dargestellt [119-

123]. Ein Stahlband, dessen Dimension üblicherweise im Bereich von 8x0,3mm bis 14x1mm liegt, wird mittels Einformrollen in ein U-förmiges Profil gebogen.

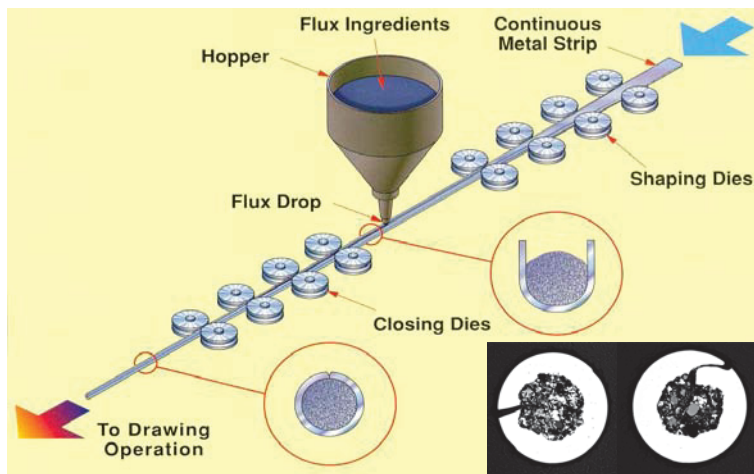


Abb. 3-5: Schema einer Fülldrahtfertigung für die Herstellung von Stumpf- und Überlapp- Fülldrähten [118]

Das Pulver wird in das „U“ dosiert eingefüllt und anschließend selbiges mittels weiterer Einformrollen geschlossen. Das damit entstandene Röhrchen mit einem Durchmesser zwischen 3 und 4mm wird anschließend in einem 5 bis 30 stufigen Umformprozess auf das gewünschte Endmaß reduziert. Fülldrähte mit einem geringen Legierungsanteil werden generell

aus einem unlegiertem Bandmaterial gefertigt. Fülldrähte mit hohem Legierungsgehalt, z.B. für die artgleiche Schweißung von austenitischen Stählen werden meist aus höherlegiertem Bandmaterial gefertigt, da der im Inneren der Fülldrähte zur Verfügung stehende Raum bei unlegiertem Bandmaterial nicht ausreichend wäre, um genügend Platz für die zur Auflegung des Schweißgutes benötigten Legierungselemente zu bieten. Für die Fertigung von Fülldrähten zur Schweißung von Nickel-Basis Legierungen greift man auf Reinnickelbänder, auf Nickel-Chrom- Bänder oder auf artgleiche Bänder zurück.

Die Art des verwendeten Bandmaterials beeinflusst dabei durch die unterschiedlichen Verfestigungsexponenten stark das Fertigungsverfahren. Werden stark verfestigende Bandmaterialien, wie z.B. austenitische Stähle eingesetzt, oder werden kleine Drahtdurchmesser (z.B. 0,9mm) angestrebt, dann muss der Reduktionsprozess durch ein- oder zweimalige Zwischenglühprozesse zur Wiederherstellung der Umformfähigkeit des Bandmaterials unterbrochen werden. Der Glühprozess kann auch dazu dienen, eine gewünschte Bandhärte einzustellen. Zu weiche Drähte können von den Förderrollen des Drahtvorschubs in der Schweißanlage deformiert werden, zu harte Drähte, die keine Umformreserven mehr besitzen, können dagegen während des Aufrollens auf die Spulen bzw. in der Drahtvorschubanlage während des Schweißens leicht brechen.

Die Reduktion auf den Enddurchmesser kann mittels angetriebenen Walzen, mittels Ziehsteinen oder mittels Roller Dies erfolgen. Bei letzteren handelt es sich um eine kombinierte Methode aus Walzen und Ziehen. Die Durchmesserreduktion erfolgt zwischen sich drehenden Rollen, die jedoch im Gegensatz zu dem klassischen Walzprozess nicht angetrieben, sondern vom durchgezogenen Drahtmaterial mitgeschleppt werden. Roller Dies werden als Kassetten

geliefert, die anstelle von konventionellen Ziehsteinen in die Ziehanlage eingebaut werden können.

Die Art des Reduktionsverfahrens beeinflusst natürlich stark die Qualität des Endproduktes. Die erzielte Pulververdichtung, der sich einstellende flächenmäßige Band- und Füllungsanteil, die Drahtstärke, als auch die Oberflächengüte der Drähte hängen von dem Reduktionsverfahren ab.

Abb. 3-6 zeigt das Aussehen der Drahtoberflächen bei Verwendung von Roller dies (links) und bei Durchmesserreduktion mit Hilfe von Ziehsteinen (rechts).

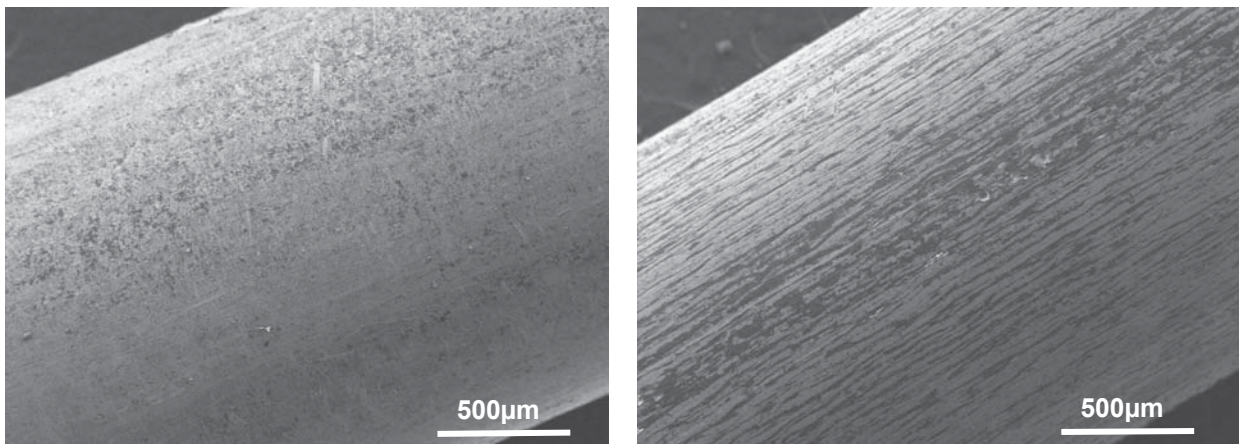


Abb. 3-6: Aussehen der Drahtoberfläche bei unterschiedlicher Fülldrahtfertigung (links: Walzen mit Roller dies versus Rechts: Ziehen mit Ziehsteinen) [117]

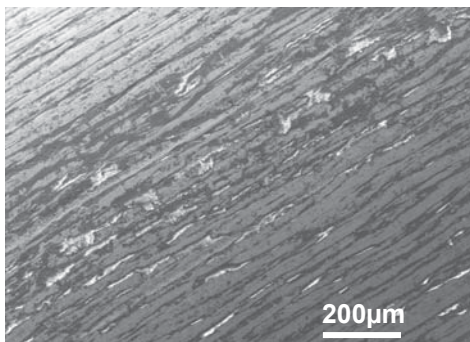


Abb. 3-7: eingelagerte Ziehmittelrückstände in Ziehriefen [117]

Die Oberflächengüte der Drähte ist von Bedeutung, da sich in den Riefen und Poren an der Drahtoberfläche Reste der verwendeten Ziehmittel ansammeln. Diese sind meist hygroskopisch und binden somit Feuchtigkeit aus der umgebenden Atmosphäre. Das führt zu Problemen bei der Verarbeitung der Drähte und zu hohen diffusiblen Wasserstoffwerten im Schweißgut speziell bei längerer Auslagerung an Luft. Weiters kann es durch eine schlechte Oberflächengüte während der

Verschweißung zu Förderproblemen im Schlauchpaket der Schweißanlage kommen. **Abb. 3-7** zeigt ein Rasterelektronenmikroskopisches Bild einer Drahtoberfläche mit Ziehmittelrückständen (helle „aufgeladene“ Flecken) in den Ziehriefen.

Die Produktivität (die maximale Stundenleistung der Fertigungsanlage in kg gefertigten Drahtes) des oben beschriebenen Fertigungsverfahrens wird bestimmt von der Ausgangsbanddimension des Bandes und der maximalen Bandgeschwindigkeit bei Einlauf in die Füllstation. Hohe Bandeinlaufgeschwindigkeiten führen zu unzulässig hohen Schwingungen im System, wobei inhomogene Pulverfüllungen oder auch Verwalzungen entstehen können.

Abb. 3-8 zeigt Probleme bei der Drahtförderung durch die Verwanzung des Drahtes, die zu einer Durchmesservergrößerung des Drahtes führt.

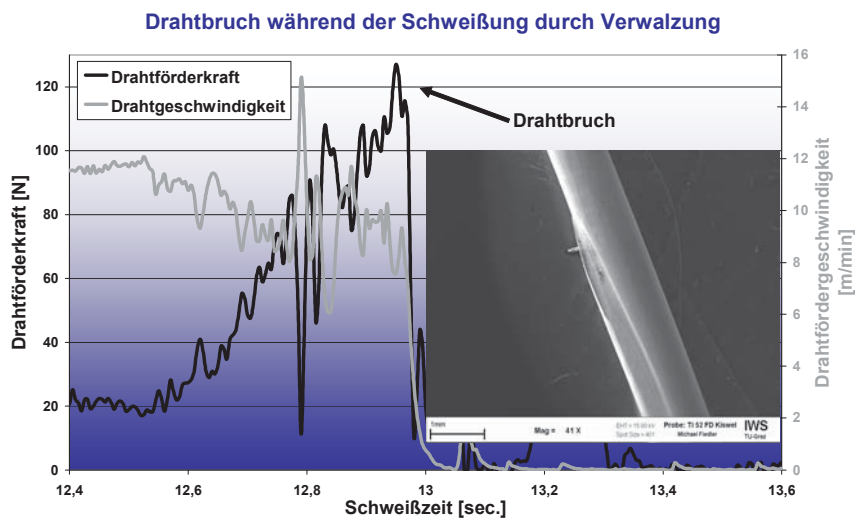


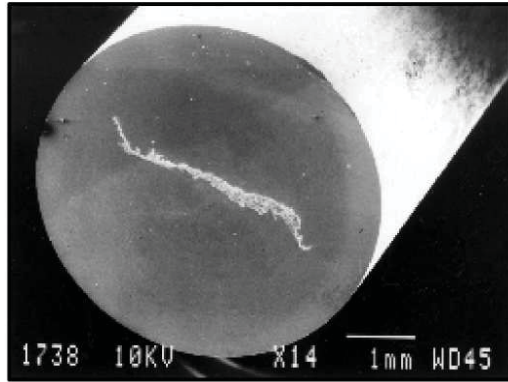
Abb. 3-8: Drahtbruch während der Schweißung, hervorgerufen durch Verwanzung beim Fertigungsverfahren [117]

Dadurch kommt es zu Förderschwierigkeiten im Schlauchpaket und letztendlich zum völligen Steckenbleiben des Drahtes im Kontaktrohr (erkennbar an der Drahtfördergeschwindigkeit, die gegen Null konvergiert). Die Drahtförderkraft steigt im gezeigten Fall bis auf über 120 N an, und führt zum

Bruch des Drahtes.

Der letzte Schritt in der Fülldrahtherstellung besteht aus der Beschichtung der Drahtoberfläche. Die Beschichtung dient hauptsächlich dazu, die Gleit- und Fördereigenschaften der Fülldrähte zu verbessern, um dadurch eine gleichmäßige Drahtförderung zu gewährleisten. Bei unlegierten Fülldrähten soll durch die Beschichtung auch ein Korrosionsschutz gewährleistet werden. Die Beschichtung darf nicht isolierend wirken und muss eine gute Stromeinleitung vom Kontaktrohr in den Draht gewährleisten, was mit dem Korrosionsschutz im Widerspruch steht. Die Schweißigenschaften der Drähte dürfen nicht negativ beeinflusst werden, weiters soll ein für den Kunden attraktives Aussehen der Drahtoberfläche erzielt werden. Eine Verkupferung der Drahtoberfläche im Säurebad, wie sie bei Massivdrähten oder Röhrenfülldrähten (siehe **Abb. 3-1 A**) Stand der Technik sind, kann bei gefalzten Fülldrähten nicht durchgeführt werden. Reste der Säure würden aufgrund der Kapillarwirkung im Spalt verbleiben und bei der Schweißung zu Problemen führen.

Für nahtlose Fülldrähte (Röhrenfülldrähte) wird ein alternatives Fertigungsverfahren eingesetzt. Die älteste bekannte Methode zur Fertigung nahtloser Fülldrähte besteht darin, ein „Rohr“ mit Pulver zu befüllen, dieses zu verdichten und anschließend auf Endmaß zu walzen oder zu ziehen. Als Nachteil dieses Fertigungsverfahrens könnte gewertet werden, dass immer nur kurze Stücke Fülldrahtes gefertigt werden, deren Enden miteinander zu verschweißen sind. Dieses Verfahren geht auf Böhler-Entwicklungen um 1926 zurück und wurde Seelendraht genannt (siehe **Abb. 3-9**). Es finden sich noch einige neuere chinesische Veröffentlichungen, aus denen hervorgeht dass dieses Fertigungsverfahren für Auftragsfülldrähte größeren Durchmessers heute noch eingesetzt wird [118].



**DIE ERFINDUNG DES BÖHLER SEELENDRAHTES
ÖSTERREICHISCHES PATENT VOM 11.10.1927**

Abb. 3-9: Böhler Seelendraht aus dem Jahre 1926

Methode gefertigte Schweißdrähte werden von Nippon Steel unter dem Namen „Nittetsu“ am Markt propagiert. Der Falz wird mittels Hochfrequenz- Schweißen geschlossen. Dieses Verfahren hat sich gegenüber dem Elektronenstrahl- und WIG- Schweißen durchgesetzt, da die Gefahr des Aufschmelzens des Füllpulvers durch die Schweißwärme dabei am geringsten ist [122].

In der Praxis bedeutender ist die Fertigung nahtloser Fülldrähte durch Verschweißen des Falzes. Dazu wird wieder aus einem kontinuierlich ablaufenden Band ein „U“ gebogen, dieses mit Pulver befüllt und anschließend ein stumpf geschlossenes Röhrcchen geformt, dessen Falz verschweißt wird. Nach dieser

4. Metallurgische und prozesstechnische Grundlagen und Aufgaben von Füllungsbestandteilen beim Lichtbogenschweißen

Ähnlich den Vorgängen in der Stahlerzeugung durchläuft das Schweißzusatzmaterial beim Lichtbogenschweißprozess verschiedene Stadien mit unterschiedlichen Aggregatzuständen und einwirkenden Umgebungsmedien. Vielfach wird der Schweißprozess umgangssprachlich auch mit dem Begriff Hochgeschwindigkeitsmetallurgie beschrieben, da das Aufschmelzen des Schweißzusatzmaterials durch den Lichtbogen und der Übergang des flüssigen Schweißmaterials in das werkstückseitige Schmelzbad, sowie die Erstarrung in sehr kurzer Zeit erfolgt. Dieser Umstand erfordert eine spezielle Sichtweise der Vorgänge, wobei unterschiedliche Funktionen und Aufgaben, durch die Füllungsbestandteile von selbstschützenden Fülldrähten zu erfüllen sind. Die Hauptaufgaben der Füllungsbestandteile werden in diesem Kapitel theoretisch diskutiert und die wesentlichen Interaktionen beschrieben. Des Weiteren werden die für die praktischen Untersuchungen nötigen Vorgänge, soweit bekannt, theoretisch beschrieben.

Zur Erfüllung der angestrebten technischen Eigenschaften werden bei Schweißzusatzmaterialien Hilfsstoffe mit spezifischen Eigenschaften zugesetzt, um eine Schweißung zu ermöglichen bzw. die Einhaltung/Erreichung der gestellten Anforderungen zu gewährleisten. Für den Schutzgasschweißprozess werden diese Aufgaben vom Schutzgas und von speziell legierten Schweißdrähten übernommen. Für Schweißzusätze, die ohne Schutzgas eingesetzt werden, wie bei der Stabelektrode oder dem selbstschützenden Fülldraht, sind die Aufgaben vom Schweißzusatz selbst zu übernehmen.

Herkömmlicher Name des Rohstoffes		chemische Charakterisierung
Rutil		TiO ₂
Aluminiumoxid, Tonerde		Al ₂ O ₃
Siliziumoxid, Quarz, Kieselerde		SiO ₂
Zirkonoxid		ZrO ₂
Magnesiumoxid		MgO
X-Karbonat*		X·CO ₃
Zirkonsand; Zirkonsilikat		ZrSiO ₄ (ZrO ₂ ·SiO ₂)
Talk		3MgO·4SiO ₂ ·H ₂ O
Bentonite		Komplexe Al, Mg, Ca, Fe – Hydroxide
Cellulose		C ₆ H ₁₀ O ₅
Glimmer (engl. Muscovite, Mica)		K ₂ O·3Al ₂ O ₃ ·6SiO ₂ ·2H ₂ O
Magnetit		Fe ₃ O ₄
Hämatit		Fe ₂ O ₃
Chromoxid		Cr ₂ O ₃
Dolomit		MgO·CaO·(CO ₂) ₂ bzw. MgCO ₃ ·CaCO ₃
Flussspat (engl. fluorite, flourspar)		CaF ₂
Feldspat** (engl. feldspar)		K ₂ O·Al ₂ O ₃ ·6SiO ₂
Natriumkryolith***		Na ₂ AlF ₆
Kaliumkryolith***		K ₃ AlF ₆
Lithiumfluorid		LiF
Kaliumfluorid		KF
Bariumfluorid		BaF ₂
Natriumfluorid		NaF
Neolux		TiO ₂ /K ₂ O
Kaolin** (engl. clay)		Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂ ·2H ₂ O
Natriumsilikat (engl. sodium silicate)		SiO ₂ /Na ₂ O im Verhältnis von ca. 3,2
Kaliumsilikat (engl. potassium silicate)		SiO ₂ /K ₂ O im Verhältnis von ca. 2,1
Ferroalloys und Verbindungen von Legierungsmetallen	Eisen-Silizium	FeSi (z.B. 50 % Si)
	Magnesium-Aluminium	MgAl (z.B. 60 % Mg)
	Eisen-Molybdän	FeMo
	Eisen-Silizium-Zirkon	FeSiZr 13/50/37
	Eisen-Mangan	FeMn (z.B. 80 % Mn)
	Mangan-Silizium	MnSi (z.B. 60 % Mn, 30 % Si)
Reinmetalle in Pulverform		Fe, Si, Mn, Ni, Mo, Al, ...

* X steht für Fe, Mg, Ca, Na₂, Ba, K₂, Li₂

** kann verschiedene chemische Zusammensetzungen aufweisen

***Al kann durch Ti und Si substituiert werden

Tab. 4-1: Hauptsächlich eingesetzte Rohstoffe bei der Erzeugung von Schweißzusatzwerkstoffen nach eigener Zusammenstellung

Tab. 4-1 zeigt verschiedene Rohstoffe, die für die Herstellung von Schweißzusatzmaterialien eingesetzt werden können. Dabei gilt es die Füllungselemente von Fülldrähten so zu kombinieren, dass die spezifischen Wirkungen und die Hauptaufgaben, wie nachfolgend beschrieben, erreicht werden [30-33,124-128].

- Schutz des flüssigen Metalltropfens und des Schmelzbades vor der umgebenden Atmosphäre
- Beeinflussung des Tropfenübergang zur Lichtbogenstabilisierung
- Desoxidation bzw. Oxidation
- Denitrierung
- Schlackenbildung
- Legierung des Schweißguts
- Beeinflussung der Mikrostruktur zur Einhaltung der mechanisch/technologischen Eigenschaften des Schweißguts
- Beeinflussung der Schlackenviskosität für die Anwendung des Schweißzusatzwerkstoffes in den gewünschten Schweißpositionen.

Die Art und Weise, wie bestimmte Füllungselemente wirksam werden, ist unterschiedlich. Dabei müssen auch Interaktionen zwischen den eingesetzten Füllungsbestandteilen beachtet werden [30-33; 124-128].

Füllungsbestandteile	Schutz vor der umgebenden Atmosphäre	Oxidation	Desoxidation	Schlackenbildner	Tropfenübergang und Lichtbogenstabilisierung	Denitrierung	Legierung	Beeinflussung der Schlackenviskosität
Karbonate (Ca, Ba, Li, Mg, Fe)	X	X	X	X	X	X		X
Fluoride (Ca, Ba, Li, Al)	X		X	X	X	X		XX
Rutil		X	X	X	XX			XX
(Si-, Al-, Zr-) Oxid		X	X	X	X		X	X
Eisenoxid		X		X	X			X
Eisen – Verbindungen: FeSi, FeMn, FeZr			XX	X	X	X	X	
Legierungselemente: Al, Mn, Si, Zr			XX	X	X	XX	X	
(Na-, K-, Mg-, Li-, Ca-) Oxid			X	X	XX			X
(Na-, K-, Li-) Silikat		X	X	X	X			X
Eisen- Pulver			X		X		X	
Dampfbildner: Mg, CaF ₂	X	X	X	X	X			X

Tab. 4-2: Aufgaben von Füllungselementen

X...eine Beeinflussung der Eigenschaft ist vorhanden, die Wirkungsweise hängt vom jeweiligem Schlackensystem ab; XX...starke Beeinflussung der Eigenschaft

Die Hauptmerkmale von Rohstoffen können im Wesentlichen durch die:

- chemische Zusammensetzung
- Korngrößenverteilung für Rohstoffe in Pulverform
- physikalischen Eigenschaften unterschiedlicher Art (z.B. Schüttgewicht, Viskosität, Dichte, usw.) beschrieben werden

Tab. 4-2 zeigt die Wirkung von Rohstoffgruppen (z.B. Karbonate) und wichtiger Einzelkomponenten/-rohstoffe im Hinblick auf einzelne Hauptaufgaben [32,124-126,128]. Es ist anzumerken, dass es sich um eine alle Schweißzusatzwerkstoffe übergreifende Zuteilung handelt. In Einzelfällen müssen Abweichungen durch eine spezielle Legierungsart des Schweißzusatzes und dem eingesetzten Schlackensystem beachtet werden. Auch müssen die Wechselwirkungen zwischen den Füllungselementen und die Art des Schweißzusatzes in Betracht gezogen werden. Nachfolgend werden die einzelnen metallurgischen und prozesstechnischen Aufgaben, speziell für den selbstschützenden Fülldraht für die Pipelineschweißung beschrieben.

4.1 Schutz des flüssigen Metalltropfens und des Schmelzbades vor der umgebenden Atmosphäre

Beim Metall- Lichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden ohne externem Gasschutz wird der Schweißzusatzwerkstoff als auch der Grundwerkstoff vom Lichtbogen aufgeschmolzen, wobei durch die Lichtbogenkräfte meist von Schlacke überzogene flüssige Metalltropfen, ins werkstückseitige Schmelzbad übergehen. Durch die hohen Temperaturen in der Lichtbogenatmosphäre ist das Schweißgut besonders anfällig für die Aufnahme von Stickstoff, Sauerstoff und Wasserstoff aus der umgebenden Atmosphäre. Um nachteilige Veränderungen des Schweißprozesses selbst und der resultierenden Schweißverbindungen zu unterbinden, ist es von besonderer Bedeutung das flüssige Schweißmaterial vor der umgebenden Atmosphäre zu schützen. Dieser Schutz kann durch verschiedene Mechanismen aufgebaut werden und dient vor allem dazu, eine metallurgisch neutrale Atmosphäre in den Reaktionszonen des Lichtbogenraumes zu schaffen [30-32,100,124-132,136-137,141]. Die Schutzwirkung bei der Schweißung mit selbst schützenden Fülldrähten wird dabei durch die

- Dissoziation von Karbonaten
- Verdampfung von Fluoriden und weiteren Füllungsbestandteilen
- und der Schlackenumhüllung der übergehenden Tropfen

geschaffen.

4.1.1 Schutz durch Dissoziation von Karbonaten

Vor allem Kalzium-, Magnesium- und Eisenkarbonat werden oft als Zusatzstoffe in Elektrodenumhüllungen, Schweißpulvern oder Pulverfüllungen von Fülldrähten eingesetzt [124-128, 137]. Aufgrund der technischen Ähnlichkeiten des Schutzmechanismus ist es deshalb nicht verwunderlich, dass für selbstschützende Fülldrähte zur „Verdrängung“ der umgebenden Luft ebenfalls Karbonate eingesetzt werden. Der Karbonatzusatz hat die Aufgabe,

- a) den Lichtbogenbereich und das Schmelzbad durch das entstehende (abgespaltete) CO_2 vor der Einwirkung von Luftstickstoff und Wasserdampf zu schützen
- b) durch die Dissoziation der Karbonate, die je nach den verwendeten Karbonaten bei unterschiedlicher Temperatur erfolgt, in den Reaktionszonen ein metallurgisch günstiges Verhältnis von $\text{CO}_2 : \text{CO}$ zu bilden [124]

Durch die Lichtbogenwärme tritt eine Zerlegung der Karbonate entsprechend **Gleichung 4-1** ein. Es wird zusätzliches CO_2 in der Reaktionszone erzeugt.



MeCO_3 ...Karbonat

MeO ...Oxid

$\text{CO}_{2(g)}$...abgespaltetes gasförmiges Kohlendioxid

Die Dissoziation der Karbonate erfolgt bei verschiedenen Temperaturen. Wird der Gesamtdruck des Gasgemisches mit 1 angesetzt, so ergibt sich durch das zusätzlich gebildende CO_2 gemäß dem Dalton'schen Gesetz der Partialdrücke (siehe **Gleichung 4-2**) eine Verringerung der Partialdrücke der übrigen Komponenten, was einer Verringerung der kritischen Konzentration der Komponenten Stickstoff und Wasserstoff im Lichtbogen gleichkommt.

$$\sum_{i=1}^n p_{(i)} = 1 \quad \text{Gleichung 4-2}$$

$p_{(i)}$...Partialdruck des Stoffes in der umgebenden Atmosphäre

Außerdem können die gebildeten Metalloxide (z.B. CaO , MgO , BaO , FeO) die physikalischen und chemischen Eigenschaften der Schlacke beeinflussen (siehe **Tabelle 4-2**).

Generell wird die Schutzwirkung durch eine höhere Menge an gebildeten CO_2 im Lichtbogenraum erhöht. Diese ist wiederum hauptsächlich abhängig von der

- Menge und Dichte der zugegebenen Karbonate in der Füllung

- Menge (Masse) an abgespalteten CO₂ je betrachtetem Füllungselement
- Dissoziationstemperatur des jeweiligen Karbonates
- der Umgebungsatmosphäre bei Dissoziation der Karbonate
- und dem mineralogischen bzw. des kristallographischen Aufbaus des betrachteten Füllungselementes bzw. Rohstoffes

4.1.1.1 Menge an Karbonaten in der Füllung

Bei Bestimmung der zugegebenen Menge an Karbonaten ist auch die Dichte des betreffenden Stoffes zu betrachten. Da bei der Herstellung von Fülldrähten vom Massefüllgrad ausgegangen wird, ist zwar das Massenverhältnis innerhalb der Füllung in einer bestimmten Größenordnung, jedoch wird bei Zugabe von Füllungsbestandteilen mit geringerer Dichte das Füllungs-Band-Verhältnis durch das höhere Volumen der Füllung verringert, was zu einer geringeren Menge an Karbonaten bezogen auf das abgeschmolzene Schweißmaterial führt und sich dadurch in einer geringeren Schutzwirkung äußert. Grundsätzlich wird nach derzeitigem Wissenstand aber bei Erhöhung der Menge an Karbonaten je abgeschmolzenem Schweißmaterial auch die Schutzwirkung erhöht.

4.1.1.2 Dissoziationstemperaturen von Karbonaten

Tab. 4-3 zeigt aus verschiedenen Literaturstellen entnommene Temperaturwerte für die Dissoziation einzelner Karbonate [125, 135-137].

Dissoziationstemperaturen einzelner Rohstoffe aus verschiedenen Literaturstellen in °C				
	aus Lit. [136]*	aus Lit. [137]	aus Lit. [125]	aus Lit. [135]
CaCO ₃	780-790	520-825	894	900
MgCO ₃	420-430	350-900		550
BaCO ₃	1080-1090	1450	1450	
SrCO ₃				>1100
Li ₂ CO ₃	1310	1310	1310	>600

Tab. 4-3: Dissoziationstemperaturen von Karbonaten entnommen aus verschiedenen Literaturstellen [125, 135-137]

*Umgebungsatmosphäre: Luft

Die Dissoziationstemperaturen in der Tabelle unterscheiden sich für einen Rohstoff teilweise erheblich, was auf die unterschiedlichen Messbedingungen, dem Reinheitsgrad der Rohstoffe, als auch auf unterschiedliche kristallographische Strukturen der gemessenen Karbonate zurückzuführen ist. Für die Entwicklung des selbstschützenden Fülldrahtes erscheint es zweckmäßig, die für den Einsatz vorgesehenen Rohstoffe unter geeigneten Messbedingungen zu evaluieren.

4.1.1.3 Menge an abgespaltenen CO₂

Bei vollständiger Dissoziation wird je nach Zusammensetzung der betrachteten Karbonate eine unterschiedliche Menge an gasförmigem CO₂ freigesetzt. Dies ist insofern von Bedeutung, da je nach Art des Karbonates eine unterschiedliche Schutzwirkung erzielt werden kann. Bei Zugabe von Li₂CO₃ wird im Gegensatz zu BaCO₃ eine wesentlich höhere Menge an CO₂ abgespalten, was theoretisch einer verbesserten Schutzwirkung gleichkommt (siehe **Abb. 4-1**).

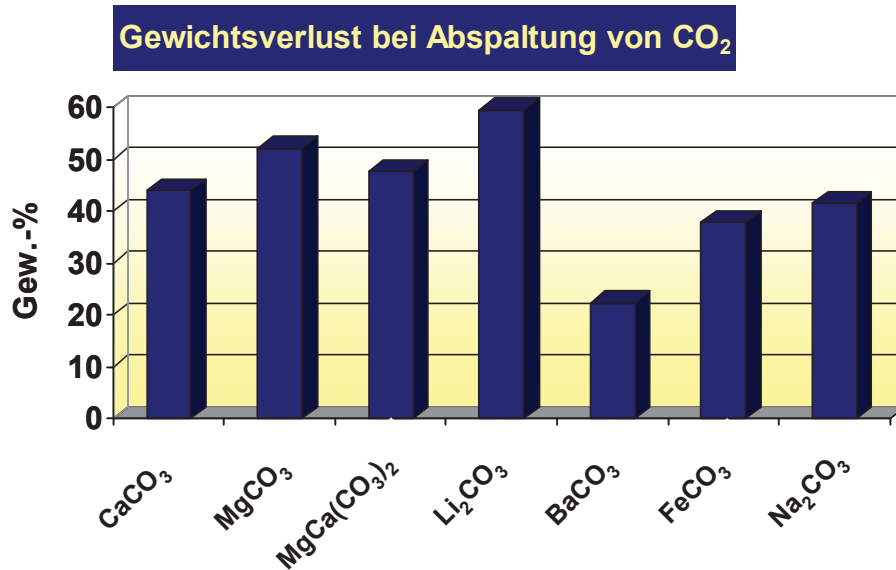


Abb. 4-1: Gewichtsverlust des betrachteten Karbonates bei vollständiger Abspaltung von CO₂

4.1.1.4 Einfluss der Umgebungsatmosphäre auf die Dissoziation von Karbonaten

Bei Erhöhung des CO₂- Gehaltes in der Umgebungsluft wird die Dissoziation von Karbonaten zu höheren Temperaturen hin verschoben.

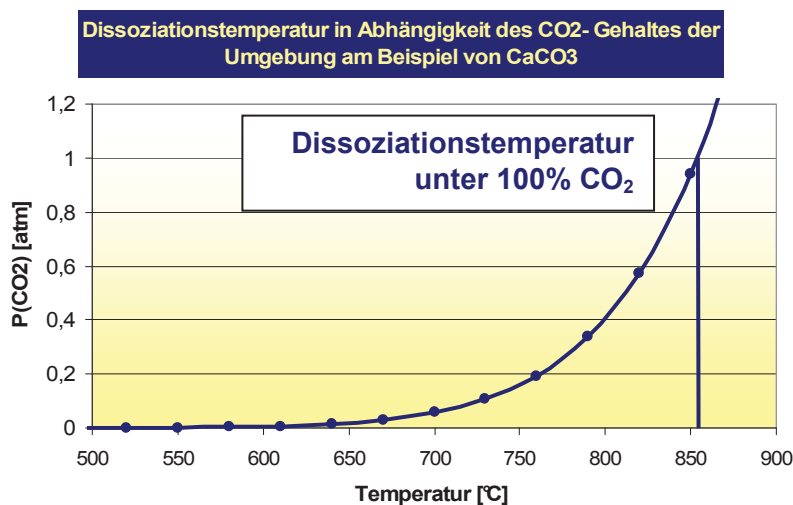


Abb. 4-2: Dissoziationstemperatur in Abhängigkeit des CO₂- Partialdruckes des Umgebungsmediums

Je nach Art der Zusammensetzung der Karbonate können hierbei verschiedene Verhaltensweisen erwartet werden [136,138]. Beispielhaft wird in **Abb. 4-2** die theoretische Zersetzungstemperatur in Abhängigkeit der Zusammensetzung des Umgebungsmediums dar-

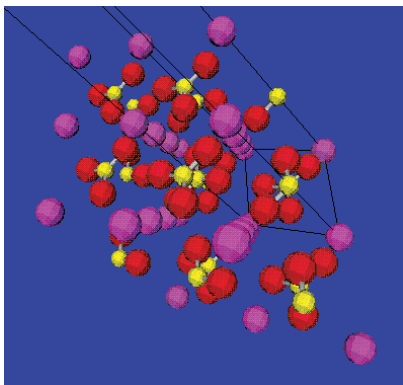
gestellt. Beim Schweißprozess mit selbstschützenden Fülldrähten kann anfangs ein geringer CO_2 - Partialdruck (Umgebungsatmosphäre: Luft) angenommen werden, der die Dissoziation begünstigt. Bei stationärem Schweißbetrieb wird sich durch die ständige Abspaltung von CO_2 ein bestimmtes Gleichgewicht bzw. ein bestimmter „Gegendruck“ für die Abspaltung von CO_2 einstellen. Da ein ständiger Volumenstrom weg von der Schweißstelle existiert, ist anzunehmen, dass der Gesamtdruck im Gleichgewichtszustand geringfügig höher als der Luftdruck liegt.

4.1.1.5 Einfluss des mineralogischen bzw. des kristallographischen Aufbaus des betrachteten Füllungselementes auf die Dissoziation von Karbonaten

Ähnlich wie bei Metallen, sind auch bei Karbonaten verschiedene polymorphe Modifikationen vorzufinden, die aufgrund ihres unterschiedlichen Bindungsmechanismus die Dissoziation des betreffenden Stoffes beeinflussen können. In der Literatur [124-126, 131, 134,137] wird zwar auf die unterschiedlichen polymorphen Modifikation eingegangen, der Einfluss auf das Dissoziationsverhalten wird jedoch nicht diskutiert. Für die nachträgliche Bestimmung des Dissoziationsverhaltens ist es daher zweckmäßig die polymorphe Modifikation der für die Entwicklung vorgesehenen Stoffe bzw. auch den Verunreinigungsgrad zu kennen, um auch bei Änderung von Rohstoffbezugsquellen das Verhalten abschätzen zu können.

Für CaCO_3 sind zwei polymorphe Modifikationstypen bekannt. Calcite, deren Bauform als Salz- oder NaCl- Struktur bezeichnet wird, bestehen abwechselnd aus Kalzium- Ionen und CO_3^{2-} Ionen an den Ecken des Kubus. Die zweite polymorphe Modifikation, deren Struktur auch als „Nickel- Arsenid“ bekannt ist, wird Aragonite genannt. Dabei sind sechs Prismen von Ca- Ionen mit sechs oktaedrischen CO_3^{2-} Ionen vernetzt. **Abb. 4-3** zeigt die beiden Bauformen von CaCO_3 [136, 16].

A)



B)

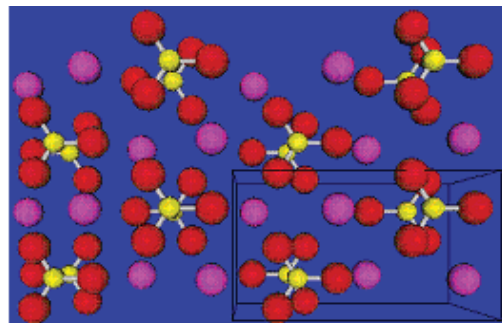


Abb. 4-3: Polymorphe Modifikationen von CaCO_3 (A...Calcite; B...Aragonite) [136]

$MgCO_3$, $MnCO_3$ und $FeCO_3$ weisen üblicherweise auch eine „NaCl“- Struktur auf. $BaCO_3$ ist in „Nickel-Arsenid“-Struktur zusammengesetzt. Für Na_2CO_3 und Li_2CO_3 werden in der Literatur eine Vielzahl von polymorphen Modifikationen genannt [136, 139-148].

4.1.2 Schutz durch Verdampfung von Fluoriden und weiteren Füllungsbestandteilen

Die Untersuchung und Erforschung des Verdampfungsverhaltens von Zusatzmaterial im Schweißprozess wurde bereits Ende der 70er Jahre begonnen. Derzeit liegen eine Vielzahl von Veröffentlichungen zu diesem Thema vor. Sie beschäftigen sich vor allem mit der Messung der Schweißrauchmenge und -Zusammensetzung, der Einflüsse der Schweißparameter auf die Schweißrauchentwicklung und der gesundheitsschädigenden Wirkung des Schweißrauches. In der Mehrzahl der Veröffentlichung wird vor allem die Massivdrahtschweißung, kaum aber die Rauchentwicklung bei schlackeführenden Fülldrähten und der Einfluss auf die Schutzwirkung diskutiert. Für die Verdampfung von Schweißzusatzmaterial beim Einsatz von selbstschützenden Fülldrähten können Anhaltspunkte aus allgemeinen Überlegungen über die Vorgänge im Lichtbogen abgeleitet werden.

Beim Lichtbogenschweißprozess sind vier Wärmequellen für die Aufschmelzung des Schweißzusatzmaterials und auch für die Dampfbildung verantwortlich. Es ist dies die Stromwärmeerhitzung, auch Joule'sche Erwärmung genannt, die aus dem Stromfluss durch die Elektrode resultiert. Die Wärmeentwicklung ist dabei abhängig vom Schweißstrom, dem spezifischen Widerstand der Elektrode und jener Zeit, welcher die Elektrode dem hohen Strom ausgesetzt ist. Zusätzlich wird durch konvektive Erwärmung vom Lichtbogen ein weiterer Energieeintrag erhalten.

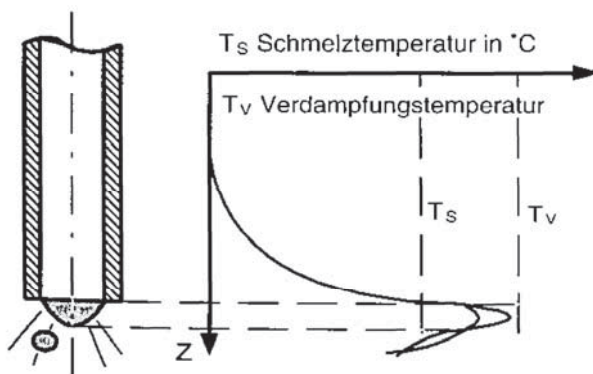


Abb. 4-4: Temperaturverlauf längs einer Stabelektrode

Ein weiterer Wärmeeintrag wird aus den exothermen Reaktionen der beteiligten Komponenten generiert. Der weitaus höchste Wärmeeintrag wird allerdings durch den Lichtbogen selbst - der Elektronen- bzw. Ionenabsorption - hervorgerufen [149]. Dabei können im Lichtbogen Temperaturen von bis zu 30.000 K auftreten [125]. Die durchschnittliche Temperatur kann mit 3000-6000°C beziffert werden [124,125,128,157,158,161-165,172-176].

Die hohe Temperatur des Lichtbogens erhitzt den Schweißzusatz. Jene Bestandteile die direkt der Lichtbogeneinwirkung ausgesetzt sind, können schlagartig verdampfen und beeinflussen

somit die umgebende Atmosphäre, wie auch die chemischen, physikalischen und metallurgischen Eigenschaften im Lichtbogenraum (vgl. **Abb. 4-4**). Um das Schweißzusatzmaterial als auch das werkstückseitige Schmelzbad vor der umgebenden Atmosphäre zu schützen, wird als positiver Effekt zusätzlich Dampf gebildet, um Luft und damit Stickstoff, Sauerstoff und Wasserstoff aus den Reaktionszonen zu verdrängen (ähnlich dem Schutzmechanismus von CO₂).

Die Verdampfung der im Schweißprozess beteiligten Stoffe beginnt bereits, je nach den Druckverhältnissen, im flüssigen Zustand [141,148]. Die Schutzwirkung durch die beteiligten Komponenten ist dabei wesentlich abhängig von:

- Der Art des Lichtbogens
- den örtlichen Temperaturverhältnissen
- dem Volumen der verdampften Stoffe (Luftverdrängungsvolumen)
- der Art und dem Aufbau der Komponenten
- der Interaktionen zwischen den Komponenten
- der Schmelzwärme und Verdampfungsenthalpie der beteiligten Komponenten

4.1.2.1 Einfluss der Abhängigkeiten im Schweißprozess auf die Schutzwirkung bzw. Dampfbildung

Die Schweißprozesstechnischen Vorgänge im Lichtbogenraum bzw. in den Reaktionszonen des Lichtbogens beeinflussen die Dampfbildung und damit die Schutzwirkung in hohem Maße [149-179]. Die größte Dampfbildung kommt aus den hochoverhitzten Zonen im Lichtbogen und wird somit dem Tropfen zugeschrieben [171,181-183,191]. Die wichtigsten Parameter für die Dampfbildung sind:

- Tropfenoberfläche,
- Oberflächentemperatur,
- Verweildauer des Tropfens bei hoher Temperatur
- der Energieadsorptions- Wirkungsgrad der Oberfläche
- und dem thermophysikalischen Verhalten des Tropfenmaterials

Bei schlackeführenden Schweißzusatzwerkstoffen wird im Allgemeinen eine höhere Dampfbildung durch Elemente mit hohem Dampfdruck festgestellt [171,181-183,188,191]. Weiters wird durch geänderte Dampfbildungsmechanismen bei Vorhandensein von Schlacke die Dampfbildung gefördert. Es wird von zwei Mechanismen ausgegangen, der

- Verdampfung mit anschließender Kondensation und Oxidation
- und der oxidationsfördernden Verdampfung, bei der die Dampfgenerierung durch die vorhergehende Oxidation eines Elementes verstärkt wird.

Prinzipiell sind auch Sublimationsprozesse denkbar, allerdings können die dafür nötigen Druckverhältnisse im Lichtbogenraum nicht exakt bestimmt werden.

Der Einfluss der Schweißparameter auf die Dampfbildung ergibt je nach Untersuchungsbedingungen unterschiedliche Ergebnisse. Eine Erhöhung des Schweißstromes führt in der Regel durch die erhöhte Energieeinbringung zu einer vermehrten Dampfbildung. Bei Änderung der Schweißspannung wird in vielen Fällen ein typisches „N“-Verhalten festgestellt. Das gilt für die Massivdrahtschweißung und resultiert aus den unterschiedlichen Tropfenübergangsmodi [157,158,161-166]. Bei Schweißung im Kurzlichtbogenbereich wird eine geringe Dampfmenge generiert, auch ein alternierender Peak wird kurz nach den Tropfenübergängen durch die hohe Lichtbogenlänge festgestellt. Bei kontinuierlicher Erhöhung der Schweißspannung/-strom wird eine höhere Dampfmenge erzeugt, die dem Übergangslichtbogen mit turbulenten Strömungen im Lichtbogen und hoher Spritzerbildung zugeschrieben wird. Schweißspritzer führen generell zu einer verstärkten Dampfbildung durch das hohe Oberflächen/Volumen- Verhältnis und einer oxidationsgestützten Verdampfung. Bei weiterer Erhöhung der Schweißspannung (des Schweißstromes) wird ein relatives Optimum mit geringerer Dampfbildung durch die Ausbildung eines stabilen Sprühlichtbogens erreicht. Nach Überschreiten dieses Optimums wird wiederum eine höhere Dampfmenge gebildet, deren Menge weitgehend linear mit dem Strom zunimmt. Das typische „N“-Verhalten wurde sowohl für Massivdrähte als auch für gasgeschützte rutile Fülldrähte festgestellt [161-166].

In diesem Zusammenhang ist sicherlich auch die Wirkung von Sauerstoff im Lichtbogenraum näher zu betrachten. Zum einen wird durch Zugabe von Sauerstoff ein stabilerer Lichtbogen mit geringer Spritzerbildung erzeugt, wobei eine geringere Dampfmenge erzeugt wird. Andererseits kommt es durch eben dieser Zugabe zu einer oxidations- fördernden Verdampfung [158,162-166].

In vielen Fällen wird speziell die Lichtbogenansatzfläche (jene Bereiche, die direktem Ladungsbeschuss vom Lichtbogen ausgesetzt sind) am Tropfen als potentielle Dampfquelle angesehen, nach Gray und Herwitt [157,158,161-166] wird dabei von erosions- artigem Abtrag durch die Verdampfung gesprochen. Für einen unlegierten rutilen Fülldraht mit 18% Massenfüllgrad wurde nach Hewitt und Hirst die Dampfmenge gemessen und den Dampfquellen im Lichtbogenraum zugewiesen. Aus der Untersuchung geht allerdings die Polarität nicht hervor, es wird aber davon ausgegangen, dass für den genannten Schweißzusatz die positive Polarität (Elektrode am Pluspol) verwendet wurde. In der Untersuchung wurde eine Unterscheidung zwischen fraktionierten, was einer definitiven Verdampfung von Schweißzusatzmaterial entspricht und einer unfraktionierten Kondensatmenge durchgeführt. Der unfraktionierte Teil des niedergeschlagenen Dampfes ist als „Verbrennungsprodukt“ von Spritzern und Schlackenbestandteilen mit ähnlicher chemischer

Zusammensetzung der Ausgangsprodukte zu verstehen. **Tab. 4-4** stellt das Ergebnis dieser Untersuchung dar [174].

Untersuchung der Dampfmenge und Zuordnung zu den Dampfquellen im Lichtbogenraum [%]		
Dampfentstehungsort	Frakt.	Unfrakt.
Grundwerkstoff	10,7	4,7
Füllung des Fülldrahtes	26,9	12,3
Bandmaterial des Fülldrahtes	40,4	5,0
Summe	78,0	22,0

Tab. 4-4: Zuordnung der Dampfmenge zu den Dampfquellen im Lichtbogenraum (Frakt...Fraktionierte Menge entspricht Dampfbildung, unfrakt...unfraktionierte Menge entspricht dem Verbrennungsprodukt)

Als definitive Verdampfung können 78% des Kondensats, als diverse Verbrennungsprodukte 22% gewertet werden. Es ist auch zu erkennen, dass die überwiegende Dampfentwicklung im Tropfenstadium generiert wird. In diesem Zusammenhang wurden weiterführende Untersuchungen angestellt, deren wichtigste Erkenntnisse für die Schweißung mit schlackeführenden Fülldrähten kurz dargestellt werden können [180-196]:

- Bei der Verschweißung mit Fülldrähten ist eine deutliche Ausprägung des typischen „N-“ Verhaltens bei Änderung der Schweißspannung umstritten.
- Eine Erhöhung des Schweißstromes führt zu einer geringeren Zunahme der Dampfentwicklung als bei der Schweißung mit Massivdrähten.
- Die Dampfentwicklung wird in eine definitive Verdampfung von Schweißmaterial und in die Generierung von „Verbrennungsprodukten“ aus Spritzern und Schlackenbestandteilen eingeteilt.
- Eine oxidations- gestützte Verdampfung des Bandmaterials wird durch eine Schlackenümhüllung des Tropfens verringert, jedoch steigt die Verdampfung von Schlackenbestandteilen.
- In vielen Fällen wird eine direkte Verdampfung von Füllungselementen gemessen.
- Die Zugabe von Rutil und basischen Oxiden in die Füllung ergibt keine wesentliche Änderung der Dampfentwicklung. Der Grund wird durch lichtbogenstabilisierende Faktoren und Änderung der Lichtbogenlänge beschrieben.
- Die Korngröße von Füllungsbestandteilen ändert die Dampfmenge nicht.
- Die Schweißparameter Kontaktrahabstand und Schweißgeschwindigkeit üben einen unwesentlichen Einfluss auf die Dampfmenge aus.
- Die Polarität der Elektrode ändert die Verdampfungsmenge. Die Pluspolarität wird durch die höhere Energiedichte als verdampfungsfördernd angesehen.
- Die Schutzwirkung wird auch durch eine höhere Dichte des Dampfes gefördert [154].

- Der Lichtbogendruck fördert den Transport der generierten Dampfmenge aus den hoch-erhitzten Zonen des Lichtbogens in kältere Randzonen.

4.1.2.2 Einfluss der Temperatur auf die Verdampfungsneigung unterschiedlicher Rohstoffe

Aus der Literatur können alle Daten für die Berechnung des Dampfdruckes, bzw. für die Verdampfungsneigung von Bestandteilen von Fülldrähten entnommen werden [141, 144, 148].

Gleichung 4-3 zeigt die Formel für die Berechnung des Dampfdruckes beteiligter Komponenten in Abhängigkeit von der Temperatur.

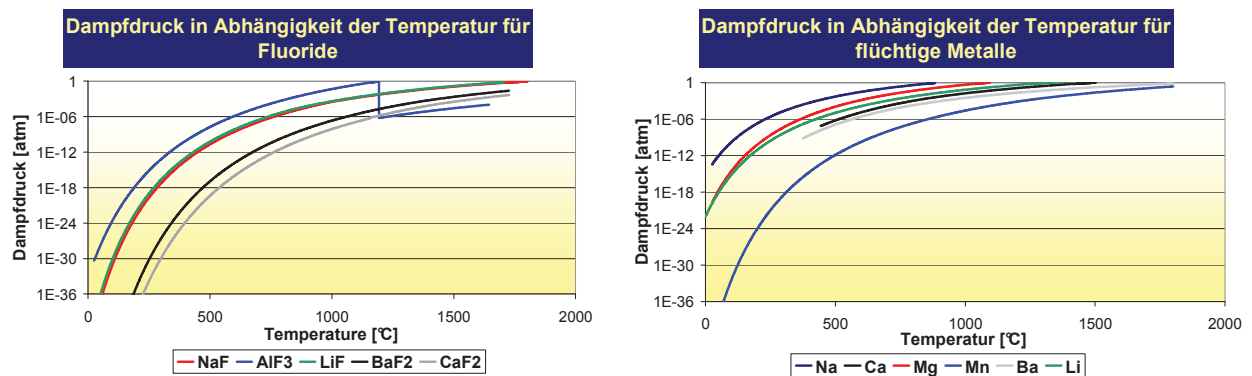
$$\lg p(T) = \frac{1000 \times e}{T} + f \times \lg T + g \quad \text{Gleichung 4-3}$$

p...Dampfdruck des Stoffes [atm]

T...Temperatur [K]

e,f,g...stoff- und temperaturabhängige Konstanten (siehe Anlage 4-1, Anlage 4-2)

Abb. 4-5 und **Abb. 4-6** zeigen den Einfluss der Temperatur auf den Dampfdruck von Fluoriden, Metallen und Nitriden.



A)

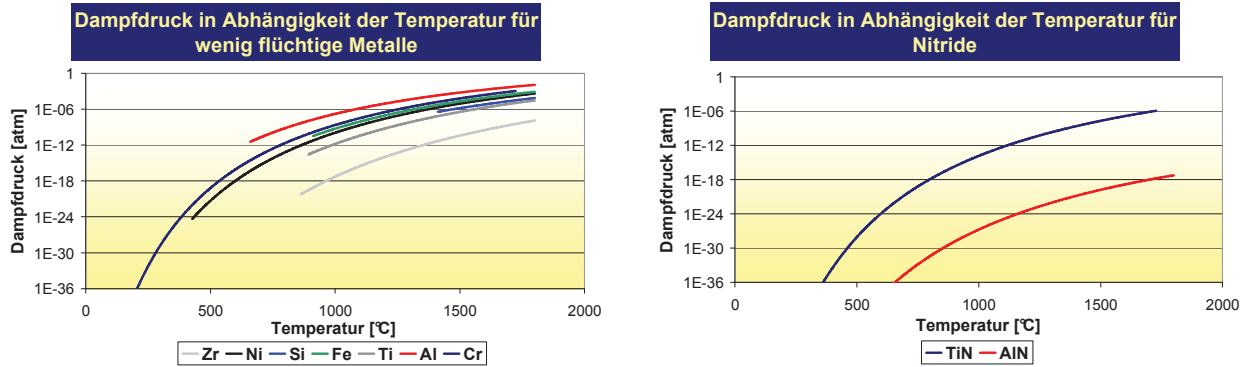
B)

Abb.4-5: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur; A)...Fluoride, B)...flüchtige Metalle

Fluoride zeigen im Allgemeinen eine hohe Verdampfungsneigung. Die Unstetigkeit im Kurvenverlauf von AlF_3 ergibt aus der Berechnung mit den in der Literatur angegebenen Konstanten. Metalle zeigen unterschiedliche Tendenzen. Alkali- und Erdalkali- Elemente weisen eine höhere Verdampfungsneigung auf als die meisten „Legierungselemente“. Auch Mangan zeigt eine gewisse höhere Verdampfungsneigung (siehe **Abb. 4-5**), was unter Umständen in der Zusammensetzung des Schweißgutes bei Anwendung von stark unterschiedlichen Schweißparametern Probleme hervorrufen kann. Die Legierungselemente Nickel, Silizium,

Chrom, Titan, Aluminium verdampfen im Allgemeinen wenig. Zirkon zeigt die geringste Verdampfungsneigung (siehe **Abb. 4-6**).

Auch die betrachteten Nitride können als stabil gegen eine Verdampfung angesehen werden.



C)

D)

Abb. 4-6: Dampfdruck in Abhängigkeit von der Temperatur; C)...wenig flüchtige Metalle, D)...Nitride

4.1.2.3 Einfluss des Dampfolumens unterschiedlicher Rohstoffe auf die Schutzwirkung

Generell wird die Schutzwirkung durch erhöhte Verdrängung der umgebenden Luft verbessert. Als weitere wichtige Messgröße für die Schutzwirkung, kann daher neben der Dampfdichte (siehe **Kap. 4.1.2.1.**) auch das erzeugte Dampfolumen - im weiteren Sinn als Luftverdrängungsvolumen zu verstehen - herangezogen werden. **Abb. 4-7** zeigt das erzeugte Dampfolumen in Liter je 100mg an verdampftem Metall bei 100%-iger Verdampfung [141,142].

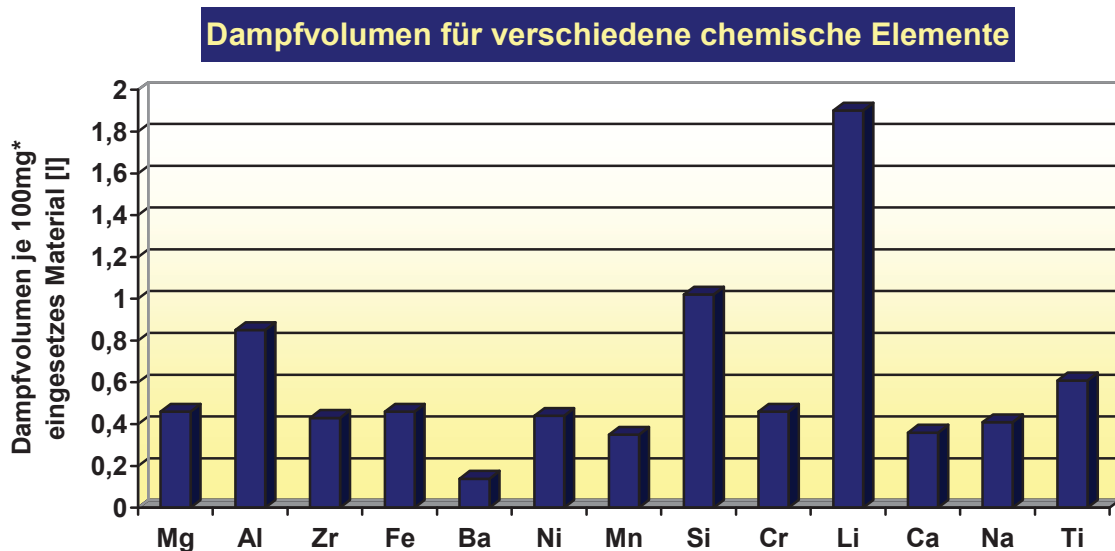
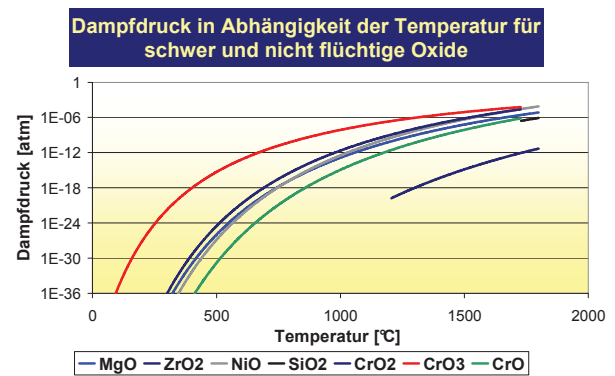
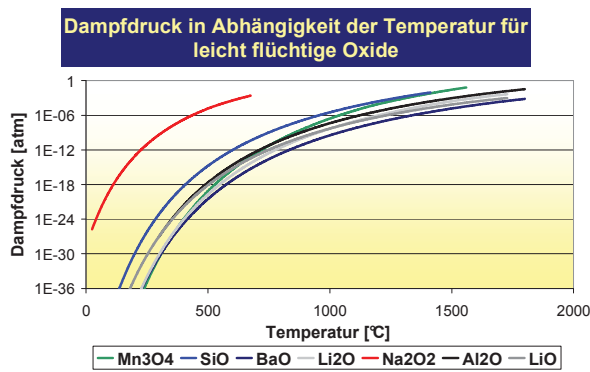


Abb. 4-7: Erzeugtes Dampfolumen je 100mg verdampftem Metall

4.1.2.4 Einfluss der Art und des Aufbaus von Rohstoffen auf das Verdampfungsverhalten

Je nach der Art (z.B. der Oxidationstufen, Verunreinigungsgrad) und dem Aufbau (polymorpher Struktur) von Rohstoffen oder von in der Reaktionszone gebildeten Verbindungen kann sich teilweise ein sehr unterschiedliches Verdampfungsverhalten einstellen. Die Verdampfung von Oxiden hängt stark von deren Oxidationsgrad ab. Vor allem Natriumoxide neigen zu starker Verdampfung, stabile Oxide sind hingegen Titanoxide (siehe **Abb. 4-8** und **Abb. 4-9**).



E)

F)

Abb.4-8: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur; E)...leicht flüchtige Oxide, F)...schwer und nicht flüchtige Oxide

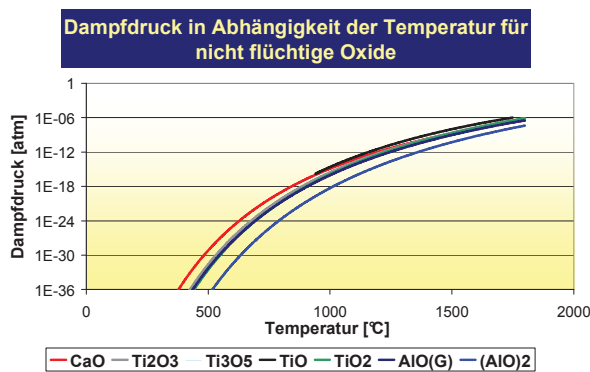


Abb. 4-9: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur für nicht flüchtige Oxide

Betrachtet man Al-Oxid, so ergibt sich bei Auftreten von AlO und $(AlO)_2$ eine geringe Verflüchtigung des Oxides, Al_2O zeigt jedoch eine hohe Verdampfungsneigung. Generell sind im Lichtbogenraum durch die hohen Temperaturen alle Oxidationsstufen vorstellbar. Für eine genauere theoretische Betrachtung sind die notwendigen Parameter nicht bekannt. Als essentielle Punkte sind sicherlich die Temperaturverteilung in den Reaktionszonen und das Verhalten von Rohstoffen bei Temperaturen von $1800^\circ C - 10000^\circ C$ zu nennen.

4.1.2.5 Einfluss der Interaktionen zwischen den Komponenten auf das Verdampfungsverhalten

Der Schweißprozess kann durch das Auftreten von sehr hohen Temperaturen und Temperaturunterschieden in den Reaktionszonen, durch die geringen Reaktionszeiten für chemische Umwandlungen und durch das Vorhandensein einer hohen Elektronen- und Ionendichte als sehr komplexer Vorgang betrachtet werden. Dieser Umstand macht eine detaillierte Beschreibung bzw. Vorhersage der entstehenden Verbindungen im Lichtbogenraum fast unmöglich. Für den Verdampfungsprozess ist aber die Kenntnis der vorliegenden chemischen Verbindungen bzw. Verbindungsarten und der Oxidationsstufen unerlässlich. Wichtige Hinweise können aus der Oxidationstheorie und dem grundsätzlichen Verhalten der Elemente im Lichtbogenraum entnommen werden [124]. Für die Entwicklung von Schweißzusatzwerkstoffen bleibt aber die praktische Erprobung dieser Komponenten unerlässlich.

4.1.3 Schutz des Tropfens durch Bildung einer Schlackenhülle

Bei der Schweißung mit schlackeführenden Fülldrähten wird während der Tropfenbildung eine flüssige Schlackenschicht gebildet, die den Tropfen vollständig umschließt. Diese Schlacke dient vor allem zum Schutz des Tropfens vor der einwirkenden Atmosphäre. Bei Anwendung schutzgasloser Zusätze kann diese Art des Schutzes als besonders effizient angesehen werden, da der hochoberflächige Tropfen zur starken Absorption von Wasserstoff, Sauerstoff und Stickstoff aus der umgebenden Luft neigen würde. Durch die Schlackenschicht wird die Diffusion der genannten Elemente stark behindert. Außerdem wird durch die starke Dampfbildung der Schlackenelemente, die einen höheren Dampfdruck als der Schweißzusatzwerkstoff besitzen, eine gute Schutzwirkung (Verdrängungswirkung) erzielt. Die Schlackenschicht bleibt bis zum Eintritt ins Schmelzbad erhalten. Nach dem Eintauchen des Tropfens im werkstückseitigen Schmelzbad kommt es durch die geringe Löslichkeit der Schlacke zu Entmischungsvorgängen bzw. zur Abscheidung der Schlacke.

4.2 Tropfenübergang und Lichtbogenstabilisierung

Der Tropfenübergang bzw. das Brennen eines stabilen Lichtbogens ist für den Schweißprozess ein wichtiges Kriterium. Die gesamten Einsatzmöglichkeiten und die Gebrauchseigenschaften eines Schweißzusatzes hängen wesentlich von diesen Faktoren ab. Auch die physikalischen, chemischen und metallurgischen Prozesse im Lichtbogen werden durch den Tropfenübergang und die Stabilität des Lichtbogens beeinflusst.

4.2.1 Beschreibung der bestimmenden Kräfte beim Tropfenübergang

Für die Beschreibung des Tropfenüberganges können mehrere Theorien angewendet werden [197,199-205,208, 212-216]. Besonders geeignet, erscheint für die Betrachtung von selbst schützenden Fülldrahtelektroden die Theorie der „static force balance theory“.

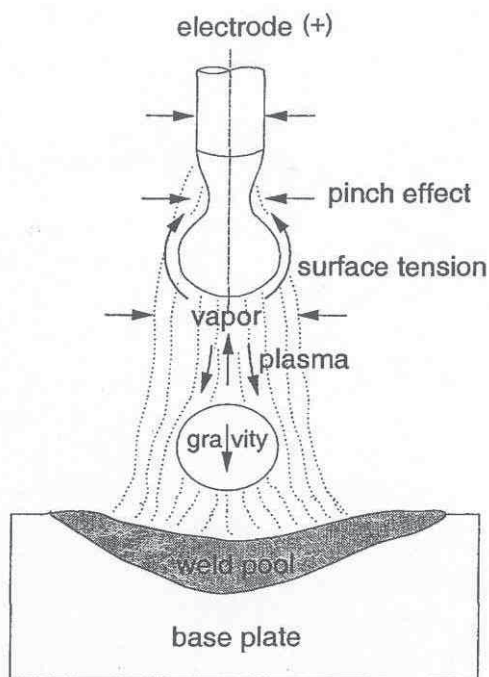


Abb. 4-10: Kraftwirkung auf den flüssigen Tropfen während des Schweißprozesses

eine Überkopfschweißung möglich, da die vertikale Komponente der Pinchkraft die Gravitationskraft wesentlich übersteigt und Tropfen nach „oben“ geschleudert werden. Die Pinchkraft ist abhängig von der Magnetfeldstärke, der Verteilung des elektrischen Stromflusses und der Ausbildung des Lichtbogens.

Dabei wird von einem Kräftegleichgewicht ausgegangen, bei dem Kräfte für den Tropfenübergang förderlich sind und andere den Tropfenübergang behindern. **Abb. 4-10** zeigt die Krafrichtungen, **Gleichung 4-4** beschreibt das Kräftegleichgewicht zwischen „ablösenden“ und „haltenden“ Kräften bei Schweißung in horizontaler Position. Als ablösende Kraft kann die Gravitationskraft des Tropfens betrachtet werden. Sie hängt wesentlich vom Volumen des Tropfens und vom spezifischen Gewicht des Tropfens bei entsprechender Temperatur ab. Bei schlackeführenden Schweißzusätzen muss zusätzlich noch das Gewicht einer dünnen Schicht Schlacke, des „Schlackeüberzugs“ addiert werden. Ein wesentlich höherer Einfluss auf die Tropfenablösung wird durch die elektromagnetische Kraft, auch „Pinchkraft“² oder „Pinch-Effekt“ genannt, geleistet.

² Pinch: englisch: zwicken, kneifen

$$F_G + F_{em} + F_d = F_D + F_O$$

Gleichung 4-4

F_G ...Gravitationskraft (gravity force) [N]

F_{em} ...elektromagnetische Kraft (Pinchkraft, pinch effect) [N]

F_d ...Kraft resultierend aus der Lichtbogenströmung (Drag- Force, plasma force) [N]

F_D ...Dampfkraft (vapor force)[N]

F_O ...Kraft resultierend aus der Oberflächenspannung (force of surface tension) [N]

Vom Biot-Savart'schen Gesetz kann der magnetische Fluss abgeleitet werden (siehe **Gleichung 4-5**).

$$B = \mu_0 I \frac{r^2}{R^2}$$

Gleichung 4-5

B ...magnetischer Fluss [Vs/m]

μ_0 ...Permeabilität [Vs/Am]

I ...elektrischer Strom [A]

r ...Radius [m]

R ...Leiterradius entspricht dem Drahtdurchmesser [m]

Die vertikale Komponente der Pinchkraft kann unter der Annahme, dass es sich beim Tropfen um ein gut leitendes Element handelt, das eine Kugelform aufweist, durch die **Gleichung 4-6** beschrieben werden.

$$F_{em} = \frac{\mu_0 I^2}{4\pi} \left[\ln \frac{R_d \sin \varphi}{R} - \left(\frac{1}{4} + \frac{1}{1 - \cos \varphi} \right) + \frac{2}{1 - \cos \varphi^2} \ln \frac{2}{1 + \cos \varphi} \right]$$

Gleichung 4-6

μ_0 ...Permeabilität [Vs/Am]

I ...elektrischer Strom [A]

R_d ..Tropfenradius [m]

R ...Drahtradius [m]

φ ...halber Winkel der Lichtbogenansatzfläche, Lichtbogenwurzelwinkel (siehe **Abb. 4-11**) [°]

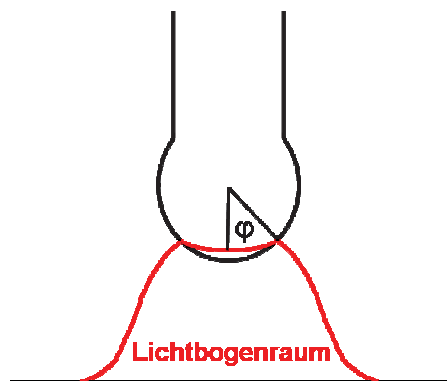


Abb. 4-11: Lichtbogenansatzfläche und Definition des halben Lichtbogenwurzelswinkels

Aus **Gleichung 4-6** ist ersichtlich, dass die elektromagnetische Pinchkraft stark vom Schweißstrom und dem Lichtbogenansatzwinkel abhängt. Ist die Lichtbogenansatzfläche auf eine geringe Fläche unterhalb des Tropfens konzentriert, so kann die Pinchkraft auch negativ und damit zu einer Tropfenhaltekraft werden. Dies tritt vor bei Schutzgasschweißung mit CO₂- Schutzgas auf, da durch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Schutzgases die Wärme in die äußeren Zonen abgeleitet wird und der Lichtbogen auf einer geringeren Fläche konzentriert wird [125,128,219-225]. Derselbe Vorgang wird natürlich bei

erhöhter CO₂-Abspaltung von Karbonaten gefördert. Weiters tritt dieser Effekt auch bei Bildung von großen Tropfen, z. B. durch das Auftreten von starker Dampfbildung (Dampfkräften) auf, da der Lichtbogen den Tropfen nicht mehr umschließen kann und sich am Tropfenende konzentriert. Bei Fülldrähten ist von einer tendenziell höheren Lichtbogenansatzfläche auszugehen, da durch die geringere elektrische Leitfähigkeit im Zentrum des Fülldrahtes (gilt hauptsächlich für schlackeführende Fülldrähte) der elektrische und magnetische Fluss nach außen gedrängt wird.

Die wesentlichen Kriterien für die Lichtbogenansatzfläche sind die Leitfähigkeit der Gase in der Lichtbogenzone, die Lichtbogenausbildung bei unterschiedlicher Parameterwahl und der magnetischen/elektrischen Fluss.

Eine weitere Kraft, die stets tropfenablösend wirkt, wird durch die Plasmaströmung im Lichtbogen hervorgerufen. Bei Annahme einer laminaren Strömung (Reynoldszahl gering) kann diese Kraft, auch „Dragforce“³ genannt, durch **Gleichung 4-7** beschrieben werden.

$$F_d = \frac{\pi U^2 P_g R_d^2 C_d}{2}$$

Gleichung 4-7

U...Tropfenfrequenz [1/sec]

P_g...Dichte des umgebenden Gases [kg/m³]

R_d..Tropfenradius [m]

C_d..drag Koeffizient

Die Parameter für die Berechnung der „Schleppkraft“ durch den Lichtbogen können aus **Gleichung 4-8 bis 4-10** entnommen werden. Sie hängt wesentlich vom Tropfendurchmesser,

³ Drag im Sinne von zerren oder schleppen

der Geschwindigkeit des umgebenden Gases und der Stromdichte ab, wobei sich bei Erhöhung der genannten Parameter die „Lichtbogenschleppkraft“ erhöht.

$$C_d = \frac{6\pi}{N_{\text{Re}}} \left[1 + \frac{1}{8} \text{Re}(3 + R_1) \right] \quad \text{mit} \quad \text{Gleichung 4-8}$$

$$N_{\text{Re}} = \frac{R_d U}{\nu} \quad \text{und} \quad \text{Gleichung 4-9}$$

$$R_1 = \mu_0 J^2 \frac{R_d^2}{P_g U^2} \quad \text{Gleichung 4-10}$$

Re...Reynoldszahl

νGeschwindigkeit des umgebenden Gases [m/s]

JStromdichte in der Elektrode [A/m^2]

μ_0 ...Permeabilität [Vs/Am]

Eine Kraft, die als Haltekraft verstanden werden kann, wird durch die Oberflächenspannung des Tropfens hervorgerufen. Da die Oberflächenspannung das Bestreben zur Verkleinerung der Oberfläche ausdrückt (siehe **Gleichung 4-12**), bzw. bedingt durch die intermolekularen Anziehungen als eine in das Innere einer Flüssigkeit, gerichtete Kraft auftritt, kann diese Kraft durch **Gleichung 4-11** beschrieben werden.

Die Oberflächenspannung σ ist gleich dem Quotienten aus der Energie (Arbeit) ΔE die bei $T, p = \text{konst.}$ zur Vergrößerung einer Flüssigkeitsoberfläche um ΔA erforderlich ist.

$$F_o = 2\pi R \sigma \quad \text{Gleichung 4-11}$$

$$\sigma = \left(\frac{\Delta E}{\Delta A} \right)_{p,T} \quad \text{Gleichung 4-12}$$

σ ...Oberflächenspannung [N/m bzw. J/m^2]

ΔE ...Änderung der Energie [J]

ΔA ...Änderung der Oberfläche [m^2]

R ...Tropfenradius [m]

Bei Einschnürung des Tropfens muss zusätzliche Oberfläche geschaffen werden. Bei größerer Oberflächenspannung muss also auch mehr Energie (höherer Strom - höhere Pinchkraft) zur Einschnürung wirksam werden. Bei kleiner Oberflächenspannung reichen sehr niedrige Schweißströme, um den Tropfen abzulösen. **Abb. 4-12** zeigt Einflüsse von Legierungselementen bzw. Schlacken auf die Oberflächenspannung von flüssigen Schmelzen.

Als sehr wirksame Elemente zur Beeinflussung der Oberflächenspannung können im Allgemeinen Sauerstoff und Schwefel angesehen werden [125, 219-222].

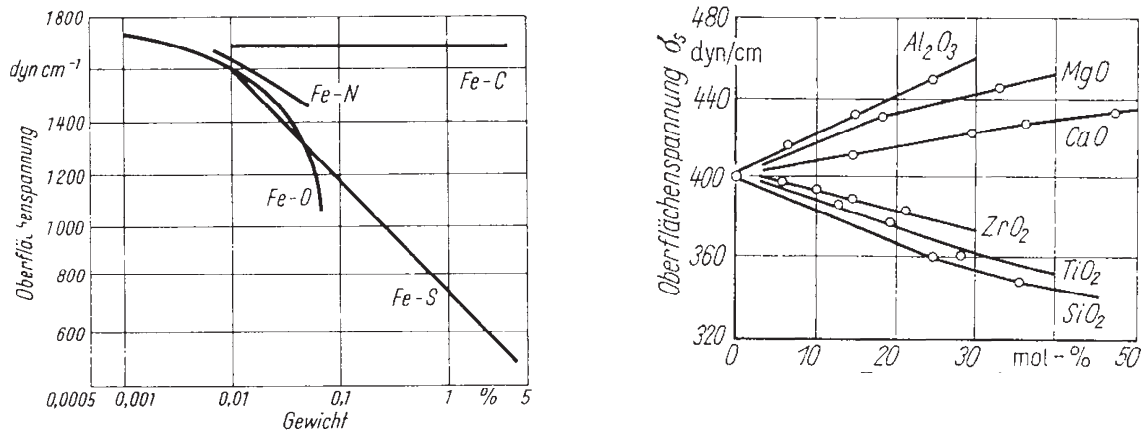
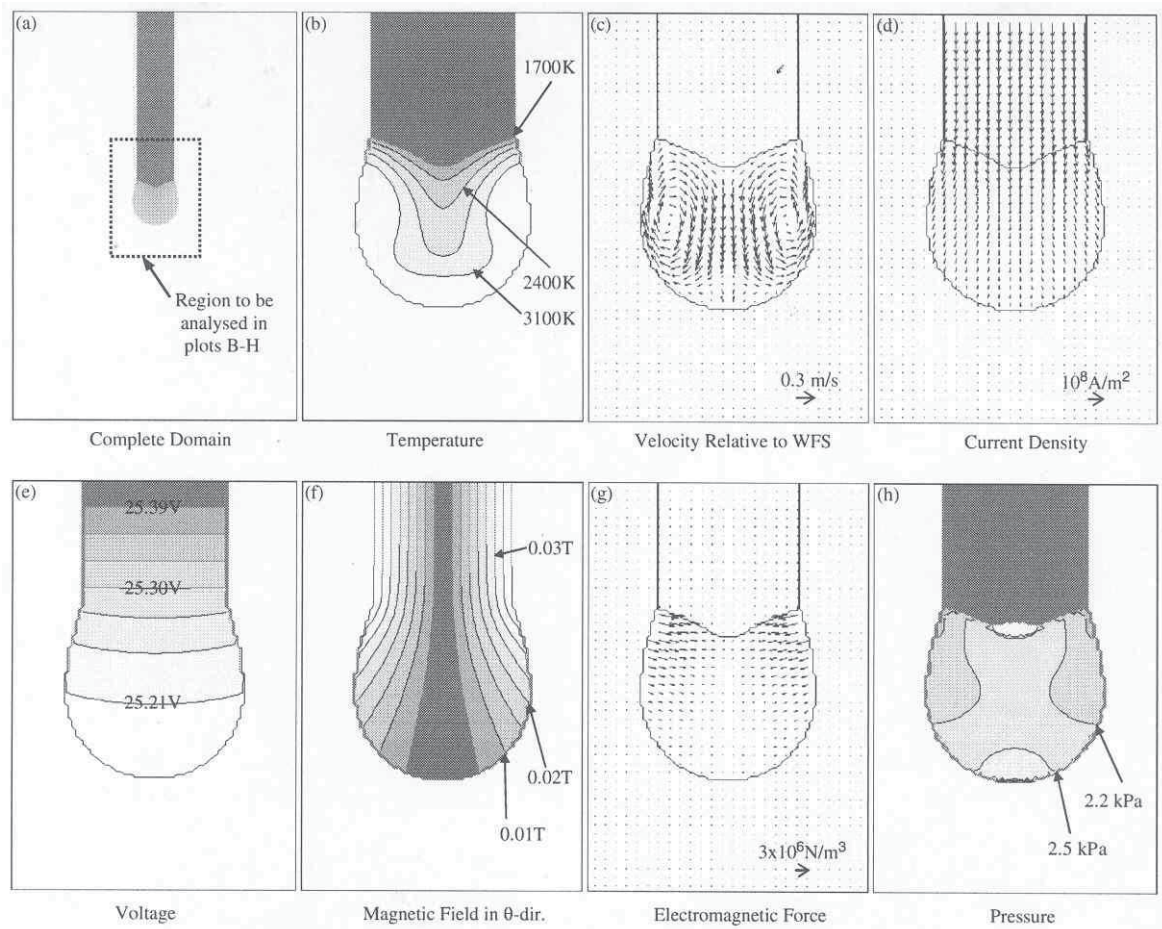


Abb.4-12: Änderung der Oberflächenspannung hervorgerufen durch Änderung der chemischen Zusammensetzung (1dyn/cm= 1N/m) [124]

Als Haltekraft für den Tropfen ist auch die Dampfkraft zu sehen. In der Literatur wird hierfür kein mathematischer Zusammenhang angegeben, jedoch ist bekannt, dass aufsteigende erhitzte Gase und Metaldämpfe im Lichtbogen Verlagerungen und Turbulenzen in der Lichtbogensäule verursachen, sowie durch die entstehenden Rückstoßkräfte eine Tropfenvergrößerung auslösen. Vielfach wird auch von einem „Dampfpolster“ gesprochen, auf dem der Tropfen „tänzelt“. Aus Beobachtungen von Tropfenübergängen bei stark verdampfenden Füllungs zusammensetzungen kann von einer beträchtlichen Wirkung der Dampfkraft auf die Tropfenablösung ausgegangen werden.

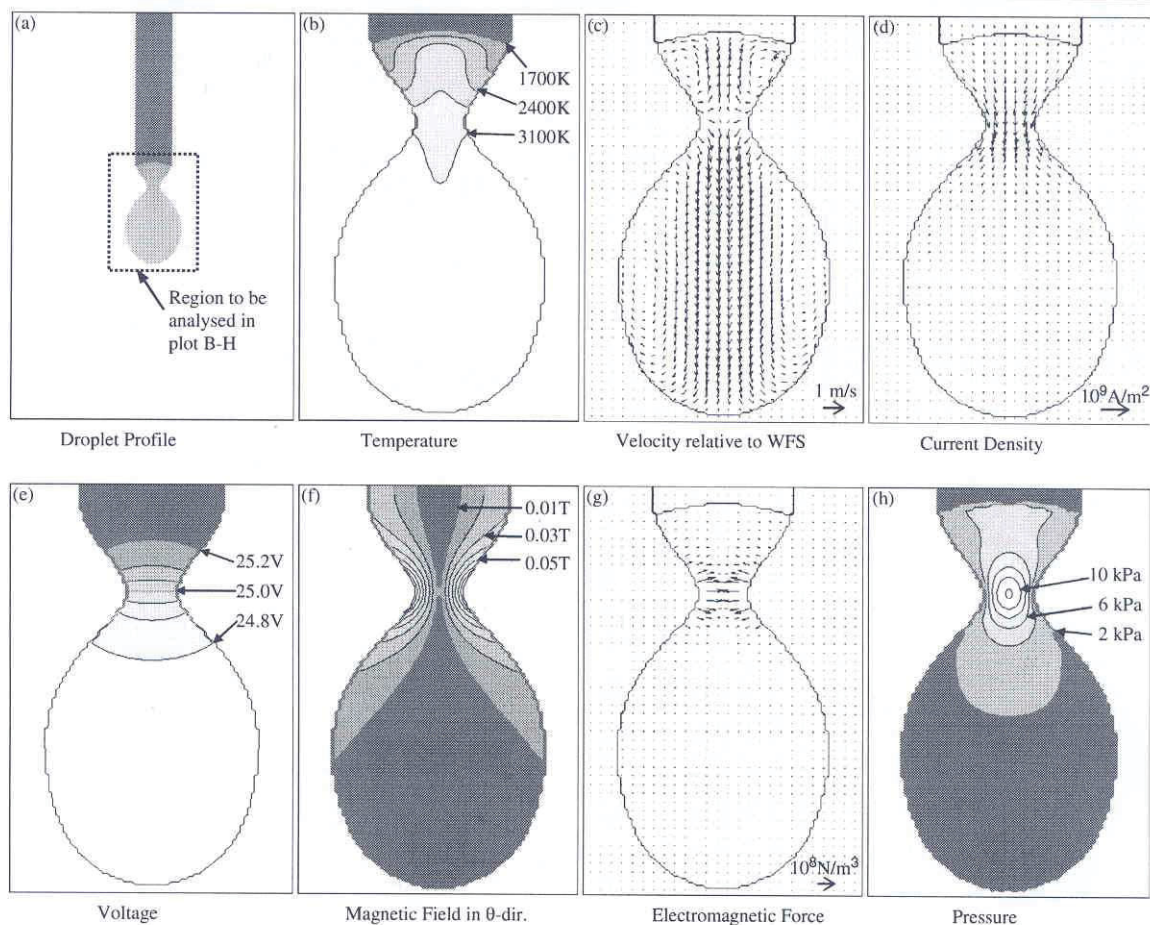
Diese Dampfkraft (Rückstoßkräfte) sind umso größer, je größer der Dampfdruck der einzelnen Elemente ist [175,188,189,191,202-206,210,211,217].

Aus **Abb. 4-13** und **Abb. 4-14** kann ein guter Überblick der physikalischen Parameter von zwei unterschiedlichen Tropfenstadien (Tropfenwachstum und Tropfenablösung) gewonnen werden [204].



- a)...Übersicht
- b)...Temperaturverteilung im Tropfen
- c)...Geschwindigkeiten von Masseteilchen im Tropfen relativ zur Drahtvorschubgeschwindigkeit
- d)...Stromdichte
- e)...Spannungsverteilung
- f)...Magnetfeld in Tropfenablöserichtung
- g)...elektromagnetische Pinchkraft
- h)...Druckverteilung im Tropfen

Abb. 4-13: Physikalische Parameter bei Wachstum des Tropfens [204]



a)-h)...siehe **Abb. 4-13**

Abb. 4-14: Physikalische Parameter bei Tropfenablösung [204]

Die Theorie des „static force balance model“ ergibt nach praktischen Messungen eine gute Übereinstimmung für den Tropfenübergang im Sprühlichtbogen, der auch als vorherrschend bei der Schweißung mit schlackeführenden Fülldrähten angesehen werden kann. Natürlich ist bei speziellen Fülldrahttypen die Beeinträchtigung der Tropfenablösung durch die Pulverlanze zu berücksichtigen.

Die weiteren Modelle für die Beschreibung des Tropfenübergangs werden an dieser Stelle nicht diskutiert, da sie durch einen anderen Tropfenablösemodus keine Übereinstimmung mit den tatsächlichen Bedingungen bei der Schweißung mit selbstschützenden Fülldrahtelektroden aufweisen.

4.2.2 Arten des Tropfenübergangs

Für den Metallschutzgasschweißprozess bzw. das Metall- Lichtbogenschweißen mit Fülldrähten ohne Gasschutz können verschiedene Arten des Tropfenüberganges beobachtet werden.

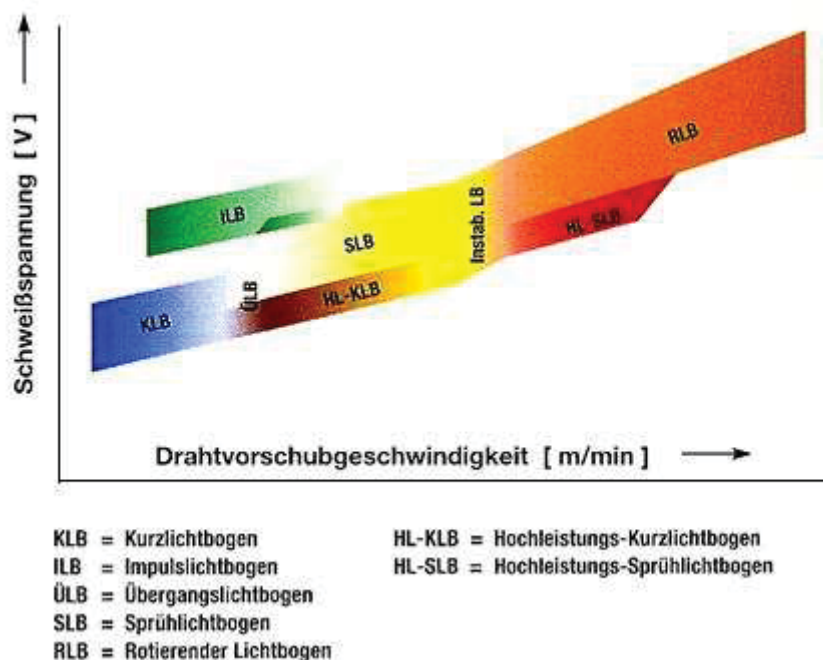


Abb. 4-15 zeigt verschiedene Tropfenübergangsmechanismen in Abhängigkeit von der Drahtvorschubgeschwindigkeit (bzw. des Schweißstromes) und der angelegten Schweißspannung. Grundsätzlich können für die o. g. Schweißprozesse die Lichtbogenspannung und die Drahtvorschubgeschwindigkeit an der Stromquelle bzw. der Drahtvorschubeinheit ausgewählt werden.

Abb. 4-15: Tropfenübergangsmechanismen [220]

Der Schweißstrom resultiert dann aus den gewählten Parametern und ist wesentlich abhängig vom Drahtvorschub. Je größer die Drahtvorschubgeschwindigkeit, desto größer der Schweißstrom.

4.2.2.1 Kurzlichtbogen KLB

Durch den geringen Schweißstrom (Drahtvorschub) bilden sich große Tropfen, die während der Abschnürung das Schweißbad berühren, so dass ein Kurzschluss entsteht und der Lichtbogen erlischt. Grundlegende Untersuchungen zeigen bereits, dass das Metall während des Kurzschlusses über die flüssige Verbindungsbrücke von der Elektrode zum Schweißbad unter Einwirkung der Oberflächenspannung übergeht. Nach Beendigung des Überganges von geschmolzenem Material nimmt der Querschnitt der Brücke unter dem Einfluss des Pincheffektes weiter ab. Gleichzeitig erfolgt eine Temperaturerhöhung, dann die Durchschmelzung der Brücke und schließlich das Wiederezünden des Lichtbogens. Je höher die Temperatur des Schmelzbades und des Tropfens ist, umso geringer ist die Viskosität der Schmelze und umso schneller erfolgt der Werkstoffübergang. Bei Verringerung der Lichtbogenspannung, etwa von 30 auf 20 V, nimmt die Lichtbogenlänge ab und die Zahl der Kurzschlüsse nimmt zu. Bei niedrigen Schweißstrom (Kurzschlusslichtbogen) wird sich durch

die kleine Pinchkraft ein großer Tropfen ausbilden, sodass der Lichtbogenansatzpunkt an untere Tropfenende übergeht. Beim Übergang des Lichtbogenansatzpunktes fällt die allseitige Erhitzung des Tropfens aus und die Viskosität und Oberflächenspannung bleiben hoch. Außerdem wirkt die Pinchkraft in vertikaler Richtung als Haltekraft. Erst bei einem Kurzschluss wird der Strom und dadurch auch die Pinchkraft stark ansteigen, dies führt dann zur Tropfenablösung und Aufnahme des Tropfens ins Schweißbad.

Abb. 4-16 zeigt die Tropfenablösung im Kurzlichtbogenbereich in Abhängigkeit der Schweißzeit und des Schweißstromes [226]. **Abb. 4-17** stellt den Zusammenhang zwischen Schweißstrom und Schweißspannung dar [226].

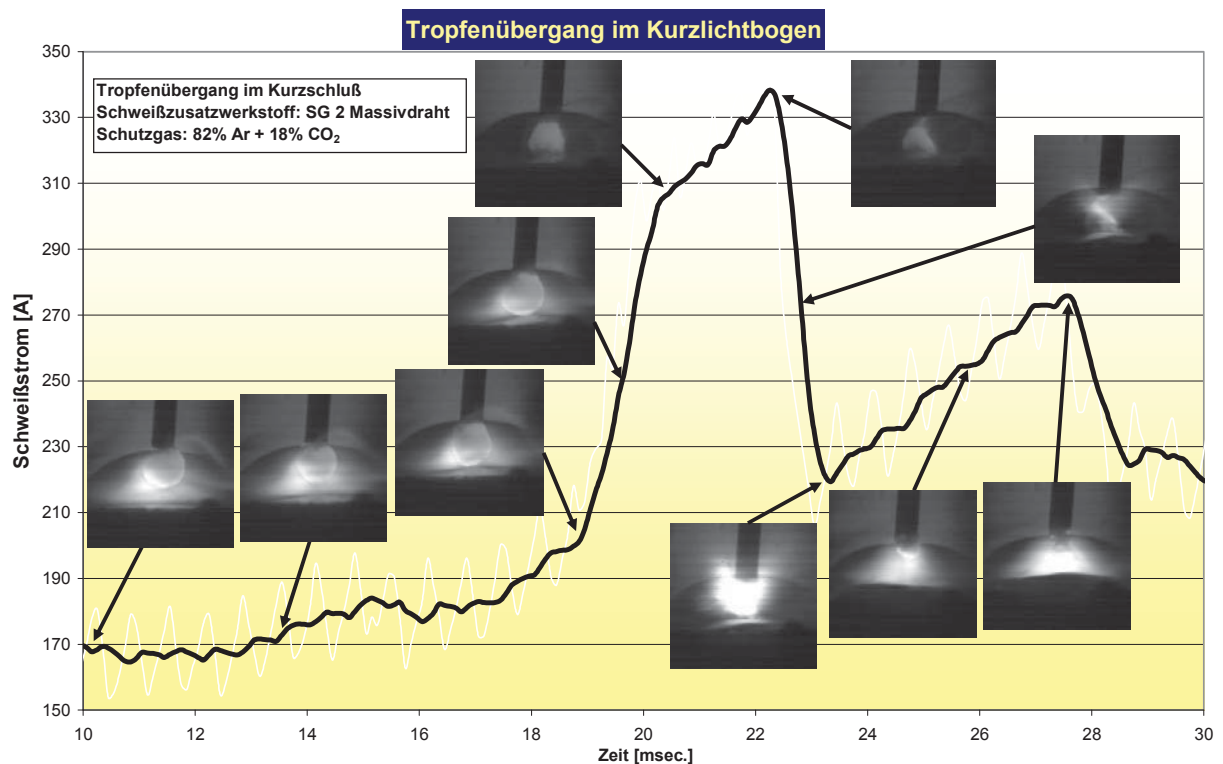


Abb. 4-16: Tropfenablösung im Kurzlichtbogen [226]

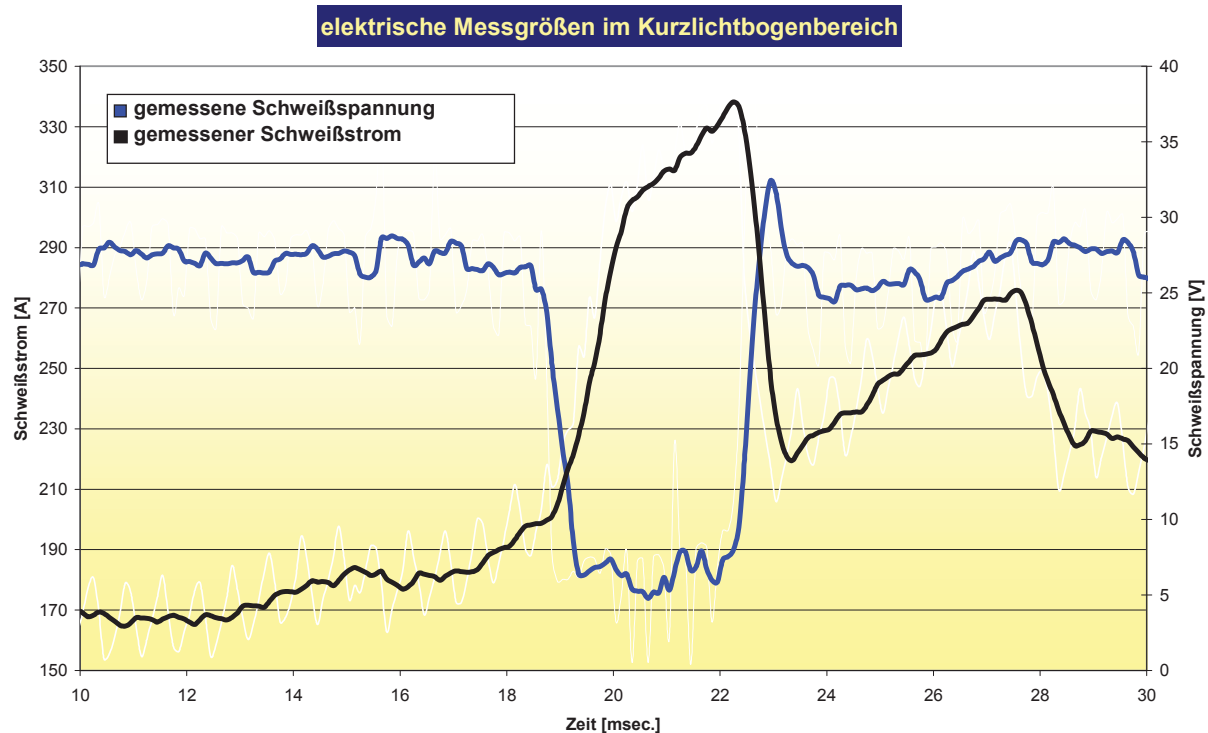


Abb. 4-17: Elektrische Messgrößen im Kurzlichtbogenbereich bei der Tropfenablösung [226]

4.2.2.2 Sprühlichtbogen SLB

Der Sprühlichtbogen bewirkt einen feintropfigen Werkstoffübergang. Er stellt sich bei Anwendung von hohen Stromstärken (im oberen Bereich des Parameterfensters), vor allem aufgrund der hohen Pinchkraft ein. Der Tropfen bewegt sich meist geradlinig durch den Lichtbogenraum zum Werkstück. Im Bereich des Sprühlichtbogens ändert sich der Ansatzpunkt des Lichtbogens nicht und kleine Tropfen lösen sich ab. Durch die allseitige Erhitzung des Tropfens wird außerdem die Oberflächenspannung und Viskosität verringert.

4.2.2.3 Übergangslichtbogen ÜLB

Zwischen reinem Kurz- und Sprühlichtbogen treten Übergangsfälle auf, bei denen sowohl freie Tropfen als auch Kurzschlussübergänge vorliegen.

Dieser Bereich des Übergangslichtbogens ist sehr klein, da der Mechanismus der Tropfenablösung sprunghaft (in einem kleinen Strombereich) wechselt.

4.2.2.4 Hochleistungs – Lichtbogen HL

Diese Art wird für höchste Abschmelzleistungen und Schweißgeschwindigkeiten unter speziellen Argon-Mischgasen mit Helium-Anteilen angewendet.

Je nach Schutzgaszusammensetzung stellen sich unterschiedliche Lichtbogenarten und Werkstoffübergänge ein, z.B. Hochleistungs-Kurzlichtbogen (HL-KLB), Hochleistungs-Sprühlichtbogen (HL-SLB) und rotierendem Lichtbogen (RLB).

Beim RLB kommt es durch die hohe Stromstärke und große Lichtbogenstrecke zu einer starken magnetischen Blaswirkung. Durch die Änderung des Strompfades wird der Lichtbogen aus der Elektrodenachse abgelenkt und rotiert um diese.

Schlackeführende Fülldrähte werden vor allem im Sprühlichtbogen betrieben. Durch den Aufbau des Fülldrahtes erfolgt speziell bei schlackeführenden Fülldrähten ein geringer Stromfluss im Zentrum des Drahtes, was den elektrischen und magnetischen Fluss nach außen drängt und damit die Lichtbogenansatzfläche vergrößert. Der Tropfenübergang wird dadurch erleichtert (vgl. **Gleichung 4-6**). Im Sonderfall kommen aber auch Kurz- und Übergangslichtbogen, z.B. bei der Wurzelschweißung, zum Einsatz.

4.2.3 Lichtbogenstabilisierung

4.2.3.1 Grundlagen zur Lichtbogenphysik

Wie die Glimmentladung oder der Blitz, ist der Lichtbogen eine besondere Art der Gasentladung, die nur möglich ist, wenn genügend Ladungsträger für den Energie- und Massetransport in der Lichtbogenstrecke vorhanden sind.

Liegt zwischen zwei auf einen gewissen Abstand einander genäherten Polen eines Stromkreises eine Spannung, fließt in der Regel zwischen den beiden Polen kein Strom, weil die dazwischenliegende Luft oder ein anderes Gas, ein schlechter Leiter für den elektrischen Strom ist. Trotzdem kann unter bestimmten Bedingungen ein Stromfluss einsetzen, wenn beispielsweise der Abstand zwischen den Polen sehr gering und die angelegte Spannung hoch ist. Dazu muss die Luft zwischen den Polen zunächst elektrisch leitend gemacht, das heißt ionisiert werden. Dies geschieht im Fall der Gasentladung zum Beispiel durch Stoßionisation.

Stoßionisation:

In der Luft befinden sich immer einige elektrisch leitende Teilchen, sie können beispielsweise aus der Höhenstrahlung stammen. Geraten sie in ein elektrisches Feld, so werden sie in Richtung auf den gegennamigen Pol beschleunigt, das heißt, ein negativ geladenes Teilchen wandert zum Pluspol (Anode), ein positiv geladenes zum Minuspol (Katode).

Besonders die nahezu masselosen negativ geladenen Teilchen, die Elektronen, erfahren durch das elektrische Feld eine sehr große Beschleunigung. Die kinetische Energie der Elektronen wird durch die elektrische Spannung bestimmt, die sie durchlaufen haben. Sie wird ausgedrückt

in Elektronenvolt (eV) ($1 \text{ eV} = 1,6021 \cdot 10^{-19} \text{ Joule}$). Ein Elektronenvolt ist die Energie eines Elektrons, das durch eine Spannung von 1 V beschleunigt wurde.

Auf ihrem Flug zur Anode stoßen die Elektronen mit großer Wucht auf Gasmoleküle, so dass diese dabei in ihre Atome zerlegt werden. Es werden weiterhin durch diese Zusammenstöße aus dem Atomverband Elektronen herausgeschleudert, die ebenfalls mit zur Anode strömen. Das verbleibende Restatom ist nun nicht mehr elektrisch neutral, sondern es besitzt eine positive Ladung. Es heißt jetzt positives Ion und wird von der Katode angezogen. Neben positiven Ionen gibt es auch negative Ionen, dann nämlich, wenn ein Atom ein zusätzliches freies Elektron aufnimmt und damit eine überwiegend negative Ladung erfährt. Die neugebildeten Elektronen erfahren ihrerseits wieder Zusammenstöße mit anderen Teilchen und erzeugen dabei weitere positive und negative Ladungsträger, so dass ihre Anzahl lawinenartig anwächst. Von einem bestimmten Ladungszustand an geht dann nach einer kanalförmigen Vorentladung der Strom in Form eines Lichtbogens zwischen den beiden Polen über.

Die Stoßionisation hat die größte Bedeutung beim Aufbau eines Lichtbogens, aber auch während der Brennphase werden beim Auftreffen von Ladungsträgern auf die Pole durch Stöße elektrisch leitende Teilchen aus dem Werkstoffverband herausgesprengt. In dieser Phase kommen aber weitere Vorgänge hinzu, die Ladungsträger erzeugen.

Feldemission:

Jedes Metall sendet Elektronen aus, die, wenn kein elektrisches Feld anliegt, das Metall in einer dünnen Schicht umgeben. In einem elektrischen Feld werden sie in Richtung der Anode abgesaugt und machen dabei Platz für neue Elektronen, die nun austreten können. Die auf diese Weise erzeugten Elektronen und Ionen sind umso zahlreicher, je größer die Feldstärke ist. Diese wiederum ist in erster Linie von der anliegenden Spannung abhängig. Die an der Austrittsstelle zurückbleibende unkompenzierte positive Ladung versucht die Elektronen zurückzuhalten.

Zum Herauslösen der Elektronen aus der Katode bedarf es deshalb einer bestimmten Energie, der Austrittsarbeit, die ebenfalls in Elektronenvolt gemessen wird. Die Austrittsarbeit ist eine spezifische Eigenschaft des Stoffes und daher von Werkstoff zu Werkstoff verschieden. Metalloxide haben in der Regel eine geringere Austrittsarbeit als reine Metalle, deshalb setzt der Lichtbogen auf oxidierten Metalloberflächen auch vorzugsweise an Oxidpartikeln an.

Thermoemission:

Bei Metallen steigt die durch das Feld abgesaugte Anzahl der Elektronen mit zunehmender Temperatur an. Dabei gibt es etwa ab einer Temperatur von 3500°C eine sprunghafte Zunahme der Elektronenstromdichte. Man spricht jetzt von einer thermischen Emission. Da die meisten Metalle aber eine solch hohe Temperatur nicht erreichen können, da ihr Siedepunkt unterhalb von 3500°C liegt, findet man den Thermobogen hauptsächlich dann, wenn die Katode aus

hochschmelzendem Werkstoff wie beispielsweise Wolfram besteht. Eine thermische Emission kann aber auch bei anderen Metallen nicht völlig ausgeschlossen werden, da bei plötzlicher Überhitzung von Metallen eine Siedepunkterhöhung auftreten kann und ferner die Siedepunkte einiger Metalloxide erheblich höher liegen als die des reinen Metalls.

4.2.3.2 Lichtbogenstabilität

Die Stabilität des Lichtbogens wird durch räumliche, thermische und elektrische Parameter bestimmt. Änderungen in der räumlichen Anordnung oder dem thermischen Gleichgewicht beeinflussen Schweißstrom und -spannung und umgekehrt. Ein stabiler Bogen soll die Tendenz besitzen, selbst dann gleichförmig zu brennen, wenn die beschriebenen Parameter häufig wechseln, z.B. beim Überkopfschweißen von Hand. Der Wärmefluss zum Werkstück und das Ausbilden der Schweißraupe sollen möglichst gleichförmig erfolgen. Für gegebene Energiezufuhr (Strom und Spannung) wird die Stabilität des Bogens durch Kontrolle der Ladungsträgerdichte im Bogenraum, der Art des Schutzgases oder -dampfes und des Elektrodenmaterials erreicht. Dabei brennt der Lichtbogen umso stabiler, je geringer die Ionisationsspannung der zugeführten Materialien ist. Durch die geringere Ionisationsspannung kommt es durch die zusätzliche Stoßionisation zu einer höheren Ladungsträgerdichte im Lichtbogenraum und zur Lichtbogenstabilisierung.

Element	Ionisationsstufe		Element	Ionisationsstufe	
	I	II		I	II
H	13,59	-	K	4,34	31,7
He	24,56	54,1	Ca	6,11	11,9
B	8,28	25,1	Ti	6,84	13,6
C	11,27	24,8	Mn	7,43	15,64
N	14,55	29,6	Fe	7,83	16,5
O	13,62	35,2	Ni	7,63	18,2
F	17,43	34,9	Cu	7,72	20,2
Na	5,14	47,3	Zn	9,39	18,0
Mg	7,64	15,0	Zr	6,95	14
Al	5,97	18,8	Mo	7,06	-
Si	8,15	16,4	Sn	7,3	14,6
P	10,9	19,7	W	7,94	-
S	10,36	23,4	Pb	7,42	15,0

Tab. 4-5: Ionisationsspannungen U_i einiger Elemente in eV [125]

Bei schlackeführenden Schweißzusatzmaterialien kann die Lichtbogenstabilität durch Zugabe von Bestandteilen mit geringer Ionisationsspannung erhöht werden.

In **Tab. 4-5** sind die Ionisationsspannungen für einige interessierende Elemente wiedergegeben. Die Elemente der ersten Hauptgruppe des Periodensystems besitzen die geringsten Ionisierungsspannungen, für die zweite Gruppe und höheren Gruppen nehmen diese zu. In diesem Sinne wirken Elektrodenbestandteile wie FeO, MnO, CaO bzw. allgemein Oxide der Alkali- bzw. Erdalkalimetalle lichtbogenstabilisierend.

Zur Beurteilung der Lichtbogenstabilität beim Schutzgasschweißprozess bzw. dem Metall-Lichtbogenschweißen mit selbstschützenden Fülldrahtelektroden kann die Standardabweichung des resultierenden Schweißstromes als Maß herangezogen werden [116,124,227,228].

Dabei sollte ein Lichtbogen im Idealfall so stabil brennen, dass er überhaupt nicht beeinflusst wird durch Abstands- bzw. Winkeländerungen des Brenners, durch Änderungen von Schweißparametern in einem bestimmten Bereich, durch das Wandern des Fußpunktes des Bogens und das Erreichen maximaler Stromdichten - Er soll sich auch sofort nach Wiederezünden regenerieren. Idealerweise sollte Automationsbetrieb vorliegen.

Zur Lichtbogenstabilisierung dient auch pulverförmiges Eisen. Dieses wird durch den Lichtbogen hoch erhitzt und geht unter Dampfabgabe in den Bogenraum zum Schweißbad über.

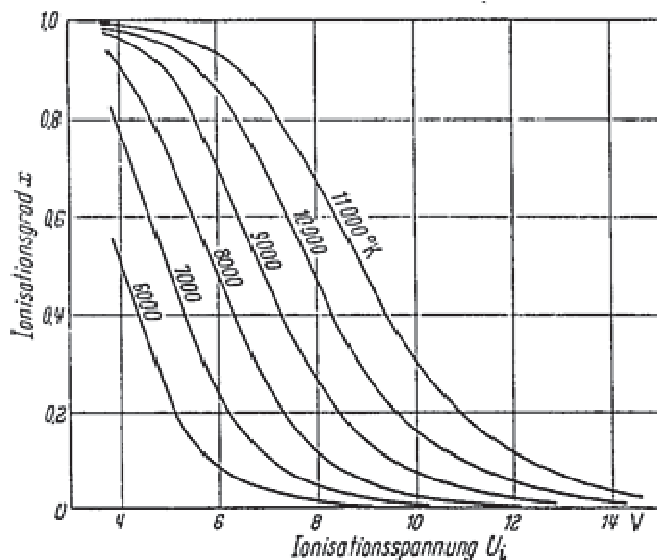


Abb. 4-18: Einfluss der Temperatur auf den Ionisationsgrad im Lichtbogen [125]

(siehe **Abb. 4-18**).

Dadurch, dass die Umhüllungs- bzw. Füllungsbestandteile zusätzlich in den Bogenraum eingebracht werden, verdampfen und Elektronen aussenden, wird die Leitfähigkeit der Lichtbogenstrecke wesentlich verbessert [124,125,129].

Die Bogenstabilisierung wird auch durch exotherme Reaktionen der Elemente erreicht. Dabei erhöht sich durch die höhere Temperatur der Ionisationsgrad und die Ladungsträgerdichte (Kationen, Anionen, Elektronen) im Bogenraum

4.3 Oxidation und Desoxidation des Schweißguts; Oxidations-, Desoxidationselemente

Beide Mechanismen kommen bei der Schweißung mit schlackeführenden Schweißzusatzwerkstoffen vor und werden durch gezielte Zugabe von bestimmten Stoffen eingestellt, um besondere Eigenschaften zu erreichen [29-33,35,36,43-46,53,54,98,104,124-139,145-148].

4.3.1 Oxidation des Schweißgutes

Werden Stoffe, die viel Sauerstoff gebunden haben, zu Elektrodenumhüllungen bzw. -füllungen zugegeben, so wirken diese durch Abgabe von Sauerstoff oxidierend auf das Schweißgut. Durch diese Zugabe können z.B. die Oberflächenspannung und die Viskosität des Schweißgutes verändert und eingestellt werden, um eine gewünschte Nahtform oder das Schweißen in besonderen Positionen zu verbessern. Zu diesen Stoffen gehören insbesondere Karbonate, die durch die schnellen Vorgänge im Schmelzbad den Sauerstoff nur unvollständig abspalten können bzw. dieser Sauerstoff nur unvollständig ausgeschieden wird und deshalb einen hohen Sauerstoffgehalt bewirkt. Auch Oxide von Elementen mit geringer „Bindekraft“ zu Sauerstoff können für die Sauerstoffanreicherung des Schmelzbades genutzt werden [124-126,128-132].

4.3.2 Desoxidation des Schweißguts

Durch die Legierung des Schweißguts mit Elementen, die eine höhere Affinität zum Sauerstoff haben als das Grundmetall, wird die Sauerstoffkonzentration im Metall verringert und im Schmelzbad unlösliche Oxide gebildet, die je nach den Bedingungen weitgehend aus dem Schmelzbad entfernt werden müssen.

Der Restsauerstoffgehalt hängt vom Desoxidationselement und den Erstarrungsbedingungen des Schmelzbades ab. Die Desoxidation spielt in der Schweißtechnik im Allgemeinen eine weitaus wichtigere Rolle als die Oxidation, da durch die Sauerstoffgehalte im Schweißgut die mechanischen und technologischen Eigenschaften stark beeinflusst werden.

Die Desoxidation ist ein physikalisch-chemischer Vorgang, der zur Verringerung des Sauerstoffgehalts im Metall führt [124-139]. Dieser setzt sich zusammen aus

- der Abbindung des im flüssigen Metall gelösten Sauerstoffs durch Elemente, die eine höhere Affinität zum Sauerstoff haben als Eisen. Durch die chemische Umsetzung werden im flüssigen Metall nichtlösliche Oxide der Desoxidationselemente oder komplexe Oxide (Schlacken) gebildet.

- der Abscheidung der in der Metallschmelze unlöslichen Oxide aus dem Schmelzbad. Die Abscheidung hängt von den Erstarrungsbedingungen ab, sie führt bei günstigen Bedingungen zum Übergang des Hauptteils der Oxide in die Schlacke. Die nicht ausgeschiedenen Desoxidationsprodukte bilden zusammen mit anderen Oxiden nichtmetallische (oxidische) Einschlüsse im Schweißgut.

4.3.2.1 Desoxidationsvermögen

Das Desoxidationsvermögen eines Elements wird durch den Gehalt an gelöstem Sauerstoff im flüssigen Grundwerkstoff festgestellt, der bei gegebener Temperatur und bestimmter Konzentration des Desoxidationselements im Gleichgewicht vorliegt. Das Element, das bei einer bestimmten Temperatur und Konzentration im flüssigen Metall den niedrigsten Sauerstoffgehalt ergibt, hat das beste Desoxidationsvermögen. Eisen hat ein maximales Lösungsvermögen für Sauerstoff bei Schmelztemperatur von 0,23 %. Die Sauerstofflöslichkeit ist im γ -Fe geringer als im α -Fe und ändert sich bei der Umwandlung vom γ - in α -Fe sprunghaft [124]. Das Desoxidationsvermögen kann bestimmt werden durch:

- Affinität des betrachteten Elements zu Sauerstoff,
- Konzentration des Desoxidationselements,
- Temperatur des Schmelzbades,
- physikalische Eigenschaften der Metall- und Schlackenschmelze (Viskosität, Grenzflächenspannung, Adhäsionsarbeit, Dichte),
- Abmessungen des Schmelzbades (Volumen)
- Abmessungen, Form und Eigenschaften der gebildeten Desoxidationsprodukte.

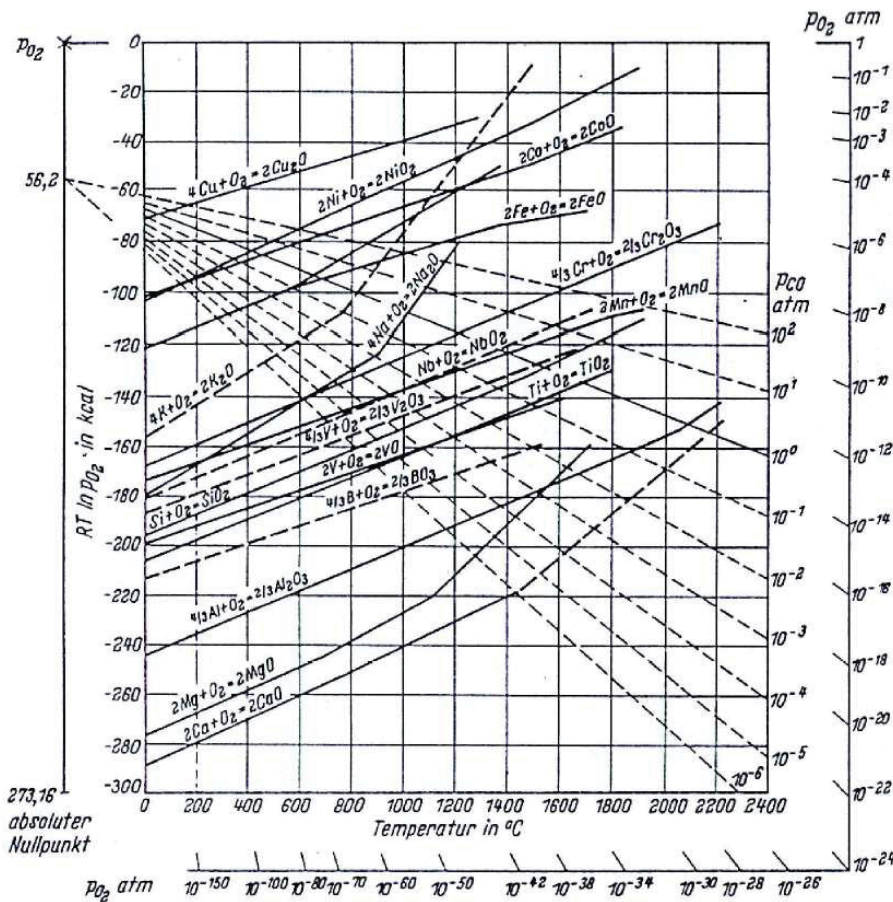


Abb. 4-19: Temperaturabhängigkeit des thermodynamischen Potentials ΔG der Oxidbildung; (Richardson-Ellingham-Diagramm für Metall-Metalloxid-Reaktion – vereinfacht)

MnO, -FeO siehe **Abb. 4-19**.

Damit bietet diese Darstellung die Möglichkeit, auf die Beständigkeit der Oxide bei den im grundwerkstoffseitigen Schmelzbad kurz vor der Erstarrung und im Tropfen herrschenden Temperaturen zu schließen. Zusammen mit der in **Abb. 4-20** gezeigten Abhängigkeit des Restsauerstoffgehalts in Eisenschmelzen von der Konzentration an Desoxidationselementen ist dann das Desoxidationsvermögen der Elemente abzuschätzen.

Für die Beschreibung der Affinität eines Metalls zu Sauerstoff kann das Richardson-Ellingham-Diagramm herangezogen werden [124-128]. Es beschreibt die Stabilität der Oxide in Abhängigkeit der Temperatur für reine Stoffe. Während bei 1540 °C die Neigung der Oxide zur Dissoziation in der Reihenfolge Al_2O_3 , $-\text{TiO}_2$, $-\text{SiO}_2$, $-\text{CO}$, $-\text{MnO}$, $-\text{FeO}$ zunimmt, ändert sich diese bei 2000 °C zu CO , $-\text{Al}_2\text{O}_3$, $-\text{TiO}_2$, $-\text{SiO}_2$,

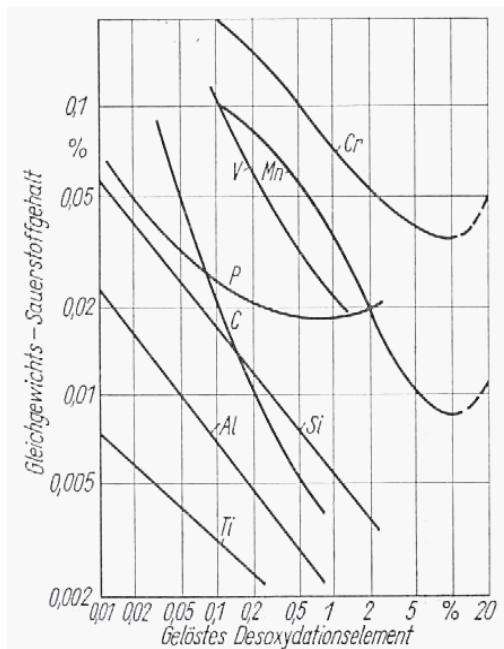


Abb. 4-20: Einfluss der Konzentration der Desoxidationselemente auf den Sauerstoffgehalt in der Eisenschmelze

Nickel kann beim Schweißen von Kohlenstoff- und legierten Stählen nicht als Desoxidationselement verwendet werden. Es bietet aber Vorteile hinsichtlich der Legierung von Stahl, da auch beim Schweißen in oxidierender Atmosphäre die Abbrandverluste an Nickel gering sind. Durch den „edlen“ Charakter des Elementes bleiben die Oxidationsverluste gering.

MnO ist schon bei 0,5 % Mn (2300 °C) und 0,3 % Mn (bei 1540 °C) im Eisen ein stabileres Oxid als Eisenoxid. Mangan eignet sich als Desoxidationselement, wird aber, da es allein nur bei hohen Konzentrationen gut desoxidierend wirkt, zusammen mit Silizium verwendet. Chrom wirkt besonders bei hohen Temperaturen wesentlich schwächer als Mangan, es kommt daher als Desoxidationselement nicht in Frage.

Starke Desoxidationselemente, die speziell in der Schweißtechnik Verwendung finden, sind Ti, Al, Zr.

Sie eignen sich sehr gut für die Desoxidation des Schweißguts. Werden diese Elemente eingesetzt, muss aber berücksichtigt werden, dass neben dem Sauerstoffgehalt auch der Stickstoffgehalt der Schmelze beträchtlich gesenkt wird.

Vor allem im Tropfenstadium überwiegt wegen der hohen Temperaturen die desoxidierende Wirkung von Kohlenstoff. Da bei der Desoxidation des Schweißguts nicht nur ein, sondern mehrere Elemente genutzt werden, muss dem komplexen Charakter der Desoxidation Beachtung geschenkt werden. **Abb. 4-21** zeigt die maximale Sauerstofflöslichkeit im schmelzflüssigen Eisen und die Gleichgewichtssauerstoffkonzentrationen bei verschiedenen Temperaturen, wenn Si und C anwesend sind. Aus dem Diagramm folgt, dass sich die Affinität der Elemente zum Sauerstoff mit erhöhter Temperatur verringert, die Sauerstofflöslichkeit beträchtlich zunimmt. Liegen niedrigere Temperaturen vor (z.B. im „kälteren“ Teil des Schmelzbades), herrschen Bedingungen, die den Ablauf der Reaktion



begünstigen.

Die Reaktionsprodukte, die im Metall unlöslich sind, bilden eine neue Phase. Je nach dem Aggregatzustand der Desoxidationsprodukte, ihrer Größe, Form und Dichte können diese das Schweißgut porös machen (z.B. durch CO), oder es durch Oxide verunreinigen (die dann

entweder an den Korngrenzen oder im Korninneren angeordnet sind und die Festigkeitseigenschaften ungünstig beeinflussen).

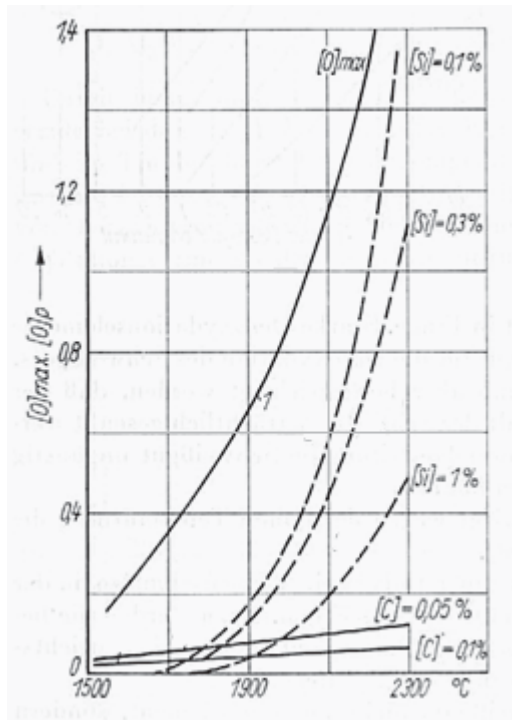


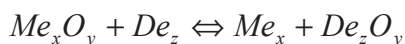
Abb. 4-21: Maximale Sauerstofflöslichkeit im Eisen und die Gleichgewichtskonzentration bei Anwesenheit von Si und C und deren Temperaturabhängigkeit

Beim Schmelzschweißen muss unterschieden werden zwischen

- der Vordesoxidation des schmelzflüssigen Tropfens, die vor allem durch Kohlenstoff erfolgt (beim Schweißen von Stahl) und
- der Desoxidation des grundwerkstoffseitigen Schmelzbads, vor allem durch die verwendeten Kombinationen an Desoxidationsmitteln Si + Mn, Si + Mn + Al, Al + Mn, Si + Mn + Ti (beim Schweißen von Stahl, Aluminium, Silizium, Titan und Nickel).

Die Abbindung des Sauerstoffs aus dem Schmelzbad erfolgt entweder durch direkte Wechselwirkung des Desoxidationselements mit dem Sauerstoff beziehungsweise mit Oxiden in der Schmelze oder über die Oxide der Schlacke.

Die allgemeine Gleichung für die Desoxidationreaktion kann durch **Gleichung 4-13** beschrieben werden:



Gleichung 4-13

Me...Metall

De...Desoxidationselement

O...Sauerstoff

x,y,z...Anzahl der Atome

Um den Sauerstoffgehalt im Schweißgut so gering wie möglich zu halten, muss ein ausreichender Gehalt an Desoxidationselementen insbesondere über die Füllung von Fülldrahtelektroden zugeführt werden. Bei der Festlegung des Gehaltes an Desoxidationselementen im Schweißzusatz sind folgende Anforderungen zu berücksichtigen:

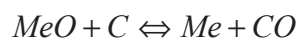
- Die Sauerstoffkonzentration im Schweißgut soll so gering wie möglich sein
- Erreichen einer geringen Verunreinigung des Schweißgutes durch nichtmetallische oxidische Einschlüsse

- Gewährleistung der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften des Schweißgutes (Desoxidationselemente wie Si, Mn, Al, Ti wirken zugleich als Legierungselemente)
- Sicherung einer hohen Heißrissbeständigkeit des Schweißgutes (vor allem bei austenitischen Schweißgütern)
- Gute Fertigungs- und Verarbeitungseigenschaften der Elektroden

4.3.2.2 Wirksamkeit von Desoxidationselementen

Kohlenstoff:

Ein wichtiges Desoxidationselement für das Schweißen von Stahl wäre Kohlenstoff. Er reagiert mit dem in der Schmelze vorhandenen Sauerstoff entsprechend **Gleichung 4-14**



Gleichung 4-14

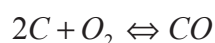
Me...Metall

C...Kohlenstoff

O...Sauerstoff

Das entstehende CO ist in der Schmelze und im festen Metall nicht löslich. Es kann bei langsamen Erstarrungsbedingungen das Schmelzbad durch Effusion verlassen, verbleibt aber bei ungünstigen Bedingungen in Form von Gashohlräumen (Poren) im Schweißgut.

Die desoxidierende Wirkung des Kohlenstoffs nimmt mit steigender Temperatur gemäß der Reaktions- **Gleichung 4-15** zu, da die Reaktionsentropie steigt, wodurch die freie Reaktionsenthalpie (siehe **Gleichung 4-16**) mit steigender Temperatur sinkt.



Gleichung 4-15

C...Kohlenstoff

O...Sauerstoff

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

Gleichung 4-16

G...freie Reaktionsenthalpie [J]

H...Enthalpie [J]

T...Temperatur [K]

S...Entropie [J/K]

Trotz des genügend großen Desoxidationsvermögens kann Kohlenstoff aber nicht zur Desoxidation des Schmelzbades eingesetzt werden. Ein Absinken der Schmelzbadtemperatur führt während der Abkühlung und Erstarrung des Metalles zur Bildung von CO. Ursache ist die Gleichgewichtsverschiebung bei der exothermen Reaktion $[C] + [O]$ und die Änderung der Aktivität des im Eisen gelösten Kohlenstoffes. Da Kohlenstoff auch als Legierungselement dient

und normativ eingeschränkt ist, erreicht nur eine geringe Menge an Kohlenstoff die angesprochene Desoxidationswirkung.

Mangan:

Mangan ist durch ein relativ geringes Desoxidationsvermögen gekennzeichnet. Trotzdem spielt es im Desoxidationsprozeß eine wichtige Rolle. Das Desoxidationsvermögen von Mangan nimmt mit dem Ansteigen der Mangankonzentration im Schmelzbad zu. Das ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, dass bei der Desoxidation von Eisen mit Mangan ein festes Desoxidationsprodukt erst bei hohen Mangangehalten entsteht.

Silizium, Vanadium, Aluminium, Zirkon, Titan:

Bei der Bestimmung des Desoxidationsvermögens dieser Elemente wurde in vielen Veröffentlichungen festgestellt, dass die Zusammensetzung der Desoxidationsprodukte stark von der Konzentration der Elemente im Schmelzbad abhängt [30-33,107,124-132].

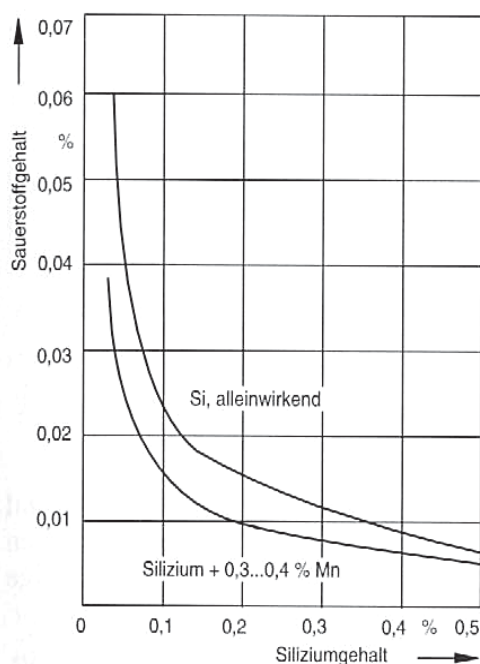


Abb. 4-22: Desoxidationsvermögen von Silizium

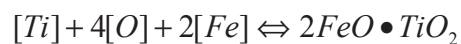
Silizium ist als Element mit starkem Desoxidationsvermögen einzuschätzen (siehe **Abb. 4-22**). Es bilden sich Desoxidationsprodukte, bei denen das Verhältnis der Anzahl der Silizium- und der Sauerstoffatome von der Siliziumkonzentration in der Schmelze abhängt. Nachgewiesen wurden Eisensilikat $\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ und SiO_2 .

In Abhängigkeit vom Vanadinegehalt bilden sich beim Einsatz von Vanadin $\text{FeO}\cdot\text{V}_2\text{O}_3$ (Vanadinspinell), V_2O_3 (Vanadiumtrioxid) und V_2O_2 (Vanadiumdioxid). Aufgrund der großen Affinität, die Aluminium, Zirkon und Titan zum Sauerstoff und Stickstoff haben, sind diese für den Schmelzschweißprozess als Desoxidations- und Denitrierungselemente von Bedeutung.

Die günstige Wirkung von geringen Mengen Aluminium auf die Feinkörnigkeit, die Alterungsbeständigkeit, die Überhitzungsunempfindlichkeit und Trennbruchssicherheit des Schweißgutes ist seit langem bekannt. Sie ist zurückzuführen auf die entstehenden Al_2O_3 - und AlN - Ausscheidungen im Schweißgut. Probleme ergeben sich insbesondere im Hinblick auf die exakte Dosierung des Aluminiumgehaltes im Schweißzusatz. Die große Sauerstoffaffinität von

Aluminium verursacht beträchtliche Abbrandverluste, die durch eine entsprechende Dosierung kompensiert werden muss. Weiters ist dessen Einfluss auf den Sauerstoffgehalt im Schweißgut, auf Form, Eigenschaften und Verteilung der gebildeten Desoxidationsprodukte sowie auf die Verteilung und Anordnung von Sulfiden im Schweißgut (Al_2S_3), auf die mechanischen Eigenschaften (insbesondere die Kaltzähigkeit) und die Heißrissbeständigkeit des Schweißgutes zu achten.

Die Desoxidation des Metalls durch Titan erfolgt bei Eisenschmelzen mit niedrigen Titangehalten (< 0,042 %) vor allem nach der Reaktion- **Gleichung 4-17**:



Gleichung 4-17

Ti...Titan

O...Sauerstoff

Fe...Eisen

bei höheren Titangehalten (0,04 ... 0,5 %) nach **Gleichung 4-18**:



Gleichung 4-18

Ti...Titan

O...Sauerstoff

Titanhaltige Oxide fördern bei den Schmelzschweißverfahren die Ferritausscheidung und führen zu bedeutenden Zähigkeitsverbesserungen im Schweißgut bei Einsatz genau dosierter Mengen an Titan.

Yttrium (Y):

Yttrium verfügt über gute desoxidierende Eigenschaften bei hohen Temperaturen. Es wird hinsichtlich der Sauerstoffaffinität nur von Ca übertroffen. Neben der Sauerstoffaffinität ist die hohe Affinität zu Schwefel, Stickstoff, und Wasserstoff zu nennen. Die Verbindungen vom Y mit S, N_2 und H_2 sind relativ stabil. Yttrium hat ebenso wie Ce oder Al großen Einfluss auf die Oberflächenspannung des flüssigen Metalls (oberflächenaktives Element).

Es kann bei optimalem Gehalt im Draht, in der Elektrodenumhüllung, oder in der Fülldrahtfüllung die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes bei Raumtemperatur und bei tiefen Temperaturen erhöhen.

Y senkt die Oxidationsverluste⁴ von Mn, Si, Al, Ti, Cr und Nb und wirkt durch die Reduzierung des Gehaltes von Schwefel und Sulfiden der Trennbruchgefahr und niedrigen technologischen

⁴ Oxidationsverluste können durch Abbrand und durch Übergang des Elementes in die Schlacke entstehen

Gütwerten im Schweißgut entgegen. Der Nachteil dieses Elementes bzw. Rohstoffes besteht im hohen Preis.

Mangan und Silizium:

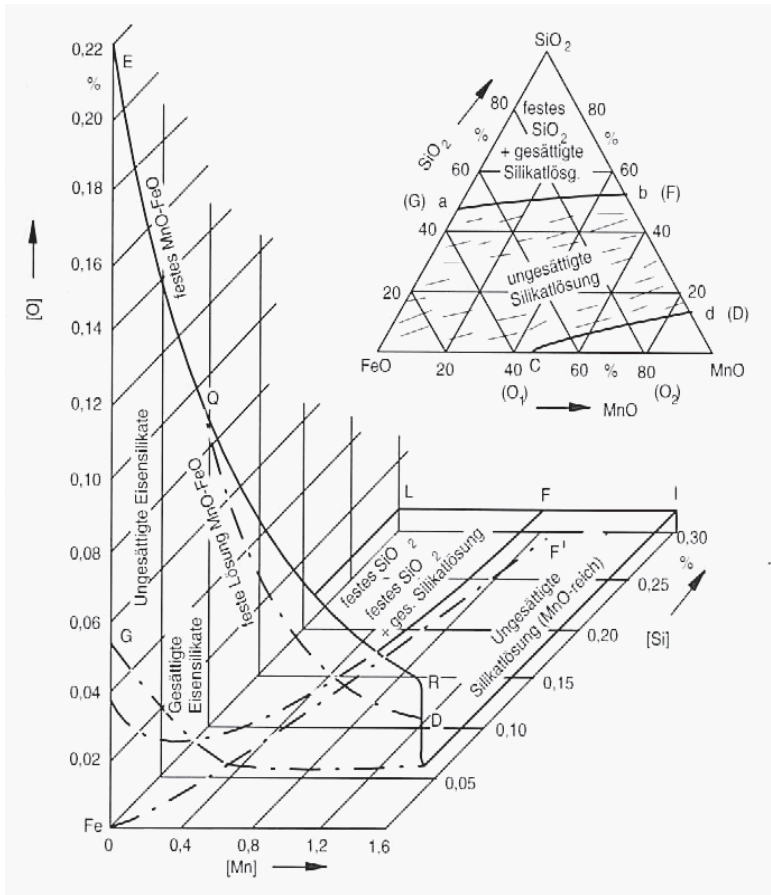


Abb. 4-23 zeigt die Zusammenhänge zwischen dem Gleichgewichts- Sauerstoffgehalt und der Mn-, Si- Konzentration in der Eisenschmelze. Damit kann die Zusammensetzung der gebildeten Desoxidationsprodukte abgeschätzt werden. Die Projektion der Raumkurve auf die Fläche, die durch den Mn- und Si- Gehalt begrenzt ist, ergibt **Abb. 4-24**.

Der Stahl, der mit seinem Mn- und Si- Gehalt im Feld II (siehe **Abb. 4-24** und **Abb. 4-25**) liegt, ist nach der Erstarrung arm an Sauerstoff und Oxiden. Das Mn/Si – Verhältnis in diesem Bereich liegt in etwa bei 2 bis 3.

Abb. 4-23: Gleichgewichts- Sauerstoffgehalt und Mn- bzw. Si-Konzentration in der Eisenschmelze

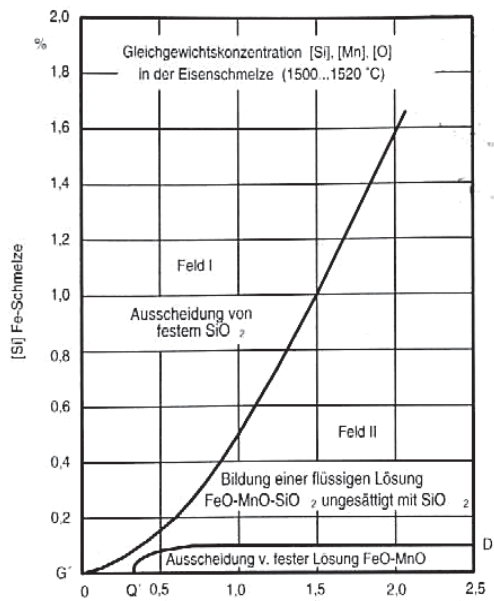


Abb. 4-24: Mn- und Si- Konzentration in der Eisenschmelze, Verbindungen der Reaktionsprodukte mit Sauerstoff (Abszisse mit ansteigendem Mn- Gehalt in %)

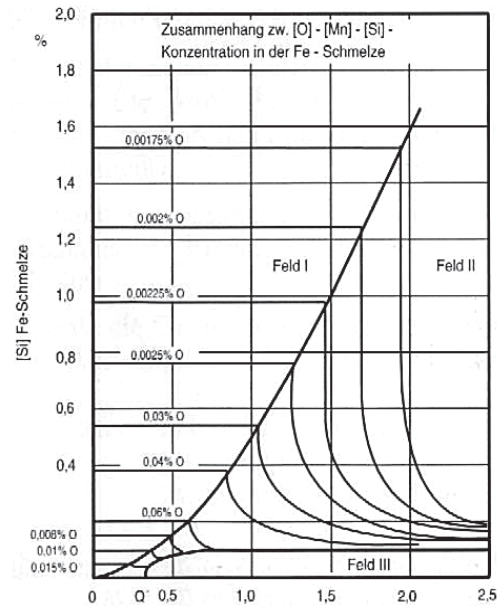


Abb. 4-25: Sauerstoffgehalte in der Eisenschmelze, abhängig vom Mn- und Si- Gehalt (Abszisse mit ansteigendem Mn- Gehalt in %)

Abb. 4-25 zeigt, dass sich die [O]- Konzentration in einer Eisenschmelze verringert, wenn die Gehalte an Si und Mn erhöht werden. Um ein Schweißgut mit guten Zähigkeitseigenschaften und niedrigem Sauerstoffgehalt herstellen zu können, muss das erstarrte Schweißgut arm an nichtmetallischen oxidischen Einschlüssen sein, bzw. soll das Schweißgut möglichst wenig Sauerstoff in Lösung enthalten. Das Schweißgut muss deshalb schon vor der endgültigen Erstarrung weitgehend frei von gelöstem Sauerstoff und von Desoxidationsprodukten sein. Die Koagulation vorliegender Oxidteilchen im flüssigen Zustand fördert, geringe Benetzbarkeit mit der Metallschmelze vorausgesetzt, deren Ausscheidung aus dem Schmelzbad und den Übergang in die Schlacke. Der Aggregatzustand der Desoxidationsprodukte wird aber in starkem Maße durch deren Zusammensetzung bestimmt.

Bezogen auf die Desoxidation mit Mn und Si hat das Schweißgut nur dann niedrige [O]-Gehalte, weist wenig oxidische Einschlüsse auf und ist ausreichend zäh, wenn es gut desoxidiert ist, d.h. sich die Mn-, Si- Gehalte im Feld II bewegen. Dieser Bereich wird auch normativ für die Herstellung von selbstschützenden Fülldrähten nach der amerikanischen Norm AWS 5.29 vorgeschlagen [103].

Oxide und Fluoride:

Das Desoxidationsvermögen dieser Elemente beruht auf der Bildung von Schlacken. Dabei wird das betreffende Oxid bzw. Fluorid mit Sauerstoff, FeO oder anderen Oxiden zu Silikaten,

Titanaten, Aluminaten u.a. verschlacken. Diese Schlackenpartikel sind nicht löslich und werden aus dem Schweißbad ausgeschieden.

Wenn die entstandenen Desoxidationsprodukte nicht ausgeschieden werden, kann das Schweißgut einen hohen Gesamtsauerstoffgehalt aufweisen, obwohl die Konzentration an gelöstem Sauerstoff sehr niedrig gehalten wird. Unterschiede in der Kerbschlagzähigkeit des Schweißgutes hängen oftmals von Zahl und Abmessungen nichtmetallischer Einschlüsse ab. Der Grad der Ausscheidung der Desoxidationsprodukte hängt von vielen Faktoren ab:

- Temperatur und physikalische Eigenschaften des Schmelzbades, in dem die Desoxidationsprozesse ablaufen (Viskosität des Schmelzbades),
- Abkühl- bzw. Erstarrungsgeschwindigkeit des Schweißgutes (geringes Schmelzbadvolumen, Tiefe und Breite des Schmelzbades, Schweißgeschwindigkeit),
- Eigenschaften der bei der Desoxidation entstandenen Oxidteilchen (Schmelztemperatur, Aggregatzustand, Dichte, Grenzflächenspannung, Koagulationsvermögen),
- Größe der Oxidteilchen.

4.3.2.3 Abscheidung der Desoxidationsprodukte

Die Ausscheidung der Oxide aus dem Schmelzbad und deren Übergang in die Schlacke ist ein zeitabhängiger Vorgang.

Die Aufstiegsgeschwindigkeit der Teilchen kann mit folgender empirischen Gleichung (4-19) berechnet werden [124].

Gleichung 4-19

$$v = \frac{2}{3} \eta^{-1} \left(\frac{r^2 g \Delta \rho}{3} - \frac{W_A - 2 \sigma_{\text{Einschl}}}{\pi} \right)$$

v...Aufstiegsgeschwindigkeit (m/s)

η ...kinematische Viskosität (m²/s)

r...Teilchenradius (m)

g...Erdbeschleunigung (m/s²)

$\Delta \rho$...Dichteunterschied (g/m³)

W_A ...Adhäsionsarbeit (erg)

σ_{Einschl} ...Oberflächenspannung der Einschlüsse (dyn/cm; 1N/m = 1dyn/cm)

Die Menge an Einschlüssen im erstarrten Schweißgut, sowie deren Zusammensetzung, Form, Größe und Verteilung hängen neben den verwendeten Desoxidationselementen von den Schweißparametern ab, die das Schmelzbadvolumen, die Schmelzbadabmessungen, die Verweilzeit des Schweißgutes im flüssigen Zustand (Existenzzeit), die Intensität der

metallurgischen Reaktionen und die Schweißgutzusammensetzung mit bestimmen. Es sind dies insbesondere:

- Schweißstromstärke (Drahtvorschubgeschwindigkeit)
- Schweißspannung
- Schweißgeschwindigkeit
- Zusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißzusatz
- chemische Charakteristik der Füllung
- Gasphase
- Elektrodenanstellwinkel

4.4 Denitrierung des Schweißguts; Denitrierungselemente

Die Wechselwirkung zwischen schmelzflüssigem Metall und Stickstoff spielt bei den meisten Lichtbogenschweißprozessen eine große Rolle. Meist gelangt Stickstoff durch ungenügenden Schutz vor der umgebenden Atmosphäre in die Reaktionszonen des Lichtbogens und damit ins Schweißgut, wo es wegen dem Auftreten von meist nachteiligen Effekten unerwünscht ist. Der Stickstoffgehalt im Schweißgut ist umso höher, je höher die Stickstoffkonzentration in der Lichtbogenatmosphäre ist [229-233]. Schon geringe Stickstoffkonzentrationen können zu Schweißgutporosität führen, die durch Wasserstoff und Kohlenmonoxid noch verstärkt wird.

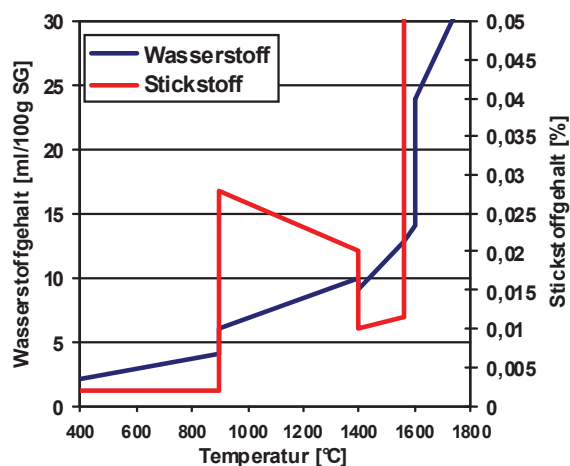
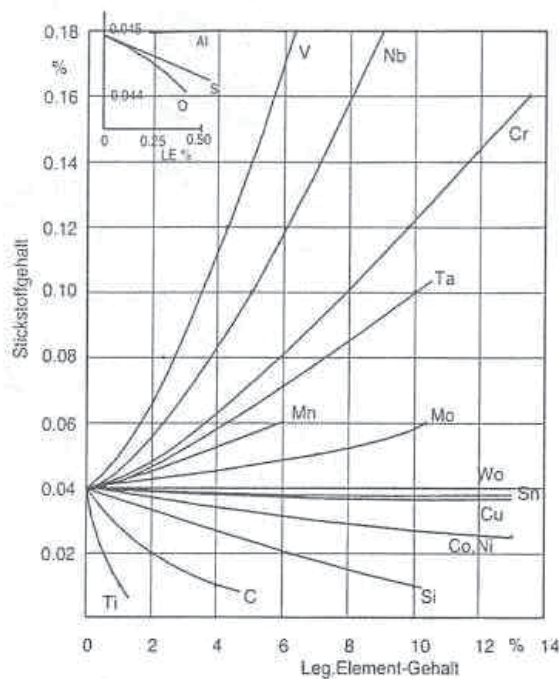


Abb. 4-26: Stickstoff- und Wasserstofflöslichkeit im Eisen in Abhängigkeit der Temperatur

Das Auftreten und die Vermeidung von Porosität durch Stickstoff kann bei der Schweißung von Fülldrähten ohne Gasschutz sicherlich als die schwierigste Herausforderung angesehen werden [101]. Die Temperaturabhängigkeit der Stickstofflöslichkeit im Eisen zeigt eine starke Löslichkeitsänderung bei den Umwandlungstemperaturen und eine beträchtliche Verringerung der Löslichkeit beim Übergang vom festen in den flüssigen Aggregatzustand (siehe **Abb. 4-26**). Der Stickstoff wird dann bei der Erstarrung des Schmelzbades entweder in Form von

Stickstoffgas (N_2) ausgeschieden, was angesichts der raschen Löslichkeitsänderung schwierig ist und bei ungünstigen Erstarrungsbedingungen (wie bei Überkopfschweißung) zur Porenbildung führt, oder verbleibt in übersättigter Lösung im Metallgitter. Im zweiten Fall stellt

sich die Frage, in welcher Form der Stickstoff vom Schmelzbad gelöst wird. Die Löslichkeit des atomaren Stickstoffs ist wesentlich größer als die des molekularen Stickstoffes (ca. e^{18} mal). Dieser Umstand hat wesentlichen Einfluss auf die Wechselwirkung Metall-Stickstoff beim Lichtbogenschweißen. Bei 1610°C und bei einem Stickstoffdruck von 1013 mbar kann die Stickstofflöslichkeit mit ca. $0,0451 \pm 0,0006\%$ angegeben werden, die maximale Löslichkeit beträgt bei 2297 bis 2397°C 0,056% betragen [229].



- Bei Legierung des Eisens hängt die Stickstofflöslichkeit auch von der Bindung der Atome des Eisens mit dem Legierungselement, des Eisens mit Stickstoff und des Legierungselements mit Stickstoff ab [230-232]. Während C, Si, Al, Ti die Löslichkeit verringern, V, Nb, Cr, Mn sie erhöhen, haben Mo, W, Ni und Co wenig Einfluss auf die Löslichkeit (siehe **Abb. 4-27**).

Abb. 4-27: Einfluss von Legierungselementen auf die Stickstofflöslichkeit

4.4.1 Stickstoffeintrag ins Schweißgut

Die Höhe des Stickstoffgehalts im Schweißgut hängt nicht nur vom Lösungsvermögen ab, sondern wird wesentlich von der Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre beeinflusst (siehe **Kap. 4-1**). Bei hoher Schutzwirkung besteht ein geringer Partialdruck von Stickstoff in den Reaktionszonen des Lichtbogens, woraus niedrige Stickstoffgehalte im reinen Schweißgut resultieren.

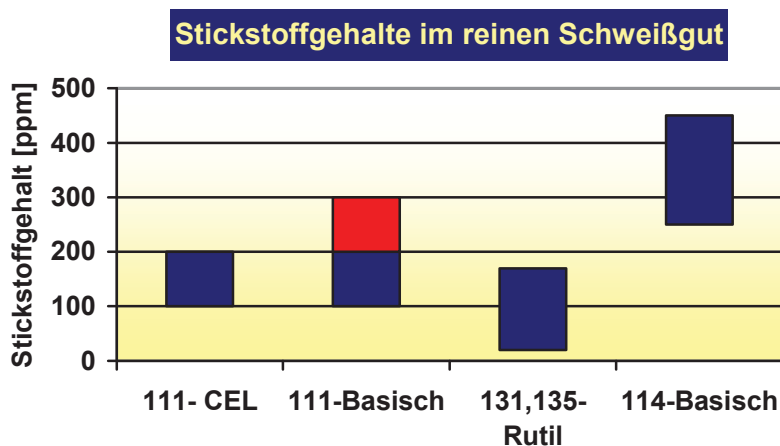


Abb. 4-28: Stickstoffgehalte in reinen Schweißgütern bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozesse

Bei Schweißung mit Stabelektroden (Verfahrensnummer 111) wird bei Verwendung von Zellulose-Elektroden (CEL) durch das Verbrennen der Elektrodenumhüllung eine gute Schutzwirkung realisiert. Ebenso treten bei Verwendung von basischen Elektroden (111-Basisch) üblicherweise geringe Stickstoffgehalte bis maximal ca. 200ppm auf. Bei speziellen basischen Umhüllungstypen oder Schweißung unter Minus-Pol wird jedoch die Schutzwirkung minimiert, was höhere Stickstoffgehalte hervorruft. Bei Schutzgasschweißung (Verfahrensnummer 131,135) kann durch den externen Gasschutz wenig Stickstoff in die Reaktionszonen eindringen. Bei selbstschützenden Fülldrähten (Verfahrensnummer 114) treten typischerweise hohe Stickstoffgehalte von bis zu 450ppm auf.

Auch bei hohem Lösungsvermögen kann das Schweißgut nicht gesättigt werden, wenn ein guter Schutz gegenüber der umgebenden Atmosphäre aufgebaut wird.

Abb. 4-28 zeigt die Verhältnisse bei Anwendung unterschiedlicher

Schweißprozesse [234]. Bei Schweißung mit Stab-

4.4.2 Abbindung des Stickstoffes

Die Abbindung des Stickstoffes wird in der Literatur oftmals als „Killing-Effekt“ bezeichnet [231-233,125]. Damit wird der meist verschlechternden Wirkung des Stickstoffes und der Vermeidung dieser Effekte durch Nitridbildung mit geeigneten Legierungselementen schon durch die Namensgebung Aufmerksamkeit geschenkt. Sind die Bindungskräfte zwischen Legierungselement und Stickstoff im Vergleich zu Eisen– Legierungselement oder Eisen–Stickstoff unbedeutend, so erfolgt eine Bindung der Stickstoffatome vor allem mit Eisen, da durch den hohen Eisengehalt ein hohes Angebot besteht.

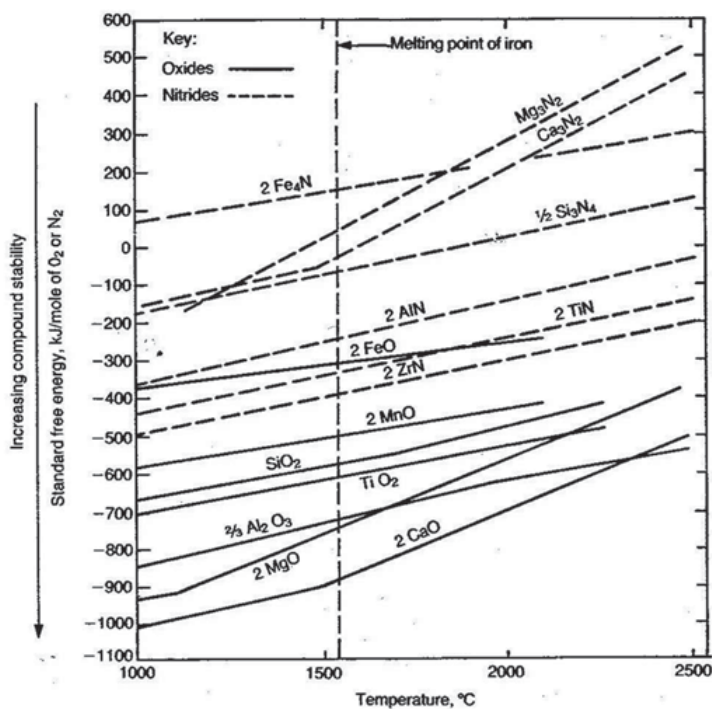


Abb. 4-29: Stabilität von Nitriden [125]

Werden jedoch Legierungselemente mit hoher Affinität zu Stickstoff eingesetzt, so kommt es bereits bei sehr hohen Temperaturen zur Nitridbildung. Besonders geeignet für die Denitrierung sind die Legierungselemente Zr, Al, Ti und Si. Diese Elemente bilden bereits bei hoher Temperatur stabilere Nitride als Fe (siehe **Abb. 4-29**).

4.4.3 Einfluss von Stickstoff auf die Schweißguteigenschaften

Erfolgt die Denitrierung des Schweißguts nur unvollständig, ist mit schlechten mechanischen Eigenschaften des reinen Schweißguts bzw. des Verbindungsschweißguts zu rechnen. Neben dem Einfluss von Stickstoff auf die Porenbildung, ist insbesondere die durch Stickstoff hervorgerufene Alterung zu beachten [124,125,127-131,137,231,232]. Die durch Fe_4N -Ausscheidung hervorgerufenen Gefüge- und Eigenschaftsänderungen werden vor allem durch Kaltverformung verursacht. Der im geglühten Zustand in übersättigter Lösung befindliche Stickstoff wird bei 200°C als Eisennitrid ausgeschieden. Die Ausscheidung wird beschleunigt, wenn vorher eine Kaltverformung stattgefunden hat oder gleichzeitig der Werkstoff erwärmt und verformt wird. Unterschieden wird im Allgemeinen zwischen:

- Natürlicher Alterung (Eigenschaftsänderungen erfolgen durch Kaltverformung bei Raumtemperatur)
- Künstlicher Alterung (Eigenschaftsänderungen werden nach Kaltverformung und anschließender Erwärmung festgestellt)

Der Temperatur-Zeit-Verlauf beim Schweißen beeinflusst und fördert den Alterungsprozess, da es generell zu Verformungen beim Schweißen und zu einer Temperaturbelastung des Stahles, als auch der Schweißnaht kommt.

Ein weiterer negativer Einfluss von Stickstoff liegt in einer Reduktion der „Hochlagen-Zähigkeit“, sowie in der Verschiebung der Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit in Richtung höherer Temperaturen [230].

Aber auch positive Eigenschaftsänderungen können speziell in der Stahlmetallurgie durch Stickstoff erreicht werden. So führt der Einsatz von Al, Ti, Nb, Zr in Verbindung mit Stickstoff zu einer Mikrolegierung und zur Ausbildung feinkörniger, alterungsbeständiger Stähle [127-131,235].

4.5 Schlackenbildner/Schlackenbestandteile

Schlacken setzen sich meist aus Oxiden und Fluoriden der Metalle zusammen. Die Bestandteile können sowohl als freie als auch als komplexe Verbindungen vorliegen [124-135,137,138,143-147].

Die Schlacken sind in der Metallschmelze und im kristallisierten Schweißgut meist nicht löslich und scheiden sich aus.

Die physikalischen Eigenschaften der Schlacke (Schmelztemperatur, Erstarrungsintervall, Oberflächenspannung, Viskosität, elektrische Leitfähigkeit, Dichte) hängen von ihrer chemischen Zusammensetzung ab [124-135]. Dabei werden die chemischen Wechselwirkungen zwischen der Schlacke und dem Metall maßgeblich durch die Anteile basischer, saurer und amphoterer Oxide in der Schlacke beeinflusst.

In der Schweißtechnik wird meist zwischen basischen und sauren bzw. rutilen Schlacken unterschieden. Besteht eine Schlacke hauptsächlich aus basischen Oxiden, so wird sie als basische Schlacke bezeichnet, saure Schlacken sind meist auf Rutil-Systemen aufgebaut. Namensgeber ist im letzten Fall der Hauptbestandteil Rutil oder Ilmenit.

Die Entwicklungsarbeit von schlackeführenden Fülldrähten besteht im Wesentlichen im Schlacken- bzw. Füllungsdesign [227]. Dabei wird ein Hauptaugenmerk auf die physikalischen Eigenschaften Schmelztemperatur, Viskosität, Oberflächenspannung und Erstarrungsintervall der Schlacke gelegt. Durch diese Eigenschaften wird das Eigenschaftsprofil des Schweißzusatzes wie Schweißverhalten, die Form der Schweißnaht, Positionsverarbeitbarkeit und letztendlich auch die mechanisch-technologischen Güterwerte der geschweißten Verbindung charakterisiert. Grundsätzlich wirken alle Bestandteile der Füllung von Fülldrähten als Schlackenbildner (weniger jedoch starke Dampfbildner und Eisenpulver), sodass das Schlackendesign bei jeder Änderung der Füllungszusammensetzung verändert wird.

Erste Reaktionen der Füllung treten bereits nach der Stromeinleitung durch die Joule'sche Erwärmung auf [124]. Nach dem Aufschmelzen des Drahtes findet im Tropfenstadium die Vordesoxidation und nach dem Durchlauf des Tropfens durch den Lichtbogen die Desoxidation der Schweißbadschmelze statt. Durch diese Prozesse wird die Schlacke gebildet und scheidet sich an der Schweißnahtoberfläche ab.

4.6 Legierungsbildung/Legierungselemente

Beim Lichtbogenschweißen mit Fülldrähten werden die Legierungselemente durch das Fülldrahtband und durch die Füllung eingebracht. Möglich ist eine Fülldrahtkonzeption mit artgleichem oder artfremdem Fülldrahtband (siehe auch **Kap. 3.2**). Bei artfremden Fülldrahtbändern erfolgt die Legierung durch die Füllung, bei artgleichen Bändern wird in der Füllung nur ein geringer Legierungsanteil benötigt. Dieser dient zur „Stützung“ des durch Schlackenbildung, Abbrand und Spritzerbildung verlorenen gegangenen Anteiles an Legierungselementen.

Es findet im Schmelzbad eine intensive Vermischung des abgeschmolzenen Schweißzusatzes mit dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff statt, die eine weitgehend gleichmäßige Verteilung der Elemente im Schweißgut gewährleistet.

Verluste von Legierungselementen treten hauptsächlich auf durch

- Oxidation von Elementen (Übergang von Oxiden in die Schlacke; Verunreinigung des Schweißguts mit nichtmetallischen Einschlüssen),
- Verspritzung und Verdampfung

Je stärker ein Legierungselement in der Schweißzone oxidiert wird oder durch Verdampfung in die Gasphase entweicht, umso größer sind die Verluste, umso weniger effizient läuft der Legierungsvorgang ab. Die „Auflegierung“ wird natürlich auch durch die Schweißparameter und die Affinität des betreffenden Legierungselementes zum Sauerstoff beeinflusst. Die Sauerstoffaffinität ist ein wichtiges Kriterium für den Wirkungsgrad der Legierung des Schweißgutes mit diesem Element.

Annähernd gleiche Bedingungen (Konzentration, Temperatur, Zusammensetzung der Schlacke und der Gasphase) vorausgesetzt, kann für 1600°C folgende Reihe mit zunehmender Affinität zum Sauerstoff angenommen werden:

Cu – Ni – Co – Fe – W – Mo – Cr – Mn – V – Si – Ti – Zr – Al

Die links von Fe stehenden Elemente werden nahezu vollständig in das Schweißgut übergehen. Je weiter entfernt die rechts von Fe stehenden Elemente liegen, desto stärker werden sie oxidiert (siehe **Abb. 4-19** bzw. **Abb. 4-20**) und gehen in die Schlacke über oder bilden bei ungünstigen Bedingungen Schlackeneinschlüsse. Werden in der Füllung auch Oxide, Fluoride, Karbonate oder komplexe Verbindungen eingesetzt, so üben auch diese Elemente durch die Reaktionen in den verschiedenen Stadien eine bestimmte Legierungswirkung aus. So wird z.B. bei Zugabe von Quarz (SiO_2) unter Umständen eine Auflegierung des Schweißgutes mit Silizium erreicht, da bei der Bildung der Silikatnetzwerke (Schlackenbildung) Sauerstoff aufgenommen und bei Überschuss von Silizium dieses Element wieder ins Schweißgut abgegeben wird. Die Einstellung der Schweißgutlegierung kann bei Unkenntnis des

Oxidpotentials somit erst nach einigen Versuchen ermittelt werden. Meist werden hierfür Reinelemente, in vielen Fällen aber Eisenlegierungen oder vorgefertigte Kombinationen von Legierungselementen verwendet.

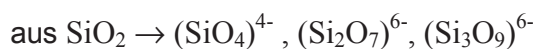
In **Tab 4-1** sind stellvertretend für alle Metallpulver einige Kombinationen von Legierungselementen (wie z.B. Fe-Mo, Fe-Cr, Ni, Cr, Fe-Ti, Fe-Si-Zr usw.) eingetragen.

4.7 Elemente zur Beeinflussung der Schlackenviskosität

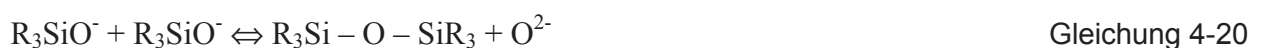
Nach der Ionentheorie sind flüssige Schlacken „Mischungen einfacher und/oder polymerisierter Anionen, die durch Kationen elektrisch neutralisiert werden“. Art und Größe der Ionen sowie das Ausmaß der Wechselwirkungen zwischen ihnen bestimmen wesentlich die Struktur und damit die physikalischen und physikalisch-chemischen Eigenschaften der flüssigen Schlacken.

Grundsätzlich können drei Ionentypen definiert werden:

- Einfache, leicht bewegliche Kationen (Ca^{2+} , Fe^{2+} , Fe^{3+} , Mg^{2+} , Na^+ , ...).
- Nichtmetallische Anionen (O^{2-} , S^{2-} , F^- , ...).
- Komplexe Anionen: Kleine, stark geladene Ionen wie Si^{4+} , Al^{3+} , P^{5+} , Fe^{3+} oder B^{3+} sind in der Lage Sauerstoffanionen stark an sich zu binden. So können z.B.



Die komplexen Anionen sind zum Teil in der Lage, unter Abgabe von O^{2-} Ionen zu polymerisieren. Insbesondere Silikatschlacken neigen stark zur Polymerisation gemäß der Reaktion



....

Die Struktur von SiO_4^{4-} und polymerisiertem SiO_4^{4-} ist in **Abb. 4-30** dargestellt.

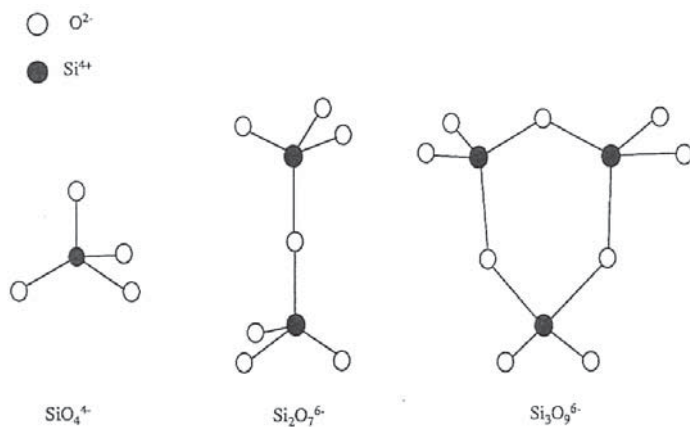


Abb. 4-30: Strukturen und chemische Formeln von Si- O-Ionen- Komplexen

Da eine Bindung in allen tetraedischen Richtungen möglich ist, ergibt sich eine räumliche Vernetzung.

Die Reaktion ist eine Gleichgewichtsreaktion. Wird dem System weiteres SiO₂ oder ein vergleichbar wirkendes Oxid zugesetzt, so nimmt der Polymerisierungsgrad zu, wird dagegen das O²⁻-Angebot (von basischen Oxiden stammend) bzw.

das F⁻ Angebot erhöht, so werden Si-O-Si –Sauerstoffbrücken aufgebrochen (**Abb.: 4-31**), der Polymerisierungsgrad sinkt.

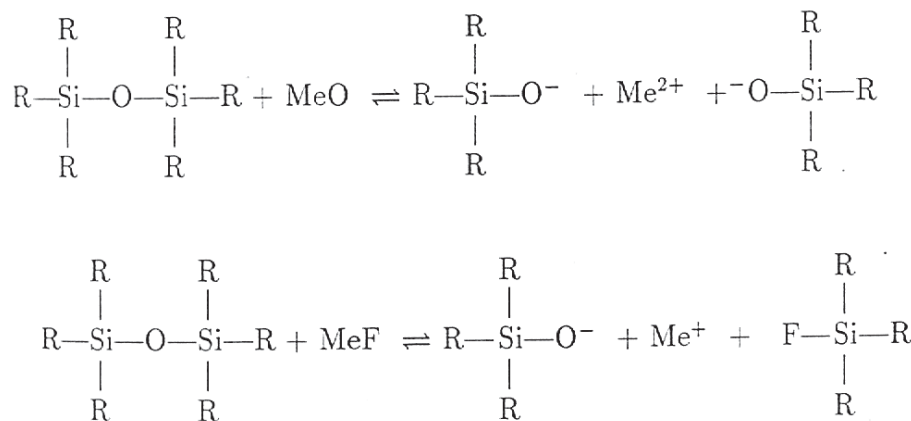


Abb. 4-31: Aufbrechen einer Sauerstoffbrücke im Silikatnetzwerk durch MeO und MeF

Die Schlackeneigenschaften (Schmelzverhalten, Viskosität, Kristallisationsneigung) sind stark von dem Grad der Polymerisation (Vernetzungsgrad) abhängig. Es hat sich deshalb bewährt, die Schlackenbestandteile in Netzwerkbildner und Netzwerkmotifikatoren (oder –wandler) einzuteilen.

Netzwerkbildner:

Sie bilden komplexe Anionen, die in der Lage sind, zu großen Einheiten zu polymerisieren. Sie verschieben das Gleichgewicht der Reaktion (**Abb.: 4-31**) nach links.

Zu den Netzwerkbildnern zählen insbesondere SiO₂ und B₂O₃.

Netzwerkmodifikatoren:

Sie polymerisieren nicht, sondern sind in der Lage, Sauerstoffbrücken aufzubrechen (**Abb.: 4-31**). Typische Vertreter sind die Alkali- (Li_2O , K_2O , Na_2O) und Erdalkalioxide (CaO , MgO , SrO , BaO) sowie Fluoride (z.B. CaF_2 , NaF).

Zwischenanionen:

Sind Oxide, die sowohl Netzwerkbildner als auch Netzwerkwandler sein können. Typische Vertreter sind Al_2O_3 , Fe_xO_y und Ti_xO_y . Aluminiumoxid Al_2O_3 liegt z.B. in der Schlacke je nach Vernetzungsgrad und sich daraus ergebendem O^{2-} -Angebot als Al^{3+} , AlO_3^{3-} oder AlO_4^{5-} vor (**Abb.: 4-32**).

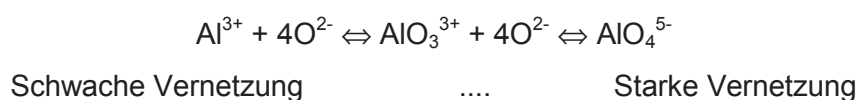


Abb. 4-32: amphoterer Verhalten von Al (-Oxid)

Netzwerkbildner	Zwischenanionen	Netzwerkmodifikatoren
SiO_2	Al_2O_3	CaO
B_2O_3	TiO_2	MgO
GeO_2	ZrO_2	FeO
P_2O_5	ZnO	MnO
V_2O_5	PbO	SrO
	BeO	BaO
		Na_2O
		K_2O
		Li_2O
		F

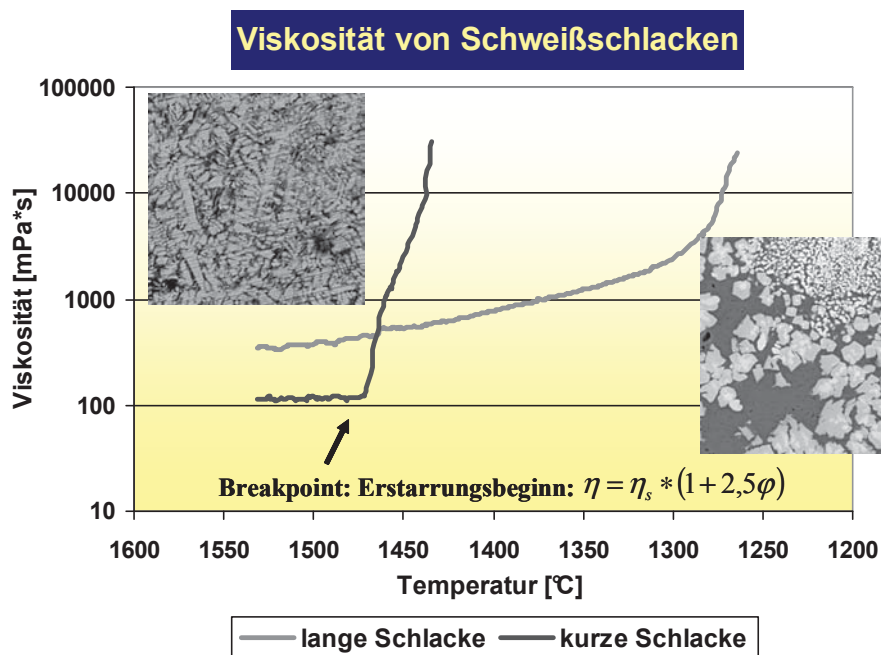
Tab. 4-6: Einteilung der Füllungs- bzw. Umhüllungselemente in Netzwerkbildner Zwischenanionen und Netzwerkmodifikatoren (Netzwerkbrecher)

Tab. 4-6 zeigt den Einfluss verschiedener Oxide und Fluorid auf den Vernetzungsgrad der Schlacke und somit auf die resultierende Schlackencharakteristik. Für die Entwicklung von Schweißzusätzen kann diese Einteilung als besonders wertvoll angesehen werden, da bei Kenntnis des Schlackensystems durch Selektion des

entsprechenden Oxides bzw. Füllungsbestandteiles eine gute Hilfe für die Weiterentwicklung gegeben ist.

Die wohl wichtigste Eigenschaft, speziell für positionsverschweißbare Fülldrähte ist die Schlackenviskosität. Diese übt auf das geschmolzene Schweißgut eine formgebende Wirkung während des Erstarrungsprozesses der Schmelze aus. Die Wirkung kann über das Aussehen der Schweißnaht nach Fertigstellung der Schweißung eingeschätzt werden.

In der Schweißtechnik wird grundsätzlich zwischen kurzen und langen Schlacken unterschieden (siehe **Abb. 4-33**). Kurze Schlackensysteme werden für Schweißzusätze, die in steigender, Überkopf oder fallender Position verwendet werden, eingesetzt. Diese Schlacke erstarrt sehr rasch und wirkt wie eine Schalung, die das Schmelzbad stützt und die Form der Naht gestaltet. Lange Schlacken werden für Schweißzusätze eingesetzt, die hauptsächlich in waagrechter bzw. horizontaler Lage verschweißt werden. Dabei wird die Schlacke daraufhin optimiert, dass ansehnliche Schweißnahtformen erreicht werden.



Bei kurzen Schlacken steigt ab einem bestimmten Punkt die Viskosität stark an. Dieser Punkt, auch Breakpoint bzw. Inflection point genannt, weist auf den Erstarrungsbeginn der Schlacke hin. Ab dieser Temperatur erstarrt die Schlacke innerhalb eines kurzen Temperaturintervalls.

Abb. 4-33: Unterschiedliche Viskosität von Schweißschlacken [227]

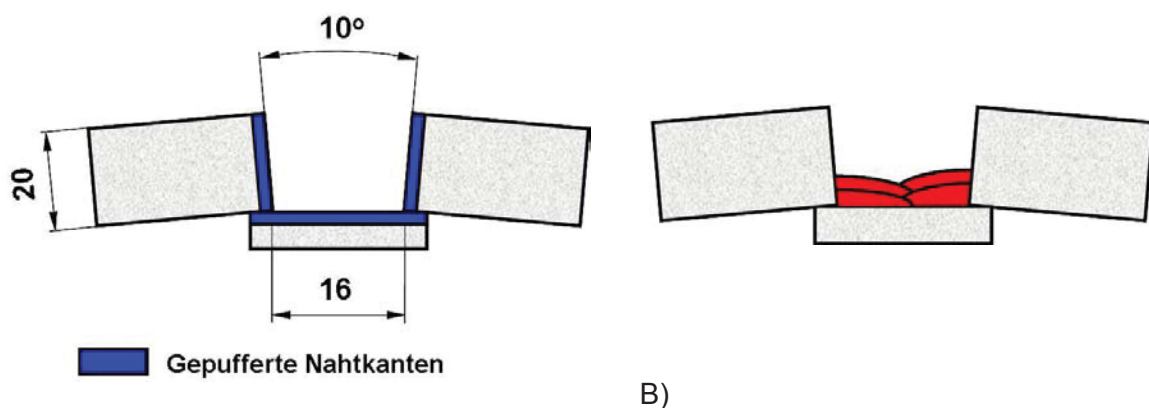
Bei langen Schlacken ist kein ausgezeichneter Erstarrungspunkt festzustellen, die Viskosität nimmt in einem langen (Temperatur-) Bereich allmählich zu. Meist ist bei langen Schlacken auch eine erhöhte Grundviskosität (Viskosität bei hoher Temperatur) feststellbar. Diese dient dazu, dass die Schlacke vor der Erstarrung nicht seitlich an der Schweißraupe abfließen kann und eine vollkommene Schlackenabdeckung in der Waagrechtsschweißung garantiert. Der große Erstarrungs- (Temperatur-) Bereich wird durch die glasartige, amorphe Erstarrung hervorgerufen, der aus einer unvollkommenen Umordnung der Atome resultiert (unterkühlte Flüssigkeit).

4.8 Mikrostruktur und mechanisch/technologische Eigenschaften des Schweißguts

4.8.1 Ermittlung der mechanisch/technologischen Güterwerte

Wie in **Kap. 3-1** dargestellt, sind die Anforderungen an einen Schweißzusatz durch eine Vielzahl von Bestimmungen geregelt. Ein wesentlicher Punkt für die Entwicklung als auch den Gebrauch von Schweißzusätzen sind die mechanisch/technologischen Eigenschaften des Schweißguts. Hierbei muss zwischen dem reinen Schweißgut und dem Verbindungsschweißgut unterschieden werden. Auch die Verantwortlichkeit für die Erreichung der Eigenschaften ist getrennt zu sehen [15,26,29-47,55,56]. So ist der Produzent des Schweißzusatzes verantwortlich für die Einhaltung der Forderungen für das reine Schweißgut [35,36,44,45,51,52], während der Anwender für die Eigenschaften des Verbindungsschweißgutes verantwortlich zeichnet, die durch Verfahrensprüfungen nach EN 288 nachzuweisen sind [26]. Dabei sind Testnähte, mit allen Parametern, wie sie nachfolgend für die Herstellung des Bauwerkes verwendet werden zu schweißen. Auch der exakte Schweißzusatz und das Grundmaterial sind dabei einzusetzen. Anschließend werden die Verbindungsschweißgüter geprüft und bei Erfüllung aller Anforderungen kann die Schweißprozedur (WPS) für die Errichtung des Bauwerkes freigegeben werden [26].

Für das reine Schweißgut sind die Anforderungen ebenso durch Schweißen von Prüfnähten nachzuweisen [44,45,51,52,236,237].



A)

Abb. 4-34: Nahtvorbereitung für die Prüfung von reinen Schweißgütern, Maße in mm

A) Schweißnahtvorbereitung zur Überprüfung des reinen Schweißguts nach EN/ISO 1597-1;

B) 2 eingebrachte Schweißlagen mit 4 Raupen

Abb. 4-34 zeigt die Vorbereitung für die Schweißung des „reinen Schweißguts“. Hierfür werden die Nahtkanten der verwendeten Bleche mit dem betreffenden Schweißzusatz durch

Aufschweißen von mindestens 2 Lagen gepuffert, um eine Aufmischung mit dem Grundwerkstoff zu vermeiden. Nach Bearbeitung der Nahtkanten erfolgt anschließend die Schweißung des „reinen Schweißguts“ durch Auffüllen der Nahtfuge mit 2 oder 3 Raupen pro Schweißlage (abhängig von der Norm) und 7-9 Schweißlagen mit definierten Schweißparametern (siehe **Abb. 4-34** und **Abb. 4-35**). Nach Fertigstellung der Schweißung werden die Zugprobe(n) und Kerbschlagproben für die Ermittlung der mechanisch/technologischen Güterwerte entnommen (siehe **Abb. 4-35**). Je nach Schweißzusatz sind die Proben bei unterschiedlichen Temperaturen und Wärmebehandlungszuständen zu prüfen.

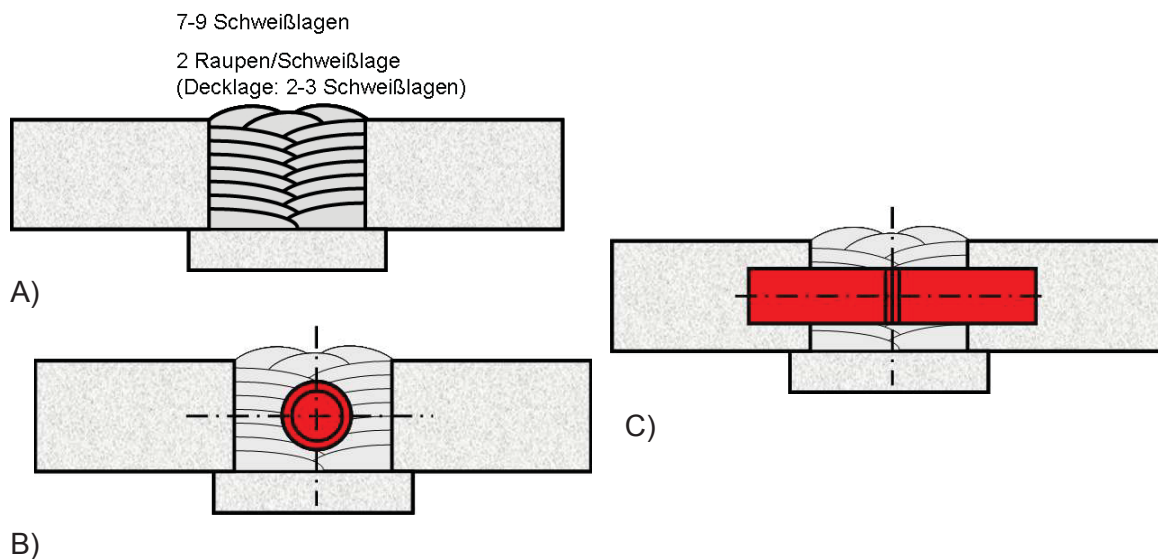


Abb. 4-35: Geschweißte Prüfplatte zur Ermittlung der mechanisch/technologischen Güterwerte des reinen Schweißguts; A...geschweißte Prüfplatte; B...Entnahmestelle der Zugprobe; C...Entnahmestelle der Kerbschlagproben

4.8.2 Primäres Schweißgefüge – sekundär gebildetes Umkörnunggefüge

Ähnlich wie bei der Stahlerzeugung und der nachfolgenden Weiterverarbeitung der Erzeugnisse werden auch in der Schweißtechnik die Eigenschaften des Schweißgutes hauptsächlich von der Mikrostruktur des Schweißgutes geprägt (neben anderen Faktoren, wie Einschluss- und Ausscheidungsverhalten) [8,13,15,29-47,55,56,61-65,67,96-100,102-104,106,108,110,111,113-115,124-131,137,138,140,229-250]. Hier ist anzumerken, dass zwischen primärem Schweißgefüge und dem sekundär – durch Wärmebehandlung - gebildeten Gefüge zu unterschieden ist. In **Abb. 4-36** sind die Schweißlagen samt Wärmeeinflusszone (WEZ) skizziert. Der vergrößert dargestellte linke Teil zeigt die Struktur im Detail.

Die Decklage besteht aus einem „Gussgefüge“. In der Schweißtechnik spricht man vom primären Schweißgefüge. Die Kristallwachstumsrichtung ist dabei abhängig vom Temperaturfeld, das wiederum durch die Schweißparameter bestimmt ist. Die überschweißte Lage erfährt eine Wärmebehandlung und bei höheren Temperaturen eine Kornneubildung. Dieses Gefüge wird als rekristallisiertes oder als „umgekörntes“ Gefüge bezeichnet.

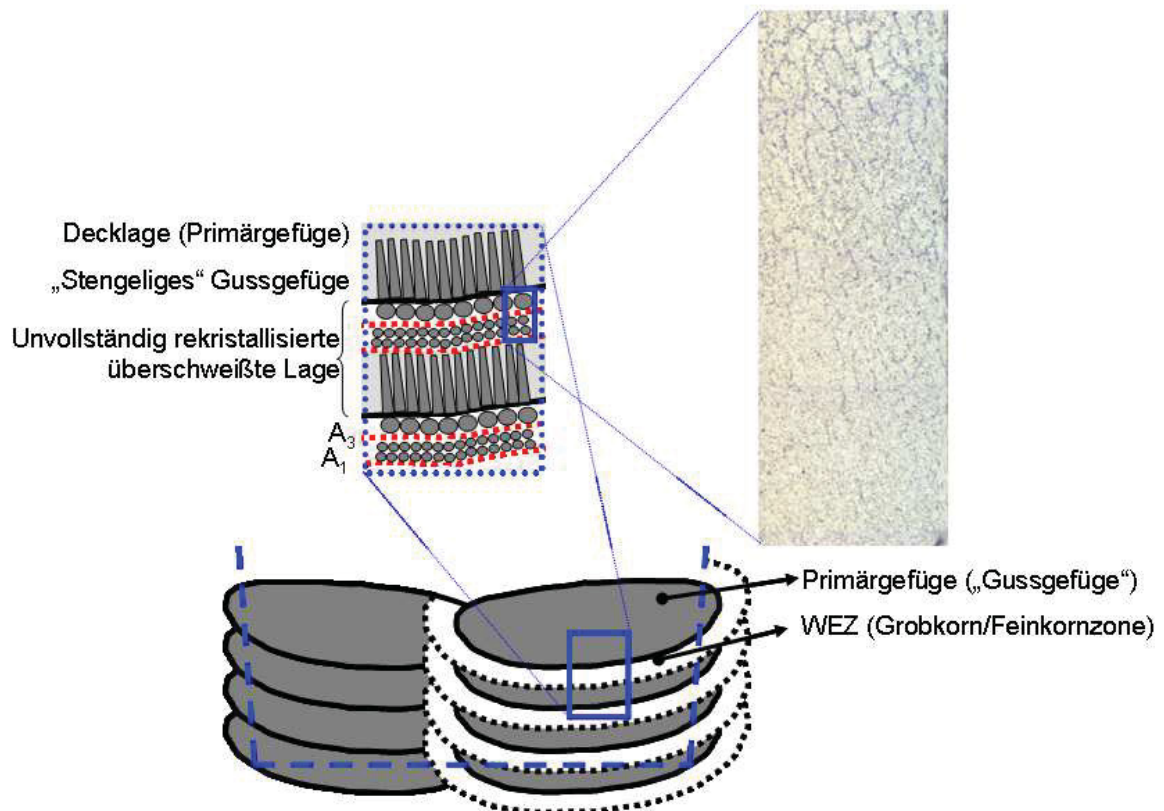


Abb.4-36: Gefügeunterschiede bei Mehrlagenschweißungen

Bei jenen Bereichen der überschweißten Lage, die einer sehr hohen Temperatur über A_3 ausgesetzt waren, tritt Kornwachstum auf und es wird grobkörniges Gefüge in Abhängigkeit der Temperatur und Zeit ausgebildet. Jene Bereiche, die nur knapp über A_3 erhitzt werden, bilden ein feinkörniges Gefüge durch den „Normalglüheffekt“ aus. Bereiche mit Temperaturen unterhalb von A_1 , werden nicht umgekörn und das primäre Schweißgefüge bleibt mehr oder weniger unverändert bestehen. Im rechten Teil von **Abb. 4-36** ist der Verlauf von Grob- bis zur Feinkornzone in einem Schliff dargestellt.

Je nach Schweißbedingungen laufen diese Umkörnvorgänge nur teilweise oder bei günstigen Verhältnissen auch vollständig ab, wobei dann die gesamte überschweißte Lage einer vollständigen Kornneubildung unterliegt. Interessant für die Beurteilung von Schweißgütern ist jedoch die mikrostrukturelle Zusammensetzung des Primärgefüges, da die Ausbildung des

Sekundärgefüges (Umkörngefüge) und damit auch die mechanisch/technologischen Gütwerte im hohen Masse durch die Mikrostruktur des Primärgefüges beeinflusst wird [251-270]. Bei Ausbildung von vorzugsweise grobkörnige Gefügebestandteilen im Primärgefüge wird sich dieser Sachverhalt auch im Sekundärgefüge fortsetzen und es resultiert grobkörniges Gefüge im Bereich der Probenentnahmestellen.

4.8.3 Mikrostruktur im primären Schweißgut

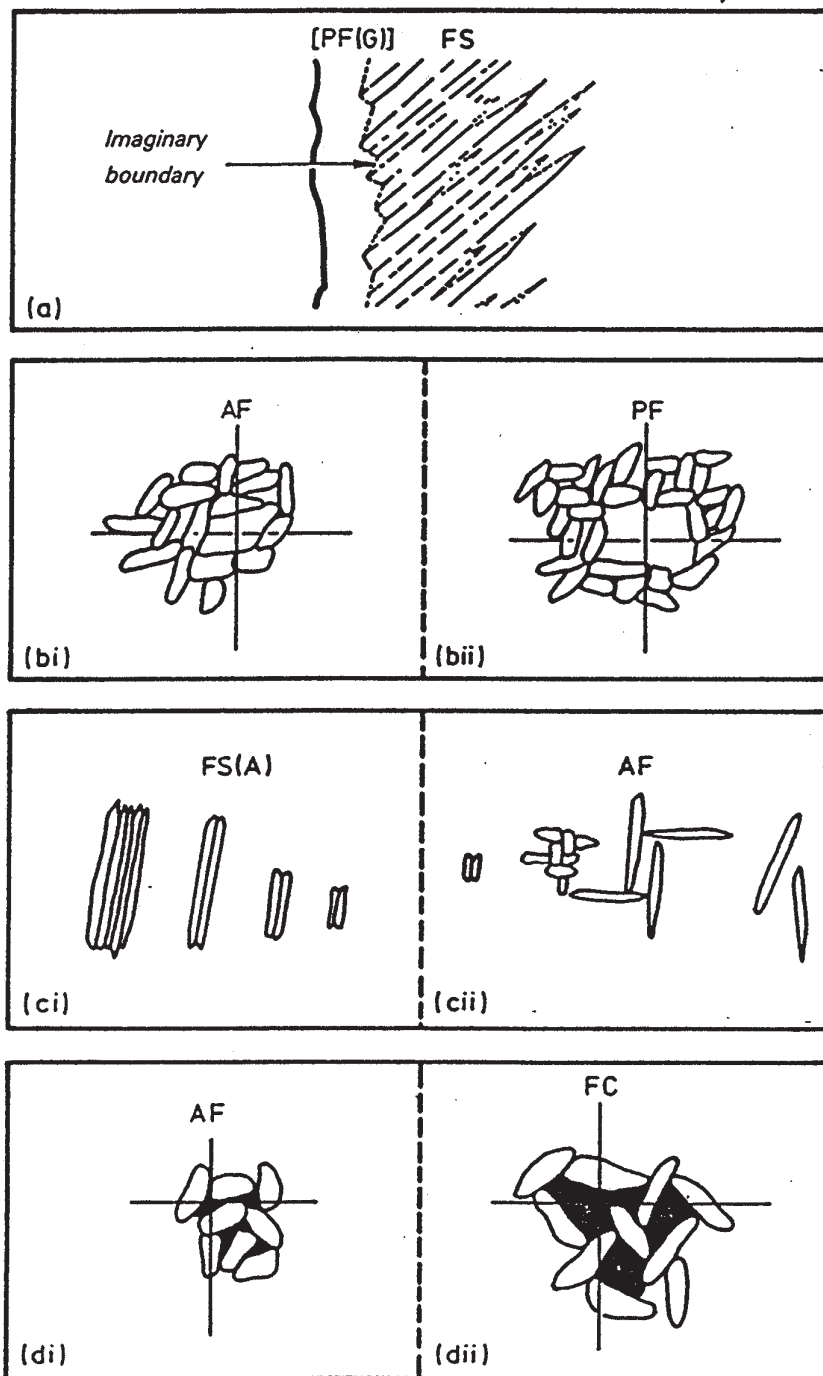
Für die Beurteilung der Mikrostruktur von Schweißgütern wurde vom „International Institute of Welding“, Section IX, eine Richtlinie erarbeitet, die international eine breite Anwendung für die Beurteilung von Gefügebestandteilen findet [271-273]. **Abb. 4-37** beschreibt die Klassifikation der Gefügebestandteile, sowie die Definitionsgrenzen für die einzelnen Mikrogefügebestandteile. Grundsätzlich unterteilt diese Richtlinie zwischen den Phasen:

- PF (Primär Ferrit) [PF(G) (Korngrenzenferrit) und PF(I) intergranularer Ferrit]
- AF (Acicular Ferrit)
- FS (Ferritseitenplatten)
- FC (Ferrit-Karbid-Aggregate)
- M (Martensit)

Bei Untersuchungen von Schweißgütern wird somit besonderes Augenmerk auf das Primärgefüge der Schweißgüter gelegt. Schweißgüter mit hohen Zähigkeits-/Festigkeitsverhältnissen bilden meist Gefüge mit hohen Anteilen (ca. 60-95%) an nadeligem Ferrit (Acicular Ferrit, AF) aus. Durch diesen „feinkörnigen“ Gefügebestandteil werden bei Rekristallisation feinkörnige Rekristallisationsgefüge ausgebildet.

Bei Untersuchungen von Schweißgütern hergestellt mit selbstschützenden Fülldrähten mit Aluminium- Gehalten von 0,6-1,4% wird außerdem ein für Schweißzusätze unüblich höherer Anteil an Ferritseitenplatten (FS) gefunden [274,275]. Dieser Gefügeart wird in der Literatur eine erhebliche Verminderung der Zähigkeitswerte zugeschrieben. Die angegebene Begründung ist, dass diese Ferritseitenplatten eine geringe Bindekraft zwischen den „Platten“ besitzen, was bei ungünstiger Lage im Gefüge und unvollständiger Rekristallisation zu „Ausreißen“ in den Zähigkeitswerten führt. Dabei sind Kerbschlagzähigkeitsunterschiede von mehr als 100 J festzustellen.

Ferrit-Karbid-Aggregate treten bei unlegierten Schweißgütern durch den geringen Legierungsanteil an Kohlenstoff weniger auf. Martensitische Gefüge können für die Betrachtung der in dieser Arbeit untersuchten Schweißzusätze durch den allgemein geringen Legierungsgehalt (Festigkeitsbeschränkung) und durch die Schweißprozedur (hohe $t_{8/5}$ - Zeiten) ausgeschlossen werden.



1 Schematic representations of microstructural constituents:

a) Imaginary boundary joining ends of second phases (indicated by dotted line);

bi) Ferrite under crosswire $< 3 \times$ average lath width;

bii) Ferrite under crosswire $> 3 \times$ average lath width;

ci) Two or more parallel laths and aspect ratio $> 4:1$;

cii) Two parallel laths with aspect ratio $< 4:1$ or non-aligned laths or isolated high aspect ratio laths;

di) Area of FC colony under crosswire $<$ individual ferrite lath area;

dii) Area of FC colony under crosswire $>$ individual ferrite lath area.

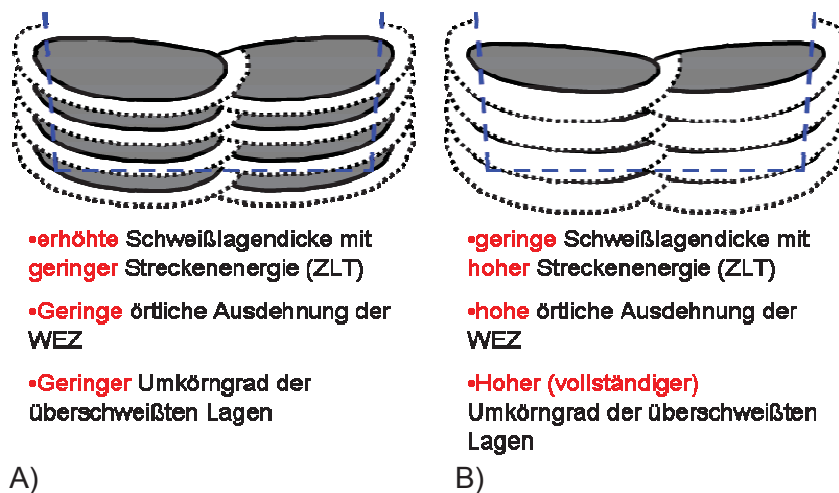
Note — aspect ratio = major axis: minor axis.

Abb. 4-37: Klassifikation einzelner Phasen im primären Schweißgefüge [271]

Das Primärgefüge bildet somit den Ausgangszustand für die umgekörnnten Zonen der Probenentnahmestellen, für die die mechanisch/technologischen Gütwerte gemessen werden und mit denen das Schweißgut letztendlich beurteilt wird.

4.8.4 Einfluss der Schweißparameter auf den Umkörngrad

Abb. 4-38 zeigt schematisch die Verhältnisse bei teil- und nahezu vollständiger Umkörnung der überschweißten Lage.



Als wesentliche Einflussgröße für den Umkörngrad kann sicherlich die Streckenenergie betrachtet werden. Bei Anwendung geringer Schweißströme und –spannungen, sowie hoher Schweißgeschwindigkeiten wird eine geringe räumliche Ausdehnung der Wärmeeinflusszone erreicht

Abb. 4-38: Unterschiedlicher Umkörngrad der überschweißten Lagen; A...teilweise Umkörnung; B...nahezu vollständige Umkörnung und die Kornneubildung läuft unvollständig ab. Entsprechend ergibt sich ein vollständiger Umkörngrad bei Anwendung hoher Streckenenergien. Grundsätzlich wird eine vollständige Umkörnung der überschweißten Lagen bevorzugt, da ein homogenes Verhalten der mechanisch/technologischen Gütwerte erwartet werden kann. Geringeren Einfluss auf die Umkörnrate haben hingegen Anstellwinkel der Elektroden (Kraterwirkung), verwendete Stromquelle, usw. und werden diesbezüglich auch für die Betrachtung vernachlässigt.

Gleichung 4-23

$$E = \frac{U \times I \times \eta_L}{v}$$

E...Streckenenergie [J/sec bzw. kJ/cm]

U...Schweißspannung [V]

I...Schweißstrom [A]

v...Schweißgeschwindigkeit [m/s]

η_L ...Lichtbogenwirkungsgrad []

Gleichung 4-20 beschreibt die Berechnung der Streckenenergie, die bei gleichbleibendem Lagenaufbau wesentlich den Umkörngrad beeinflusst.

Abb. 4-39 zeigt für die Schweißung mit basischen Elektroden die Verteilung der Gefügebereiche im Bereich der Mittellinie (Kerblage der Kerbschlagproben).

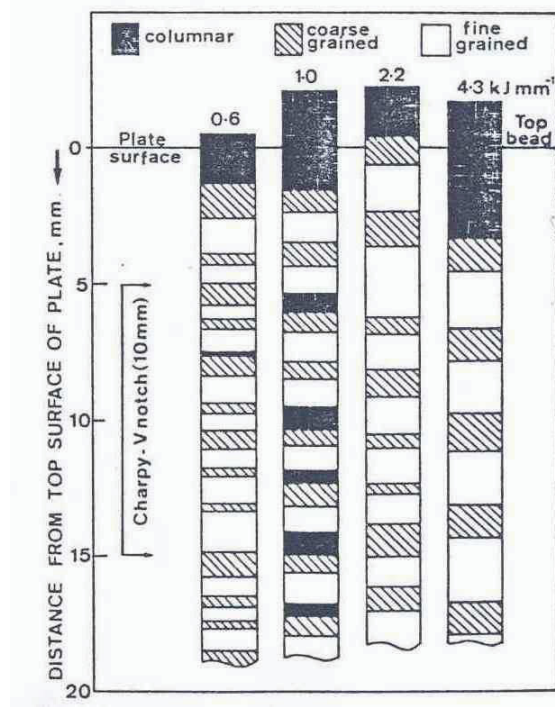


Abb. 4-39: Verteilung der Gefügebereiche entlang der Mittellinie des reinen Schweißguts [263]; Columnar...stengelförmiges Primärgefüge; Coarse grained...grobkörnig; fine grained...feinkörnig

Die Decklage wird generell als Primärgefüge bestehen bleiben. Bei Schweißung mit höherer Streckenenergie werden im Allgemeinen Schweißlagen mit größerem Querschnitt durch die geringe Schweißgeschwindigkeit ausgebildet. Es steigt aber auch der Wärmeeintrag und die Ausbreitung der Wärmeeinflusszone. Der Umkörngrad ist somit wesentlich abhängig vom Lagenaufbau und der eingebrachten Streckenenergie. Im gezeigten Beispiel werden bei 4,3kJ/mm dicke Lagen ausgebildet. Durch den hohen Wärmeeintrag werden diese aber vollständig umkörnert. Bei Schweißung mit 1,0kJ/mm wird ein ungünstiger Lagenaufbau erreicht, da die eingebrachte Streckenenergie nicht ausreicht, um das Gefüge vollständig umzukörnen. Bei 0,6kJ/mm werden dünne Lagen geschweißt, die trotz der geringen Ausbreitung der Wärmeeinflusszone vollständig umkörnert werden.

4.8.5 Nichtmetallische Einschlüsse in Schweißgütern

Nichtmetallischen Einschlüssen muss in der Schweißmetallurgie besonderes Augenmerk geschenkt werden, da durch die hohe Geschwindigkeit des Verfahrens meist Einschlüsse im Schweißgut zurückbleiben und oft die Güte der Schweißnaht verschlechtern. Als nichtmetallische Einschlüsse können Verbindungen, die eine vollkommen andere Zusammensetzung als die umgebende Matrix besitzen und eine scharfe Phasengrenzfläche zu dieser Matrix ausbilden, verstanden werden. Für die Beurteilung der Schweißgüter sind die Parameter

- Art
- Größe

- Form
- Verteilung und
- Zusammensetzung

der Einschlüsse kennzeichnend.

Die Unterscheidung der Einschlüsse kann anhand der chemischen Zusammensetzung, aber auch nach Herkunft, Zeitpunkt der Entstehung, Phasenaufbau und Größe durchgeführt werden. Nach Herkunft wird zwischen exogenen und endogenen Einschlüssen unterschieden. Exogene Einschlüsse werden von außen ins Schweißgut eingetragen (Zunder). Endogene Einschlüsse entstehen durch die Prozessreaktionen der beteiligten Bestandteile während der Schweißung (Schlacken, Nitride, usw.).

Nach dem Zeitpunkt der Entstehung können primäre, sekundäre und tertiäre Einschlüsse unterschieden werden. Primär gebildete Einschlüsse entstehen durch chemische Reaktionen direkt in der Schmelze. Die bei der Abkühlung bis zur Liquidustemperatur gebildeten Einschlüsse werden als sekundäre Einschlüsse bezeichnet. Da die Löslichkeit bestimmter Elemente im festen Stahl geringer ist als im flüssigen Stahl, reichern sich diese Elemente in der Restschmelze an. Diese Anreicherung kann so groß werden, dass sich beim Überschreiten der Sättigung neue Einschlüsse ausscheiden. Diese werden als tertiäre Einschlüsse bezeichnet.

Aufgrund des Phasenaufbaus wird zwischen homogenen und heterogenen Einschlüssen differenziert. Einphasige Einschlüsse werden als homogen, mehrphasige durch den unterschiedlichen Aufbau als heterogen bezeichnet.

Nach Größe kann zwischen Makroeinschlüssen ($>20\mu\text{m}$), Mikroinschlüssen ($1-20\mu\text{m}$) und submikroskopischen Einschlüssen ($<1\mu\text{m}$) unterschieden werden.

Die Unterscheidung nach der chemischen Zusammensetzung erfolgt meist zwischen Oxiden, Sulfiden, Nitriden und Carbonitriden.

Natürlich muss bei Wahl der Füllungsbestandteile für die Herstellung von selbstschützenden Fülldrähten die Korngröße der Bestandteile beachtet werden, da auch durch unvollständige Aufschmelzung, speziell bei hochtemperaturbeständigen Verbindungen, Einschlüsse im Schweißgut zurückbleiben.

5. Experimentelle Untersuchungen und Berechnungen für die Entwicklung und Optimierung eines alternativen Schweißzusatzwerkstoffes

Aufbauend auf den theoretischen Erkenntnissen und den praktischen Erfahrungen werden in diesem Kapitel Untersuchungen und Entwicklungsschritte beschrieben, die als Basis für die Herstellung eines alternativen Schweißzusatzes dienen. In Anbetracht der bei selbstschützenden Fülldrähten erheblichen Unterschiede der metallurgischen und schweißtechnischen Prozesse im Vergleich zu herkömmlich verwendeten Schweißzusatzwerkstoffen, ist ein ausgedehnter Untersuchungs- und Entwicklungsprozess notwendig. Nach Basisuntersuchungen von einzelnen Füllungsbestandteilen erfolgt die Entwicklung der Füllungskonzeptionen mit einer möglichst optimalen Schutzwirkung gegenüber der umgebenden Atmosphäre. Wegen des hohen Stickstoffeintrages aus der Luft wird durch computerunterstützte Berechnungen und Untersuchungen versucht, Lösungen für die metallurgischen und prozesstechnischen Problemstellungen zu finden. Diese werden durch Vergleichsuntersuchungen mit der Stabelektrodenschweißung evaluiert und Besonderheiten des alternativen Schweißzusatzes einer genaueren Analyse unterzogen.

5.1 Dissoziation und Verdampfung von Füllungsbestandteilen

5.1.1 Zielsetzung der Untersuchungen

Der in dieser Arbeit zu entwickelnde Schweißzusatz für die Pipelineschweißung muss durch das Fehlen eines externen Schutzgases den Schutz des flüssigen Schweißmaterials vor der umgebenden Atmosphäre über die Füllung des Drahtes bereitstellen. Dabei wird der entscheidende Schutzmechanismus – die Verdrängung des Stickstoffes, der Feuchtigkeit und des Sauerstoffes – durch Dissoziation und Verdampfung von Füllungsbestandteilen während der Schweißung bewerkstelligt (vgl. **Kap. 4.1.1** bzw. **Gleichung 4-2**). Natürlich können wesentliche Daten für die Berechnung des Dissoziations- und Verdampfungsverhaltens aus verschiedenen Literaturstellen entnommen werden bzw. für verschiedene Rohstoffe sind

Temperaturen hierfür angegeben. Jedoch ist anzumerken, dass sich diese Daten teilweise erheblich unterscheiden (vgl. **Kap. 4.1.1.3**), was durch nachstehende Rahmenbedingungen zu erklären ist.

- Das Dissoziations- und Verdampfungsverhalten wird wesentlich durch das Umgebungsmedium geprägt. Bei Dissoziation von Karbonaten führt ein hoher Partialdruck von CO_2 in der Umgebung zu höheren Reaktionstemperaturen (vgl. **Kap. 4.1.1.4**) bzw. zu verspäteter Reaktion. Meist wird das Umgebungsmedium für die Prüfung der eingesetzten Stoffe nicht angegeben.
- Das Dissoziations- und Verdampfungsverhalten ist, abgesehen von Verunreinigungen und speziellen modifizierenden Elementen durch den polymorphen Aufbau des untersuchten Rohstoffes gekennzeichnet (vgl. **Kap. 4.1.1.5**)
- Das Dissoziationsverhalten wird durch die Wahl der Prozessparameter bei Messung von Rohstoffen (z.B. Aufheizraten) beeinflusst.

Durch Ermangelung von Prozessparametern für das aus der Literatur entnommene Dissoziations- und Verdampfungsverhalten von Rohstoffen und Unkenntnis des Reinheitsgrades bzw. der polymorphen Struktur der eingesetzten Materialien ist die Messung bei entsprechenden Rahmenbedingungen, ähnlich zu den Vorgängen beim Schweißen zweckmäßig. Zielsetzung dieser Versuche ist die Feststellung des Dissoziations- und Verdampfungsverhaltens für die eingesetzten Rohstoffe, um für die Entwicklung und nachfolgende Optimierung des Schweißzusatzes Basisdaten zu generieren. Weiters sind diese Daten für die Beschreibung des wissenschaftlichen Zusammenhanges zwischen dem Verhalten des Schweißzusatzes und dem Verhalten der Rohstoffe nötig.

5.1.2 Röntgendiffraktographische Untersuchung zur Rohstoffanalyse

Da das Dissoziationsverhalten von der polymorphen Struktur und Verunreinigungen der Rohstoffe abhängig ist, müssen die eingesetzten Materialien einer Untersuchung unterzogen werden, um genaue Kenntnis über deren Aufbauart zu erhalten. Hierfür wurden röntgendiffraktographische Untersuchungen am Lehrstuhl für Gesteinshüttenkunde der Montanuniversität Leoben für die eingesetzten Materialien durchgeführt. **Abb. 5-1** zeigt exemplarisch das Ergebnis der röntgendiffraktographischen Untersuchung von Kalkspat (CaCO_3). Es handelt sich dabei um die polymorphe Calcite- Modifikation des Materials ohne wesentliche Verunreinigungen und Zweitphasen, was auf einen synthetischen Stoff schließen lässt.

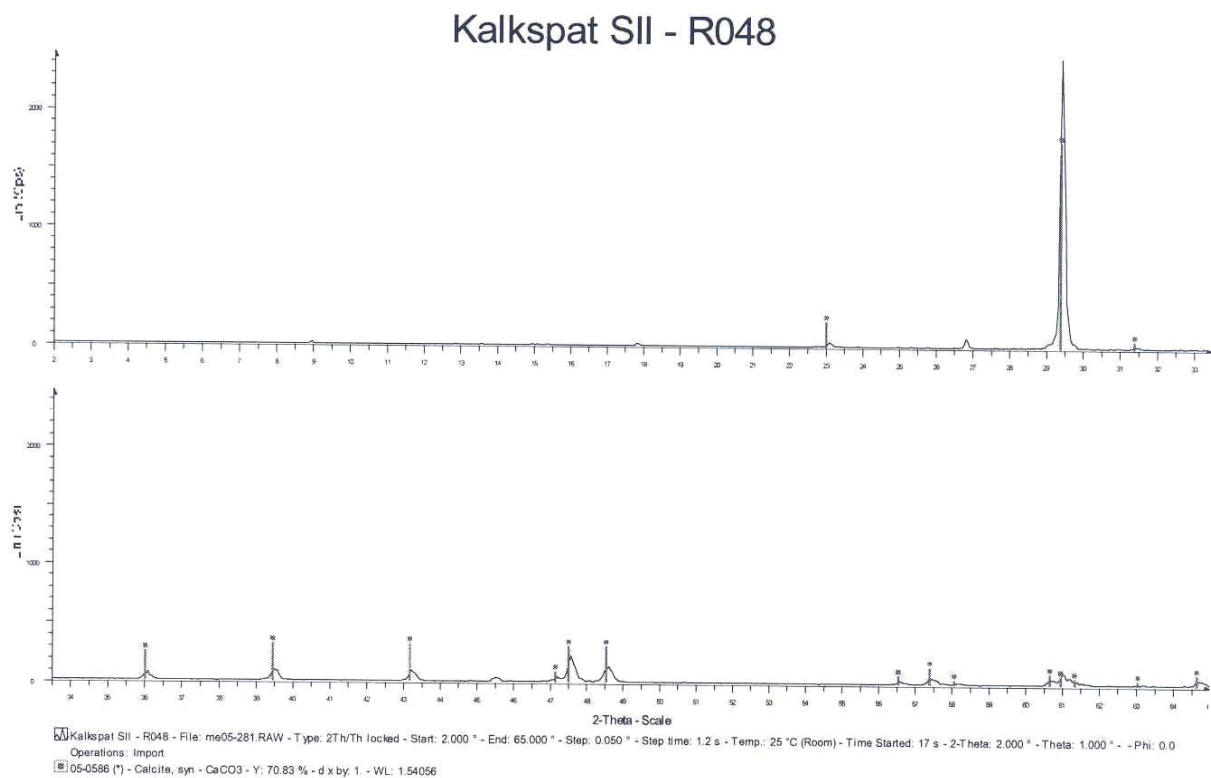


Abb.5-1: Röntgendiffraktographische Untersuchung von Kalkspat (Calcite)

Tab. 5-1 zeigt die Auswertung der einzelnen in dieser Arbeit untersuchten Materialien samt Fremdphasen und Verunreinigungen. Die Einzelergebnisse der röntgendiffraktographischen Untersuchungen sind in **Anlage 5-1** dargestellt.

Untersuchtes Material	Polymorphe Hauptstruktur	Verunreinigungen, Zweitphasen, Anmerkungen
Kalkspat (R048)	Calcite	Synthetisch
Bariumkarbonat (R047)	Witherite	Synthetisch
Soda (R065)	Sodium Carbonate	Synthetisch
Lithiumkarbonat (R946)	Zabuleyite	Synthetisch
Dolomit (R038)	Dolomite	Synthetisch
Eisenspat 50K (R749)	Siderite	Ankerite $[Ca(Fe,Mg)(CO_3)_2]$; Quartz syn. $[SiO_2]$; Calcite syn. $[CaCO_3]$
Magnesit (R037)	Magnesite	Dolomite $[CaMg(CO_3)_2]$; Calcite syn. $[CaCO_3]$
Bariumfluorid (R845-Solvay)	Frankdicksonite	Synthetisch
Flussspat (R052)	Fluorite	Synthetisch
Lithiumfluorid (R944 – Vopelius)	Griceite	Synthetisch

Tab. 5-1: Auswertung der röntgendiffraktographischen Untersuchungen

5.1.3 Versuchsdurchführung zur Messung des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen und Rohstoffkombinationen

Die Messung des Dissoziationsverhaltens wurde am Lehrstuhl für Metallurgie durch thermogravimetrische Untersuchungen mit Hilfe der NETZSCH STA 409 PG Apparatur durchgeführt. Die eingesetzten Rohstoffe stammen von der Böhler Schweißtechnik GesmbH und wurden in Pulverform zur Verfügung gestellt. Diese Rohstoffe finden in der Entwicklung des in dieser Arbeit beschriebenen Schweißzusatzwerkstoffes und anderen Schweißzusatzwerkstoffen ihren Einsatz.

Durch thermogravimetrische Untersuchungen kann sowohl der Massenverlust/-gewinn bei Erhitzung des Rohstoffes (Karbonates) bis zu einer gewählten Endtemperatur (z.B. 1500°C), als auch die Auswirkung von Thermoeffekten durch endotherme und exotherme Reaktionen ermittelt werden. Dabei wird die Temperatur des untersuchten Rohstoffes mit einem inerten Referenzmaterial verglichen und bei Auftreten von energiebringenden/-verbrauchenden Reaktionen des Rohstoffes auf exotherme oder endotherme Reaktionen zurück geschlossen. Bei Messung von Karbonaten kann generell eine endotherme Reaktion erwartet werden. Als Messparameter wurden folgende Parameter verwendet:

- Höchstmögliche Aufheizrate: 50°C/min, in Ausnahmefällen 10°C/min

- Trägermaterial: Korundtiegel
- Umgebungsatmosphäre: Luft mit einer Durchflussrate von 150ml/min

Durch die Anwendung von Korundtiegel (Al_2O_3) können einzelne Rohstoffe, wie z.B. Mg, Zr oder Al bzw. Rohstoffkombinationen mit reduzierendem Charakter durch die mögliche Reduktion des Tiegelmaterials nicht untersucht werden bzw. es ist mit verfälschten Messergebnissen zu rechnen.

5.1.4 Dissoziation von Füllungseinzelkomponenten – Ergebnisse

5.1.4.1 Dissoziation von Kalkspat (CaCO_3)

Abb. 5-2 zeigt exemplarisch den Gewichtsverlust und die Energieeffekte in Abhängigkeit der Temperatur. Erste thermale Effekte treten bei 538°C auf, die möglicherweise auf Phasenänderungen zurückzuführen sind. Als Ausgangsprodukt für CaCO_3 dient die polymorphe Struktur der Calcite- Zusammensetzung (vgl. **Kap. 5.1.2**). Die größte Änderung des Gewichts (dG/dT) ist bei 997°C sichtbar. Das stellt eine gute Übereinstimmung mit 1012°C aus der DTA- (Differential-Thermo-Analyse) Kurve dar. Der gemessene Masseverlust von 43,95% korreliert sehr gut mit dem theoretisch (stöchiometrisch) errechneten Wert von 44%.

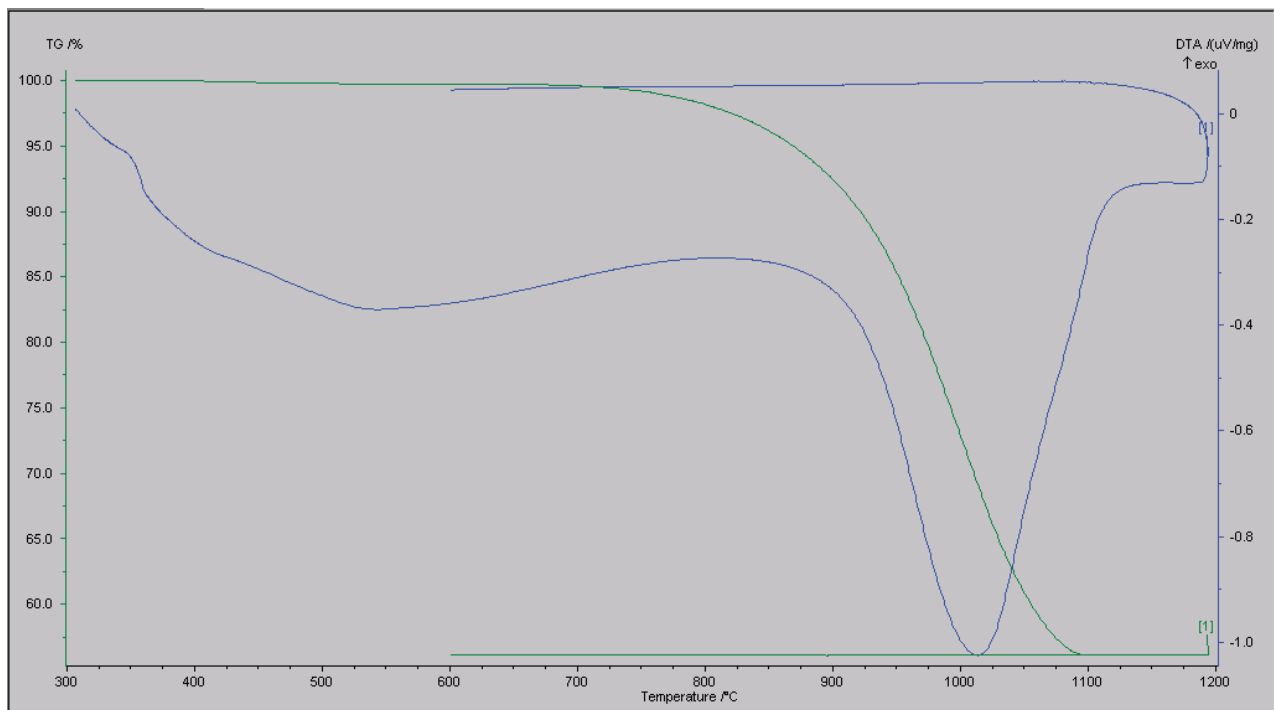


Abb. 5-2: Thermogravimetrisches Verhalten von CaCO_3 ; TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTA...Differential-Thermo-Analyse zur Erkennung der Energieeffekte in $\mu\text{V}/\text{mg}$

5.1.4.2 Dissoziation von Magnesit (MgCO_3)

Anlage 5-2 zeigt das Verhalten des Rohstoffes bei Erhitzung. Die ersten Reaktionen können bei 334°C festgestellt werden. Mehrere thermale Effekte zeigen sich ab einer Temperatur von 740°C, die auf

- Phasentransformationen
- limitierte Löslichkeit von MgO in MgCO_3 und
- mögliche Verunreinigungen des Rohstoffes

zurückzuführen sind. Der hauptsächliche Massenverlust wird im Temperaturintervall von 623°C bis 900°C generiert. Der Masseverlust wird mit 52,11% gemessen und korreliert sehr gut mit dem theoretischen Massenverlust von 52,19%.

5.1.4.3 Dissoziation von Dolomit ($\text{CaCO}_3\text{-MgCO}_3$)

Bei Dolomit, bestehend aus 45,7% aus MgCO_3 , treten ab 425°C erste energetische Effekte auf. Der höchste Masseverlust (dG/dT) ist bei 815°C bzw. bei 830°C bei Betrachtung der Differential Thermo- Analyse erkennbar. Ein weiterer Peak tritt bei 930°C auf. Bei Berechnung der Aktivität von MgCO_3 mit 0,457 kann bei MgCO_3 - Abspaltung von Dolomit eine gute Korrelation zu Rein- MgCO_3 gefunden werden. Sowohl bei MgCO_3 , als auch bei Dolomit ist die Karbonatabspaltung von Mg bei ca. 900°C abgeschlossen. Im Vergleich zu Kalkspat tritt jedoch bei Dolomit die Karbonatabspaltung von Ca bereits bei geringeren Temperaturen ein (vgl. **Abb. 5-2** und **Anlage 5-2**). Der gemessene Masseverlust von 52,28% ist höher als der theoretisch angegebene Gewichtsverlust von 47,7%. Gründe hierfür könnten im Verunreinigungsgrad und einer eventuell vorhandenen residuellen Feuchtigkeit liegen.

5.1.4.4 Dissoziation von Bariumkarbonat (BaCO_3)

Für BaCO_3 erfolgt die Zersetzung im Temperaturintervall von 1100-1500°C in einem mehrstufigen Prozess (siehe **Anlage 5-2**). Nach Erreichen der Höchsttemperatur der Meßapparatur (1500°C) beträgt der gemessene Masseverlust 21,41% und korreliert mit dem theoretischen Wert von 22,3%. Aus dem Kurvenverlauf kann jedoch ein weiterer Massenverlust nicht ausgeschlossen werden.

5.1.4.5 Dissoziation von Eisenspat (FeCO_3)

Die Dissoziation von Eisenkarbonat erfolgt nicht vollständig (vgl. **Anlage 5-2**). Mögliche Gründe hierfür sind:

- ein hoher Grad an Verunreinigungen
- die Löslichkeit von Eisenkarbonat in Eisenoxid
- die Eisenoxid- Kristallisation

Die Beendigung der CO₂- Abspaltung kann bei einer Temperatur von 850°C festgelegt werden.

5.1.4.6 Dissoziation von Lithiumkarbonat (Li₂CO₃)

Die Dissoziation von Lithiumkarbonat erfolgt bei einer Aufheizrate von 50°C/min nur unvollständig. Lediglich 18,2% der Masse wird im Gegensatz zum theoretischen Massenverlust von 59,6% abgespalten (vgl. **Anlage 5-2**). Der Massenverlust erfolgt bis zu einer Temperatur von etwa 700°C sehr träge, bis 1000°C wird CO₂ kontinuierlich abgespalten. Auch nach Erreichen von 1000°C wird in der Abkühlphase noch CO₂ abgespalten, was auf ein sehr träges Verhalten schließen lässt. Bei Messung mit einer Aufheizrate von 10°C/min werden immerhin 49,1% der Masse abgespalten.

Da im Schweißprozess von einer sehr hohen Aufheizrate ausgegangen werden kann, ist durch die dynamischen Effekte von einer sehr späten bzw. sehr unvollständigen Dissoziation auszugehen.

5.1.4.7 Dissoziation von Soda (Na₂CO₃)

Die Zerlegung von Na₂CO₃ zeigt ähnliches Verhalten wie jene bei Lithiumkarbonat. Bei einer Aufheizrate von 50°C/min herrscht eine unvollständige Dissoziation vor. Bei Abkühlung ist außerdem noch ein Gewichtsverlust feststellbar, was auf ein sehr träges Verhalten des Rohstoffes schließen lässt (vgl. **Anlage 5-2**). Erste wesentliche Gewichtsverluste können ab einer Temperatur von 900°C angegeben werden.

5.1.4.8 Vergleich des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen

Um die verschiedenen Verhalten der Dissoziation miteinander vergleichen zu können, ist es nötig, bestimmte Dissoziationstemperaturen zu definieren.

- a) Da bei den meisten Dissoziationskurven ein träger Beginn der Dissoziation – auch hervorgerufen durch die hohe Aufheizrate - feststellbar ist, der durch einen flachen Verlauf des Gewichtsverlustes geprägt ist, wird in dieser Arbeit ein „Hauptdissoziationsbeginn“ ab einem Massenverlust von 3% definiert.
- b) Weiters wird - ähnlich der Auswertungen bei Kerbschlagkurven - ein 50% Dissoziationspunkt bei 50%-igem Massenverlust festgelegt.
- c) Das Ende der Dissoziation, das wiederum durch ein träges Verhalten (flacher Verlauf des Gewichtsverlustes) geprägt ist, wird in dieser Arbeit durch eines von drei Kriterien festgelegt.
 - eine 3%- Marke vor Abschluss der Dissoziation oder
 - bei auffälliger Beendigung der Karbonataufspaltung, erkennbar durch starke Änderung des Dissoziationsgradienten (dG/dT)

- die Höchsttemperatur der Messung bei unvollständiger Dissoziation

Abb. 5-3 zeigt den Vergleich des Dissoziationsverhaltens der Rohstoffe mit den definierten Temperaturintervallen.

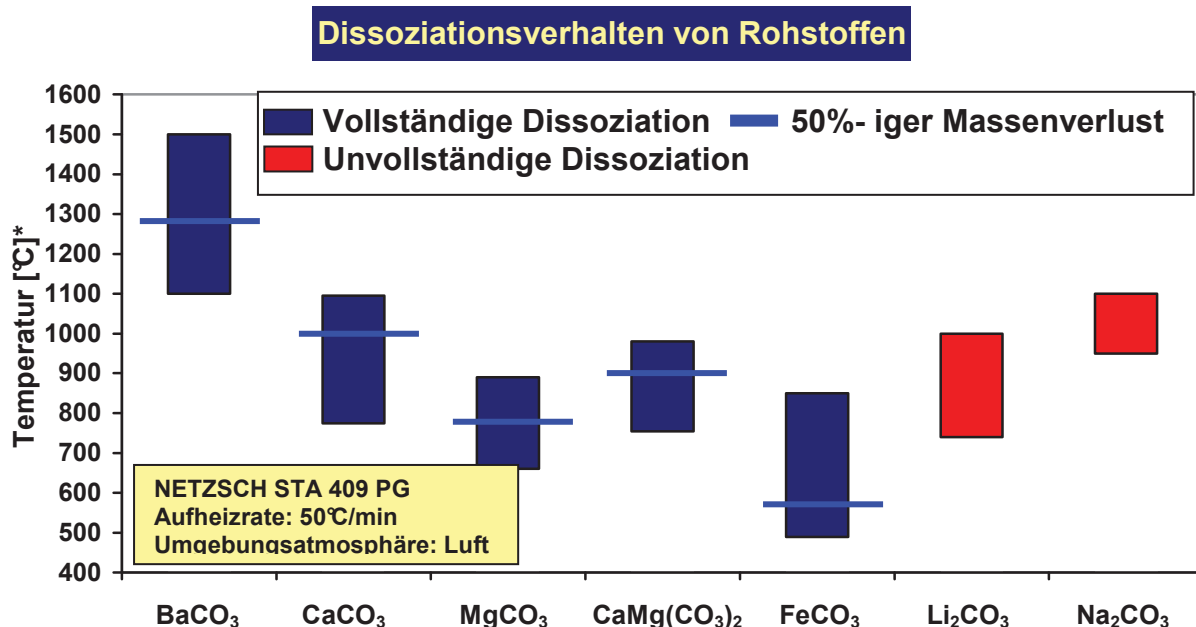


Abb. 5-3: Vergleich des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen; *Temperaturen laut Definition Kap. 5.1.3.8 a) bis c)

5.1.5 Dissoziation von interessanten Füllpulverkombinationen – Ergebnisse

5.1.5.1 Dissoziation der Kombination: 50%BaCO₃+50%CaCO₃

Besonders interessant erscheint diese Kombination, da aus den Prüfungen der Einzelkomponenten eine stetige Abspaltung von CO₂ ab einer Temperatur von 800°C bis zu 1500°C erwartet werden kann. Dies impliziert auch, dass bei Einsatz dieser Kombination in der Fülldrahtfüllung eine permanente Schutzwirkung in diesem großem Temperaturintervall aufgebaut werden könnte.

Abb. 5-4 zeigt den Gewichtsverlust, die Energieeffekte und die Messtemperatur in Abhängigkeit der Versuchszeit. Der theoretische Massenverlust der Pulvermischung beträgt 33,15%, der mit dem experimentellen Messergebnis von 33,3% sehr gut korreliert. Auch das Dissoziationsverhalten entspricht jener von Einzelkomponenten, eine Wechselwirkung zwischen den Rohstoffen kann demnach ausgeschlossen werden. Ab 800°C bis 1100°C erfolgt die Dissoziation von CaCO₃, ab 1100°C bis 1500°C jene von BaCO₃. Dies kann durch das abgespaltete Massenverhältnis (CO₂ von CaCO₃)/(CO₂ von BaCO₃) von 2/1 bestätigt werden. Die Temperatur des maximalen Gewichtsverlustes je Zeiteinheit (dG/dt) von CaCO₃ kann mit 860°C, jene von BaCO₃ mit 1206°C angegeben werden.

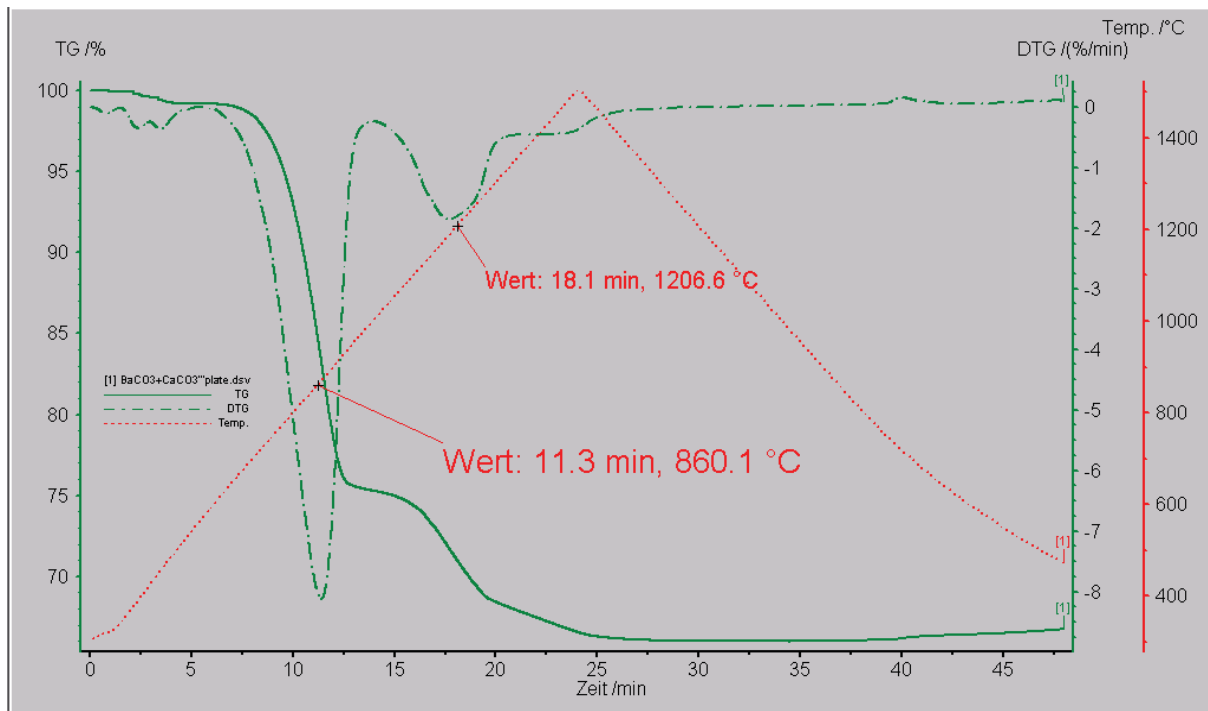


Abb. 5-4: Dissoziation der Kombination: 50%BaCO₃+50%CaCO₃;

TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTG...Masseverlust pro Zeiteinheit in %/min

5.1.5.2 Dissoziation der Kombination: 50%BaCO₃+50%BaO-FeO

BaO-FeO, das auch bei hohen Temperaturen als stabil gegenüber Oxidation oder Reduktion angesehen wird, erfüllt bei selbstschützenden Fülldrähten besondere Aufgaben im Schweißprozess. Natürlich sollte diesbezüglich nachgeprüft werden, ob dieser Umstand bei Kombination mit dem häufig eingesetzten BaCO₃ bestehen bleibt, oder ob es zu Wechselwirkungen zwischen diesen Materialien kommt. Die Untersuchung dieser Rohstoffkombination zeigt **Abb. 5-5**. Der theoretische Massenverlust von ca. 11% kann bei der experimentellen Überprüfung bestätigt werden. Auch das Dissoziationsverhalten folgt dem des Einzelrohstoffes BaCO₃. Ein Gewichtsverlust/-gewinn resultierend aus einer Oxidabspaltung/-aufnahme des Rohstoffes BaO-FeO wird nicht beobachtet. Der inerte Charakter des Rohstoffes BaO-FeO kann auch in Verbindung mit BaCO₃ bestätigt werden. Die höchste Karbonatabspaltung je Zeiteinheit wird bei einer Temperatur von 1215°C erreicht und korreliert damit sehr gut mit vorangegangenen Untersuchungen (vgl. **Kap. 5.1.5.2** und **Kap. 5.1.4.4**).

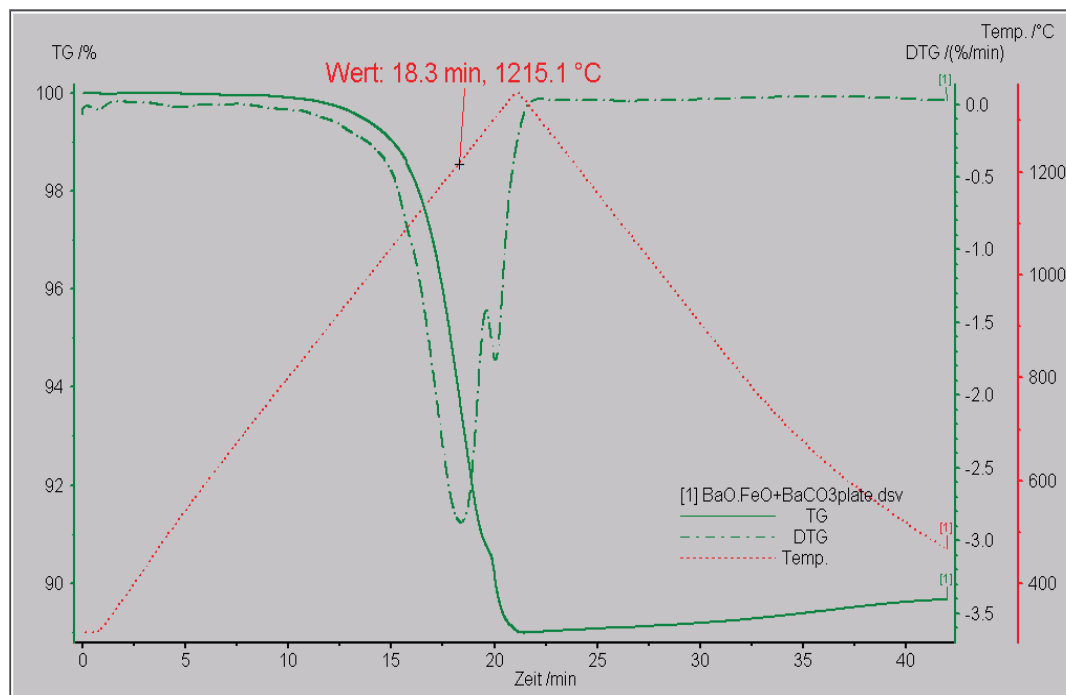


Abb. 5-5: Dissoziation der Kombination: 50%BaCO₃+50%BaO-FeO; TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTG...Massenverlust pro Zeiteinheit in %/min

5.1.6 Versuchsdurchführung zur Messung des Verdampfungsverhaltens von einzelnen Rohstoffen

Als ein Schutzmechanismus bei selbstschützenden Fülldrähten wird die Verdampfung einzelner Rohstoffe genutzt. Besonders interessant erscheinen dabei Fluoride und bestimmte leicht flüchtige (volatile) Metalle. Für diese Rohstoffe ist aber eine thermogravimetrische Untersuchung mit Hilfe der NETZSCH- Apparatur wegen des hohen Verschmutzungsgrades durch den entstehenden Dampf nicht empfehlenswert. Um dennoch experimentelle Daten für die eingesetzten Rohstoffe zu generieren und auch Vergleichsanalysen durchzuführen, wurden diese Rohstoffe sehr vereinfacht nach unterschiedlichen Temperaturbehandlungen gewogen. Damit kann zwar der Vorteil einer hohen Aufheizrate, wie bei der NETZSCH- Apparatur nicht genutzt werden, aber es ist möglich das Verhalten von Rohstoffen, zumindest qualitativ, abzuschätzen. Als Umgebungsmedium dient auch bei diesen Untersuchungen Luft.

Zur Überprüfung der verdampften Menge des jeweiligen Rohstoffes wird dieser ebenso in Korundtiegel gefüllt und im 1. Schritt bei 400, 600, 800, 1000 und der höchsten Temperatur von 1100°C jeweils 10 Minuten geglüht. Anschließend erfolgt die Wägung des Materials. Der nächste Schritt ist eine Selektion von Glühtemperaturen für die einzelnen Rohstoffe, um genauere Werte bereitstellen zu können.

5.1.7 Verdampfung von Rohstoffen - Ergebnisse

5.1.7.1 Verdampfung von Fluoriden

Für diese Untersuchungen wurden die für die Entwicklung interessanten Rohstoffe

- CaF_2
- BaF_2
- LiF und
- Natriumkryolith (Na_3AlF_6) herangezogen

Abb. 5-6 zeigt das Verhalten der Rohstoffe bei Glühung bis zur möglichen Höchsttemperatur von 1100°C . Zur besseren Übersichtlichkeit wurde eine logarithmische Darstellung des Masseverlustes gewählt. Für den Rohstoffe CaF_2 konnte keine Verdampfung bis zu dieser Temperatur festgestellt werden. Lediglich ein geringer Masseverlust von 2% zeigte sich bei BaF_2 , der auf Feuchtigkeitsverluste zurückzuführen ist. Der Rohstoff selbst kann als stabil bis 1100°C angesehen werden. Besonders heftige Verdampfungsreaktionen (explosionsartige Verdampfung) wurden bei LiF ab einer Temperatur von 900°C festgestellt. Na_3AlF_6 verdampft bereits bei geringeren Temperaturen ab 600°C .

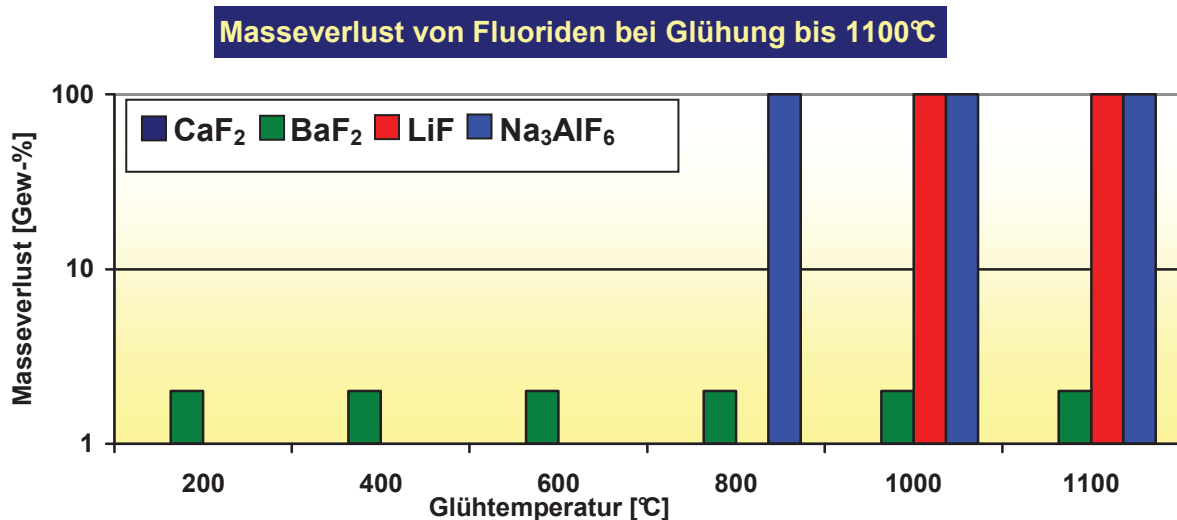


Abb. 5-6: Verdampfungsverhalten von Fluoriden bei Glühung bis 1100°C

5.1.7.2 Verdampfungs- (Versuch) von Metallen

Ein Glühversuch von interessanten flüchtigen Metallen wurde ebenfalls durchgeführt. Hierfür wurden die Rohstoffe

- Mg
- Al
- AlMg 50/50 und
- ZrAl

eingesetzt.

Aufgrund von erwarteten chemischen Reaktionen mit dem Al_2O_3 - Tiegelmateriale kann keine Aussage über das Verdampfungsverhalten durchgeführt werden.

5.1.8 Analyse des Dissoziations- und Verdampfungsverhaltens bei unterschiedlichen Bedingungen und Vergleich mit Literaturangaben

Da das Dissoziationsverhalten von den Messbedingungen abhängig ist, wurde ein entsprechender Vergleich bei unterschiedlichen Messbedingungen durchgeführt. **Abb. 5-7** zeigt einen Vergleich des Dissoziations- und Verdampfungs-Temperaturintervalls der Rohstoffe bei unterschiedlichen Aufheizraten. Weiters werden diese Bereiche mit den in der Literatur angegebenen Werten verglichen.

Generell kann bei einer hohen Aufheizrate ($50^\circ\text{C}/\text{min}$) ein verzögerter Dissoziationsbeginn festgestellt werden.

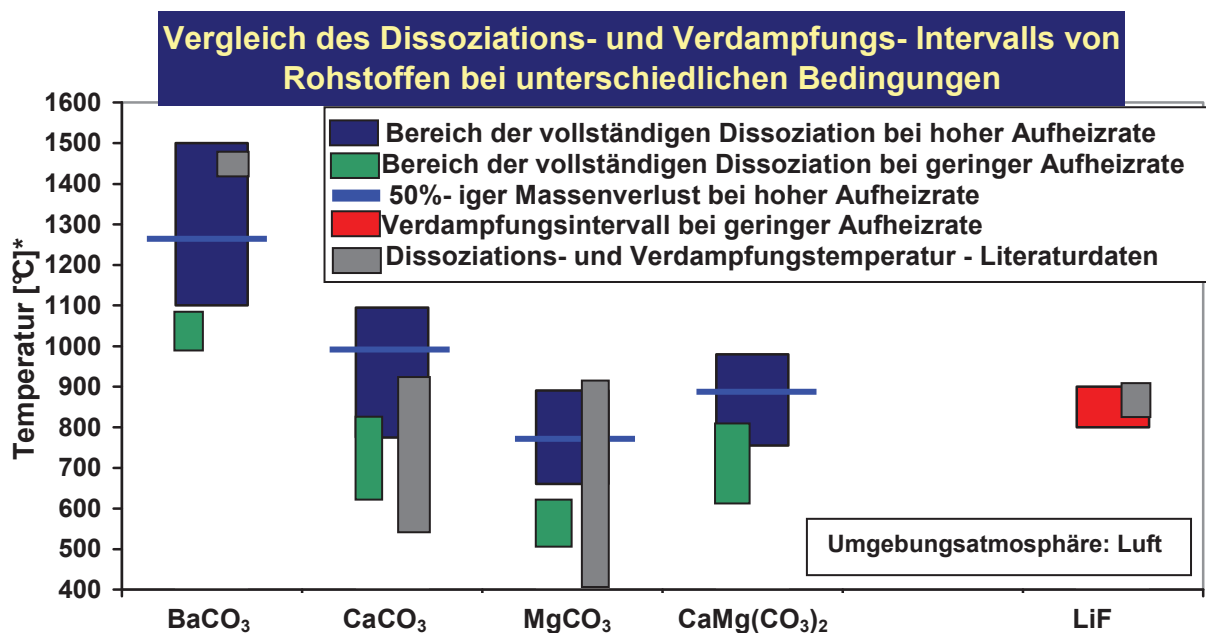


Abb. 5-7: Vergleich des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen; *Temperaturen laut Definition Kap. 5.1.3.8 a) bis c)

5.1.9 Diskussion der Messergebnisse

Für die Entwicklung und Optimierung des in dieser Arbeit untersuchten selbstschützenden Fülldrahtes wird das Verhalten von speziellen Rohstoffen zum Schutz vor der umgebenden Atmosphäre während des Schweißprozesses und die Untersuchung dieser Rohstoffe als essentiell angesehen. Damit gelingt es, Basisdaten für den Entwicklungsprozess zu generieren und durch die Kenntnis des Verhaltens einen Optimierungsprozess einzuleiten und die resultierenden Ergebnisse wissenschaftlich zu erklären. Durch Wahl der Messparameter bei

thermogravimetrischer Analyse nahe den praktischen Bedingungen bei der Schweißung – höchstmögliche Aufheizrate, Umgebungsatmosphäre Luft – konnten Basisdaten in bestmöglicher Qualität dafür geschaffen werden.

Im ersten Schritt wurden die Rohstoffe einer röntgendiffraktometrischen Analyse zur Erkennung der polymorphen Struktur und des Reinheitsgrades unterzogen. Damit wurde der Ausgangszustand der Rohstoffe ermittelt.

Im zweiten Schritt wurde für bestimmte Karbonate eine thermogravimetrische Untersuchung durchgeführt. Aus diesen Ergebnissen konnten wesentliche Basisdaten für weiterführende Arbeiten geschaffen werden. Weiters erfolgte in einem dritten Schritt die Prüfung des Dissoziationsverhaltens von zwei interessanten Füllpulverkombinationen, deren Ergebnisse für den Entwicklungsprozess als besonders positiv zu bewerten sind. Die erste Füllpulverkombination – erstellt aus den gewonnenen Erkenntnissen im ersten Schritt – besteht aus CaCO_3 und BaCO_3 , die in einem großen Temperaturintervall dissoziiert und damit eine gute Schutzwirkung bereitstellt. Die zweite Füllpulverkombination dient zur Überprüfung von Wechselwirkungen innerhalb des Füllungssystems. Dabei konnte das angenommene neutrale Verhalten von BaO-FeO trotz Dissoziation von BaCO_3 bestätigt werden.

Auch für die in der Entwicklung des Schweißzusatzes verwendeten Fluoride wurde eine thermogravimetrische Analyse angedacht, die jedoch angesichts der hohen Dampfmenge und des verschmutzenden und aggressiven Verhaltens im Analysegerät nicht empfehlenswert ist und daher nicht durchgeführt wurde. Eine vereinfachte Abschätzung des Verdampfungsverhaltens dieser Rohstoffe, allerdings bei geringen Aufheizraten wurde durch Glühung ermittelt. Das in der Literatur beschriebene Verhalten der Verdampfungsfolge konnte bestätigt werden.

Ein abschließender Vergleich des Dissoziationsverhaltens bei hoher Aufheizrate im Vergleich zu niedrigen Aufheizraten zeigte geänderte Verhaltensweisen der Rohstoffe. So erfolgt bei hoher Aufheizrate die Abspaltung von CO_2 erst bei höheren Temperaturen, dass auf das träge Verhalten der Rohstoffe (starke Bindungskräfte) zurückzuführen ist.

Für Schweißprozesse, bei denen die Aufheizung schneller erfolgt als in Laborversuchen möglich (ohne aber praktisch messbar zu sein) können tendenziell noch höhere Dissoziationstemperaturen erwartet werden. Wesentliche Erkenntnisse für die weiterführenden Experimente und Untersuchungen liegen im unterschiedlichen Charakter der Rohstoffe. So erfolgt die Dissoziation der Karbonate in der Reihenfolge (beginnend mit der niedrigsten Temperatur):

FeCO_3 , MgCO_3 , $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$, CaCO_3 und BaCO_3 vollständig, Li_2CO_3 und Na_2CO_3 wurden auch bei Temperaturbehandlung bis 1500°C nicht vollständig dissoziiert.

5.2 Variation der Füllungszusammensetzung zur Verbesserung des Schutzes des flüssigen Metalls vor der umgebenden Atmosphäre

5.2.1 Zielsetzung der Experimente

Experimentell ermittelte Basisdaten des Dissoziations- und Verdampfungsverhalten von Rohstoffen, die in Füllungen von selbstschützenden Fülldrähten eingesetzt werden liefern eine wertvolle Hilfe für die Entwicklung und Optimierung des Füllungssystems. Die Dissoziation und Verdampfung bei unterschiedlichen Temperaturen bzw. Temperaturintervallen verändert die Schutzwirkung. Durch gezielte Abstimmung der Füllungszusammensetzung kann der Schutzmechanismus gesteuert werden.

Ziel dieser Experimente ist es, die Füllungszusammensetzung derart zu konzipieren, dass eine höchstmögliche Schutzwirkung vor der Atmosphäre erreicht wird. Hier ist natürlich auf die komplexen Interaktionen während des Schweißprozesses Rücksicht zu nehmen, die wesentlichen Einfluss auf die Ergebnisse ausüben. An dieser Stelle muss auch auf die Unkenntnis der Temperaturverteilung im Lichtbogen, mögliche Oxidationen und ihren Einfluss auf die Verdampfung von Füllungselementen (oxidationsfördernde Verdampfung – vgl. **Kap. 4.1.2**) und weiteren dissoziations- und verdampfungsstörenden Einflüsse hingewiesen werden. Auch den Einfluss auf das Schweißverhalten, respektive den Tropfenübergang (vgl. **Kap. 4.2**) sollte besondere Beachtung geschenkt werden. Aus den genannten Gründen ist es zweckmäßig, das Verhalten auf die Schutzwirkung bei geänderter Füllungszusammensetzung direkt an unterschiedlichen Prototypen von selbstschützenden Fülldrähten zu messen. Ausgehend von einer einfachen Basisrezeptur wurden dabei Füllungsstoffe hinzugefügt oder ausgetauscht und nachfolgend die Schutzwirkung gemessen.

5.2.2 Messbarkeit der Schutzwirkung

Da das Schweißgut vor dem Zutritt der umgebenden Luft, insbesondere von Sauerstoff und Stickstoff geschützt werden soll, könnten als Maß für die Schutzwirkung die Gehalte von O₂ und N₂ im Schweißgut herangezogen werden.

Der Sauerstoffgehalt ist als Messgröße jedoch aus folgenden Gründen ungeeignet:

- Es wird nicht nur durch den ungenügenden Schutz vor der umgebenden Atmosphäre, sondern auch durch die Füllung selbst, z.B. durch oxidische Füllungsbestandteile Sauerstoff ins Schweißgut eingebracht.
- Oxide (z.B. CaO, MgO) werden durch Reaktionsprodukte der Schutzgasbildner (Karbonate) im Lichtbogen eingebracht. Dazu zählen vor allem molekulare, atomare und ionisierte Bestandteile von CO₂ (z. B.: CO, O).

- Durch die Desoxidation wird Sauerstoff abgebunden und die Oxide in die Schlacke abgeschieden. Hier sind vor allem stabile Oxide, die oberhalb der Schmelztemperatur gebildet werden, von Interesse. Unterschiedliche Desoxidationsgrade üben direkten Einfluss auf das Messergebnis der Schutzwirkung aus.
- Sauerstoff verändert die physikalischen und chemischen Eigenschaften des Schmelzbades stark. So kann bei Zugabe von Oxiden in die Füllung ein geringerer Sauerstoffgehalt im Schweißgut erzielt werden, da durch die geringere Viskosität und Oberflächenspannung des Schmelzbades der Abtransport der Desoxidationsprodukte in die Schlacke begünstigt wird (vgl. **Kap. 4.3.2** bzw. **Gleichung 4-19**).

Ein pragmatischer Weg zur Beurteilung der Schutzwirkung ist daher die Messung des Gesamtstickstoffgehaltes. Dabei müssen alle aufstickenden Bestandteile des Systems (Band und Rohstoffe) beachtet werden. Vom Bandmaterial kann ein Stickstoffgehalt von maximal 100ppm erwartet werden. Der durchschnittliche Stickstoffgehalt liegt bei 60-80ppm. Durch Rohstoffe (außer Eisenpulver und Eisenlegierungen) erfolgt üblicherweise nur ein sehr geringer Stickstoffzubrand, da nur ausgewählte hochreine Rohstoffe für Schweißmaterialien Verwendung finden. Der Stickstoffeintrag von Rohstoffen kann somit vernachlässigt werden. Erfahrungsgemäß kann (nach genauer Überprüfung aller Rohstoffe) der Stickstoffzubrand durch Band und Füllung mit 50-70ppm angenommen werden.

Ein weiterer Vorteil der Messung des Stickstoffgehaltes ist, dass nur ein sehr geringer Teil des Stickstoffes in die Schlacke separiert werden kann. Meist werden stabile Nitride erst unterhalb der Schmelztemperatur gebildet, die durch die geringe Diffusionsgeschwindigkeit nicht in die Schlacke „abwandern“ können.

5.2.3 Versuchsdurchführung

Für die Optimierung der Schutzwirkung beim untersuchten Schweißzusatz werden Prototypen mit verschiedensten Füllungsvariationen direkt in der (Serien-) Fertigungslinie hergestellt.

Die prinzipielle Herstellungsart von Fülldrähten ist aus **Kap. 3.2.2** zu entnehmen. Als wichtigste Kenngröße kann der Massenfüllgrad mit 28% (vgl. **Kap. 3.2.1.1**) angegeben werden. Die weiteren Kenngrößen, wie Querschnittsform (vgl. **Kap. 3.2.1.2**), sowie Band-, Füllungs- und Spaltanteil (vgl. **Kap. 3.2.1.3**) sind aus **Abb. 5-8** zu entnehmen.

Grundsätzlich geht man bei der Entwicklung von schlackeführenden Schweißzusatzmaterialien von einer Schlackenbasis aus. Diese Schlackenbasis wird aus den Mengenanteil und der Einflussnahme der wichtigsten Komponenten in der Füllung bestimmt. Durch Zugabe von weiteren Phasen bzw. Elementen zu dieser „Basisfüllung“, bzw. durch Änderung von Basisbestandteilen (in Menge und Zusammensetzung), muss dann das Eigenschaftsprofil des Produktes angenähert werden. Am Ende umfasst die gesamte Füllungsrezeptur ca. 15-20

Bestandteile. Je nach Legierungszusammensetzung und Komplexität des Produktes können bis zu 25 verschiedene Bestandteile Verwendung finden.

Bei der Entwicklung von selbstschützenden Fülldrähten für die Pipelineschweißung werden fast ausschließlich basische Schlackenkonzepte zur Erreichung der hohen mechanisch/technologischen Anforderungen des reinen Schweißgutes eingesetzt. Beim untersuchten und optimierten Schweißzusatz für die Pipelineschweißung bildet ein BaF_2 -LiF- BaO - Fe_xO_y - Konzept das Basisschlackensystem. **Tab. 5-2** zeigt die Zusammensetzung der Basisrezeptur des selbstschützenden Fülldrahtes, die im Wesentlichen aus schlackenbildenden Stoffen, Legierungs-, Desoxidations- und Denitrierungselementen besteht. Diese Basisrezeptur bildet den Grundstock für die weiteren Versuche und Optimierungsschritte.

Ziel dieser Versuche ist die iterative Optimierung des Basisschlackensystems hinsichtlich der Schutzwirkung gegenüber der umgebenden Atmosphäre. Dabei gilt es grundsätzlich die Füllungsbestandteile zu variieren, um die Schutzwirkung zu verbessern (vgl. **Kap. 4.1.1- 4.1.3, Gleichung 4-2, Anlage 5-1, Kap. 5.1.3 - 5.1.8**). Ausgehend von der Basisrezeptur werden im ersten Schritt Variationen mit Karbonaten durchgeführt. Aufbauend darauf werden in einem weiteren Schritt dampfbildende Füllungskomponenten verändert. Die einzelnen Komponenten werden in 2%- Schritten geändert und der resultierende Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut nach Verschweißung des Prototypen gemessen. Aufstickende Füllungsbestandteile werden nicht zugesetzt.

Rohstoff	Hauptaufgabe des Rohstoffes im Schweißprozess	Anteil in der Füllung [%] Füllgrad: 28%
BaF₂	Schlackenbildner	30
LiF	Schlackenbildner	8
BaO*Fe_xO_y	Schlackenbildner	27
CaCO₃	Schlackenbildner/Schutzgasbildner	10
SiO₂	Schlackenbildner	4
FeSi	Legierungs-, Desoxidationselement	2,5
Mn	Legierungs-, Desoxidationselement	4
AlMg	Dampfbildner, Denitrierungs- und Desoxidationselement	12
Ni	Legierungselement	2,5

Tab. 5-2: Basisrezeptur des selbstschützenden Fülldrahtes

cross section analyses summary / Querschliffanalyse

wire / Draht:	trial A	nominal diameter / Nennmaß [mm]:	2
---------------	---------	----------------------------------	---

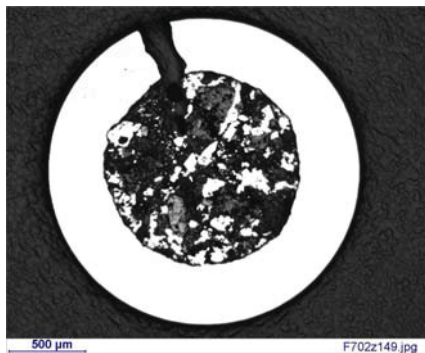
portion of the areas / Flächenanteile [%]:			
cross section nr. / Querschliff Nr.:	metal / Band:	filling / Füllung:	gap / Spalt:
1	57,4	41,1	1,5
2	56,1	42,5	1,5
3	57,1	41,5	1,4
4	57,3	41,0	1,6
6	57,8	40,7	1,5
5	55,7	42,1	2,2

this cross section evaluation was excluded for the following calculations

wall thickness of the wire / Wanddicke des Drahtes [mm]*:							
cross section nr. / Querschliff Nr.:	measurment angle / Meßwinkel:				min	max	overlapping angle / Überlappungswinkel [°]:
	0°	90°	180°	270°			
1	0,350	0,400	0,400	0,350	0,340	0,400	0
2	0,350	0,360	0,400	0,350	0,340	0,400	0
3	0,330	0,350	0,400	0,350	0,330	0,400	0
4	0,340	0,350	0,400	0,350	0,340	0,400	0
5	0,330	0,360	0,360	0,360	0,330	0,380	0
6	0,340	0,360	0,400	0,380	0,340	0,400	0
							0
							0

average portion of the: / durchschnittlicher Anteil des/der:		average value / Mittelwert:	
metal / Bandes [%]:	57,1	wallthickness / Wanddicke [mm]**:	0,371
filling / Füllung [%]:	41,4	overlapping angle / Überlappungswinkel [°]:	0
gap / Spaltes [%]:	1,5	standard deviation / Standardabw.:	
standard deviation of the: / Standardabweichung des/der:		wallthickness / Wanddicke [mm]**:	0,022
metal / Bandes [%]:	0,63	overlapping angle / Überlappungswinkel [°]:	0,000
filling / Füllung [%]:	0,70		
gap / Spaltes [%]:	0,07		

typical picture:



*remark to the measurement angle for evaluation of the wallthickness of the wire tube:
the measurements around the circumference begins at the overlapping zone (0°) and goes like a watch.
**: the "values for wallthickness " were calculated with the values at the 90°, 180° and 270° measurement angle.

Abb. 5-8: Querschliffanalyse des selbstschützenden Fülldrahtes zur Überprüfung von Füllungsvariationen auf die Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre

5.2.4 Verbesserung der Schutzwirkung - Ergebnisse- Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut

Der Stickstoffgehalt ist das primäre Ergebnis der Versuche, das Schweißverhalten respektive der Tropfenübergang dient als sekundäres Ergebnis. Beide sind tabellarisch in **Anlage 5-3** und **Anlage 5-4** dargestellt.

5.2.4.1 Variationen mit Karbonaten zur Verbesserung der Schutzwirkung - Ergebnisse

Anlage 5-3 zeigt die Ergebnisse bei Zugabe von 2, 4 und 6% Karbonaten zur Basisrezeptur. Aus Vorversuchen wurden aus schweißtechnischer Sicht die Komponenten FeCO_3 und Na_2CO_3 als Bestandteile der Basisrezeptur ausgeschlossen, da zum einen ein sehr grobtropfiges Schweißverhalten bei Zugabe von Eisenspat und ein starkes Nachdrängen der Schlacke bei Zugabe von Soda erreicht wurden.

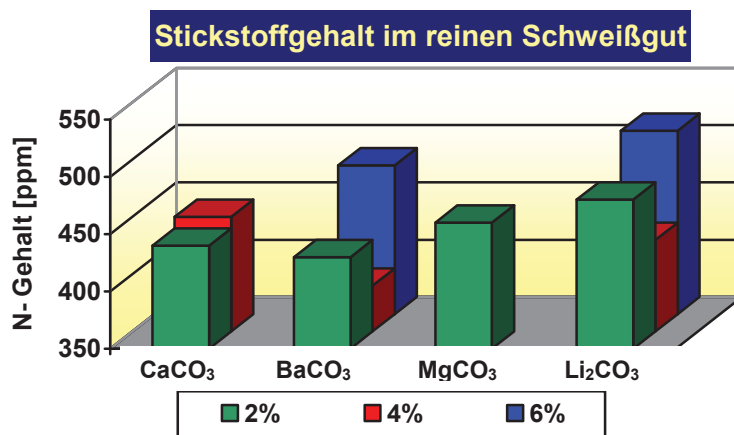


Abb. 5-9: Stutzwirkung bei Zugabe von Karbonaten – Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut

Abb. 5-9 zeigt die Ergebnisse des Stickstoffgehaltes im reinen Schweißgut bei Zugabe interessanter Karbonate. Bei Zugabe von 6% CaCO_3 bzw. 4% und 6% von MgCO_3 wurde eine Porenbildung verursacht, die im Allgemeinen auch bei geringer Schutzwirkung durch den hohen Stickstoffgehalt auftritt. Ein relatives Optimum in dieser Versuchsreihe wurde mit 4%

BaCO_3 mit unter 400 ppm Stickstoff im reinen Schweißgut erreicht. Erfahrungsgemäß liegt die Standardabweichung des Stickstoffgehaltes bei ca. 20ppm. Bei einem durchschnittlichen Stickstoffgehalt von über 450 ppm (Basisrezeptur) zeigt die Zugabe von 4% BaCO_3 eine deutliche Verbesserung der Schutzwirkung. Ein weiterer Effekt konnte bei dieser Versuchsreihe identifiziert werden. Die Erhöhung der Karbonatanteile in der Basisrezeptur führte im überwiegenden Teil dieser Versuche zu einem grobtropfigen Werkstoffübergang und letztendlich zu einem instabilen Schweißverhalten. Auch ist eine erhöhte Neigung zur Porenbildung festzustellen.

5.2.4.2 Variationen mit dampfbildenden Elementen zur Verbesserung der Schutzwirkung - Ergebnisse

Als besonders attraktiv für die Dampfbildung sind Fluoride anzusehen, da der Effekt der Wasserstoffreduktion durch Flusssäurebildung (HF) einen zusätzlichen Vorteil bietet. Weiters kann durch volatile Metalle wie Mg eine schützende Atmosphäre aufgebaut werden. **Anlage 5-4** zeigt die Ergebnisse bei Zugabe von 2%, 4% und 6% einzelner interessanter Dampfbildner zur modifizierten Basisrezeptur (Basisrezeptur + 4% BaCO_3). Die Zusammenstellung der Rohstoffe

erfolgte aus theoretischen Erkenntnissen (vgl. **Kap. 4.1.2**), sowie aus praktischen Versuchen, siehe **Kap. 5.1.7**.

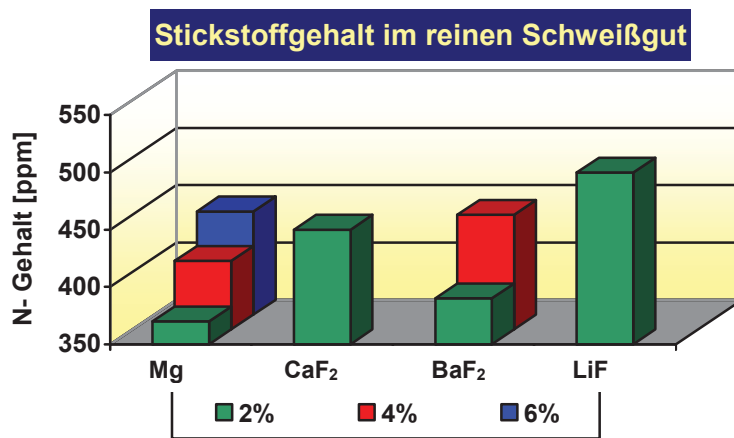


Abb. 5-10: Stützwirkung bei Zugabe von dampfbildenden Bestandteilen – Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut

Bei zunehmendem Gehalt an Fluoriden zeigt sich ein sehr grobtropfiger Werkstoffübergang. Teilweise konnte bei Zugabe von 6% eines Fluorids keine Schweißung durchgeführt werden. Vergleichsweise neutral ist das Verhalten von BaF₂ einzuschätzen. Bei Zugabe von 2% dieses Rohstoffes konnte mit 390 ppm ein ähnlich niedriger Stickstoffgehalt wie bei

Verwendung der modifizierten Basisrezeptur erhalten werden (siehe **Abb. 5-10**). Natürlich ist dabei auf die Standardabweichung der Stickstoffgehalte zu verweisen, sodass dieser Wert innerhalb der üblichen Schwankungsbreite der optimierten Standardrezepte liegen kann. Positive Ergebnisse konnten mit Hilfe von Mg als Schutzgasbildner erzielt werden. Ein Stickstoffgehalt von 370 ppm bildet ein weiteres relatives Optimum in der Versuchsreihe. Auch bei Veränderung von dampfbildenden Stoffen hier ist aber ein grobtropfiger Werkstoffübergang, der durch zu hohe Zugabe von dampfbildenden Elementen bewirkt wird, von Nachteil.

5.2.4.3 Veränderung der Schweißeigenschaften bei Erhöhung der Schutzgas- und dampfbildenden Elemente

Aus den vorhergehenden Versuchen wurde die Tendenz zur Verringerung der Tropfenfrequenz (größere Tropfen) bei Erhöhung der schutzgas- und dampfbildenden Elemente beobachtet. Diese Elemente bilden daher nur relativ schmale lokale Optima aus. Bei Verringerung der Anteile ist der Schutz vor der umgebenden Atmosphäre ungenügend und die Stickstoffwerte im Schweißgut erhöhen sich. Bei zu hohem Anteil wird der Tropfenübergang negativ beeinflusst und die Stickstoffgehalte im Schweißgut nehmen ebenfalls zu.

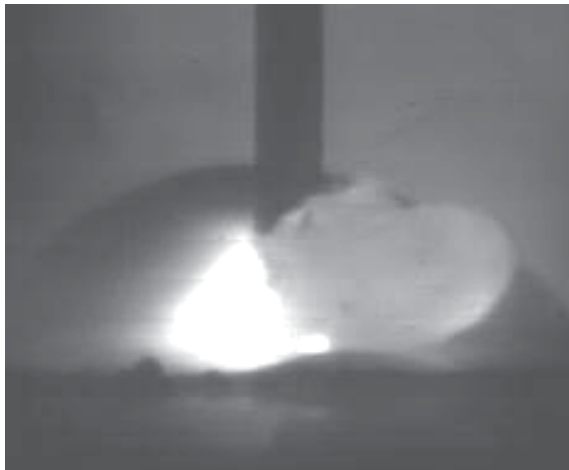


Abb. 5-11: maximaler Tropfendurchmesser bei Einsatz von 20g LiF zur modifizierten Basisrezeptur

Beim Verschweißen von Drähten mit Neigung zur Grobtropfigkeit bilden sich große Tropfen, die längere Zeit der Luft ausgesetzt sind und dadurch mehr Stickstoff aufnehmen. Dieser Zusammenhang wurde durch Prüfung ausgewählter Drähte am Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Umformtechnik der TU- Graz untersucht.

Abb. 5-11 zeigt exemplarisch ein Bild des Tropfenübergangs bei hoher Menge an dampfbildenden Elementen (modifizierte Basisrezeptur +2% LiF). Dabei ermittelte maximale Tropfendurchmesser betrug ca. 4,5-

5,5mm. **Abb. 5-12** zeigt das Verhalten der Tropfengröße in Abhängigkeit von der Menge an Schutzgasbildnern. Der Grund dieses Verhaltens liegt in den geänderten Kraftverhältnissen beim Tropfenübergang.

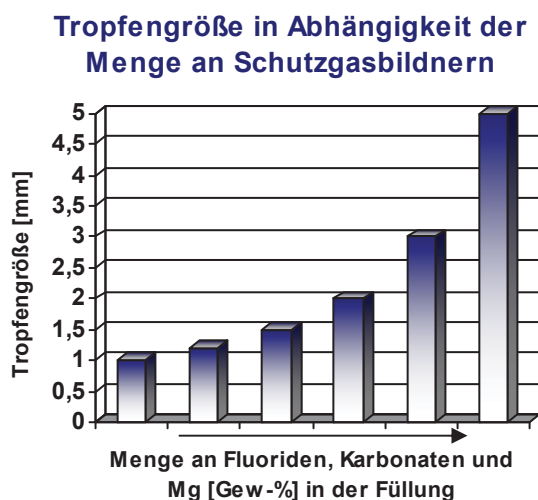


Abb. 5-12: Tropfengröße in Abhängigkeit der Menge an Schutzgasbildnern – quantitative Darstellung

Bei Erhöhung des Anteils dampfbildender Elemente steigt auch die Dampfkraft, die entgegengesetzt zum Tropfenübergang wirkt (vgl. **Kap. 4.2.1; Gleichung 4-4**). Es bildet sich sozusagen ein „Dampfpolster“ in der hocherhitzten Zone des Lichtbogens aus, der den Tropfenübergang behindert. Bei Erhöhung des Karbonatanteils wird zusätzlich der Wärmestrom im Lichtbogenraum beeinflusst. Ein erhöhter Gehalt an CO₂ im Plasma schnürt das Kernplasma des Lichtbogens durch die erhöhte

Wärmeableitung ein, wodurch sich die Lichtbogenkräfte - im speziellen die Pinchkraft verändert (vgl. **Kap. 4.2.1; Abb. 4-13**). Ein Einschnüren des Kernplasmas verursacht auch eine Richtungsänderung der Pinchkraft, was zu einer behinderten Tropfenablösung und dadurch zu größeren Tropfen führt (vgl. **Kap. 4.2.1; Gleichung 4-6**). Dieses Verhalten ist grundsätzlich von der Schweißung mit gasgeschützten Fülldrähten bei Einsatz unterschiedlicher Schutzgase (Mischgas versus 100% CO₂) bekannt, für selbstschützende Fülldrähte gilt dieser Sachverhalt

in ähnlicher Weise, was durch diese Versuche bestätigt werden konnte. Die Tropfenfrequenz sinkt bei erhöhtem Einsatz von dampf- und schutzgasbildenden Elementen bis zu 50%.

Auch ist im Gegensatz zur Stabelektrodenschweißung bei Erhöhung von dampf- und schutzgasbildenden Elementen über einen bestimmten Bereich ein erhöhter Stickstoffgehalt im Schweißgut festzustellen. Eine wesentliche Erkenntnis wurde durch Beobachtung des Tropfenübergangs in Zusammenhang mit der Schutzwirkung in dieser Arbeit festgestellt.

Eine optimale Tropfengröße ist von der Füllungsrezeptur abhängig, wobei Änderungen in der Rezeptur abhängig vom Füllungselement und Menge einen starken Einfluss auf den Tropfenübergang ausüben. Ein Optimum für einen niedrigen Stickstoffgehalt kann auch indirekt durch den Tropfendurchmesser beschrieben werden.

Eine Analyse der Korrelation von Tropfendurchmesser und dem Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut zeigt einen optimalen Betriebspunkt bei einer maximalen Tropfengröße von 1,5 mal dem Drahtdurchmesser.

5.2.4.4 Optimierung der Schutzwirkung durch geeignete Füllungskonzeption

Grundlage für die Optimierung der Schutzwirkung bietet die modifizierte Basisrezeptur mit 2% Magnesium aus **Kap. 5.2.4.2**. Aufbauend auf diesem System werden lichtbogenstabilisierende Elemente zugegeben, um die durchschnittliche Tropfengröße zu senken. Durch eine kombinierte Zugabe von Schutzgasbildnern (Mg und BaF₂) wird versucht, die optimale Tropfengröße (Tropfenfrequenz) mit gleichzeitig unveränderter Schutzwirkung einzustellen.

Abb. 5-13 zeigt das Verhalten der Stickstoffaufnahme bei Änderung der Füllungskonzeption. Die entsprechenden Datenpunkte stammen aus den Versuchen zur Optimierung der Basisrezeptur.

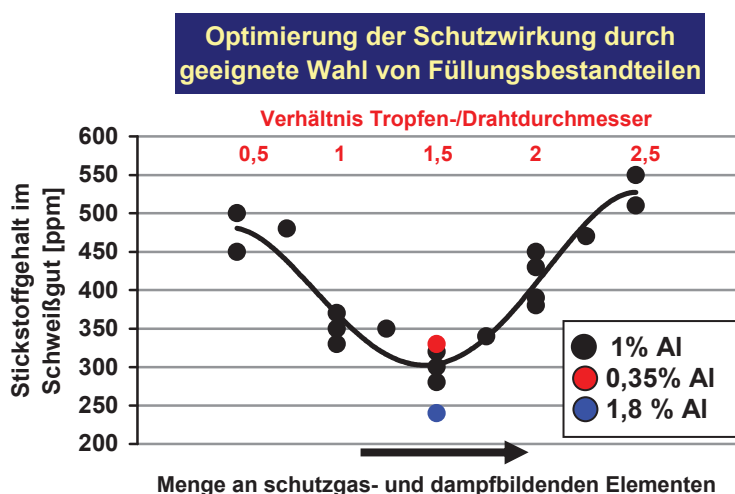


Abb. 5-13: Optimierung der Schutzwirkung bei selbstschützenden Fülldrähten

Nach Erreichen eines Optimums durch Zugabe von schutzgas- und dampfbildenden Elementen wird die Stickstoffaufnahme durch eine längere Verweildauer des Tropfens an Luft wieder erhöht. Ist die Menge an schutzgasbildenden Elementen in der Füllung zu gering, sind ebenfalls höhere Stickstoffgehalte durch einen geringeren Gasschutz vorzufinden. Dieser Zusammenhang zeigt dass der Schutz des

flüssigen Metalls vor der umgebenden Atmosphäre nur zu einem gewissen Grad möglich ist. Die niedrigsten Stickstoffgehalte bei Ausnutzung aller entwicklungstechnischen Möglichkeiten können bei Legierungen mit 1%Al (ca. 260-320ppm) gefunden werden.

Da selbstschützende Fülldrähten mit Aluminium bis zu Gehalten von 1,8% legiert werden können und diesem Element besondere Eigenschaften zukommen, wurden weitere Versuche mit unterschiedlichen Al-Gehalten angeschlossen. Bei einem Al- Gehalt von 1,8% kann eine weitere Verringerung des Stickstoffgehaltes im Schweißgut erreicht werden. Es ist diesbezüglich zu prüfen, ob sich in Abhängigkeit der Art und Menge von Denitrierungselementen stabile Nitride bereits bei hohen Temperaturen – in der Schmelze – bilden können und somit ausgeschieden werden.

Interessant erscheint in diesem Zusammenhang natürlich auch, wie die Schutzwirkung bei herkömmlichen Schweißzusatzmaterialien einzuschätzen ist.

5.2.4.5 Vergleich der Schutzwirkung eines selbstschützenden Fülldrahtes mit anderen Schweißzusätzen

Bei der Betrachtung der Schutzwirkung ist auch ein Vergleich mit herkömmlichen Produkten für die Pipelineschweißung von Interesse. Speziell gilt das für jene Produkte, die ebenfalls ohne externes Schutzgas verarbeitet werden und die umgebende Atmosphäre durch Dissoziation und Verdampfung von Umhüllungsbestandteilen fernhalten.

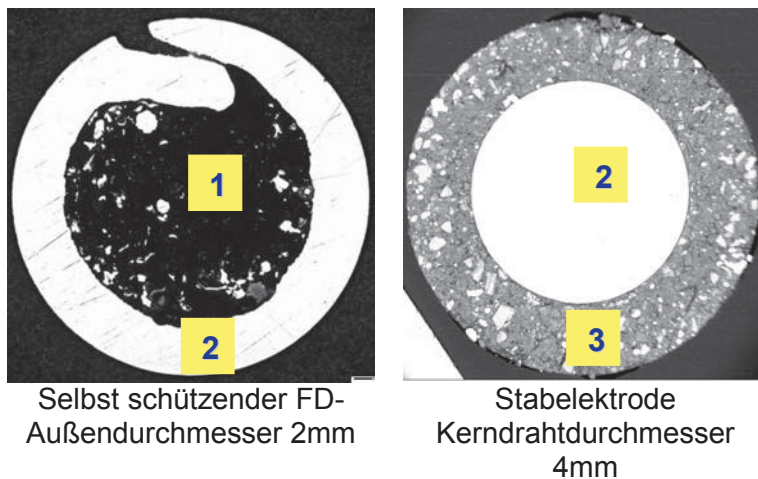


Abb. 5-14: Vergleich der Querschliffanalyse von unterschiedlichen Schweißzusätzen; 1...Füllung; 2...Metall; 3...Umhüllung

Abb. 5-14 zeigt den Querschliff eines selbstschützenden Fülldrahtes im Vergleich zur Stabelektrode. Aus den beiden Bildern kann der volumsmäßige Anteil an Metall (Kernstab bzw. Metallband) sowie der Anteil an Füllung und Umhüllung ermittelt werden. Der Vergleich zwischen den Produkten zeigt ein geringfügig höheres Verhältnis von Umhüllung zu Metall bei der Stabelektrode als Füllung zu Metall beim Fülldraht.

Es ist jedoch anzumerken, dass in Abhängigkeit vom Stabelektrodentyp ein gewisser Eisengehalt über die Elektrodenhülle „zulegiert“ wird. Aus diesem Grund ist es von

größerem Interesse, die Massenanteile von „Schlackenbildnern“ den Metallanteilen (z.B. Kernstab plus Eisenpulver in der Hülle) gegenüberzustellen.

Schweißzusatz- Typ	Selbst schützender FD	Stabelektrode		
		Zellulose	Basisch steigend	Basisch fallend
Massenverhältnis Füllung/Strip bzw. Umhüllung/Kernstab	0,2-0,3	0,15-0,2	0,25-0,3*	0,4-0,55**
Massenverhältnis Schlacke/Metall	0,15-0,24	0,12-0,16	0,16-0,19	0,15-0,21

Tab. 5-3: Vergleich der Massenverhältnisse zwischen den verschiedenen Schweißzusätzen; (*geringer Gehalt an Eisenpulver in der Umhüllung; **hoher Gehalt an Eisenpulver in der Umhüllung); Basisch steigend: Basische Elektrode für die Steignachtschweißung, z.B. Böhler Fox EV Pipe; Basisch fallend: Basische Elektrode für die Fallnahtschweißung, z.B. Böhler Fox BVD 85

Tab. 5-3 zeigt die Massenverhältnisse für selbstschützende Fülldrähte und einzelne Stabelektrodentypen. Das Verhältnis Schlackenbildner zu Metall ist für alle Schweißzusätze ähnlich. Dies würde den Schluss zulassen, dass ähnliche Schutzwirkungen bei Schweißung mit selbstschützenden Fülldrähten und bei Stabelektroden angenommen werden können.

Schweißversuche und chemische Analysen des reinen Schweißgutes zeigen jedoch, dass sich

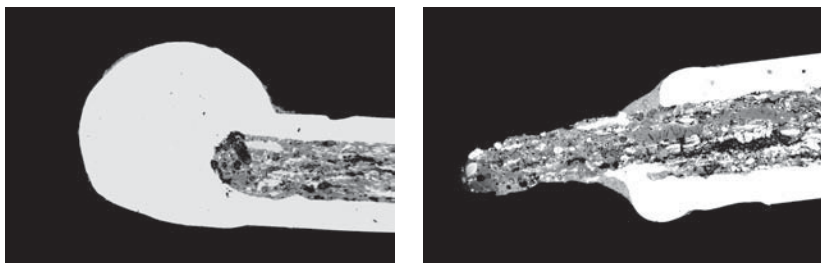


Abb. 5-15: Tropfenbildung beim Schweißen mit Fülldrähten

sehr unterschiedliche Stickstoffgehalte ergeben (siehe **Abb. 5-16**). Da der erhöhte Stickstoffgehalt weder von den verwendeten Rohstoffen noch aus dem Bandmaterial (Kernstab)

kommt, ist der Schweißprozess an sich, bzw. die Konzeption der Hülle/Füllung für das hohe Niveau verantwortlich. Durch die geometrischen Gegebenheiten bei Schweißung mit selbstschützenden Fülldrähten ist ein Luftzutritt nicht zu vermeiden, da die schützenden Bestandteile erst an die Oberfläche des flüssigen Tropfens austreten müssen, um ihn dort wirkungsvoll zu schützen (siehe **Abb. 5-15**). Der Gasschutz ist während des Aufschmelzens des Tropfens und während des Tropfenwachstums deutlich verringert, da die für den Schutz verantwortlichen Elementen im Inneren des Drahtes (Tropfens) eingeschlossen sind. Erst nach Ablösung des Tropfens kann durch die Verdrängung der Luft mit Bestandteilen aus der Füllung wieder eine schutzgasbildende Atmosphäre aufgebaut werden.

Im Gegensatz dazu wird bei Stabelektroden eine permanente Schutzwirkung durch die örtlichen Gegebenheiten (schutzgasbildende Elemente in der Elektrodenumhüllung) erreicht. Bei Stabelektroden gibt es somit keine Unterbrechung des Schutzmechanismus, wie bei der Schweißung mit selbstschützenden Fülldrähten. Der Schutzmechanismus bei selbstschützenden Fülldrähten ist als alternierender Prozess zu verstehen, was einen wesentlichen Unterschied darstellt und eine eigene Betrachtungsweise notwendig macht.

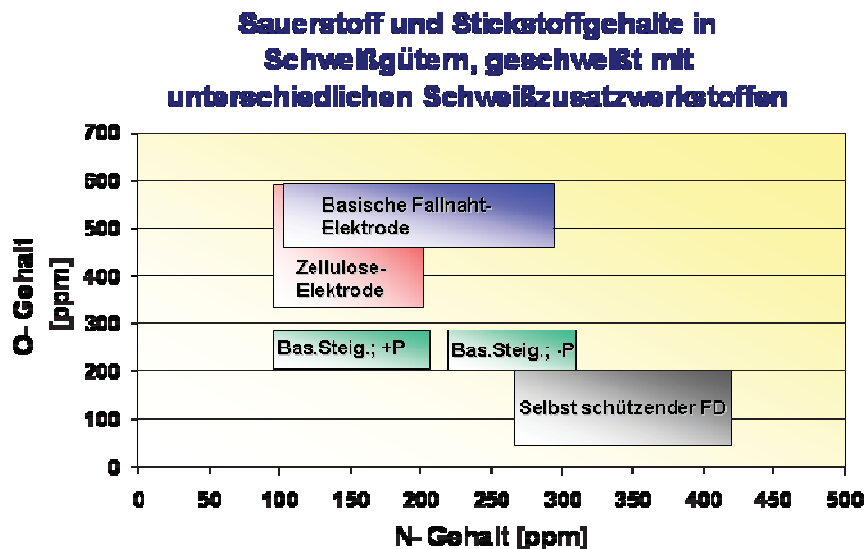


Abb. 5-16 zeigt die Sauerstoff- und Stickstoffgehalte von reinen Schweißgütern, die mit unterschiedlichen Schweißprozessen (Stabelektroden vs. selbstschützender Fülldraht) und Schweißzusatzwerkstoffen hergestellt wurden. Alle Schweißungen haben gemeinsam, dass die

Schutzwirkung durch die Füllungs- bzw. Umhüllungsbestandteile aufgebaut und erhalten wird. Bei Schweißung mit basischen Fallnahtelektroden ist eine größere Streuung des Stickstoffgehaltes im Schweißgut durch die größere Anfälligkeit gegenüber Parameteränderungen, wie Lichtbogenlänge, Schweißspannung feststellbar. Bei Zelluloseelektroden wird eine gute Schutzwirkung durch das „Verbrennen“ von Zellulose aus der Stabelektrodenhülle während der Schweißung erreicht. Bei der Schweißung mit basischen Elektroden für die Steignachtschweißung muss aufgrund verschiedener Schweißtechnologien zwischen positiver und negativer Elektrodenpolung unterschieden werden. Beim Plus- Pol (+P siehe **Abb. 5-16**) an der Elektrode wird durch die gute Schutzwirkung, die im hohen Anteil an Karbonaten und Fluoriden in der Umhüllung begründet ist, ein geringer Stickstoffeintrag erreicht. Bei Verwendung des Minus- Poles (-P) verschlechtert die un stabile und intensive Lichtbogencharakteristik die Schutzwirkung wesentlich, was hohe Stickstoffgehalte zur Folge hat. Das Metall- Lichtbogenschweißen mit Fülldrähten ohne externen Gasschutz führt zu hohen Stickstoffgehalten, durch die bereits beschriebenen Mechanismen. Die Sauerstoffgehalte im reinen Schweißgut aus **Abb. 5-16** sind informativ angegeben und bestätigen die Tatsache, dass der Sauerstoffgehalt im reinen Schweißgut nicht als Maß für die Schutzwirkung verwendet

werden kann (vgl. **Kap. 5.2.2**). Schweißgüter von selbstschützenden Fülldrähten würden in diesem Fall auch einen hohen Sauerstoffgehalt aufweisen.

5.2.5 Diskussion der Messergebnisse

Die wesentlichen Erkenntnisse für die Optimierung der Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre bei selbstschützenden Fülldrähten sind

- der alternierende Aufbau der Schutzatmosphäre im Gegensatz zu herkömmlichen Produkten und
- die Abhängigkeit der Schutzwirkung von der Tropfengröße.

Werden der Füllung geringe Mengen an schutzgaserzeugenden und verdampfenden Elementen beigemischt, ergibt sich eine ungenügende Schutzwirkung durch die zu geringe Verdrängungswirkung. Die Tropfengröße ist durch die geringen Dampfkraft und der positiv für die Tropfenablösung wirkenden Pinchkraft im Verhältnis zum Drahtdurchmesser klein. Bei Zugabe hoher Mengen an schutzgasbildenden Komponenten werden hohe Dampfkraft generiert. Es ändert sich auch die Kraftwirkung der Pinchkraft in eine zur Tropfenablösung entgegengesetzte Richtung. Durch das Entstehen von großen Tropfen und deren lange Verweildauer in der Atmosphäre werden hohe Stickstoffgehalte ins Schweißgut eingebracht. Zudem können schutzgasbildende Gase nicht aus dem Inneren des Tropfens entweichen und die Schutzwirkung fällt für die Zeit des Tropfenwachstums aus.

Die Optimierung der Schutzwirkung kann durch die richtige Wahl (Art und Menge) von schutzgasbildenden Komponenten erfolgen, wobei das Verhältnis von Tropfengröße zu Drahtdurchmesser als Indikator für die Schutzwirkung dienen kann. Ein Verhältnis von 1,5 ergibt niedrigste Stickstoffwerte. Karbonate mit hohen Dissoziationstemperaturen und Fluoride mit höheren Verdampfungstemperaturen in der Füllung sind zu bevorzugen. Werden Komponenten mit geringen Dissoziations- bzw. Verdampfungstemperaturen eingesetzt, lässt sich generell eine un stabile Tropfenablösung mit erhöhter Spritzerbildung feststellen. Der Grund für dieses Verhalten liegt in der erhöhten Druckbildung im Tropfeninneren während der Aufschmelzung des Metalls, die zu einem explosionsartigen, spritzerbehafteten Entweichen der Gase führt. Das Verhalten kann nur kompensiert werden, indem eine geringere Menge dieser Komponenten eingesetzt wird. Konsequenterweise ist dann mit einer geringeren Schutzwirkung zu rechnen. **Tab. 5-4** zeigt die optimierte Rezeptur des selbstschützenden Fülldrahtes. Ausgehend von der Basisrezeptur wurde iterativ in mehreren Optimierungsschritten die Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre erhöht. Mithilfe von Schutzgas- und dampfbildenden Komponenten konnte die „Luftverdrängungswirkung“ erhöht werden, die einhergehende ungünstigere Tropfenbildung (höhere Dampfkraft, geänderte Pinchkraft) konnte durch lichtbogenstabilisierende Stoffe kompensiert werden.

Allgemein kann festgestellt werden, dass sich selbstschützende Fülldrähte von Stabelektroden wesentlich unterscheiden. Bei letzterem Schweißzusatztyp besteht eine permanente Schutzwirkung durch Komponenten mit niedrigen Dissoziations- und Verdampfungstemperaturen. Bei selbstschützenden Fülldrähten ist eine alternierende Schutzwirkung mit eingeschränkter Nutzungsmöglichkeit von Rohstoffen gegeben.

Rohstoff	Hauptaufgabe des Rohstoffes im Schweißprozess	Anteil in der Füllung [%] Füllgrad: 28%
BaF ₂	Schlackenbildner – 3. Optimierungsschritt	28
LiF	Schlackenbildner	6
BaO*Fe _x O _y	Schlackenbildner	10
CaCO ₃	Schlackenbildner/Schutzgasbildner	8
SiO ₂	Schlackenbildner	3
FeSi	Legierungs-, Desoxidationselement	2,5
Mn	Legierungs-, Desoxidationselement	4
AlMg	Dampfbildner, Denitrierungs- und Desoxidationselement	27
Ni	Legierungselement	2,5
BaCO ₃	Schutzgasbildner (CO ₂) – 1. Optimierungsschritt	4
Mg	Dampfbildner – 2. (3.) Optimierungsschritt	3
Fe ₂ O ₃	Lichtbogenstabilisator – 3. Optimierungsschritt	1
Li ₂ CO ₃	Lichtbogenstabilisator – 3. Optimierungsschritt	1

Tab. 5-4: Optimierte Rezeptur des selbstschützenden Fülldrahtes

5.3 Quantitative und qualitative Bestimmung der dampfbildenden Elemente im Schweißrauch

5.3.1 Zielsetzung und Versuchsdurchführung

Ziel dieser Untersuchung ist das bei Versuchsschweißung selbstschützender Fülldrähte entstehende Rauchgas quantitativ und qualitativ zu bestimmen und einen Zusammenhang zur Dampfbildung der eingesetzten Bestandteile der Füllung herzustellen. Damit kann auf die Dampfbildung der Füllung während der Schweißung geschlossen werden.

Die quantitative Bestimmung der dampfbildenden Elemente im Schweißrauch kann durch eine standardisierte Schweißrauchanalyse nach EN ISO 15011-1 durchgeführt werden. Für die Untersuchungen wurden 2 Fülldraht- Prototypen herangezogen, die ihre gute Schutzwirkung durch unterschiedliche „Verdampfungskombinationen“ erzeugen.

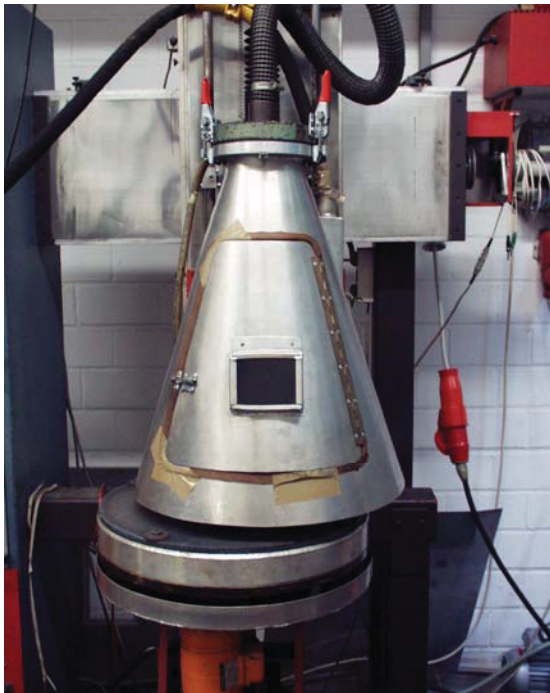


Abb. 5-17: Messung der Rauchgas Emissionen

Abb. 5-17 zeigt die so genannte „Schutzgasglocke“, der Messanlage am Institut für Schweiß- und Fügetechnik der RWTH Aachen, die für diesbezügliche Untersuchungen herangezogen wird. Unter dieser Schutzgasglocke wird die Schweißung mit dem zu untersuchenden Schweißzusatz durchgeführt. Der entstehende Schweißrauch wird abgesaugt und durch spezielle Glasfaserfilter geleitet. An diesem Filter bleiben auch feinste Partikel des Rauchgases haften und können nachträglich einer chemischen Untersuchung unterzogen werden. Durch Abwaage des Filters vor und nach der Schweißung kann die Schweißrauchmenge bestimmt werden und daraus die Emissionsrate des Schweißzusatzes auch für unterschiedliche

Parameter bestimmt werden.

Um eine hohe Messgenauigkeit zu erreichen, werden je Parametereinstellung vier Schweißungen durchgeführt, aus denen der Mittelwert errechnet wird.

Zur Überprüfung der Rauchgasmenge bei unterschiedlicher Parametereinstellung (Drahtvorschubgeschwindigkeit) wurden 3 Stromstärkeneinstellungen gewählt, die auch bei der praktischen Anwendung des Schweißzusatzes eine hohe Akzeptanz aufweisen. Der gesamte Prüfumfang von 12 Messungen wurde zusätzlich einer nasschemischen Untersuchung, zur qualitativen Bestimmung der Elemente im Schweißrauch, unterzogen.

5.3.2 Bestimmung der Schweißrauchmenge bei unterschiedlichen Schweißparametern

Abb. 5-18 zeigt die entstehende Rauchgasmenge bei Schweißung mit unterschiedlichen Drahtfördergeschwindigkeiten. Hierbei ist festzustellen, dass bei diesen Untersuchungen nur partikelförmige Bestandteile des Rauchgases gemessen werden. Jene Partikel des Rauchgases, die im Filter der Messanlage anhaften, gewogen und analysiert werden. Sauerstoff, Stickstoff, Kohlenmonoxid, Kohlendioxid, u.a. werden demnach nicht gemessen.

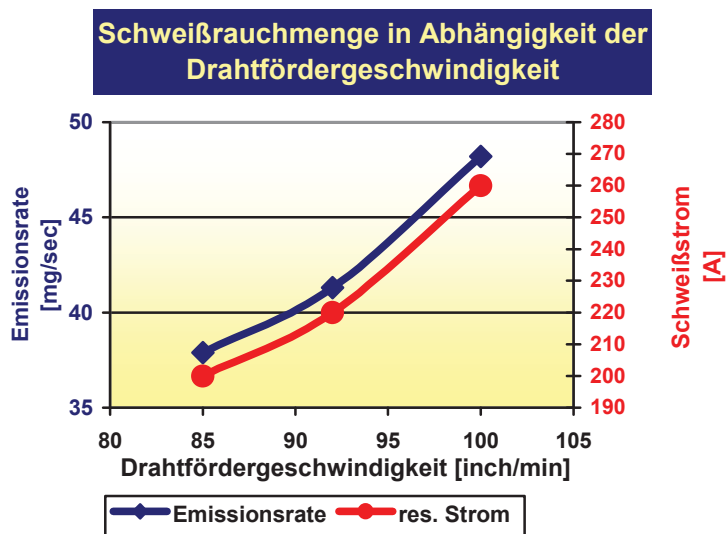


Abb. 5-18: entstehende Rauchgasmenge in Abhängigkeit der Drahtfördergeschwindigkeit

Zusätzlich ist die Beziehung zwischen Schweißstrom und Drahtfördergeschwindigkeit dargestellt. Sie zeigt ein typisches nichtlineares Verhalten.

Bei Erhöhung der Drahtvorschubgeschwindigkeit nimmt durch den höheren Eintrag an Füllungsbestandteilen auch die Rauchgasmenge zu. Der Verlauf der Emissionsrate kann ebenso als nichtlinear beurteilt werden, da für die Verdampfung/Dissoziation der Füllungselemente die Temperatur

bzw. näherungsweise der Schweißstrom bestimmend sind.

Aus **Abb. 5-18** ist eine gute Korrelation zwischen Schweißstrom und Emissionsrate festzustellen. Für vergleichende Untersuchungen bei Rauchgasanalysen ist es deshalb vom besonderen Interesse die Parameter Schweißstrom und Schweißspannung konstant zu halten. Die resultierende Emissionsrate der erzeugten Schutzgase kann mit mehr als 35 mg/sec. im Vergleich zu herkömmlichen Produkten hoch eingeschätzt werden. Unterschiede in der Emissionsrate bei Verwendung der beiden unterschiedlichen Fülldrahttypen wurden nicht festgestellt. Es ist von einer identen Menge an Schutzgas auszugehen.

5.3.3 Quantitative Bestimmung der dampfbildenden Elemente im Schweißrauch

Die Rauchgaszusammensetzung wird durch eine chemische Analyse der am Filter anhaftenden Partikel bestimmt. Diese Partikel stammen aus der Kondensation verdampfter Elemente (z.B. Mg, LiF, u.a.). Im dampfförmigen Zustand sind sie wesentlich an der Schutzwirkung für den flüssigen Tropfen vor der umgebenden Atmosphäre beteiligt.

Die Anteile eines Elementes im Schweißrauch werden auf eine bestimmte Menge Schweißrauch bezogen und als Masse der untersuchten Elemente pro Masse Schweißrauch (m/m) angegeben. Die auf 100% fehlende Masse an Schweißrauch setzt sich aus den nicht partikelförmigen Anteilen der entstehenden Emissionen zusammen (Sauerstoff, Kohlendioxid, etc.)

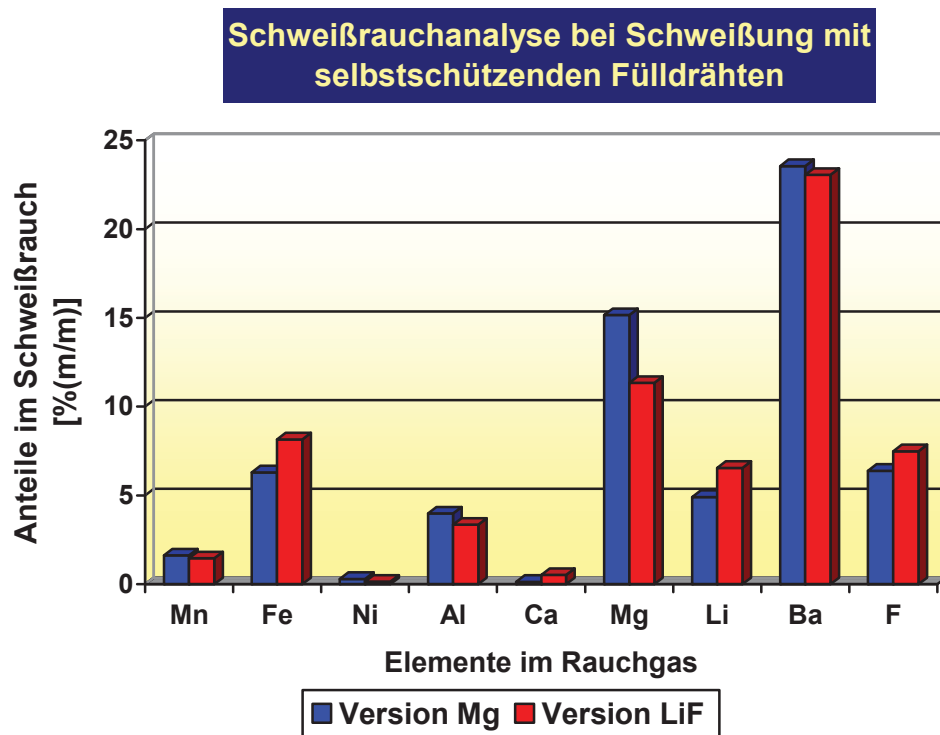


Abb. 5-19: Schweißrauchanalyse von Rauchgasen bei Schweißung mit selbstschützenden Fülldrähten

Abb. 5-19 zeigt die Zusammensetzung des Schweißrauches bei Verwendung von zwei verschiedenen selbstschützenden Fülldrahttypen. System 1 (Version Mg) weist im Gegensatz zu Version 2 einen um 2% höheren Mg- Anteil in der Füllung auf, der durch eine Verringerung von LiF erreicht wurde. Ansonsten wurde das Füllungssystem nicht verändert. Die Rauchgasanalyse spiegelt diese Füllungsunterschiede wieder. Abgesehen von den entwicklungstechnischen Variationen besteht das Schutzgas (Rauchgas) vor allem aus den Reaktionsprodukten der Basisrezeptur. Der hohe Anteil an Barium ist den Komponenten BaF_2 und BaCO_3 , der Lithium- Anteil den Komponenten LiF und Li_2CO_3 , der Anteil an Mg den Elementen Mg und AlMg aus der Füllung zuzuschreiben. Der Eisenanteil im Schutzgas resultiert aus der Verdampfung von Bandmaterial, aus der Verdampfung des Füllungsbestandteiles Fe_2O_3 und in geringem Ausmaß aus der Verdampfung des Grundwerkstoffes. Der Anteil an Al stammt aus der Verdampfung von AlMg - und Al- Pulver aus der Füllung.

5.3.4 Erkenntnisse aus den Rauchgasuntersuchungen

Die Emissionsrate korreliert sehr deutlich mit dem Schweißstrom (vgl. **Kap. 4.1.2.1**), welcher wiederum von der Drahtvorschubgeschwindigkeit, Spannung und Kontaktrohrabstand abhängig ist. Wesentlich erscheint jedoch der direkte Zusammenhang zum Schweißstrom, der wie in der Literatur [149,151,156,160] beschrieben, den entscheidenden Einfluss auf die Dampfbildung ausübt.

Aus der chemischen Analyse des Schweißrauches lässt sich auch erkennen, dass die hauptsächliche Dampfentwicklung im Tropfenstadium stattfindet. Das kann aus dem Verhältnis zwischen dem Eisengehalt und den Schlackenbestandteilen im Schweißrauch geschlossen werden. Im Schweißrauch lassen sich nur relativ niedrige Eisengehalte feststellen, die aus dem Bandmaterial und dem Eisenoxid im Schlackenüberzug des Tropfens entspringen. Relativ höhere Gehalte anderer Elemente im Dampf finden ihren Ursprung im Schlackenüberzug des Tropfens. Ein Vergleich der Massenverhältnisse macht dies deutlich. Das Verhältnis von Fe-Dampf zum entstehenden Dampf resultierend aus den Schlackenbestandteilen kann mit kleiner als 1/6 angegeben werden (vgl. **Abb. 5-19**). Im Gegensatz kann das Verhältnis von Schlacke zu Metall des Fülldrahtes mit ca. 1/5 beziffert werden (vgl. **Tab. 5-3**). Ausgehend von diesem Missverhältnis (ca. 1/30) ist von einer überwiegenden Verdampfung von Schlackenbestandteilen aus dem Tropfenüberzug auszugehen.

Betrachtet man die Verdampfung der Füllungsanteile (Schlacke), so ist das Finden einer Korrelation schwierig, da

- sich verschiedene Phasen eines Elementes in der Füllung befinden
- verschiedene Gesamt Mengen eines Elementes in der Füllung befinden
- eine überwiegende Schlackenbildung vor der Verdampfung stattfinden wird
- eine direkte Verdampfung des Füllungsbestandteiles nicht von einer indirekten Verdampfung des durch Desoxidation oder Komplexschlackenbildung umgewandelten Produktes unterschieden werden kann
- die Dampfdrücke von Komplexschlacken nicht bekannt sind
- und eine oxidationsfördernde Verdampfung vorherrschend ist.

Vergleicht man jedoch die beiden Elemente Al und Mg, die beide durch die Füllung eingebracht werden, so ist durchaus eine um das doppelte erhöhte Verdampfung von Mg zu erkennen. Natürlich darf in diesem Zusammenhang die Desoxidationsneigung, die Bindung des Al an N, die unterschiedlichen Oxidationsstufen und das unterschiedliche Verdampfungsverhalten der Oxide nicht vernachlässigt werden, da auch sie den Prozess verändern.

Allgemein kann auch eine hohe Verdampfung von Fluor festgestellt werden. Ein Vergleich des Verdampfungsverhaltens der zwei unterschiedlichen Füllungsmodifikationen korreliert gut mit den eingesetzten Rohstoffen. Im ersten System mit erhöhtem Mg- Gehalt konnte eine höhere Menge an Mg im Dampf gefunden werden. Auch im System mit erhöhtem LiF (geringerer Gehalt an Mg) konnten mehr LiF- und weniger Mg- Dampfpartikel nachgewiesen werden.

5.4 Zusammenfassende Ergebnisse und Erkenntnisse der Untersuchungen zur Erhöhung der Schutzwirkung – Aussagekraft und Fortschritte für die Entwicklung des alternativen Schweißzusatzwerkstoffes

Die Qualität von selbstschützenden Fülldrähten ist wesentlich geprägt von der Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre. Deswegen werden Füllungsbestandteile zugesetzt, die während der Schweißung in der Reaktionszone des Lichtbogens dissoziieren und verdampfen und somit die umgebende Atmosphäre (Luft) verdrängen. Damit wird die Stickstoff-, Sauerstoff- und Wasserstoffaufnahme ins Schweißgut reduziert und die Anfälligkeit gegenüber Porosität und niedrige mechanisch/technologischen Gütwerte und Alterung erheblich vermindert. Essentiell erscheint in diesem Zusammenhang die Ermittlung der Dissoziations- und Verdampfungsneigung der Stoffe. Dadurch können durch Kenntnis des Stoffverhaltens für nachfolgende Entwicklungsschritte bestmögliche Bedingungen geschaffen werden.

Nach Messung des Dissoziationsverhaltens von Einzelkomponenten und Pulvermischungen konnten gezielt Versuche zur Reduzierung des Stickstoffgehaltes (d.h. des Stickstoffzubrandes aus der umgebenden Luft) durchgeführt werden.

Positive Ergebnisse wurden mit BaCO_3 – einem Rohstoff mit hoher Dissoziationstemperatur – erreicht. Allgemein kann bei Zugabe von Karbonaten in die Füllung bis zu einem gewissen Grad eine Verringerung der Stickstoffaufnahme erreicht werden. Nach einem Optimum führt weitere Zugabe von Karbonaten zu einem grobtropfigen Schweißverhalten, da durch die längere Zeit bis zur Ablösung des flüssigen Tropfens wieder die Stickstoffaufnahme aus der Luft gefördert wird.

Weiters konnte bei Auswertung von mehr als 40 Versuchsdrähten eine klare Tendenz festgestellt werden, dass Karbonate mit geringer Dissoziationstemperatur für den Einsatz bei selbstschützenden Fülldrähten wenig geeignet sind, da der Tropfenübergang durch die erhöhte Spritzerbildung, wesentlich verschlechtert wird. Die durch thermogravimetrische Untersuchung des Dissoziationsverhaltens angenommene verbesserte Schutzwirkung der Kombination von CaCO_3 und BaCO_3 , die in einem großen Temperaturbereich CO_2 abspaltet, konnte aus diesem Grund nicht bestätigt werden. Gute Gesamtergebnisse konnten nur bei Zugabe von Karbonaten mit hoher Dissoziationstemperatur bzw. bei geringerer Zugabe von Karbonaten mit geringer Dissoziationstemperatur erreicht werden, wobei im zweiten Fall die Schutzwirkung vermindert ist. Eine klar bessere Möglichkeit zur Erhöhung der Schutzwirkung ergab sich durch Einsatz von Fluoriden und weiteren dampfbildenden Elementen. Diese Elemente fördern zwar auch einen grobtropfigen Werkstoffübergang durch die auftretenden Rückstoßkräfte, jedoch werden durch elektrische Effekte (Änderung der Richtung der elektromagnetischen Kräfte) verbesserte Tropfenübergangsbedingungen geschaffen, die die „Auslagerungszeit“ an Luft minimieren und

damit den Stickstoffzubrand verringern. Positiv wirkt sich auch die Zugabe von lichtbogenstabilisierenden Elementen aus, da bei gleicher Menge an dissozierend- und verdampfend- wirkenden Bestandteilen in die Füllung die Tropfenübergangsfrequenz erhöht wurde und damit die Auslagerungszeit an Luft verringert wird.

Durch diese Basisuntersuchungen und Erkenntnisse der wechsel- wirkenden Prozesse im Lichtbogen konnte eine Verringerung des Stickstoffzubrandes von anfänglich 450 ppm bis unter 300 ppm bei Anwendung einer dreimalig modifizierten Basisrezeptur erreicht werden. Dies kann als bedeutender Fortschritt in der Entwicklung von selbst schützenden Fülldrähten gewertet werden. Allerdings ist diese Reduktion im Vergleich zu herkömmlichen Produkten (Stabelektroden) noch zu gering, sodass mit nachfolgender Stickstoffabbinding (Killing) im Schweißgut gearbeitet werden muss.

Eine Abrundung der Versuche zur Evaluierung der Schutzwirkung konnte durch quantitative und qualitative Messung des entstehenden Schutzgases durchgeführt werden. Es konnte eine sehr gute Korrelation durch Vergleich der dampfbildenden Elemente in der Füllung und im „Schutzgas“ erkannt werden.

5.5 Abbinding des überschüssigen Stickstoffes im Schweißgut

Durch den optimierten aber dennoch ungenügenden Schutz des flüssigen Metalls vor der umgebenden Atmosphäre kommt es bei selbstschützenden Fülldrähten zu einem erheblichen Zubrand an Stickstoff. Dieser hohe Stickstoffgehalt führt bei unlegierten Schweißgütern ohne entsprechende Gegenmaßnahmen in jedem Fall zu einer ungünstigen Beeinflussung der Eigenschaften. So kommt es bei hohen Stickstoffgehalten zu Porenbildung, bei mäßig hohen Stickstoffgehalten werden die Zähigkeits- Eigenschaften als auch die Alterungsbeständigkeit negativ beeinflusst (vgl. **Kap. 4.4.3**). Um dem negativen Einfluss des Stickstoffes entgegenzuwirken, gilt es, diesen durch geeignete Legierungskonzeption bzw. Füllungskonzeption abzubinden. Zum Abbinding können verschiedene Legierungselemente verwendet werden (siehe **Kap. 4.4.2**). Der mögliche Einsatz dieser Elemente für den untersuchten Schweißzusatz und der Testaufbau werden nachfolgend beschrieben.

5.5.1 Versuchsdurchführung für die Prüfung der Denitrierungselemente in selbstschützenden Fülldrähten

Wegen der weitaus größeren Variationsmöglichkeit erfolgt die Denitrierung des Schweißgutes meist durch die Füllung. Dazu sind Legierungselemente mit hoher Affinität zu Stickstoff nötig, die der Pulverfüllung beigemischt werden und bei entsprechenden Temperaturen stabile Nitride im Schweißgut bilden (vgl. **Kap. 4.4.2** bzw. **Abb. 4-31**).

Zur Denitrierung eignen sich speziell die Legierungselemente Zr, Ti, Al, Si und Mg. Das größte Denitrierungsvermögen weist Zr knapp gefolgt von Ti und Al auf. Diese Elemente genießen besondere Beachtung für den Einsatz bei selbstschützenden Fülldrähten. Wichtig für den Denitrierungsprozess ist - ähnlich wie bei den Desoxidations- Prozessen -, dass die Abbindung von Stickstoff in möglichst kurzer Zeit möglichst vollständig erfolgt. Die Affinität eines Elementes zu Stickstoff ist im Allgemeinen geringer, als jene zu Sauerstoff. Diese Beziehung muss bei der Legierung des Schweißzusatzwerkstoffes in Betracht gezogen werden. So wird für Schweißgüter mit hohen Stickstoff- und/oder Sauerstoffgehalten eine entsprechend große Menge an Denitrierungs-/Desoxydations- Elementen benötigt. Für eine Gesamtbetrachtung sind auch die Verdampfung dieser Elemente durch die Einwirkung des Lichtbogens und der Einfluss der Elemente auf das gesamte Schweißverhalten zu betrachten. Besonders müssen die Wechselwirkungen der Elemente mit dem Lichtbogen, die Schlackencharakteristik und der Einfluss auf das physikalische Verhalten des Schmelzbades berücksichtigt werden.

Nachfolgend wird der Einsatz von Denitrierungselementen für den selbstschützenden Fülldraht betrachtet. Dazu wurden Versuchsdrähte mit unterschiedlichen Gehalten an Denitrierungselementen hergestellt. Es gelten dabei die in **Kap. 5.2.3** und **Abb. 5-8** angeführten Bedingungen. Basierend auf der Auswertung mehrerer Dutzend Versuchsdrähte konnten diese Elemente kategorisiert und Empfehlungen für den weiteren Einsatz abgeleitet werden.

5.5.2 Diskussion des Einsatzes von Denitrierungselementen – Schweißtechnische Möglichkeiten und Limitationen

5.5.2.1 Zirkon

Zr weist von den betrachteten Elementen die höchste Affinität zu Stickstoff und die beste Denitrierungswirkung auf. Durch den relativ hohen Schmelzpunkt des reinen Metalls verdampft dieses Element nur in sehr geringem Ausmaß. Die Effizienz des Rohstoffes kann daher als sehr hoch eingeschätzt werden. Dieser Umstand kann allerdings auch zu unerwünschten Zr-Einschlüssen im Schweißgut führen, die durch den raschen Durchgang durch die Lichtbogenzone und der resultierenden unvollkommenen Aufschmelzung des

Legierungselementes hervorgerufen wird. Bei der Herstellung wurde deswegen die Korngröße des eingesetzten Rohstoffes auf eine bestimmte Größe limitiert, um beim Durchgang durch den Lichtbogen in jedem Fall eine Aufschmelzung zu gewährleisten.

Besondere Beachtung liegt jedoch auf dem resultierenden Schweißverhalten. Neben der positiven Denitrierungswirkung des Elementes treten bei größeren Zugaben von Zr Schwierigkeiten im Schweißprozess auf. Der Lichtbogen wird sehr instabil und kann als praktisch nicht beherrschbar eingestuft werden.

5.5.2.2 Zirkon-Aluminium

Um Einschlüsse in Schweißgütern zu vermeiden und um das Schweißverhalten zu verbessern, werden in der Schweißtechnik Mischverbindungen von Elementen (Zwei- oder Dreistoffsysteme) eingesetzt. Der Vorteil dieser Metallverbindungen liegt im geringeren Energiebedarf zur Aufschmelzung. Durch Wahl einer nahezu eutektischen Zusammensetzung können in vielen Fällen störende Einflüsse vollkommen ausgeschaltet werden. Meist finden Zweistofflegierungen wie z.B. ZrAl Anwendung, aber auch Dreistofflegierungen mit unterschiedlichen Legierungselementen und in verschiedenen Verhältnissen gewinnen an Akzeptanz.

Als sehr guter Kompromiss in Hinblick auf die Gesamteigenschaften kann die Zweistofflegierung ZrAl (60/40) gesehen werden. Durch die gute Denitrierungswirkung und die geringen „störenden“ Einflüsse auf den Lichtbogen und die Schlackencharakteristik kommt diese Zweistofflegierung als potentieller Kandidat zur Denitrierung in die engere Auswahl. Das Legierungselement Al ist in diesem Rohstoff in keiner Weise störend.

5.5.2.3 Titan

Der Einsatz von Ti als Denitrierungselement ist als schwierig anzusehen. Der Grund liegt vor allem in der starken Karbidbildung (TiC , $Ti[C,N]$) und die daraus abzuleitende schwierige Anpassung der Festigkeit. Durch die stärkere Karbidausscheidung ist auch eine höhere Einschlussdichte in Schweißgütern zu erwarten, die sich ungünstig auf die Zähigkeits-/Festigkeits- Verhältnisse auswirkt. Weiters beeinflusst Ti das schweißtechnische Verhalten negativ. Titan bzw. vor allem die entstehenden Desoxydationsprodukte (TiO_2 , und TiO_2 in Komplexschlacken) führen zu einer negativen Beeinflussung der Schlackencharakteristik. Titanoxid klassifiziert als Zwischenanion wirkt bei dem betrachteten Schlackensystem als Netzwerkbrecher und führt zu kurzen Schlacken (siehe **Kap. 4.7**) mit geringer Viskosität im flüssigen Zustand. Bei Schweißung in fallender Position gestaltet sich dadurch das Handling der Schlacke (durch den hohen Flüssigkeitsgrad) als besonders schwierig. Bei der Entwicklung von selbstschützenden Fülldrähten für die Pipelineschweißung wird der Einsatz von Titan als

Desoxidations- bzw. Denitrierungsmittel als auch zur Festigkeitssteigerung weitestgehend vermieden. Das gilt auch für Titanoxide als Schlackenbildner.

5.5.2.4 Aluminium und Aluminium-Mischverbindungen

Al eignet sich sowohl als reines Legierungsmetall als auch als Element in einer Zwei- bzw. Dreiphasenlegierung sehr gut für den Gebrauch bei Füllungen von selbstschützenden Fülldrähten. Schweißtechnisch sind Mehrphasenlegierungen vorteilhaft. Reinaluminium wirkt sich bei größeren Mengen störend auf das Lichtbogenverhalten aus. Bei Einsatz von Al als Legierungselement – gelöst in der Matrix ändert sich das mikrostrukturelle Erstarrungsverhalten des reinen Schweißguts bereits ab einer Menge von ca. 1,5% wesentlich. Ab diesem Gehalt kommt es in Abhängigkeit von der Legierungskonzeption zur rein δ -ferritischen Erstarrung mit den einhergehenden Problemen des Kornwachstums ähnlich wie bei hochchromhaltigen ferritischen Stählen.

Die Schlackencharakteristik kann bei dem betrachteten Barium-, Lithium-, Karbonat-, Fluoridsystem als optimal angesehen werden. Die geringen Verluste durch Verdampfung können im Vergleich zu Magnesium hervorgehoben werden. Eine zu hohe Menge an Al kann trotz guter Schutzwirkung wegen der stark anhaftenden Schlacke nicht empfohlen werden. Die Zugabe von Al bzw. Al-Mischverbindungen bis zu einem Al-Gehalt von 1,1% im reinen Schweißgut ist schweißtechnisch als optimal zu betrachten.

5.5.2.5 Silizium

Die im Vergleich zu Zr und Al wesentlich geringere Affinität des Elementes Si zu Stickstoff würde zu einem hohen Si- Gehalt in der Füllung bzw. im Schweißgut führen, um einen bestimmten Denitrierungsgrades zu erreichen. Der alleinige Einsatz von Si als Denitrierungselement ist deshalb nur Gegenstand theoretischer Überlegungen und kann praktisch nicht angewendet werden. Außerdem generiert ein sehr hoher Si- Gehalt einen instabilen Lichtbogen.

Das hohe Desoxidationsvermögen von Si - vor allem in Kombination mit Mn - führt zu einer hohen Menge an SiO_2 in der Schlacke. SiO_2 wird als Netzwerkbildner in Schlacken klassifiziert und führt zur Ausbildung von langen Schlacken mit hoher Viskosität auch bei hohen Temperaturen. Diese Eigenschaft ist für Schweißzusätze, die in Zwangspositionen verschweißt werden, besonders nachteilig. Bei der Entwicklung des selbstschützenden Fülldrahtes kann dieses Verhalten bestätigt werden, sodass Si nur in geringen Mengen zur Desoxydation, Festigkeitssteigerung bzw. zur Optimierung der physikalischen Eigenschaften des Schmelzbades und zur Einstellung der Schlackencharakteristik verwendet wird.

5.5.2.6 Magnesium

Die hohe Verdampfung führt zu einem hohen Abbrand von Magnesium, das zwar Vorteile im Schutz des schmelzflüssigen Metalls bietet, aber genau aus diesem Grund für eine Denitrierung der Schmelze weniger geeignet erscheint. Eine genaue Einstellung des nötigen Mg- Anteiles ist durch das geänderte Verdampfungsverhalten bei geänderten Parametereinstellungen sehr schwierig. Die für die Denitrierung nötige Massen- Konstanz kann aus diesen Gründen nicht aufrechterhalten werden und würde zu stark schwankenden Denitrierungseffekten führen. Weiters würde die starke Wirkung des Elementes Mg zusammen mit Sauerstoff zu einer sehr hohen Menge an Mg für die Denitrierung führen. Dieser ist aus den genannten Gründen theoretisch und auch praktisch nicht oder nur sehr schwer einstellbar.

5.5.2.7 Seltene Erden

Werden durch den hohen Preis und den hohen Abbrand durch Verdampfung nicht verwendet.

5.6 Thermodynamische Simulation der Ausscheidungsvorgänge

Da die Stickstoffabbindung durch verschiedene Elemente eine wesentliche Grundlage für das Schweißverhalten und im Speziellen verantwortlich für die Erreichung porenfreier Nähte mit hohen mechanisch/technologischen Gütewerten ist, interessiert besonders eine theoretische Betrachtung des Ausscheidungsverhaltens. Eine thermodynamische Simulation der Ausscheidungsvorgänge stellt dabei eine wertvolle Hilfe für den Entwicklungs- und Optimierungsprozess dar. Speziell das Wissen über das Ausscheidungsverhalten von geeigneten (vorselektierten) Denitrierungselementen in selbstschützenden Fülldrähten bringt wertvolle Erkenntnisse und spart Entwicklungszeit und –Kosten.

Bei der Simulation wird der Einfluss der hohen Abkühlzeit von Schweißgütern nicht berücksichtigt. Nachfolgende Aussagen sind dementsprechend streng genommen nur für Gleichgewichtsprozesse gültig. Dennoch können wertvolle Hinweise und Erkenntnisse über das Verhalten einzelner Elemente gefunden werden. Die thermodynamischen Berechnungen wurden am Lehrstuhl für Metallurgie von Hrn. Dr. Gigacher begleitet und dienen als wesentliche Hilfe bei der Auswahl von Denitrierungselementen.

Zur Simulation dient die Windows- und DOS Version TCW3 von THERMO CALC. Die für die Berechnung nötigen Daten wurden aus den Datenbanken:

- TCFE03
- SSOL4 und
- SLAG2 entnommen [277-279].

5.6.1 Einfluss des Legierungselementes Al auf die Bildung von AlN bei unterschiedlichen N- und C- Gehalten des Schweißguts

Aluminium ist eines der wichtigsten und auch bestgeeigneten Elemente zur Denitrierung. Normativ können bis zu 1,8% Aluminium verwendet werden. Praktisch liegt die Obergrenze bei ca. 1,2-1,5%, je nach Legierungszusammensetzung. Durch die in Kap. 5.5.2.3 beschriebene rein- δ -ferritische Erstarrung und daraus resultierende niedrige Zähigkeit (Kornwachstum) ist ein höherer Al- Gehalt für Mehrlagenschweißungen und dementsprechender mehrmaliger Wärmebehandlung nicht empfehlenswert.

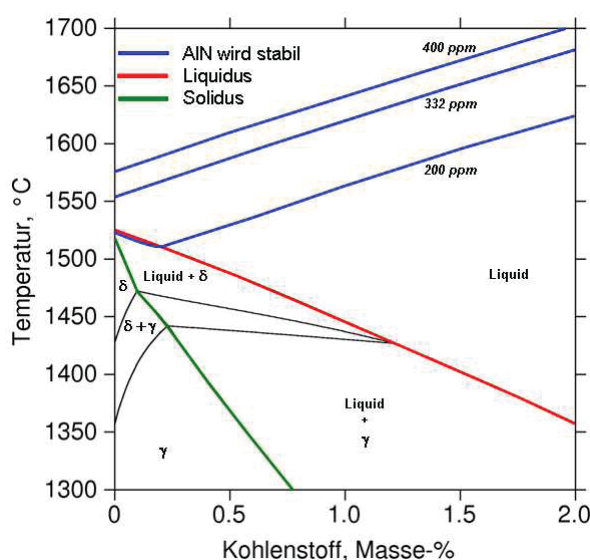
Die für die Simulation zugrunde gelegte chemische Zusammensetzung ist aus Tab. 5-5 zu entnehmen.

Chemische Zusammensetzung	Veränderliche Größen			Konstante Größen		
	C	Al	N	Si	Mn	Ni
Gew.-%	0-2	0,35-1,169	0,02-0,04	0,189	0,998	0,927

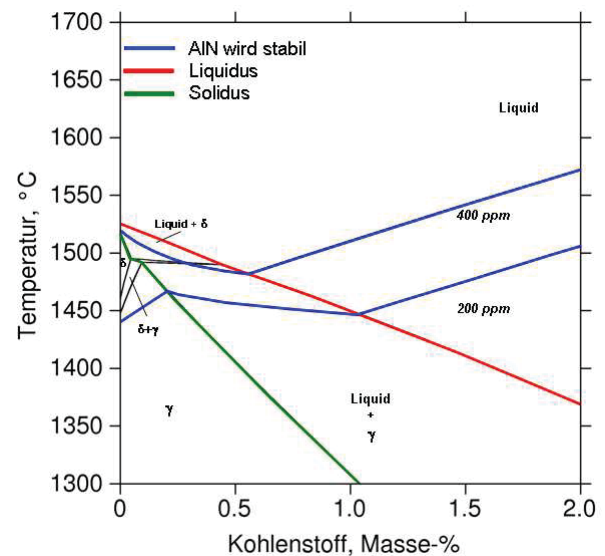
Tab. 5-5: chemische Zusammensetzung für die Simulation der AlN-Ausscheidung

Abb. 5-20 zeigt das Ausscheidungsverhalten für die Al- Gehalte von 0,35% und 1,169% in Abhängigkeit der Temperatur und dem Kohlenstoffgehalt im

Schweißgut. Weiters sind die Ausscheidungskurven für unterschiedliche N- Gehalte in den Diagrammen dargestellt.



A) Al-Gehalt: 1,169%



B) Al-Gehalt: 0,35%

Abb. 5-20: Ausscheidungsverhalten von AlN in Abhängigkeit der Temperatur und dem N- und C- Gehalt. A) Al-Gehalt = 1,169%; B) Al-Gehalt = 0,35% [280]

Beim hohen Al-Gehalt von 1,169% und N- Gehalten zwischen 250-300ppm, wie sie nach Optimierung der Schutzwirkung festgelegt wurden, erfolgt die AlN- Ausscheidung bereits im

flüssigen Zustand. Bei einem geringeren Stickstoffgehalt von ca. 200ppm und Kohlenstoffgehalten bis zu 0,25% kann theoretisch eine fast parallele Ausscheidung von δ -Ferrit und AlN angenommen werden.

Unter dieser Stickstoffgrenze erfolgt bei höheren Kohlenstoff- Gehalten eine AlN- Ausscheidung bereits im flüssigen Zustand, wobei die Temperaturdifferenz zwischen der δ - Ferrit- und AlN- Bildung zunimmt.

Bei einem geringen Al- Gehalt von 0,35%, hohen Stickstoffgehalten von ca. 400ppm und Kohlenstoffgehalten von bis zu ca. 0,5% erfolgt die AlN- Ausscheidung erst im „Semi- solid-Bereich“. Bei Verringerung des N- Gehaltes (200ppm) erfolgt die Ausscheidung von AlN im flüssigen Zustand erst ab einer C- Konzentration von über 1,1%.

Abb. 5-21 zeigt die Verhältnisse für einen Al- Gehalt von 1,04% und Stickstoffgehalten von 200 bzw. 400 ppm.

Abb. 5-22 zeigt das Ausscheidungsverhalten von AlN bei unterschiedlichen Al- und N- Gehalten im Schweißgut. Der Kohlenstoffgehalt wurde in dieser Simulation mit 0,1% angenommen. Es ist zu erkennen, dass die Ausscheidung von AlN wesentlich vom Stickstoffgehalt und vom Al- Gehalt abhängig ist. Bei höheren Al- Gehalten erfolgt die Ausscheidung von AlN bei einem bestimmten N-Gehalt bereits aus der flüssigen Schmelze. Es kann für einen N- Gehalt von 400ppm ein Al- Gehalt mit ca. 0,75%, für einen N- Gehalt von 200ppm ein Al- Gehalt von 1,4% bestimmt werden, um ein solches Verhalten zu erreichen.

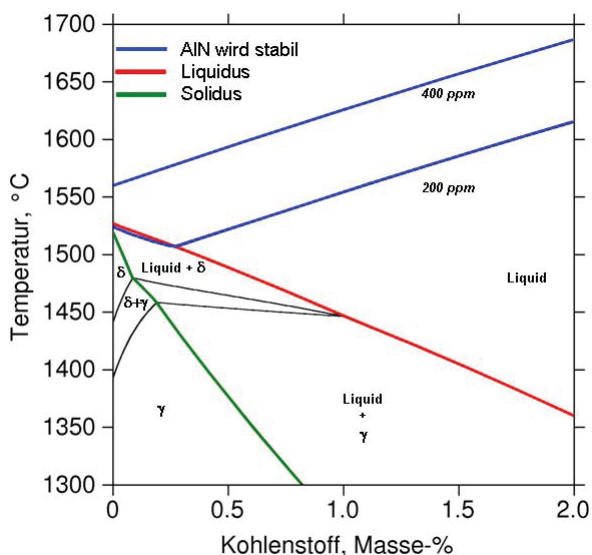


Abb. 5-21: Ausscheidungsverhalten von AlN in Abhängigkeit der Temperatur und des N- und C- Gehaltes bei einem Al-Gehalt von 1,04% im Schweißgut [280].

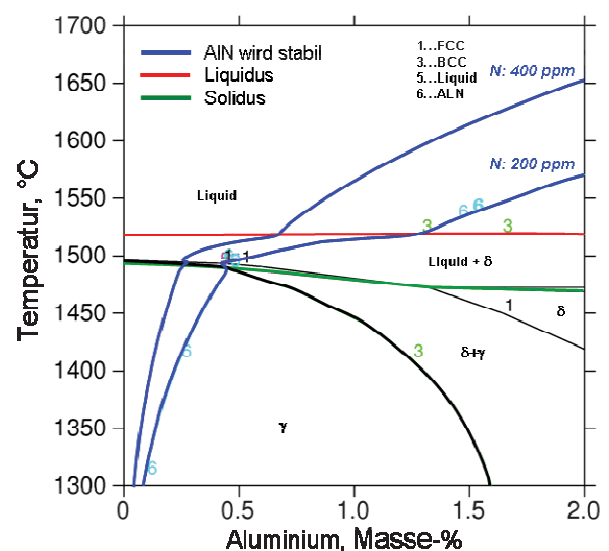


Abb. 5-22: Ausscheidungsverhalten von AlN bei unterschiedlichen Al- und N-Gehalten, C= 0,1%, Mn=Ni=1%; Si=0,2% [280]

Zu beachten ist bei der festgelegten Legierung auch die Einschnürung des Austenitgebietes durch das Legierungselement Al.

5.6.2 Simulation der Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei unterschiedlichen Al-, N- und Ti- Gehalten

Titan eignet sich als Haupt- Denitrierungselement aus schweißtechnischen Gründen (vgl. **Kap. 5.5.2.3**) nicht. Als Zusatz zu Al kann dieses Element jedoch in geringen Mengen von bis zu ca. 500ppm wirkungsvoll eingesetzt werden.

5.6.2.1 Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm

Abb. 5-23 zeigt die Simulation der Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung in Abhängigkeit des Al- Gehaltes für einen N- Gehalt von 200ppm. Generell wird bei Zugabe von bis zu 500ppm Ti die AlN- Ausscheidung wenig beeinflusst, die TiN- Ausscheidung verschiebt sich jedoch bei höheren Ti- Gehalten zu höheren Temperaturen. Bei einem N- Gehalt von 200ppm und einem Ti- Gehalt von 500ppm scheidet sich TiN bis zu einem Al- Gehalt von ca. 1,4% bereits aus der Schmelze aus. Bei Einsatz von 100ppm Ti wird TiN bis zu einem Al- Gehalt von 0,55% Al bei höheren Temperaturen stabil als AlN. Bei 500ppm Ti kann dieser Grenz- Al- Gehalt mit ca. 1,4% angegeben werden.

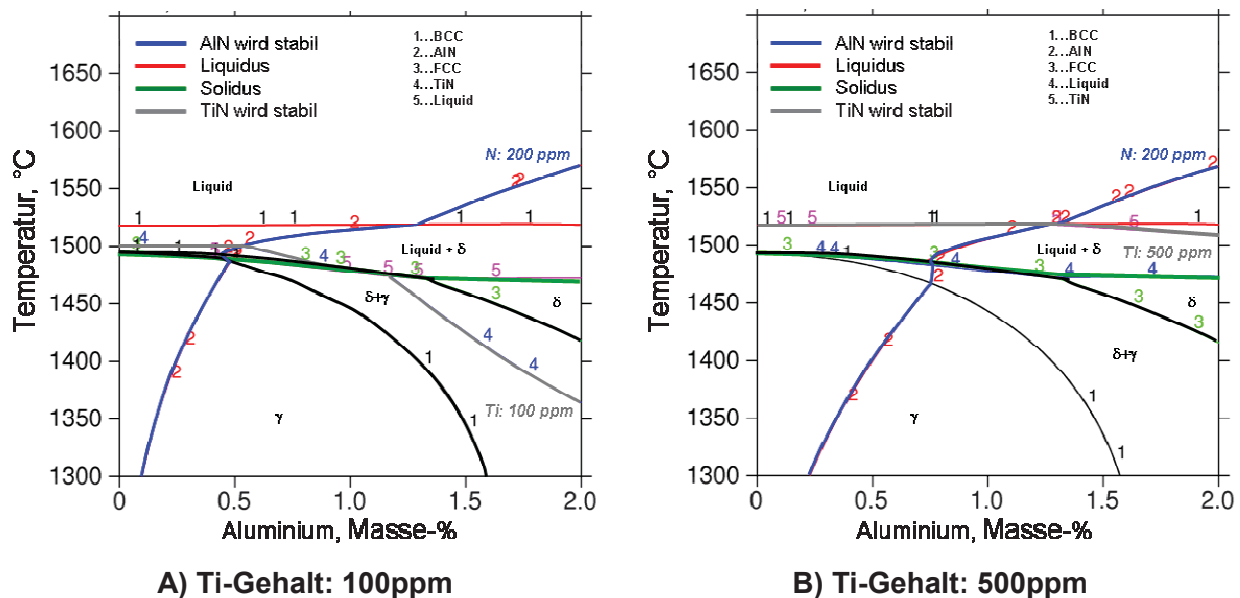


Abb. 5-23: Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm; A) Ti- Gehalt: 100ppm; B) Ti- Gehalt: 500ppm [280]

5.6.2.2 Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 400ppm

Abb. 5-24 zeigt die Simulation der Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung in Abhängigkeit des Al- Gehaltes für einen N- Gehalt von 400ppm. Generell verschieben sich die TiN- Ausscheidungen bei höheren N- Gehalten zu höheren Temperaturen. Geringe Ti- Gehalte erhöhen diese Ausscheidungstemperatur nur geringfügig, bei einem Ti- Gehalt von 500ppm wird TiN bis zu einem Al- Gehalt von ca. 1,3% bei deutlich höherer Temperatur stabil.

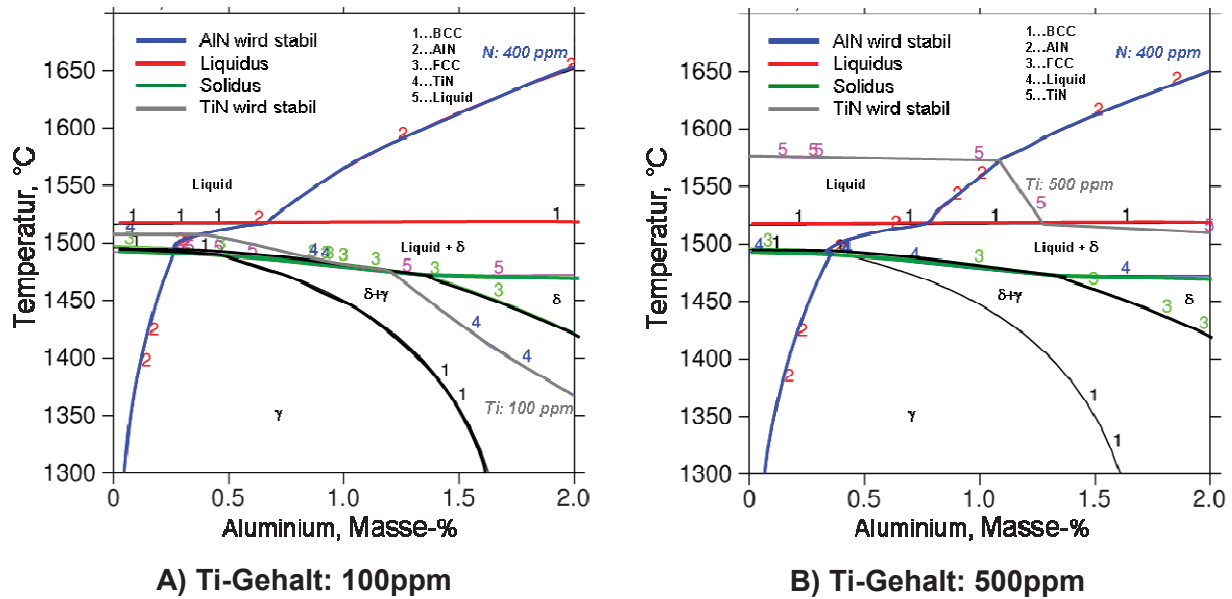


Abb. 5-24: Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 400ppm; A) Ti- Gehalt: 100ppm; B) Ti- Gehalt: 500ppm [280]

5.6.3 Simulation der Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei unterschiedlichen Al- und Zr- Gehalten

Zirkon ist als eines der stärksten Denitrierungselemente bekannt. Aus schweißtechnischen, aber auch als wirtschaftlichen Gründen kann dieses Element nicht als Haupt-Denitrierungselement eingesetzt werden, leistet aber als Hilfs- Denitrierungselement einen wertvollen Beitrag zur N- Abbindung.

5.6.3.1 Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm

Als Grundlage für die Simulation der ZrN- Ausscheidungen diente die ThermoCalc Datenbank SSOL 4, aus der der Algorithmus für das Verhalten von ZrN in die Datenbank TCFE3 implementiert wurde. Damit konnte dann der Zusammenhang zwischen der Zr- und Al- Nitridbildung berechnet werden.

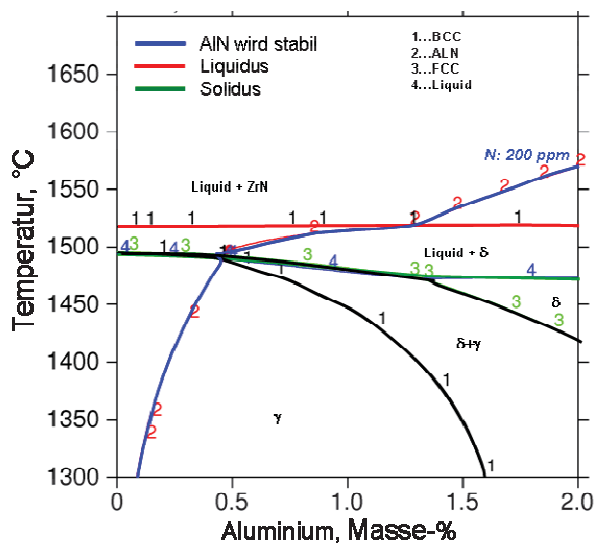
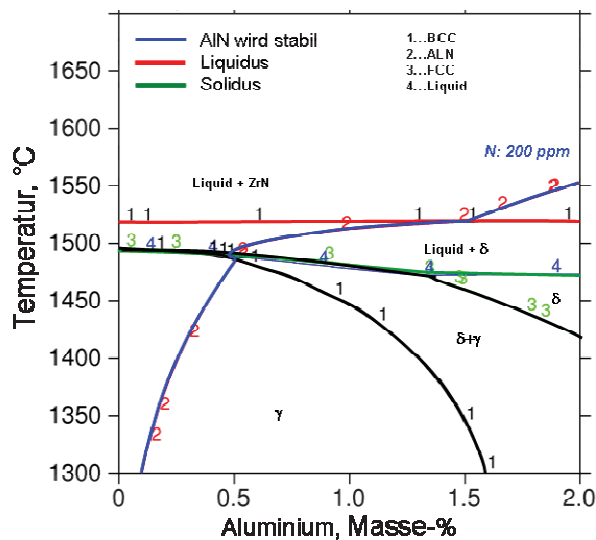


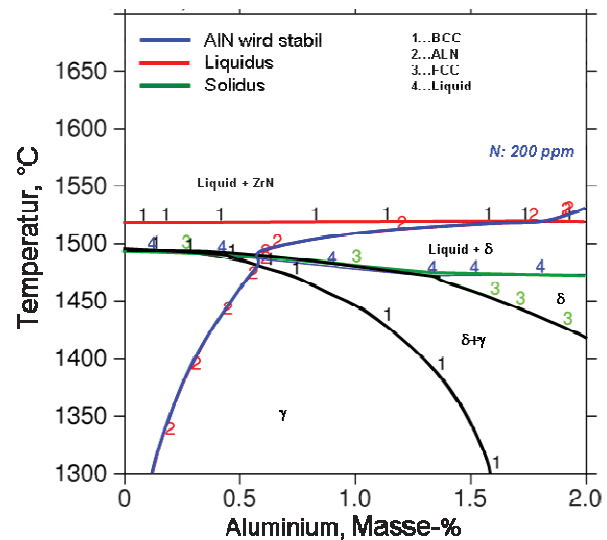
Abb. 5-25: Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm und Zr- Gehalt von 10ppm [281]

Abb. 5-25 zeigt die Simulation der Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung in Abhängigkeit vom Al- Gehalt für einen N- Gehalt von 200ppm. Durch die hohe Affinität des Zr zu N scheiden sich bereits stabile feste ZrN aus der Schmelze aus. Bei einem relativ geringen Zr- Gehalt von 10ppm sind keine wesentlichen Änderungen gegenüber einer reinen N- Abbildung durch Al festzustellen (vgl. **Abb. 5-22**). Bei weiterer Zugabe von Zr (siehe **Abb. 5-26**) wird durch die vorhergehende ZrN- Bildung (aus der Schmelze) die AIN- Bildung zu höheren Al- Gehalten bzw. zu tieferen Temperaturen verschoben. Das angenommene Verhalten von Zr (siehe **Kap. 4.4.2** bzw. **Abb. 4-31**) kann

somit bestätigt werden.



A) Zr-Gehalt: 200ppm



B) Zr-Gehalt: 400ppm

Abb. 5-26: Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm; A) Zr- Gehalt: 200ppm; B) Zr- Gehalt: 400ppm [281]

5.6.4 Diskussion der Ergebnisse

Aluminium kann durch die hohe Affinität zu N und seine geringen negativen Einflüsse auf das Schweißverhalten als eines der geeignetsten Elemente für die Stickstoff- Abbindung angesehen werden. Bei selbstschützenden Fülldrähten, die Stickstoffgehalte von 200- 450ppm erwarten lassen, müssen große Mengen an Denitrierungselementen eingesetzt werden, um die

Anforderungen für die Pipelineschweißung zu erfüllen. Bei Annahme von Gleichgewichtsprozessen und für N- Gehalte von 200- 400ppm im Schweißgut sind Al- Gehalte von 1,4 bzw. 0,75% nötig, um AlN direkt aus der Schmelze auszuscheiden. Bei geringeren Al- Gehalten erfolgt die Ausscheidung erst im teilweise festen bzw. festen Zustand. Ist jedoch auch für diesen geringen Al- Gehalt eine Stickstoffausscheidung aus der Schmelze gewünscht, bietet ca. 500ppm Ti eine wertvolle Hilfe. Damit kann eine kombinierte Ausscheidung von TiN und AlN aus der Schmelze erreicht werden, wobei bei geringeren Al- Gehalten die TiN-, bei höheren Al- Gehalten die AlN-Ausscheidung vorherrschend ist. In diesem Zusammenhang muss angemerkt werden, dass der erforderliche Ti- Gehalt von ca. 500ppm durch die negative Wirkung auf das Schlacken- und Schmelzbadverhalten als das oberste Limit angesehen werden muss.

Die Untersuchungen zeigen Zr als herausragendes Denitrierungselement. Bereits bei sehr hohen Temperaturen ($>1700^{\circ}\text{C}$) scheiden sich feste stabile ZrN aus. Dieser Ausscheidungsprozess zeigt keine Korrelation zwischen Temperatur und den Zr- und N- Gehalten im Schweißgut. Bei kombiniertem Einsatz von Zr mit Al verschiebt sich durch die vorhergehende Ausscheidung von ZrN die Bildung von AlN zu höheren Al- Gehalten bzw. zu geringeren Temperaturen, d.h. Zr wirkt bei der Stickstoffabbinding in jedem Fall stärker als Al. Die besondere Wirkung von Zirkon war bis dato noch nicht bekannt. Eine Optimierung der Stickstoffabbinding durch den kombinierten Einsatz von Al mit höheren Anteilen an Zr und geringen Anteilen an Ti wurde aus dieser Untersuchung erkannt und auch nachfolgend in der Entwicklung des Schweißzusatzes umgesetzt.

5.7 Überprüfung des Ausscheidungsverhaltens an Schweißgutproben mit unterschiedlichen Al- Gehalten

Aus den Erkenntnissen der thermodynamischen Simulation im Gleichgewichtszustand kann ein gewisses Ausscheidungsverhalten beim Schweißen abgeleitet werden, dass durch Untersuchungen an Versuchsdrähten praktisch evaluiert wurde. Zur Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens wurden selbstschützende Fülldrähten mit unterschiedlich hohem Aluminium Gehalt hergestellt und diese einer eingehenden Analyse unterzogen. Zur Nutzung der vorteilhaften Wirkung von Zirkon und Titan wurden auch kombinierte Legierungen hergestellt. Zielsetzung ist die Analyse der Stickstoffausscheidungen im Schweißgut bzw. generell die Evaluierung des Ausscheidungsverhalten.

Zu diesem Zweck wurden Prüfplatten nach EN 1597-1 hergestellt und daraus Querschliffe entnommen, die rasterelektronenmikroskopisch untersucht wurden. Weiters erfolgte eine nasschemische Analyse des reinen Schweißguts zur Bestimmung der chemischen

Zusammensetzung inklusive der quantitativen Bestimmung der Denitrierungselemente sowie der Elemente Stickstoff und Sauerstoff.

Zusätzlich wurden die mechanisch/technologischen Gütwerte bei Einsatz der unterschiedlichen Denitrierungsvarianten ermittelt.

5.7.1 Versuchsdurchführung

Zur praktischen Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens wurden 3 Prototypen des selbstschützenden Fülldrahtes (Ma.187 - Ma.189) mit speziell eingestellten Al- Gehalten durch entsprechende Füllungsvariationen hergestellt. Mit diesen Probefülldrähten wurden Prüfstücke nach EN 1597-1 hergestellt um die mechanisch/technologischen Eigenschaften und die chemische Zusammensetzung des reinen Schweißguts zu ermitteln und das Ausscheidungsverhaltens qualitativ zu analysieren.

5.7.2 Untersuchung der chemischen Zusammensetzung und der mechanisch/technologischen Gütwerte des reinen Schweißguts

Tab. 5-6 zeigt die chemische Zusammensetzung, sowie die Sauerstoff und Stickstoffgehalte des reinen Schweißguts der Prototypen Ma.187- Ma.189.

Chemische Zusammensetzung [Gew.-%]	C	Si	Mn	Ti	Zr	Al	O	N
Ma. 187	0,055	0,16	0,96	0,011	0,063	1,04	0,017	0,027
Ma. 188	0,055	0,15	1,01	0,006	0,084	1,815	0,017	0,024
Ma. 189	0,053	0,15	1,08	<0,005	0,037	0,35	0,025	0,033

Auffällig sind die resultierenden N- und O-Gehalte im reinen

Tab. 5-6: chemische Zusammensetzung der Prototypen Ma.187-Ma.189;

Gehalte an Mo<0,02; 0,006<P<0,007; 0,0017<S<0,0022; 0,16<Cr<0,17; 0,63<Ni<0,76; Nb<0,005; V<0,005; W<0,02; 0,02<Cu<0,03; Co<0,05; 0,0013<B<0,0021; Ar<0,005; Sn<0,005; Sb<0,005

Schweißgut, die durch das vorhandene Al- Angebot

während des Schweißprozesses verändert werden. Ein relativ hoher Al- Gehalt von 1,82% kombiniert mit 0,084% Zr (Ma. 188) resultiert im reinen Schweißgut in einem niedrigen N- Gehalt von 240ppm. Die vorangegangenen Untersuchungen zeigen, dass für dieses Verhalten die erhöhte Schutzwirkung bei hohen Al- Gehalten (vgl. Kap. 5.2) bzw. auch der erleichterte Abtransport der Nitride AlN und ZrN in die Schlacke durch die Ausscheidung direkt aus der Schmelze (vgl. Kap 5.6) verantwortlich ist. Beim Prototyp Ma. 189 mit einem Al- Gehalt von 0,35%, sowie geringer Zr- und Ti- Legierung werden hohe N- Gehalte von 330ppm gemessen. Auch die Desoxidation der Schmelze wird verschlechtert, was im hohen O- Gehalt von 250ppm

erkennbar ist. Der Prototyp Ma. 188 mit optimierter Legierung liefert bei einem Al- Gehalt von 1,04% die niedrigsten O- und N- Gehalte.

Tab. 5-7 zeigt die mechanisch/technologischen Güterwerte der mit den Prototypen hergestellten Schweißproben.

Mech/techn. Güterwerte	Rm [MPa]	Reh [MPa]	A5 [%]	Z [%]	CVN@ 20°C [J]	CVN@ -20°C [J]	CVN@ -40°C [J]
Ma. 187	553	482	26,8	70,4	155	78	92
Ma. 188	470	357	27,1	67,4	40	10	9
Ma. 189	535	471	24,3	72,2	150	120	110

Tab. 5-7: mechanisch/technologische des reinen Schweißguts der Prototypen Ma.187-Ma.189

Ma.187 zeigt das für diesen Schweißzusatztyp typische Verhalten von Festigkeit und Zähigkeit. Es sei an dieser Stelle vorweggenommen, das selbstschützende Fülldrähte

eine hohe Neigung zu Ausreißen bei den Werten für die Kerbschlagzähigkeit aufweisen, die bei Errechnung des Mittelwertes zu niedrigen Werten führen können. Ma.188 weist eine niedrige Festigkeit, als auch eine niedrige Kerbschlagzähigkeit auf. Dieses Verhalten ist auf die Legierungszusammensetzung zurückzuführen, da das Gefüge durch den hohen Al- Gehalt ähnlich ferritischen Chromstählen zu Grobkornbildung neigt. Durch die δ -ferritische Erstarrung und die mehrmalige Erhitzung auf hohe Temperatur bildet sich ein grobkörniges Gefüge mit den dafür typischen Eigenschaften aus. Um einen vollkommenen Durchgang durch das Austenitgebiet zu gewährleisten, muss die Legierung mit austenitstabilisierenden Elementen wie Mn, C und Ni angepasst werden (vgl. **Abb. 5-22** bis **Abb. 5-25**).

Für Ma. 189 mit einem Al- Gehalt von 0,35% können etwas niedrigere Festigkeitswerte mit entsprechend höheren Zähigkeitswerten festgestellt werden.

5.7.3 Evaluierung des Ausscheidungsverhaltens anhand Rasterelektronenmikroskopischer Untersuchungen

Die Evaluierung des Ausscheidungsverhaltens erfolgte durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchung am Lehrstuhl für Metallurgie der Montanuniversität Leoben mit Hilfe einer energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX). Die genutzte Anlage zeichnet sich dadurch aus, dass auch niedrigerenergetische Elemente wie N gemessen werden können.

Zur Untersuchung kam jeweils ein Querschliff, extrahiert aus den Prüfplatten nach EN 1597-1 der Prototypen Ma. 187 bis Ma. 189 zum Einsatz. **Abb. 5-27** zeigt exemplarisch eine Probe mit den analysierten Zonen des reinen Schweißguts.

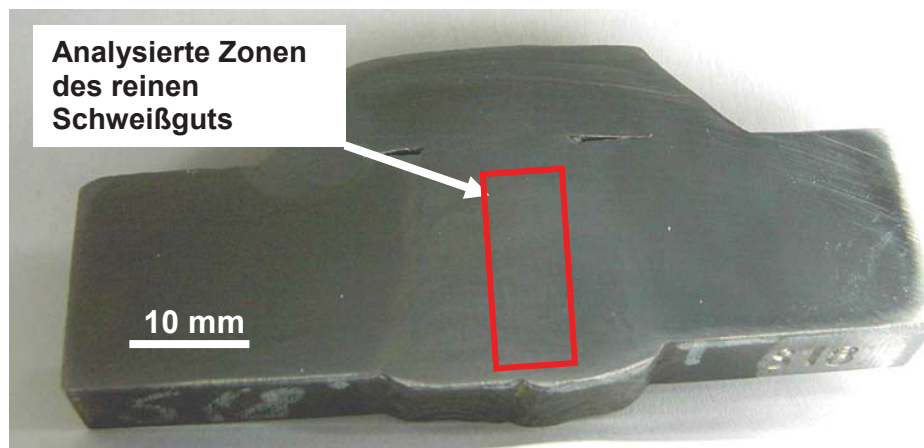


Abb. 5-27: Querschliff zur Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens

Die Aufmischung mit dem Grundwerkstoff wurde bei allen Prüfstücken durch eine 2-lagige Pufferung mit dem jeweils untersuchten selbstschützenden Fülldraht vermieden bzw. wesentlich abgesenkt.

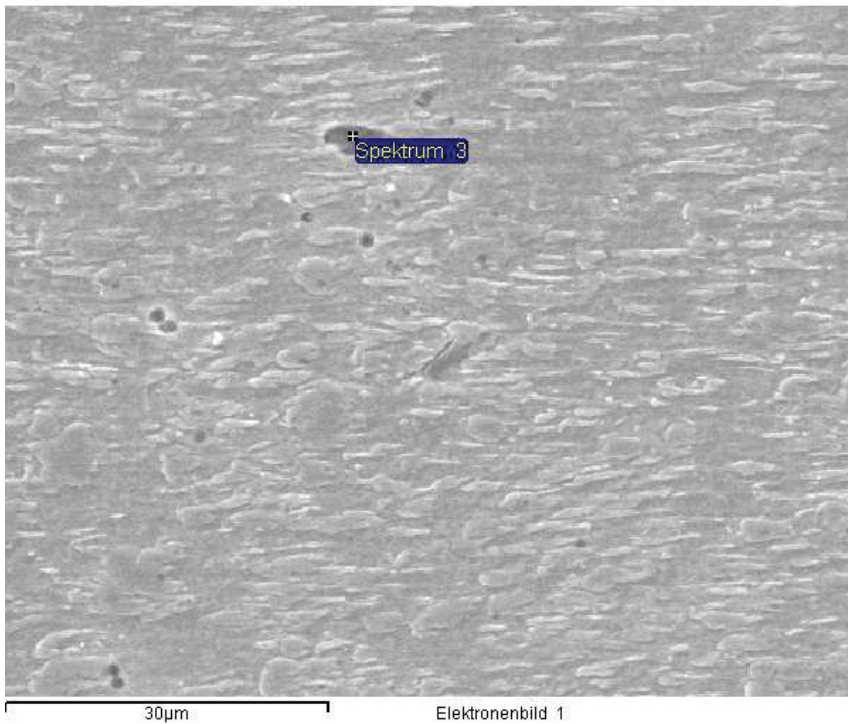
5.7.3.1 Ausscheidungsverhalten des reines Schweißguts mit einem Al- Gehalt von 1,04% Al (Ma.187)

Bei der Untersuchung des Prototyps Ma. 187 mit optimierter Legierungszusammensetzung wurden hauptsächlich endogene (entstanden durch Reaktion der Legierungselemente mit Sauerstoff bzw. Stickstoff), mikroskopische (Größe 1-20 μ m) Einschlüsse detektiert (vgl. **Kap. 4.8.5**). Die vorwiegend heterogenen Einschlüsse setzen sich aus den stark wirkenden Desoxidations- und Denitrierungselementen Al, Mg, Zr und Si zusammen. Auffallend erscheint, dass die komplexen Mikroeingeschlüsse entweder als

- Sauerstoff- Stickstoff-
- oder als Sauerstoff- Einschlüsse (verschiedenster Zusammensetzung)

klassifiziert werden können. Homogene Nitrideinschlüsse konnten nicht nachgewiesen werden. In jedem Fall ist bei Vorkommen von Stickstoff in den komplexen Einschlüssen ein erhöhter Gehalt an Al festzustellen.

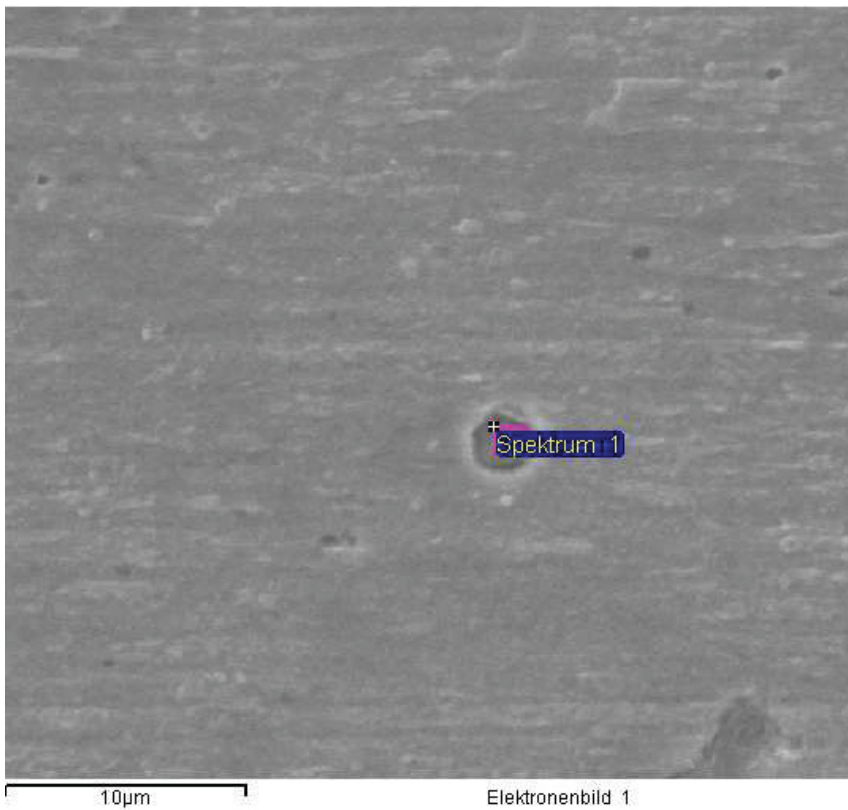
Abb. 5-28 zeigt das REM-SE- Bild eines Al-Fe-O-N- Einschlusses im Schweißgut, inklusive der quantitativen Bestimmung mittels EDX. Es ist anzumerken, dass bei geringer Volumsausdehnung der analysierten Ausscheidungen bzw. Einschlüsse (<3-5 μ m) in Abhängigkeit des spezifischen Gewichts, Elemente aus der Matrix ebenfalls mitanalysiert werden. In **Abb. 5-29** zeigt einen heterogenen oxidischen Al-Mg-Zr-O- Mikroeingeschluss. Durch die geringe Größe von <3 μ m ist der Fe und Mn- Anteil der umliegenden Matrix zuzuweisen.



Detektierte Elemente
[Gew.-%] des Einschlusses
(Spektrum 3)

N=5,24
O=7,33
Al=11,47
Si= 0,29
Mn= 1,02
Fe=74,65

Abb. 5-28: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.187; Al-Fe-O-N- Einschluss



Detektierte Elemente
[Gew.-%] des Einschlusses
(Spektrum 1)

N=0
O=8,93
Mg=4,48
Al=7,41
Zr=3,87
Mn= 0,85
Fe=74,46

Abb. 5-29: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.187; Al-Mg-Zr-O- Einschluss

Tab. 5-8 zeigt zusammenfassend das Einschlussverhalten des mit dem Prototypen Ma. 187 hergestellten Schweißgutes. Es wurden dabei ausschließlich heterogene Einschlüsse detektiert, die eine geringe Größe von <math><10\mu\text{m}</math> aufweisen.

	Größe	Al	Zr	Mg	Si	O	N
Typ 1	<math><10\mu\text{m}</math>	X				X	X
Typ 2	<math><10\mu\text{m}</math>	X	X	X		X	
Typ 3	<math><10\mu\text{m}</math>	X		X		X	X
Typ 4	<math><10\mu\text{m}</math>	X				X	
Typ 5	<math><10\mu\text{m}</math>	X		X		X	
Typ 6	<math><10\mu\text{m}</math>	X		X	X	X	

Tab. 5-8: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma. 187

Durch die optimierte Füllungs-
zusammensetzung im
Schweißgut des Prototypen
Ma.187 bleiben auch nur eine
geringe Anzahl von
Einschlüssen im Schweißgut
zurück, da das
Schweißverhalten und damit die
Desoxidation sowie Denitrierung

weitgehend optimal sind. Als Haupteinschlusstyp kann der oxidische Typ 5 (Al-Mg-Oxid) angesehen werden.

5.7.3.2 Ausscheidungsverhalten des reinen Schweißguts mit einem Al- Gehalt von 1,82% Al (Ma.188)

Für das reine Schweißgut des Prototyps Ma. 188 gestaltet sich die Ausscheidungsanalyse etwas schwieriger, da neben den üblichen

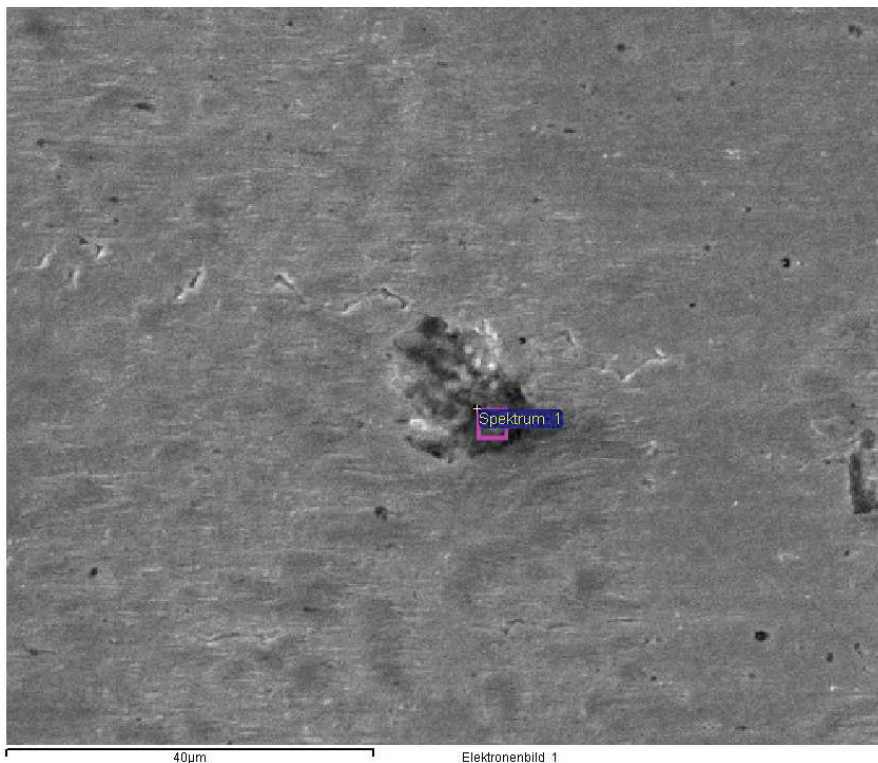
- mikroskopischen Einschlüsse auch
- makroskopische Einschlüsse (>20 μm) und
- Poren

festzustellen sind. Das Auftreten dieser zusätzlichen Gefügemerkmale ist vornehmlich dem Schweißverhalten dieses Prototyps zuzuschreiben. Durch die gute Desoxidations- und Denitrierungswirkung, hervorgerufen durch den hohen Anteile an Al (und Zr) wird zwar ein geringer Sauerstoff und Stickstoffgehalt im Schweißgut generiert, dennoch wird eine hohe Anzahl an Ausscheidungen, Einschlüssen und Poren festgestellt. Der Grund liegt in der hohen Viskosität der Schweißgutschmelze, die den Abtransport der Schlackenbestandteile sowie auch die Ausgasung wesentlich beeinträchtigt (vgl. **Kap. 4.3** bzw. **Kap. 4.3.2.3**). Aus diesem Grund können auch Makro(-schlacken) -Einschlüsse und Poren festgestellt werden.

Makro(-schlacken) -Einschlüsse:

Abb. 5-30 zeigt den endogenen Makroeinschluss, der als Schlackeneinschluss klassifiziert werden kann. Die Hauptbestandteile der schlackenbildenden Füllungsbestandteile sind bereits einer Oxidation (Schlackenbildung) unterworfen, die Schlacke als Endprodukt kann jedoch nicht aus dem bereits erstarrenden Schweißgut „abtransportiert“ werden. Derartige

Schlackeneinschlüsse bestehen meist aus komplexen Oxiden, in diesem Fall aus den Hauptschlackenbestandteilen Ba, Al, Mg, Ca, F, und O.



Detektierte Elemente
[Gew.-%] des
Einschlusses (Spektrum
1; Ma. 188)
N=0
O=27,56
F=5,06
Mg=13,85
Al=10,92
S=0,41
Ca=1,23
Fe=3,28
Ba=34,8

Abb. 5-30: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.188; komplexer Makroeinschluss mit hohen Ba- Anteilen ohne N, ansonsten jene Elemente, die zur Schlackenbildung beigegeben werden

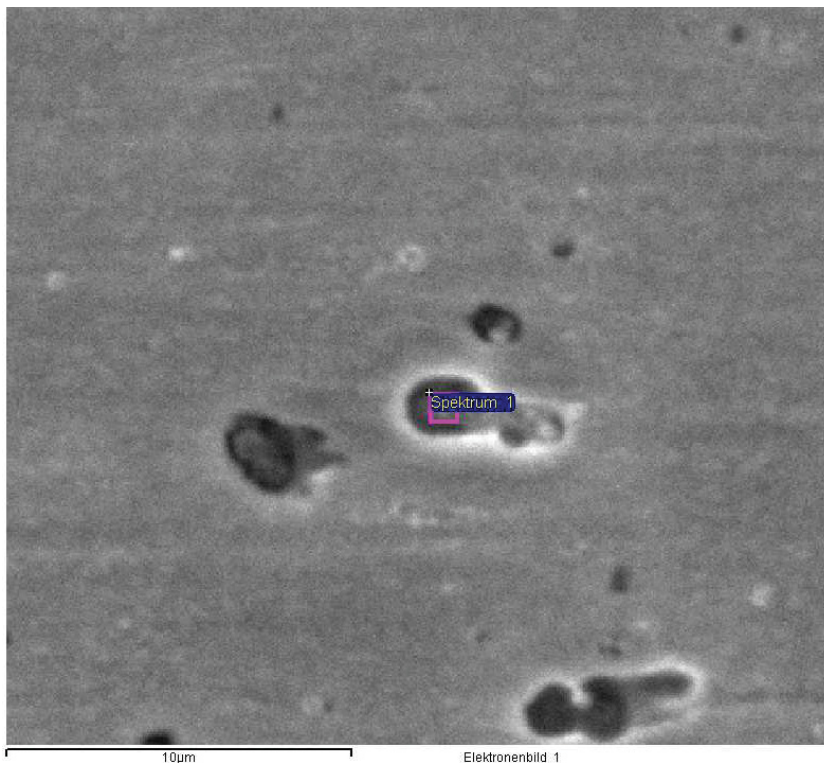
Mikroeinschlüsse:

Die Vielzahl an Mikroeinschlüssen in diesem Schweißgut kann ähnlich Ma. 187 verschiedenen Typen zugeordnet werden.

	Größe	Al	Zr	Mg	F	O	N
Typ 1	<10µm	X	X	X		X	X
Typ 2	<10µm	X	X	X	X	X	X
Typ 3	<10µm	X		X		X	X
Typ 4	<10µm	X		X	X	X	
Typ 5	<10µm	X	X		X	X	X
Typ 6	<10µm	X		X	X	X	X
Typ 7	<10µm	X		X		X	
Typ 8	<10µm	X	X			X	X

Tab. 5-9 zeigt die unterschiedlichen Typen an Einschlüssen im reinen Schweißgut des Prototypen Ma. 188. Bei diesem Prototyp kann Einschlusstyp 1 als charakteristisch gesehen werden. **Abb. 5-31** zeigt Einschlusstyp 1 mit angegebener EDX- Analyse.

Tab. 5-9: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma. 188



Detektierte Elemente [Gew.-%] des Einschlusses (Spektrum 1; Ma. 188)

N=2,01

O=10,13

Mg=6,35

Al=7,52

Zr=5,52

Fe=68,49

Abb. 5-31: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.188; Al-Zr-Mg-O-N- Einschluss

Auch für das reine Schweißgut des Prototypen Ma. 188 können keine homogenen Nitride festgestellt werden, alle Einschlüsse liegen in komplexer Zusammensetzung, entweder in rein

- Oxidischer Art oder in
- Mischform (Oxid-Nitrid) vor.

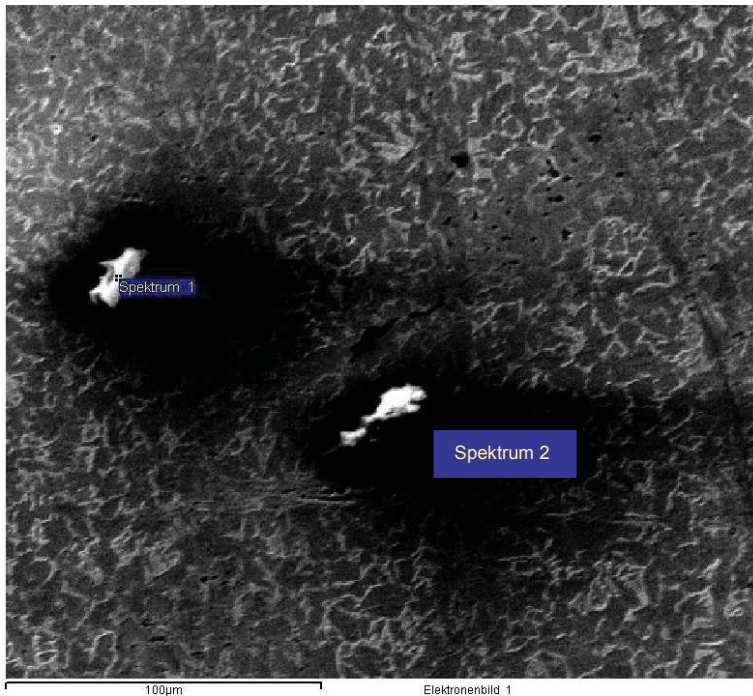
5.7.3.3 Ausscheidungsverhalten des reinen Schweißguts mit einem Al- Gehalt von 0,35% Al (Ma.189)

Auch für den Prototypen Ma. 189 werden neben Mikro- einschlüssen bzw. –ausscheidungen auch Makro(-schlacken)- Einschlüsse und Poren festgestellt. Allerdings ist der Grund für das Auftreten von Poren und Makro-einschlüssen anders, als bei Zugabe einer hohen Menge an Al. Durch die geringe Zugabe von Al kommt es zu einer geringen Desoxidation bzw. Denitrierung, was zu Poren, hauptsächlich durch N hervorgerufen, aber auch zu Schlackeneinschlüssen führt.

Makro(-schlacken)- Einschlüsse:

Wegen der geringen Zugabe von Al (0,35% im Schweißgut), Zr und dem vollständigen Fehlen von Ti erfolgt die Desoxidation durch die relativ „schwächeren“ Desoxidationselemente Mn und Si. Dadurch lassen sich im reinen Schweißgut vorwiegend Fe-Mn-Si-O- Einschlüsse mit

unterschiedlicher Elementverteilung feststellen. **Abb. 5-32** zeigt zwei Makroeinschlüsse, hauptsächlich bestehend aus Mn, Si und O, jedoch mit unterschiedlichen Verteilungen.



Detektierte Elemente [Gew.-%] der Einschlüsse (Ma. 189)

	Spektrum1	Spektrum2
N	0	0
O	37,36	36,49
Al	0,21	1,34
Si	22,22	18,46
Mn	38,02	31,99
Fe	1,74	7,51
Mg	0	0,62

Abb. 5-32: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.188; Komplex- Schlacke mit hohen Mn- und Si- Anteilen

Poren:

Durch die hohen Gehalte an O und N im Schweißgut, die nicht durch Desoxidations- bzw. Denitrierungselemente abgebunden werden, ist eine Porenbildung unausweichlich. **Abb. 5-33** zeigt das poröse Schweißgut des Prototyps Ma. 189.

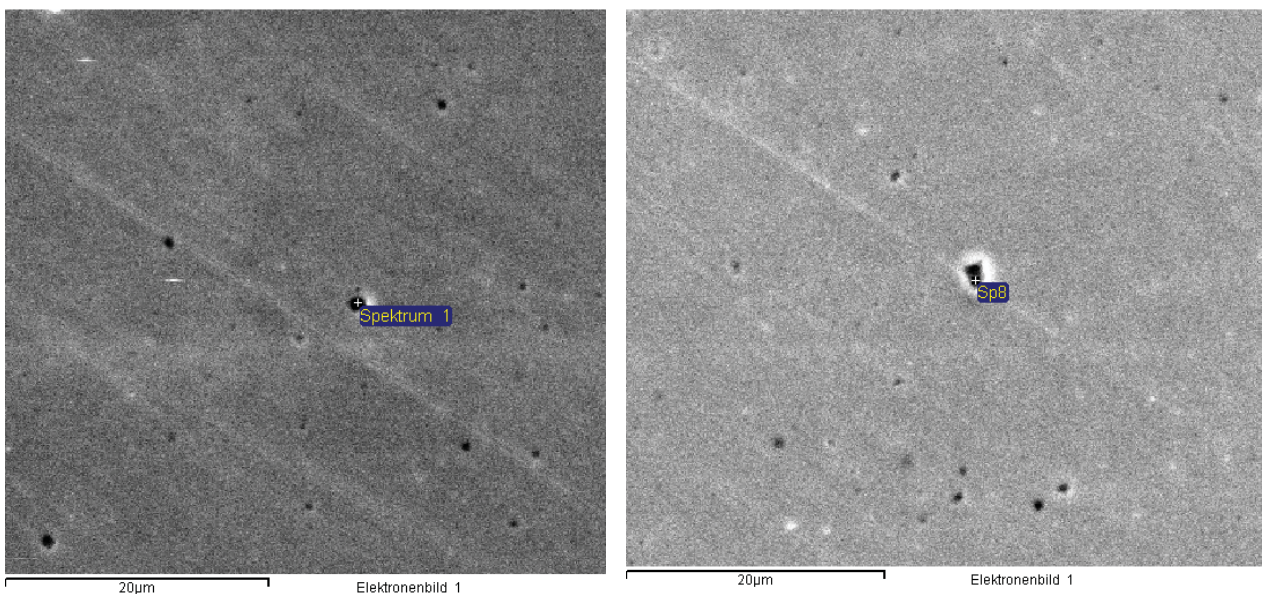


Abb. 5-33: Porenbildung im Schweißgut des Prototyps Ma. 189

Mikroschlackeneinschlüsse:

Mikroeingüsse können für das Schweißgut Ma. 189 nur in geringer Anzahl gefunden werden. Lediglich Oxide des Typs Zr-Al-Mg-O werden detektiert.

5.7.4 Diskussion der Ergebnisse

Bei der Analyse des Einschlussverhaltens ist auffallend, dass sowohl durch eine hohe, als auch durch eine niedrige Menge an Desoxidations- bzw. Denitrierungselementen Poren und Makroeingüsse im reinen Schweißgut gebildet werden. Aus schweißtechnischer Sicht ist dieser Zusammenhang deutlich im Schweißverhalten sichtbar. Grund sind die geänderten physikalischen Eigenschaften, vorrangig die veränderte Viskosität der Schweißgutschmelze. Bei einer Zugabe einer hohen Menge an stark desoxidierend bzw. denitrierend wirkenden Elementen wird die Entfernung der Desoxidations- und Denitrierungsprodukte aus dem Schmelzbad beeinträchtigt und Poren als auch eine vermehrte Anzahl an Einschlüssen bleibt zurück.

Bei geringer Desoxidation und Denitrierung kann eine Porenbildung bei den anfallenden hohen Gehalten an O und N in der Schmelze nicht verhindert werden. Auch ist die Desoxidationswirkung mit den relativ schwächer wirkenden Legierungselementen Mn und Si zu gering, um die Desoxidationsprodukte (Schlacke) aus dem rasch erstarrenden Schweißgut zu entfernen.

Betrachtet man die Makroeingüsse (Schlackeneinschlüsse) für hoch- bzw. niedrig- Al- hältige Schweißgüter, so bestehen diese meist aus Füllungselementen, die eine hohe Affinität zu Sauerstoff aufweisen und vorwiegend für die Schlackenbildung verwendet werden. Es sind dies im Falle des selbstschützenden Fülldrahtes die Elemente Ba, Ca, F, Al, Mg, Zr für hoch Al- (Zr-) hältige Schweißgüter, sowie bei geringer Legierung mit Al, Zr und Ti die Elemente Ba, Ca, F, Mn und Si.

Mikroeingüsse, die in jedem Fall auch bei optimierter Legierung mit ca. 1% Al und geringen Gehalten an Zr auftreten, unterscheiden sich je nach Legierung des Schweißguts. Meist setzen sich diese endogenen Mikroeingüsse aus komplexen Oxiden oder Oxiden/Nitriden unterschiedlichen Typs zusammen. **Anlage 5-5** zeigt die Elementverteilung von verschiedenen Einschlüssen bzw. Ausscheidungen. Homogene Nitride werden dabei nicht detektiert. Für die genannten Oxid/Nitrid- Einschlüsse können jedoch Korrelationen durch eine Analyse der Elementverteilung verschiedener untersuchter Einschlüsse erkannt werden. **Abb. 5-34** zeigt den Sachverhalt für selbstschützende Fülldrähte mit höheren Aluminiumgehalten. Dabei ist in jedem Fall die Desoxidation bzw. Denitrierung mit dem Element Al vorherrschend, was durch

die Korrelation von Al mit den Elementen O+N bei Messung verschiedener Einschlüsse erkannt werden kann.

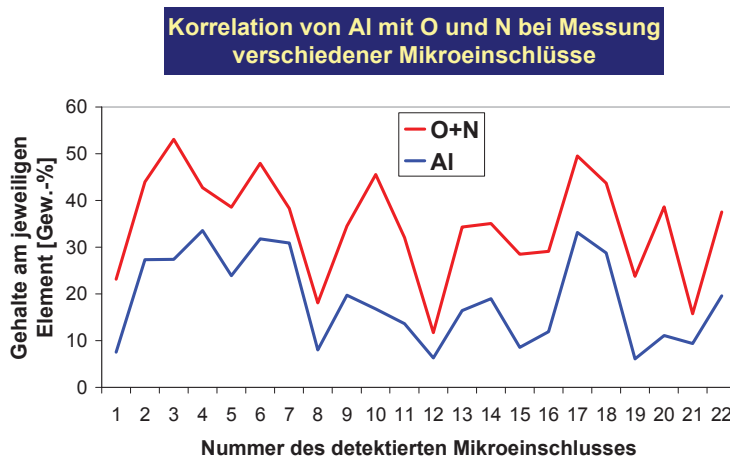


Abb. 5-34: Korrelation des Legierungselementes Al zu O und N bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse

auch im Denitrierungsprozess beteiligt. Zr kann sich hingegen, nach den Erkenntnissen der thermodynamischen Simulation, direkt aus der Schmelze in Form von ZrN ausscheiden.

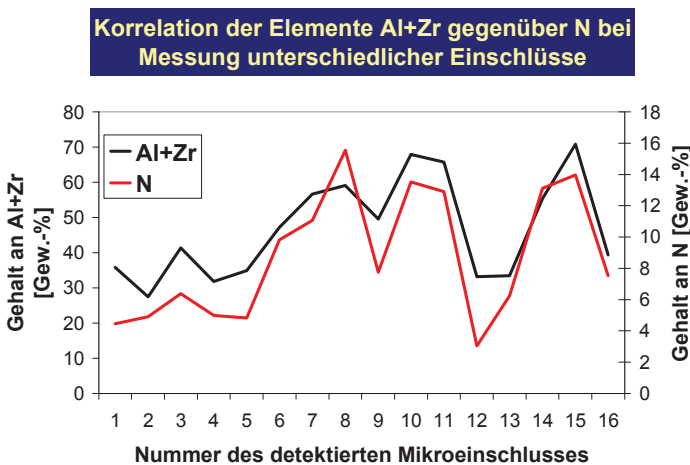


Abb. 5-35: Korrelation der Legierungselemente Al+Zr zu N bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse

Desoxidationselement. **Abb. 5-35** zeigt die Gehalte von Al+Zr im Vergleich zu N bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse. Können in den Einschlüssen hohe Gehalte an N nachgewiesen werden, so ist auch Al und Zr vorherrschend im jeweiligen Einschluss vertreten.

Mehr oder weniger hohe Konzentrationen von Al in den Einschlüssen werden zum einen durch die Zugabe zusätzlicher Desoxidations- und Denitrierungs-Elemente, als auch durch die unterschiedliche Bindung der Elemente an Sauerstoff oder Stickstoff bewirkt. So ist Al durch den hohen Gehalt im Schweißgut in jedem Fall im Desoxidations- als

Dieser Sachverhalt kann auch durch die Evaluierung des Einschlussverhaltens bestätigt werden. Allerdings lagern sich an den Nitriden während der Erstarrung Oxide an. Betrachtet man die Korrelation von Zr+Al mit N und vergleicht sie mit jener von Mg+Al mit O so wirkt Zr stärker als Denitrierungselement, Mg vor allem in Verbindung mit Al eher als

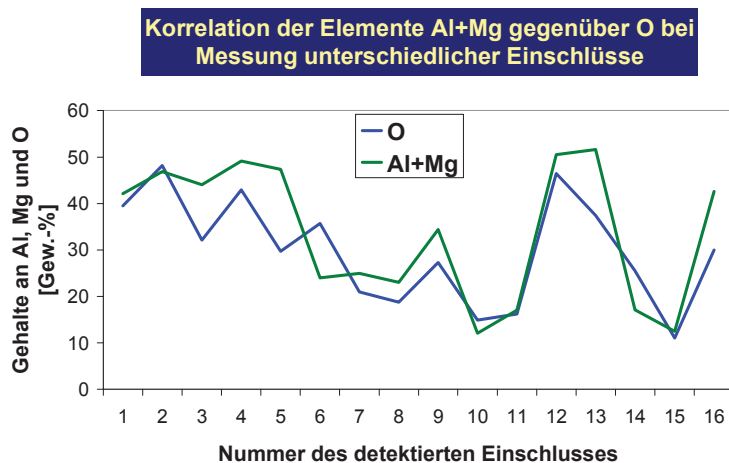


Abb. 5-36: Korrelation der Legierungselemente Al+Mg zu O bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse

an O und N), sowie der geringsten Neigung zu Makroeinschlüssen durch die optimierten physikalischen Eigenschaften des Schmelzbades als beste Lösung. Auch die Mikroinschlüsse im Schmelzbad können durch die geringe Größe (meist $<20\mu\text{m}$) und ihre bevorzugte Ausbildung (meist runde Einschlüsse) als relativ unkritisch bewertet werden.

Aus dem Ausscheidungs- und Einschlussverhalten ergibt sich bei Prüfung der mechanisch/technologischen Güterwerte ein gutes Leistungsprofil von Festigkeit und Kerbschlagzähigkeit.

Für Sauerstoff kann bei höheren Gehalten von Al eine ähnliche Korrelation mit Al+Mg festgestellt werden (siehe **Abb. 5-36**).

Aus technischer Hinsicht erscheint für die Entwicklung des selbstschützenden Fülldrahtes die optimierte

Legierungszusammensetzung mit 1%Al aufgrund der geringsten Porenbildung, der hohen Reinheit (geringe Gehalte

5.8. Bewertung der mechanisch/technologischen Güterwerte bei unterschiedlichen Schweißbedingungen

Wie in **Kap. 4.7.** dargestellt, werden die Qualität des Schweißguts und die mechanisch/technologischen Güterwerte wesentlich von der mikrostrukturellen Zusammensetzung sowie dem Ausscheidungs- bzw. Einschlussverhalten geprägt. Bei Untersuchung der Mikrostruktur ist zwischen Primär- und Sekundärgefüge zu unterscheiden. Als Primärgefüge sind jene Gefügeanteile im Schweißgut zu verstehen, die nicht durch eine nachträgliche Wärmebehandlung, z.B. durch das Überschweißen verändert werden. Das Sekundärgefüge entsteht durch Austenitisierung und dem anschließenden Abkühlen des Primärgefüges. Natürlich ist die Entwicklung des Sekundärgefüges durch die Ausbildung des Primärgefüges geprägt bzw. beeinflusst. Wird z.B. durch spezielle Schweißbedingungen ein feinkörniges Primärgefüge realisiert, so werden auch bei Umkörnung tendenziell Gefügebestandteile mit geringerer Korngröße erzeugt. Je nach Schweißprozedur können jedoch unterschiedliche Umkörngrade (Anteil an umgekörnten Primärgefüge) ausgebildet werden und beeinflussen damit die Festigkeits- und Zähigkeitswerte des reinen Schweißguts. Um diesen Sachverhalt und in weiterer Folge seine Einsatzmöglichkeit zu untersuchen, wurden Schweißungen bei unterschiedlichen Bedingungen durchgeführt. Dabei handelt es sich sowohl um praxisnahe Versuchsbedingungen, als auch um davon abweichende Kombinationen, um die Empfindlichkeit gegenüber Parameteränderungen bewerten zu können. Ziel dieser Untersuchung ist es, die Stabilität des mechanisch/technologischen Verhaltens bei unterschiedlichen Schweißparametern zu evaluieren.

5.8.1. Versuchsdurchführung

Für die Untersuchung des Schweißguts wurden Prüfstücke nach EN/ISO 1597-1 geschweißt, aus denen diverse Proben zur Untersuchung extrahiert wurden. In **Kap. 4.7.1** wird die Herstellung der Prüfplatten detailliert beschreiben. Den **Abb. 4-32** und **Abb. 4-33** können genaue Angaben über die Vorgehensweise entnommen werden. Weicht der Grundwerkstoff wie im untersuchten Fall legierungstechnisch vom reinen Schweißgut ab, so ist er vorab mit zwei Lagen zu puffern, um einen Einfluss durch die Aufmischung auszuschließen. Nach der Nahtkantenanarbeitung werden anschließend die Schweißlagen mit den normierten oder gewünschten Parametern eingebracht.

Für die Schweißung von selbstschützenden Fülldrähten sind als Hauptparameter die Drahtvorschubgeschwindigkeit und die Schweißspannung zu wählen. Der Schweißstrom resultiert primär aus der Drahtvorschubgeschwindigkeit und sekundär aus der Schweißspannung und der freien Drahtlänge (Stick out) (vgl. **Kap. 2.2.4**). Mit Hilfe der

Schweißgeschwindigkeit kann die Streckenenergie berechnet werden (vgl. **Kap. 4.7.4.** und **Gleichung 4-20**). Diese dient neben der Werkstückdicke als wichtiger Parameter für die Bestimmung der Abkühlzeit des Schweißmaterials. Eine weitere wichtige veränderliche Größe ist die Zwischenlagentemperatur⁵. Sie gibt an, bei welcher Temperatur die nachfolgende Lage zu schweißen ist. Normativ sind laut EN 1597-1 150°C bzw. bei speziellen Schweißverfahren und Schweißzusätzen entsprechend angepasste Temperaturen vorgeschlagen. Wird die Zwischenlagentemperatur sehr hoch gewählt, werden die einzelnen Schweißlagen durch den geringeren Temperaturgradienten langsam abkühlen und hohe $t_{8/5}$ ⁶- Zeiten resultieren.

Für die Untersuchung des selbstschützenden Fülldrahtes wurden alle Parameter, die die Abkühlzeit des Schweißgutes beeinflussen, in bestimmten praxisabhängigen Spannbreiten variiert. Dadurch kann eine gute Abschätzung der Veränderung des Mikrogefüges bei veränderlichen Schweißparametern gemacht werden und die Anfälligkeit des Verfahrens auf Parameteränderungen eingeschätzt werden.

Bei der Schweißung der Prüfstücke ist auch die Schweißposition interessant. Durch die unterschiedliche Ausbildung der Nähte (Nahtdicke, Nahtform) kann der Umkörngrad der überschweißten Lagen deutlich verändert werden. Normativ wird die Schweißung in waagrechter Position vorgeschlagen, außer der Schweißzusatz ist von Herstellerseite für spezielle Positionen vorgesehen. Da der untersuchte Fülldraht hauptsächlich für die Verarbeitung in fallender Position vorgesehen ist, wurden die Prüfstücke unter einem Winkel von 45° fallend verschweißt. Da bei der Rohrschweißung aber auch die Position PA (waagrecht) und PE (Überkopf) Anwendung finden, wurden diese Schweißpositionen ebenfalls ins Untersuchungsprogramm aufgenommen. Die Zwischenlagentemperatur wurde mit 150°C festgelegt. Bei Verwendung von Schweißzusätzen für den Pipelinebau sind in Abhängigkeit der Rohrdimensionen Temperaturen von 50 – 200°C möglich, was die Aufnahme dieser Temperaturen ins Untersuchungsprogramm begründet. **Tab. 5-8** zeigt das gesamte Untersuchungsprogramm für die Schweißung der Prüfstücke. Für den Drahtvorschub wurden typische Geschwindigkeiten für selbstschützende Fülldrähte und die jeweilige Schweißposition gewählt. Die Schweißspannung wurde zwischen 19 und 22 V variiert. Das entspricht dem vollen Toleranzbereich dieser Größe. Die Schweißgeschwindigkeiten sind an die übrigen Parameter angepasst. Für Versuch 9 (V.Nr.9) wurde die Schweißgeschwindigkeit reduziert, um zum einen hohe Streckenenergien und zum anderen dicke Schweißlagen zu simulieren. Bei Versuch 10 erfolgt die Extraktion der Kerbschlagproben außermittig, um den Einfluss einer eventuell unvollständigen Umkörnung des Gefüges und den Einfluss auf das Zähigkeitsverhalten an der

⁵ Zwischenlagentemperatur: Temperatur bei der die nächste Schweißlage eingebracht wird

⁶ $t_{8/5}$ - Zeit: Abkühlzeit des Schweißgutes von 800°C bis 500°C

Entnahmestelle zu verifizieren. **Abb. 5-37** zeigt die übliche Entnahmestelle der Kerbschlagprobe und die Entnahmestelle für Versuch 10.

Das umfangreiche Untersuchungsprogramm erlaubt somit eine umfassende Parameterstudie für die Verschweißung des Zusatzwerkstoffes.

V. Nr	Zwischen Lagen Temp. [°C]	Draht-Vorschub [inch/min] (Strom)	Spannung [V]	Schweiß-Geschw.	Proben-Entnahme***	Schweißposition
1	150	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	Mitte	Pos. PA
2	150	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	Mitte	Pos. PG
3	150	70 (ca. 160 A)	21	Standard	Mitte	Pos. PE
4	150	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	Mitte	45°fallend
5	150	70 (ca. 160 A)	20,5	Standard	Mitte	45°fallend
6	150	100 (ca. 240 A)	20,5	Standard	Mitte	45°fallend
7	150	85 (ca. 210 A)	19	Standard	Mitte	45°fallend
8	150	85 (ca. 210 A)	22	Standard	Mitte	45°fallend
9	150	85 (ca. 210 A)	20,5	reduziert*	Mitte	45°fallend
10	150	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	seitlich**	45°fallend
11	50	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	Mitte	45°fallend
12	100	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	Mitte	45°fallend
13	200	85 (ca. 210 A)	20,5	Standard	Mitte	45°fallend

Tab. 5-10: Schweißparameter für die Herstellung der Prüfstücke (Standard- Schweißgeschwindigkeit: 10-13cm/min), geschweißt mit der Nullserie 2960 des selbst schützenden Fülldrahtes

*reduzierte Schweißgeschwindigkeit (7-9cm/min) zur Erreichung dicker Lagen und hoher Streckenenergien

** seitliche Entnahme der Kerbschlagproben – siehe **Abb. 5-37**

*** gültig für die Entnahme der Kerbschlagproben

PA...waagrechte Position, PG...90°fallende Position, PE...Überkopfposition

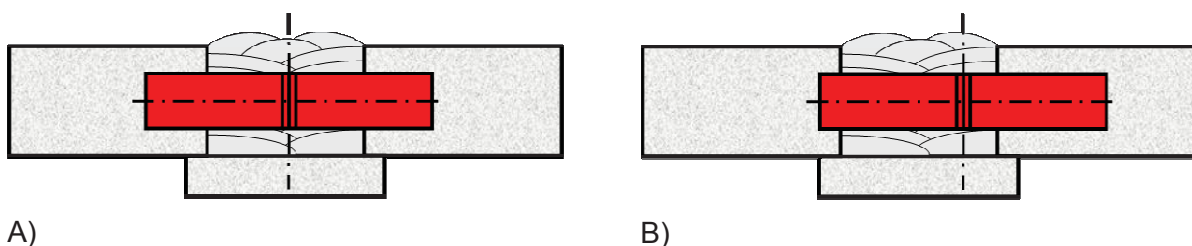


Abb. 5-37: Entnahmestelle der Kerbschlagproben; A...Mittig; B...Außermittig für Versuch 10 (seitlich)

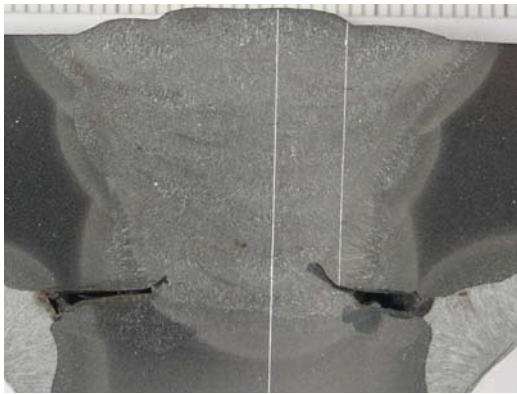


Abb. 5-38: Querschliff eines fertig gestellten Prüfstückes nach EN/ISO 1597-1

Nach Fertigstellung der einzelnen Prüfstücke werden je zwei Querschliffe für die Untersuchung der Mikrostruktur entnommen. Für die Ermittlung der mechanisch/technologischen Güterwerte werden je eine Zugprobe sowie je Prüftemperatur ein Satz (3 Stück) Kerbschlagproben entnommen. Die Entnahmestellen sind in **Kap. 4.7.1** bzw. **Abb. 5-37** beschrieben. Die Prüfung der chemischen Zusammensetzung des reinen Schweißguts erfolgt an den gerissenen Zugproben. **Abb. 5-38** zeigt den Querschliff einer Schweißgutprobe.

5.8.2. Untersuchung der Mikrostruktur im primären Schweißgut

Die Evaluierung der Gefügebestandteile im primären Schweißgut erfolgt grundsätzlich in den Decklagen, da diese nicht durch eine Glühbehandlung durch Überschweißung beeinflusst sind. Dafür stehen je nach Schweißbedingungen 2 oder üblicherweise 3 Decklagen zur Verfügung. **Abb. 5-39** zeigt exemplarisch eine geeignete Stelle im Decklagenbereich für die Untersuchung des primären Schweißgefüges samt Gefügebild.

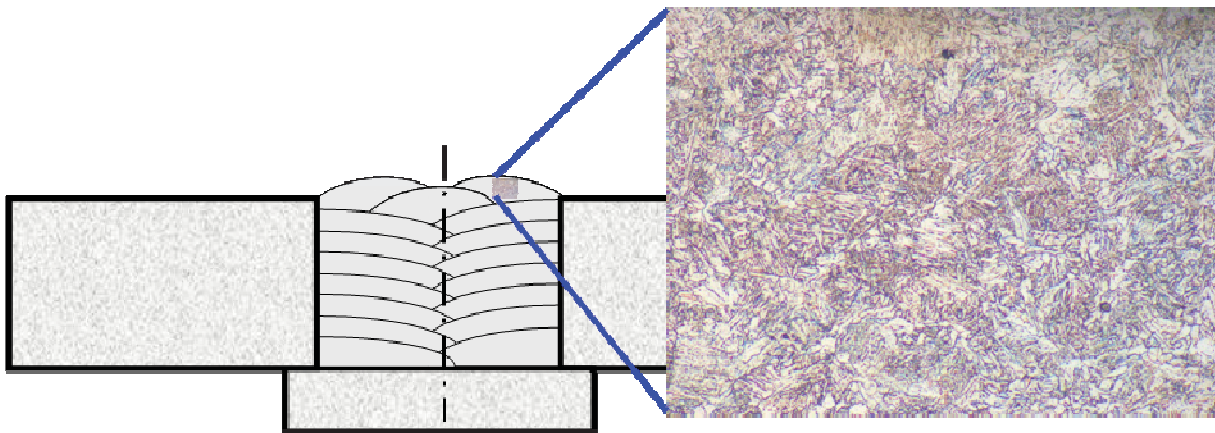


Abb. 5-39: Untersuchung des primären Schweißgefüges im Decklagenbereich; V.Nr. 4

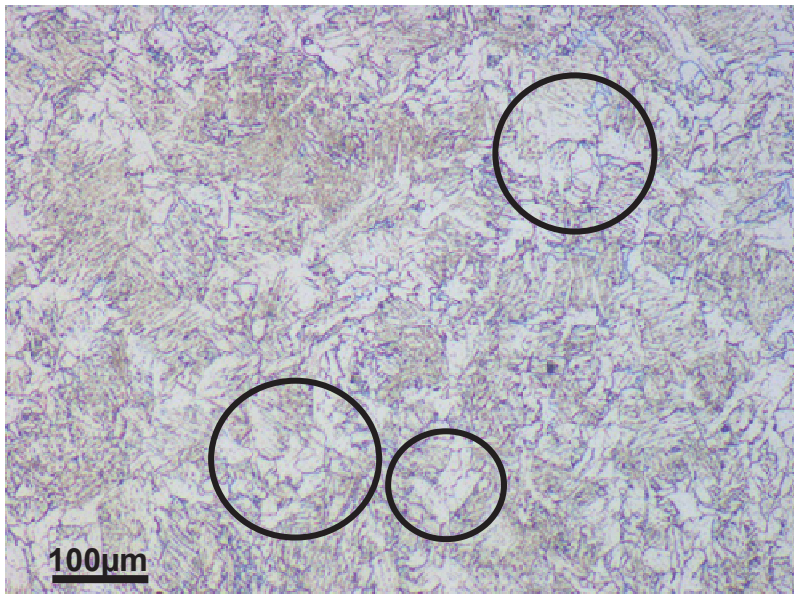


Abb. 5-40: hoher Anteil an PF[I] im Decklagengefüge; Versuchsnummer 6 (hoher Schweißstrom)

Mikrostruktur im Decklagenbereich. Wie für unlegierte Schweißgüter üblich, können hohe Anteile an acicularem Ferrit (AF) identifiziert werden. Weiters können Anteile an intergranularem (eingelagertem) primärem Ferrit (PF[I]) (siehe **Abb. 5-40**) und ein für Schweißzusätze ungewöhnlich hoher Anteil an Ferritseitenplatten (FS) (siehe **Abb. 5-41**) festgestellt werden.

Nach Ätzung mit HNO_3 können die Gefügebestandteile entsprechend der Richtlinie des International Institute of Welding zur Beurteilung des Mikrogefüges klassifiziert werden (vgl. **Abb. 4-37**). Dies geschieht im Allgemeinen durch Aufteilen des Bildes in ca. 100 Bildpunkte, an denen das Gefüge bestimmt wird. (vgl. **Kap. 4.7.2** bzw. **Abb. 4-37**). **Abb. 5-40** zeigt eine typische Aufnahme der

typische Aufnahme der

Decklagengefüge bei Anwendung eines hohen Schweißstromes (Streckenenergie), das durch das Auftreten eines hohen primären intergranularen Ferritanteils gekennzeichnet ist. In **Abb. 5-41** ist das Gefüge bei Schweißung in fallender Position dargestellt, das durch einen höheren Ferritseitenplatten-Anteil geprägt ist.

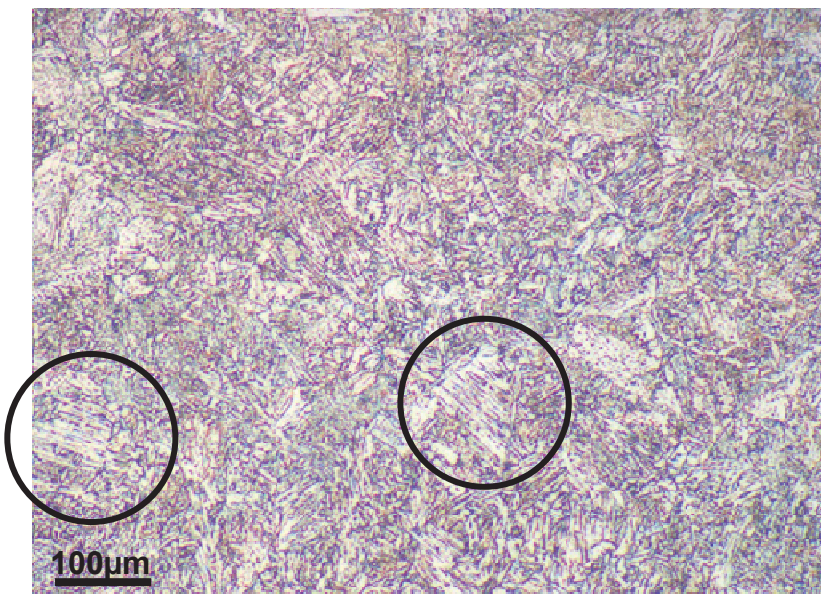


Abb. 5-41: hoher Anteil an FS im Decklagengefüge; Versuchsnummer 2 (PG- Position)

Zusammenhang die Ausbildung des primären Gefüges bei Anwendung unterschiedlicher Schweißparameter. Weichen diese stark voneinander ab, kann nachfolgend auch unterschiedliche mechanisch/technologische Gütewerte erwartet werden.

Abb. 5-40 zeigt das Decklagengefüge bei Anwendung eines hohen Schweißstromes (Streckenenergie), das durch das Auftreten eines hohen primären intergranularen Ferritanteils gekennzeichnet ist. In **Abb. 5-41** ist das Gefüge bei Schweißung in fallender Position dargestellt, das durch einen höheren Ferritseitenplatten-Anteil geprägt ist. Interessant erscheint in diesem

Abb. 5-42 zeigt die Auswertung der Gefügezusammensetzung für die gesamte Versuchsserie. Grundlage für die Auswertung waren insgesamt 200 bzw. 300 Bildpunkte pro Versuch. Aus den Ergebnissen können statistische Angaben, wie Mittelwert und Standardabweichung, errechnet werden.

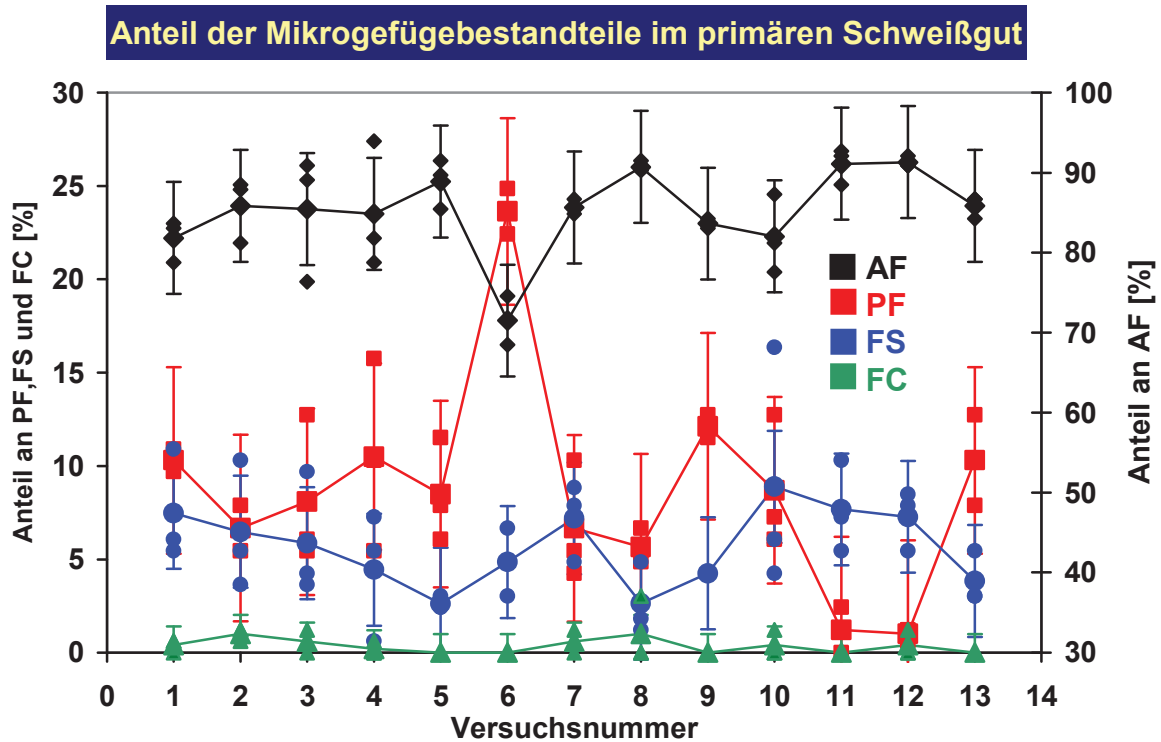


Abb. 5-42: Auswertung der Mikrogefügebestandteile im primären Schweißgut (Versuchsnummer nach **Tab. 5-8**); AF.. Acicular-Ferrit; PF.. primärer Ferrit; FS.. Ferritseitenplatten; FC.. Ferrit-Karbidaggregate

Generell ist acicularer Ferrit im primären Schweißgut vorherrschend. Der Anteil liegt bei durchschnittlich 85% (Standardabweichung 5,7%). Bei hohem Schweißstrom wird ein geringerer AF- Anteil zu Gunsten von intergranularem Ferrit gebildet. Tendenziell kann ein erhöhter Anteil an primärem Ferrit bei höheren Streckenenergien (hoher Schweißstrom, geringe Schweißgeschwindigkeit, erhöhte Zwischenlagentemperaturen) erkannt werden. Der Anteil an primärem Ferrit, der hauptsächlich aus intergranularem Ferrit und nur zu einem sehr geringen Anteil an Korngrenzenferrit besteht, liegt bei durchschnittlich 8,2% mit einer Standardabweichung von 5,4%. Der Anteil an Ferritseitenplatten ist mit 5,7% als überdurchschnittlich hoch für unlegierte Schweißzusätze zu bewerten. Die Standardabweichung liegt bei 3,1%. Dieser Gefügeart werden im Allgemeinen ungünstige Eigenschaften zugeordnet, da sich ähnlich wie beim Widmannstättengefüge durch die geringe Bindekraft zwischen den „Platten“ geringe Zähigkeitswerte ergeben.

Wegen dem geringen Kohlenstoffgehalt im Bandmaterial des Fülldrahtes und der geringen Zulegierung über die Füllung liegen Ferrit-Karbid-Aggregate (FC) im primären Schweißgut auch nur in sehr geringem Ausmaß vor.

5.8.3. Untersuchung der Mikrostruktur im sekundär gebildetem Schweißgut

Um eine logische Verbindung zwischen mechanisch/technologischen Gütewerten und dem Mikrogefüge herzustellen, ist es nötig, den Grad der durch das Überschweißen bedingten Umkörnung des primären Gefüge zu bestimmen. Dazu wird über den gesamten Bereich der Probenquerschnittsfläche im Bereich der Probenentnahme das Mikrogefüge analysiert. Vierzig Bilder des sekundär gebildeten Mikrogefüges mit einer Bildhöhe von 250µm wurden zur Abbildung der 10mm Kerblänge entsprechend zusammengefügt und das Mikrogefüge auf etwaige „Störstellen“, wie primäres „Gussgefüge“ oder spröde Gefügebestandteile untersucht. **Anlage 5-5** zeigt die zusammengefügt Bilder ausgewählter Versuche über die gesamte Kerblänge.

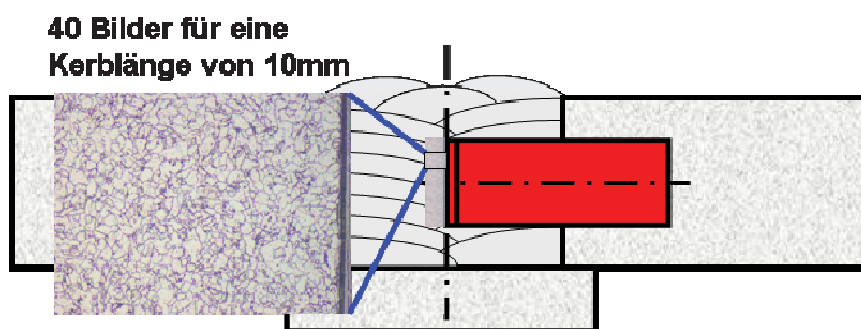


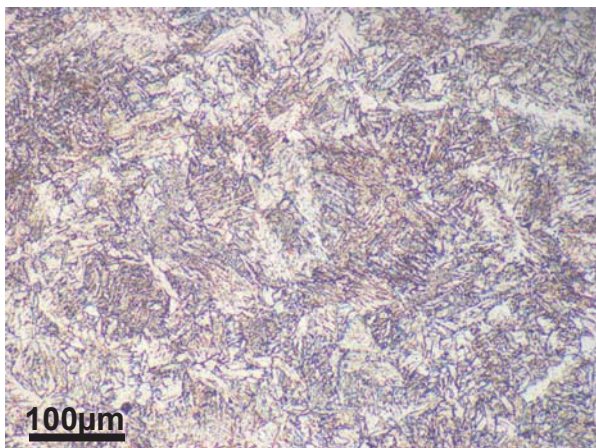
Abb. 5-43: Beurteilung des Umkörngrades im Sekundärgefüge der Schweißgüter

Mit Hilfe der Darstellung des Mikrogefüges über die gesamte Länge der Kerbe kann eine repräsentative Aussage über den Umkörngrad und den Zusammenhang mit dem mechanisch/technologischen Verhalten gemacht werden.

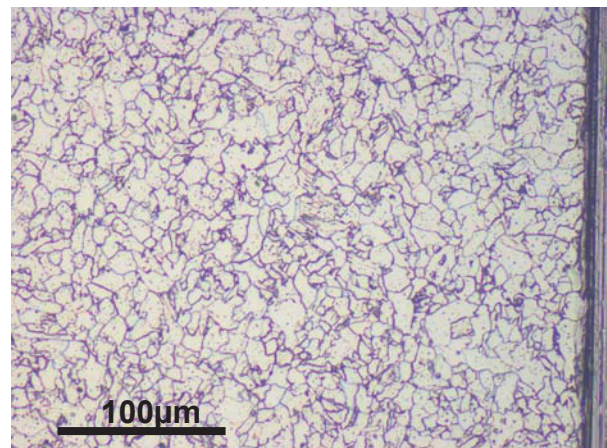
gemacht werden.

Für die gesamte Untersuchung wurden mehr als 500 Bilder zu Abschätzung des sekundär gebildeten Gefüges in Abhängigkeit von Parameteränderungen aufgenommen. **Abb. 5-43** zeigt exemplarisch die Zonen für die Untersuchung des Umkörngrades und der Gefügeausbildung im sekundär gebildeten Schweißgefüge.

Abb. 5-44 zeigt die typische Ausbildung des Sekundär- Gefüges in Kerblage und stellt dieses dem Primärgefüge im Decklagenbereich gegenüber.



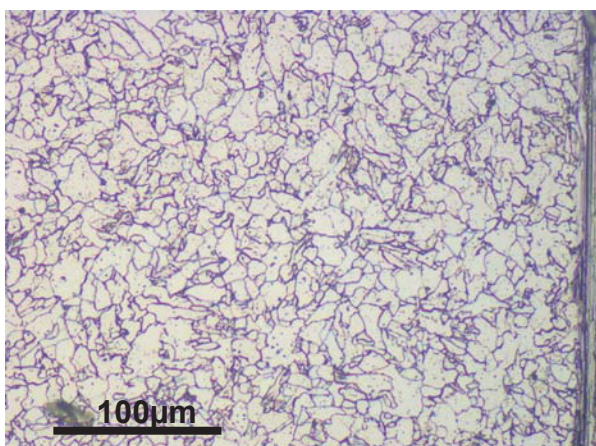
A) Primärgefüge



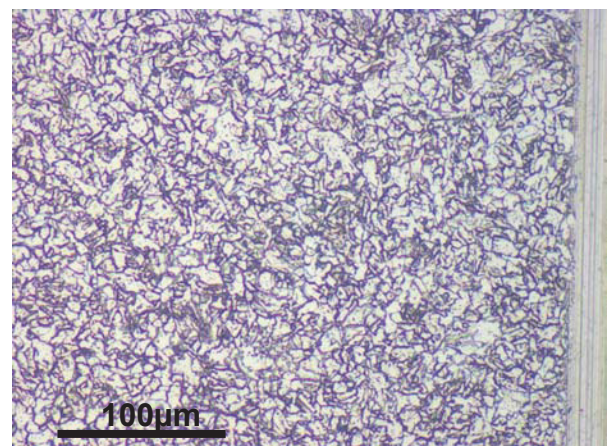
B) Sekundärgefüge

Abb. 5-44: Mikrogefüge im Decklagenbereich vs. umgekörtten Bereich in Kerblage, Versuch Nr. 4; A...Primärgefüge; B...Sekundär gebildetes Schweißgefüge

Grundsätzlich wird bei Proben nach EN/ISO 1597-1 in Kerblage ein feinkörniges ferritisches Gefüge ausgebildet, dass demgemäß gute Zähigkeitseigenschaften aufweist. In Abhängigkeit von den Parametereinstellungen ändern sich die Abkühlbedingungen und dadurch die Gefügeausprägungen. **Abb. 5-45** zeigt eine Gegenüberstellung bei Schweißung mit unterschiedlicher Zwischenlagentemperatur. Bei Anwendung von 50°C im Gegensatz zu 150°C verringert sich die Abkühlzeit ($t_{8/5}$ -Zeit) und ein feinkörniges Gefüge mit hoher Festigkeit bildet sich aus. Bei Schweißung mit reduzierter Schweißgeschwindigkeit (was dem Eintrag einer hohen Streckenenergie gleichkommt - vgl. **Gleichung 4-23**), erhöht sich die Abkühlzeit und ein grobkörniges Gefüge wird gebildet (siehe **Abb. 5-46**).

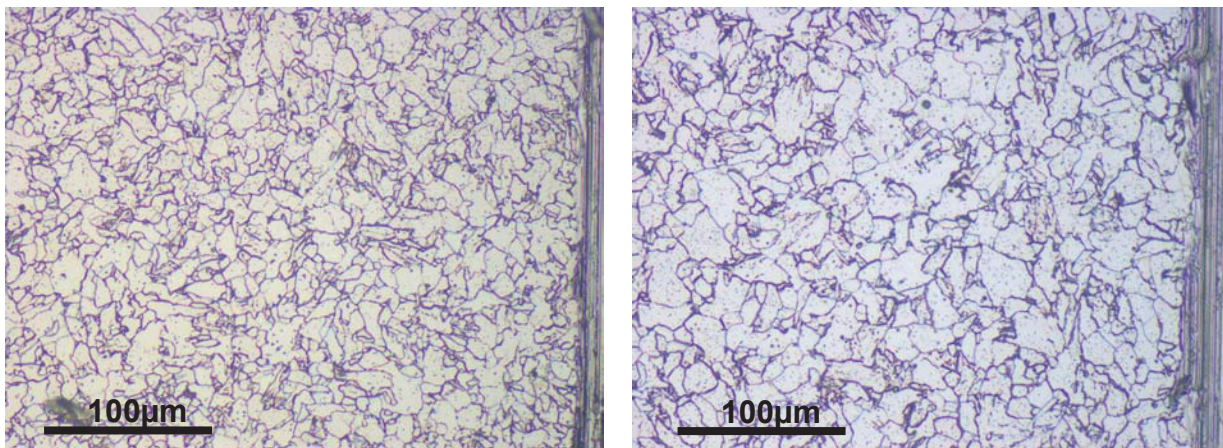


A) ZLT: 150°C, Versuch-Nr. 4



B) ZLT: 50°C, Versuch-Nr. 11

Abb. 5-45: Unterschiedliche Ausbildung des sekundär gebildeten Mikrogefüges; feinkörniges Gefüge bei Anwendung einer niedriger Zwischenlagentemperatur



A) Standard, Versuch-Nr. 4

**B) reduzierte Schweißgeschw.,
Versuch-Nr. 9**

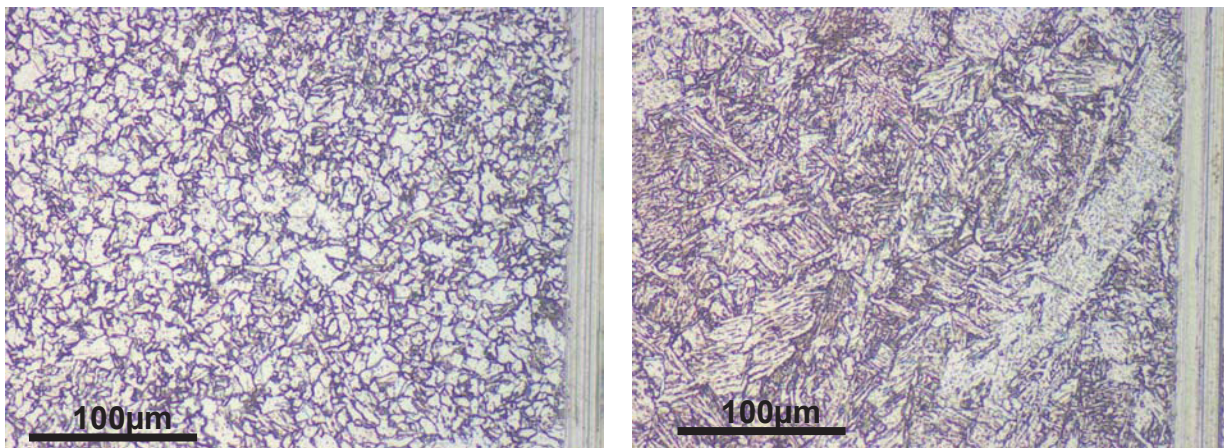
Abb. 5-46: Unterschiedliche Ausbildung des sekundär gebildeten Mikrogefüges; grobkörniges Gefüge bei Anwendung reduzierter Schweißgeschwindigkeiten, bzw. hoher Streckenenergien

Interessant für die Beurteilung des Mikrogefüges von Schweißgütern, die mit selbstschützenden Fülldrähten hergestellt wurden, ist weniger die Korngröße des sekundär gebildeten Schweißguts, als vielmehr ein etwaiges Auftreten von nicht umgekörnem Primärgefüge. Diese Gefügeanteile wirken sich neben einer generell höheren Härte vor allem durch Anteile an Ferritseitenplatten ungünstig auf das Zähigkeitsverhalten aus. Es gilt daher zu überprüfen, inwieweit sich solche „Primärgefüge-Anteile“ in Kerblage finden lassen. Grundsätzlich können diese durch Schweißlagen mit hoher Dicke und/oder bei Anwendung geringer Streckenenergien auftreten.

Eine Untersuchung des Sekundärgefüges über die gesamte Breite der Kerblage zeigt, dass bei

- Schweißung in Überkopfposition (dicke Schweißlagen),
- Schweißung mit geringem Schweißstrom (konvexe Schweißnaht mit größerer Dicke),
- geringer Schweißgeschwindigkeit (dicke Schweißlagen);
- Schweißung bei 50°C Zwischenlagentemperatur (geringe „Durchwärmung“) und
- bei außermittiger Kerblage (ungünstige Wärmeverteilung) Restanteile von Primärgefüge gefunden werden.

Abb. 5-47 zeigt am Beispiel der Schweißung mit einer Zwischenlagentemperatur von 50°C das Auftreten von nicht umgekörnem Primärgefüge. Es lassen sich ebenfalls hohe Anteile von Ferritseitenplatten in Kerblage feststellen.



A) feinkörniges Sekundärgefüge

B) Anteile an Primärgefüge

Abb. 5-47: Unterschiedliche Ausbildung des sekundär gebildeten Mikrogefüges für Versuch Nr. 11; ZLT: 50°C

5.8.4. Untersuchung der chemischen Zusammensetzung bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren

Die Untersuchung der chemischen Zusammensetzung im reinen Schweißgut wurde an den (gebrochenen) Zugproben durch eine nasschemische Analyse im Chemischen Labor der Böhler Edelstahl GmbH. durchgeführt.

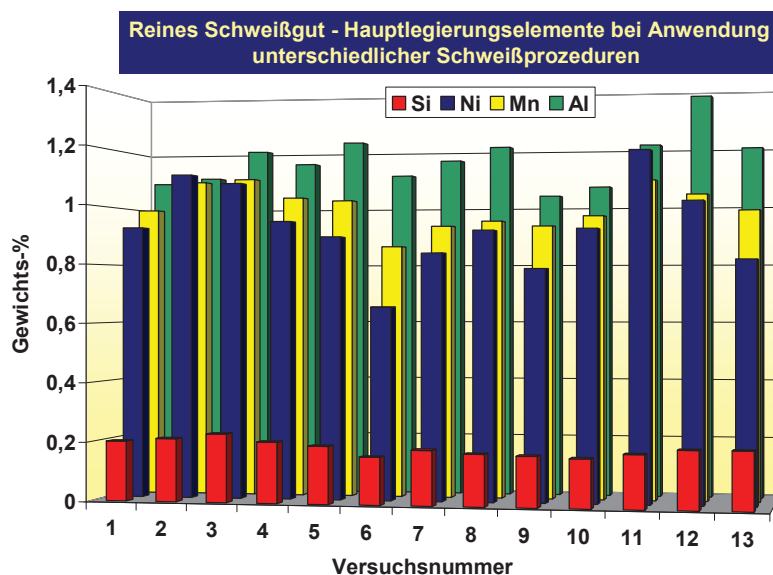


Abb. 5-48: Chemische Zusammensetzung des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren

Abb. 5-48 zeigt die Hauptlegierungselemente Si, Ni, Mn und Al in Abhängigkeit von der angewandten Schweißprozedur. Grundsätzlich kann der erwartete vermehrte Abbrand von Legierungselementen bei hoher Streckenenergie bzw. Zwischenlagen-Temperatur bestätigt werden. Für diese Versuche ergeben sich die niedrigsten Gehalte an Ni und Mn (siehe Versuchsnummer 6, 9 und 13 - **Tab. 5.8**).

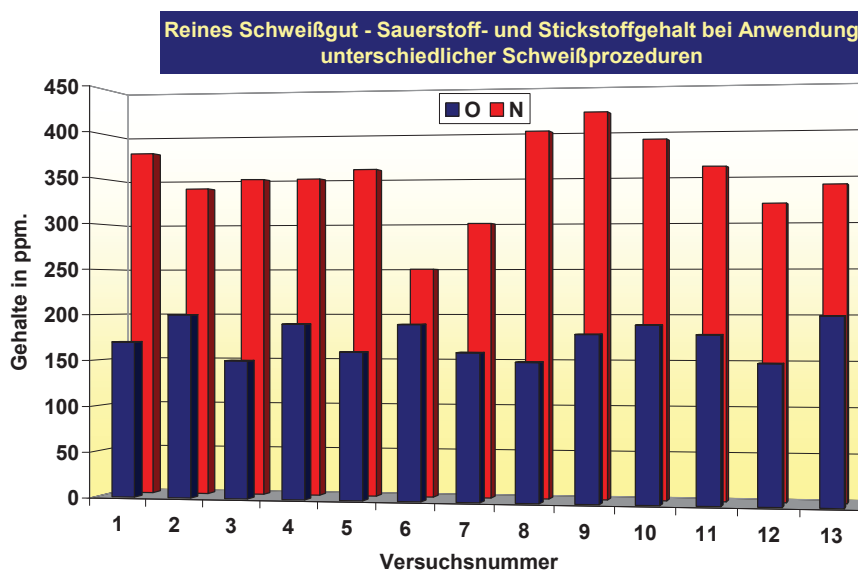


Abb. 5-49 zeigt die Gehalte an Sauerstoff und Stickstoff im reinen Schweißgut für unterschiedliche Schweißprozeduren. Für die Erstellung der Schweißproben wurde die Probenserie 2961 herangezogen. Die Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre wird bei der genannten Serie durch die optimierte

Abb. 5-49: Sauerstoff- und Stickstoffgehalt des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren

Füllungsrezeptur, jedoch ohne lichtbogenstabilisierende Elemente, bereitgestellt. Der durchschnittliche N- Gehalt kann somit mit ca. 350ppm angenommen werden. Die unterschiedlichen Schweißprozeduren zur Erstellung der Schweißproben führen zu einer erhöhten Standardabweichung von 44ppm. Geringere Gehalte an N im Schweißgut ergeben sich bei Schweißung mit erhöhtem Schweißstrom (Versuchsnummer 6). Die wesentlich geringere Tropfengröße (höhere Pinchkraft, hervorgerufen durch den höheren Schweißstrom) resultiert in einer geringeren Stickstoffaufnahme (vgl. **Kap. 4.2.1** bzw. **Gleichung 4-4** bis **4-6**). Geringere Stickstoffgehalte lassen sich auch durch die Anwendung geringerer Schweißspannungen realisieren (Versuchsnummer 7). Der Grund liegt ebenfalls in der geringeren Kontaminationszeit an Luft, da die Tropfen durch vermehrte Kurzschlussbildung ins Schweißbad übergehen. Der mittlere Sauerstoffgehalt kann mit 175ppm mit einer Standardabweichung von 19ppm angegeben werden.

5.8.5. Mechanisch/technologische Gütwerte des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren

Die Ermittlung der mechanisch/technologischen Gütwerte erfolgt nach EN ISO 1597-1. Die Nahtvorbereitung, Schweißung sowie die Entnahmestellen der Proben sind in **Kap. 4.7.1** bzw. **Abb. 4-32** und **Abb. 4-33** detailliert beschrieben. Die Prüfungen der Zugproben erfolgte bei +20°C. Je ein Satz Kerbschlagproben wurden bei 20, -20 und -40°C geprüft. **Abb. 5-50** zeigt die Ergebnisse der mechanischen Gütwerte - Streckgrenze und Zugfestigkeit. Der Mittelwert der Streckgrenze für die gesamte Versuchsserie kann mit 456 MPa, der Mittelwert der Zugfestigkeit mit 538 MPa angegeben werden.

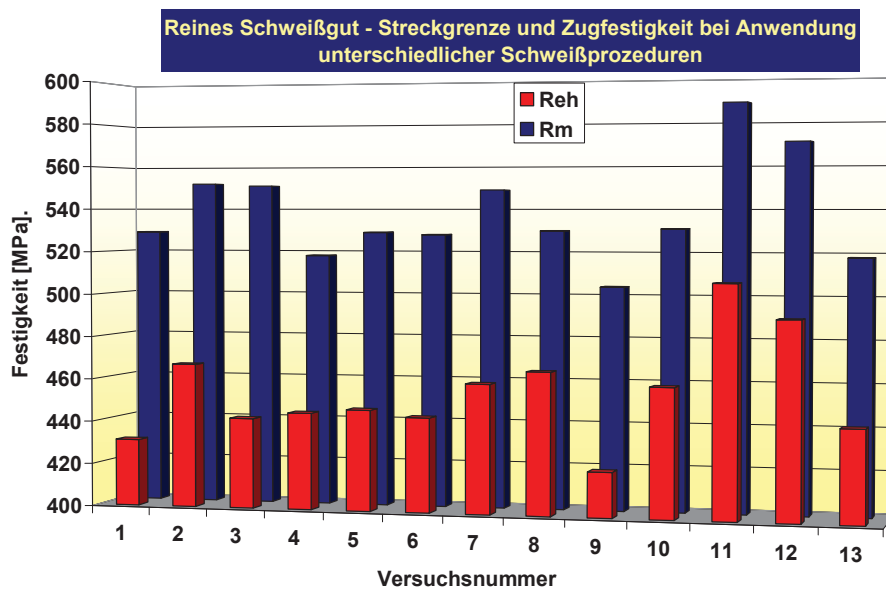


Abb. 5-50: Mechanische Gütewerte bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren

der mechanischen Gütewerte mit dem Legierungsgrad erkannt werden. Lediglich die Festigkeiten bei erhöhtem Schweißstrom liegen trotz des hohen Abbrandes an Legierungselementen relativ hoch.

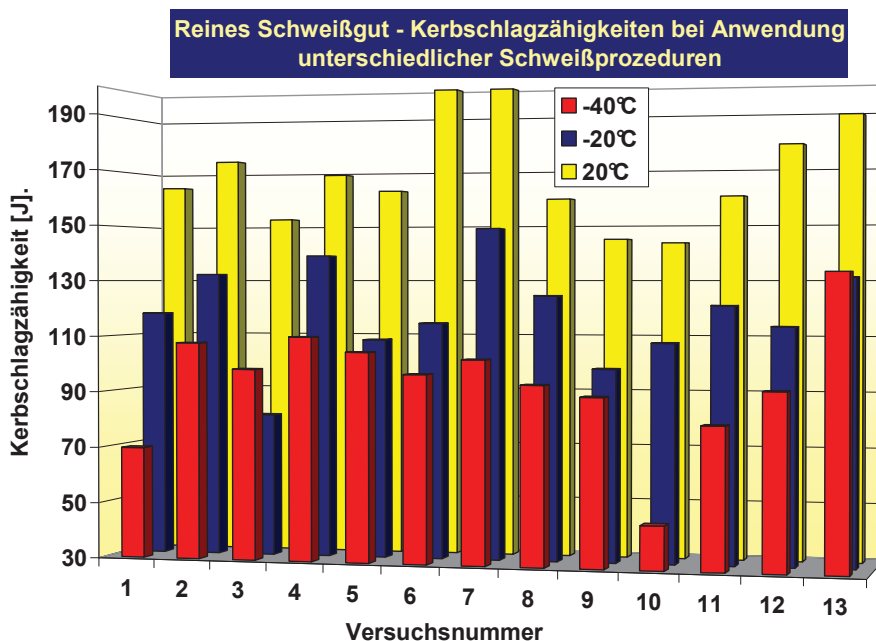


Abb. 5-51: Technologische Gütewerte bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren

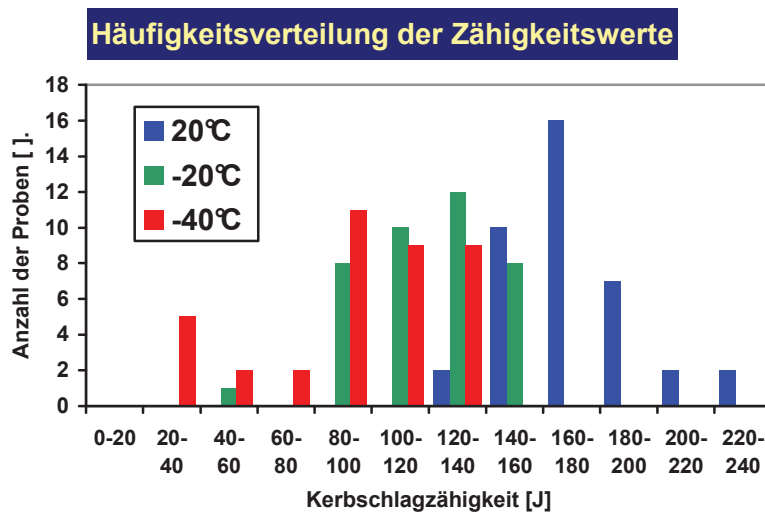
Ausreißen bei einzelnen Kerbschlagproben. Die Unterschiede in der Kerbschlagarbeit können bis zu 140J betragen. Demgemäß ergeben sich für Standardabweichung hohe Werte und die

Das Streckgrenzenverhältnis liegt mit einem Wert von 0,85 im üblichen Bereich für „niedrigfeste“ unlegierte Schweißgüter. Die Standardabweichung der Festigkeiten ist mit 23 MPa in Anbetracht der unterschiedlichen Schweißprozeduren sehr gering.

Im Allgemeinen kann eine gute Korrelation

Abb. 5-51 zeigt die Mittelwerte der Kerbschlagzähigkeiten bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren. Durch das basische Schlackensystem können hohe mittlere Kerbschlagzähigkeitswerte auch bei tiefen Temperaturen von -40°C realisiert werden. Allerdings kommt es zu starken

Mittelwerte der Zähigkeiten streuen stark. Eine Analyse dieses Verhaltens ist in **Abb. 5-52** gezeigt.



Bei einer Prüftemperatur von +20°C liegen die Zähigkeitswerte in Anbetracht der unterschiedlichen Schweißprozeduren innerhalb eines gewissen Bereiches ohne ein auffallend sichtbares „Fehlverhalten“. Bei geringen Prüftemperaturen von -20°C bzw. -40°C ist die Häufigkeitsverteilung deutlich breiter und ein zweiter Peak mit den Ausreißern bildet sich

Abb. 5-52: Häufigkeitsverteilung der Kerbschlagwerte bei unterschiedlichen Temperaturen

aus. Es kann somit ein sehr unübliches Zähigkeitsverhalten festgestellt werden. Eine Analyse der Kerbschlagarbeitswerte zeigt, dass die Ausreißer vor allem bei Schweißlagen mit größerer Dicke und bei außermittiger Entnahme der Kerbschlagproben vorherrschend sind.

5.8.6. Zusammenfassung der Ergebnisse

Die gefügetechnische Bewertung des selbstschützenden Fülldrahtes (Nullserie 2960) wurde mit praxisnahen Schweißungen und stark variierten Schweißparametern durchgeführt. Auffallend erscheint bei Prüfung des primären Schweißguts der hohe Anteil an Ferritseitenplatten, der aus der Literatur bekannt, bei unvollständiger Umkörnung zu geringen Zähigkeitswerten führt. Aus diesem Grund wurde auch eine Überprüfung des Umkörngrades an den Entnahmestellen der Proben angeschlossen. Anhand eines umfangreichen Prüfplans mit unterschiedlichen Schweißparametern wurde eine unvollständige Umkörnung, vor allem bei Schweißlagen mit hoher Dicke und Schweißungen mit geringerer Wärmeeinbringung festgestellt. Sie wird begleitet von einer starken Streuung der Kerbschlagzähigkeitswerte des Schweißguts, dem so genannten „Ausreißverhalten“. Dieser Korrelation muss durch eine entsprechende Schadensanalyse bestätigt werden. Dabei sollte geprüft werden, ob dieses atypische Zähigkeitsverhalten nicht durch Einschlüsse im Schweißgut oder spröde Phasenanteile hervorgerufen wird.

Im Allgemeinen ergeben sich trotz stark variierten Parametern stabile Festigkeitswerte, die durch geringen Legierungsabbrand und relativ stabile Sauerstoff- und Stickstoffgehalte als positiv zu bewerten sind. Vor allem für das Einsatzgebiet dieses alternativen Schweißzusatzes

6. Feldversuche

Nach einer erfolgreichen Entwicklung eines neuen Schweißzusatzes ist es notwendig diesen praxisnahen Tests zu unterziehen, um das Einsatzgebiet und dessen Möglichkeiten und Beschränkungen zu evaluieren. Diese Tests werden hausintern, aber auch extern bei Kundenbemusterungen durchgeführt. Eine Verarbeitung des Produktes erfolgte vorwiegend an Rohrstählen direkt in Pipelineprojekten. In diesem Kapitel werden solche Tests beschrieben, wobei spezielles Augenmerk auf das metallurgische Zusammenspiel zwischen Rohrwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff bei verschiedenen Rohrwandstärken und Zwischenlagentemperaturen gelegt wird. Ein Bericht über die Tests des neuen Produktes an einer Pipeline in China rundet dieses Kapitel ab.

6.1 Zweck und Zielsetzung der Versuch

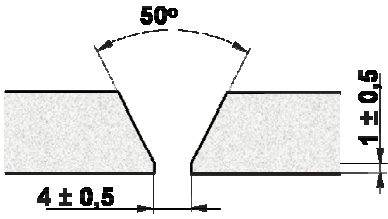
Nach einer internen Evaluierung eines Schweißzusatzes und Prüfung der Normkonformität ist es für den Schweißzusatzhersteller von besonderem Interesse, einen neu eingeführten Schweißzusatz auch praktischen Tests zu unterziehen. Diese Feldversuche, die vorwiegend direkt an Pipelines durchgeführt werden, dienen zur endgültigen Überprüfung der Eignung eines Schweißzusatzes. Dabei wird nicht nur das Schweißverhalten überprüft, sondern auch das metallurgische Zusammenspiel zwischen Zusatzwerkstoff und Grundwerkstoff. Aus diesem Grund sind verschiedenste Rohrstähle in Verbindung mit dem neuen Schweißzusatz zu testen.

6.2 Hausinterne Prüfung, anhand von V- Naht- Verbindungen an Rohrstählen

6.2.1 Versuchsdurchführung

Für die hausinterne Überprüfung wurde die erste Großfertigung des selbstschützenden Fülldrahtes mit der Seriennummer 2961 herangezogen. Als Grundwerkstoff diente ein thermomechanisch hergestellter Rohr Stahl, der nach API 5L als X65 eingestuft ist. Die chemische Zusammensetzung des Rohrstahles und des reinen Schweißguts kann aus **Tab. 6-2** abgelesen werden. Da die produzierte Serie ihre Anwendung in einem Großprojekt in China finden sollte, wurde die für derartige Projekte häufig eingesetzte, in China übliche, Schweißnahtvorbereitung und Schweißprozedur laut **Tab. 6-1** gewählt. Als weitere wesentliche Parameter für den praktischen Einsatz sind außer dem eingesetzten Rohr Stahl die

Rohrwanddicke und die vorgesehene Zwischenlagentemperatur zu nennen, die für diese Untersuchung entsprechend **Tab. 6-3** variiert wurden.

Konstante Parameter		Parameteränderungen	
Nahtvorbereitung	Schweißverfahren	Rohrwand-Stärke [mm]	ZLT [°C]
Rohrstahl: X65 nach API 5L Nahtvorbereitung: 	Wurzellage: Zellulose-Elektrode: E6010; Ø4mm Füll- und Decklagen: Selbstschützender Fülldraht: E71T8-K6; Ø2mm Schweißposition: PG 45°fallend Drahtvorschub: 85"/min Spannung: Fülllagen: 20-21,5V Decklage: 19-20,5V 1 Raupe pro Lage	19	180
			120
			60
		14	180
			120
			60
		9	180
			120
			60

Tab. 6-1: Schweißnahtvorbereitung, Schweißprozedur und veränderliche Parameter für die hausinterne Prüfung des Schweißzusatzes

6.2.2 Versuchsergebnisse

Durch die Schweißung mit unterschiedlichen Zwischenlagentemperaturen kommt es durch unterschiedliche Abbrandverhältnisse zu einer geringfügigen Änderung der chemischen Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts. Einen größeren Einfluss auf die chemische Zusammensetzung übt jedoch die Rohrwanddicke (unterschiedliche Aufmischung mit dem Grundwerkstoff und der Wurzelnaht) aus. Dabei werden bei höheren Rohrwandstärken relativ geringere Aufmischungsverhältnisse mit dem Grundwerkstoff erreicht und die chemische Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts ähnelt stark jener des reinen Schweißguts. Dementsprechend verhalten sich auch die mechanisch/technologischen Güterwerte des Verbindungsschweißguts und nehmen bei großen Rohrwanddicken Werte wie beim reinen Schweißgut an. Je geringer allerdings die Rohrwanddicken ausfallen, desto stärker weicht die chemische Zusammensetzung vom reinen Schweißgut ab. Die mechanisch/technologischen Güterwerte der Verbindungsnaht verhalten sich dann entsprechend. In **Tab. 6-2** sind die chemischen Zusammensetzungen für Grundwerkstoff, Zusatzwerkstoff und resultierendes Schweißgut bei unterschiedlichen Rohrwanddicken dargestellt.

Chemische Zusammensetzung in Gew.-% (Hauptlegierungselemente)	C	Si	Mn	Al	Ni
Grundwerkstoff X65 nach API 5L	0,057	0,093	1,351	0,021	0,293
Schweißzusatzwerkstoff	0,049	0,189	0,998	1,169	0,927
Schweißgut (Rohrwandstärke 9mm, ZLT: 120°C)	0,052	0,175	1,152	1,071	0,821
Schweißgut (Rohrwandstärke 14mm, ZLT: 120°C)	0,051	0,182	1,131	1,101	0,887
Schweißgut (Rohrwandstärke 19mm, ZLT: 120°C)	0,049	0,185	1,075	1,126	0,903

Tab. 6-2: chemische Zusammensetzung von Grund-, Zusatz- und Verbindungsschweißgüter; Gehalte in Gew.-%

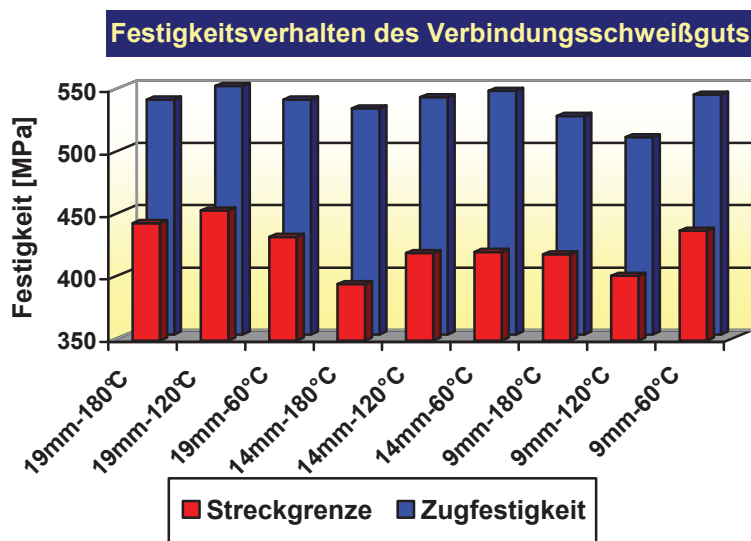


Abb. 6-1: Streckgrenze und Zugfestigkeit des Verbindungsschweißguts in Abhängigkeit der Rohrwandstärke und Zwischenlagentemperatur

Zur Prüfung des Festigkeitsverhaltens der Verbindungsschweißgüter wurden längs der Schweißnaht Zugproben entnommen und bei Raumtemperatur geprüft. **Abb. 6-1** zeigt Streckgrenze und Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Rohrwanddicke und der Zwischenlagentemperatur. Die durchschnittlichen Werte für Zugfestigkeit und Streckgrenze können mit 536 bzw. 425 MPa angegeben werden. Durch den hohen Mn- Gehalt des Grundwerkstoffes wird bei Schweißung mit geringeren Rohrwanddicken und höheren Zwischenlagentemperaturen der Festigkeitsabfall kompensiert und relativ konstante Festigkeiten in Abhängigkeit von der Wanddicke generiert. Dieses Verhalten kann als vorteilhaft beurteilt werden, da zudem Überhitzungserscheinungen bei einer Rohrwandstärke von 9mm und einer Zwischenlagentemperatur von 180°C nicht auftreten.

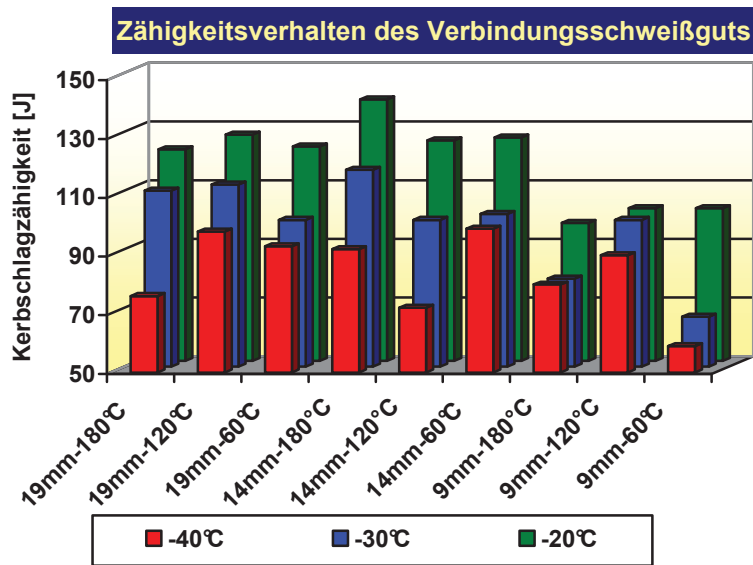


Abb. 6-2: Zähigkeitsverhalten des Verbindungsschweißguts in Abhängigkeit der Rohrwandstärke und Zwischenlagentemperatur

Abb. 6-2 zeigt das Zähigkeitsverhalten der Verbindungsschweißgüter, die durch Prüfung von jeweils 3 Kerbschlagproben (entnommen aus der Mitte der Naht) ermittelt wurden. Geprägt durch das für den Schweißzusatzwerkstoff typische Verhalten können relativ große Standardabweichungen erwartet werden. Jedoch sind im Allgemeinen relativ hohe Mittelwerte bei Schweißung von 14 und 19mm Verbindungen zu erwarten.

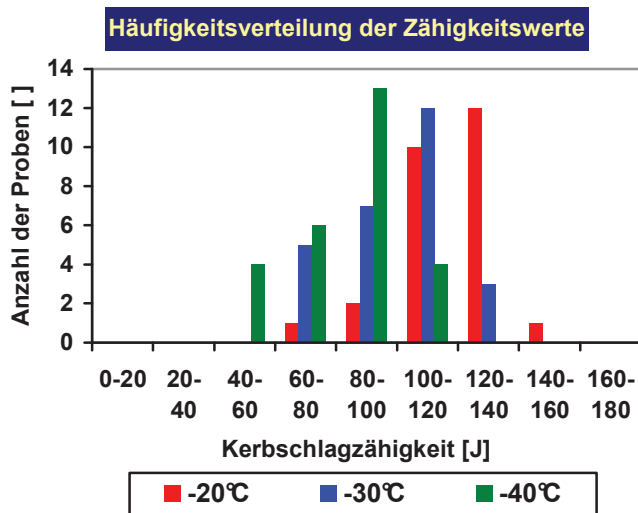


Abb. 6-3: Häufigkeitsverteilung der Zähigkeitswerte des Verbindungsschweißguts für die gesamte Versuchsserie

Bei geringeren Wanddicken können tendenziell niedrigere Kerbschlagarbeitswerte festgestellt werden. **Abb. 6-3** zeigt die für diesen Schweißzusatz interessante Häufigkeitsverteilung der Kerbschlagarbeit. Die bereits in früheren Untersuchungen festgestellte höhere Anfälligkeit bezüglich Zähigkeitsausreißer bestätigt sich auch hier. Allerdings wurden die typischen Ausreißer mit nur 10-20J Kerbschlagarbeit bei diesen Verbindungen nicht festgestellt. Die verwendete Schweißprozedur mit einer Schweißraupe pro Lage ermöglicht eine

vollständige Umkörnung und vermeidet damit das Auftreten von Ferritseitenplatten im sekundären Schweißgut (Kerblage). Zähigkeiten unter 30J treten nicht auf.

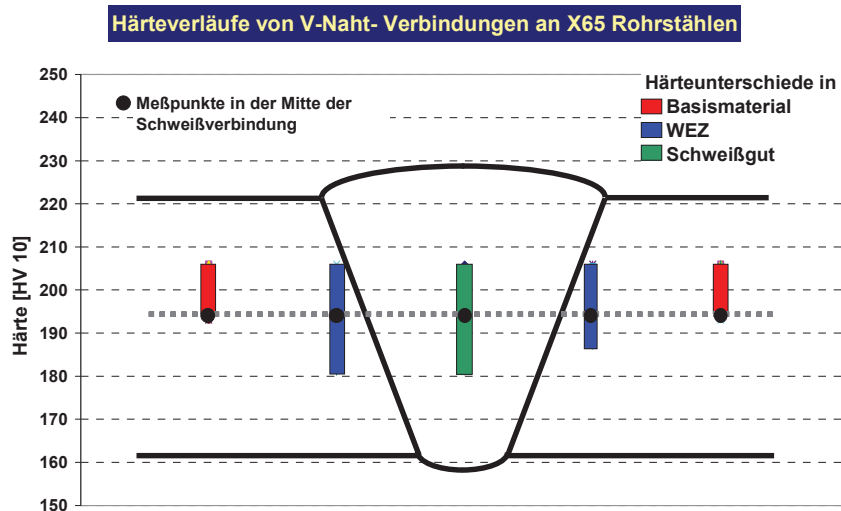


Abb. 6-4: Härteverlauf über die Schweißverbindung, gemessen an Basismaterial, Wärmeeinflusszone (WEZ) und Schweißgut, jeweils in Nahtmitte

Deswegen sind auch teilweise in den Vorschriften von Auftraggebern Maximalhärtewerte spezifiziert, die einzuhalten sind. Für die untersuchten Schweißverbindungen mit den variierten Parametern Rohrwanddicke und Zwischenlagentemperaturen ergibt sich ein sehr homogener Härteverlauf, gemessen in Nahtmitte (siehe **Abb. 6-4**). Für den Rohr Stahl können Härtewerte von 193-206 (HV10) angegeben werden. In der Wärmeeinflusszone (WEZ) ergeben sich durch die unterschiedliche Gefügeausbildungen (Grobkornzone bis Feinkornbildung) höhere Streuwerte, die aber im üblichen Bereich liegen und somit tolerierbar sind. Eben solches Verhalten ist für die Schweißverbindung anzunehmen.

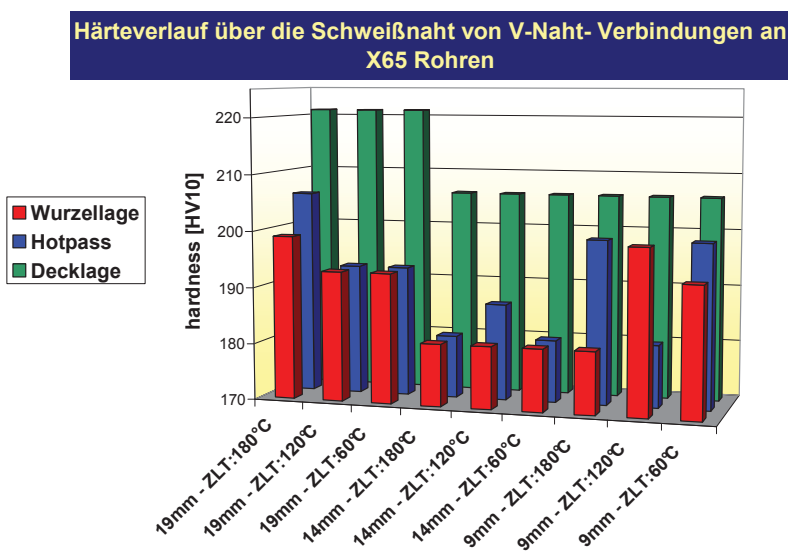


Abb. 6-5: Härteverläufe in der Schweißnaht, gemessen an in der Nahtwurzel, Nahtmitte und Decklage

Eine weitere wichtige Messgröße an Schweißverbindungen ist der Härteverlauf über die Schweißverbindung, da dadurch der Festigkeitsverlauf und mögliche Festigkeitsabfälle festgestellt werden können. Auch zu hohe Härtewerte von mehr als 350 (HV10)

sollten vermieden werden, da eine erhöhte Gefahr für wasserstoffinduzierte Risse besteht.

Der Härteverlauf in der Schweißnaht weist naturgemäß höhere Streuwerte auf, da die Nahtwurzel mit einer „niedrigsten“ Wurzelelektrode eingebracht wird. Weiters treten in der Decklage relativ höhere Härtewerte auf, die ihren Ursprung im primären Schweißgut finden (vgl. **Abb. 6-5**). Bei Schweißung von 19mm Verbindungen ergeben sich im

Decklagenbereich durch die geringe Aufmischung mit dem Grundwerkstoff geringfügig höhere Härtewerte. Generell können aber auch in diesem Fall stabile Härtewerte festgestellt werden. Die verwendete Schweißnahtvorbereitung und Schweißprozedur kann somit als empfehlenswert zur Erreichung stabiler Festigkeits-, Härte- und Zähigkeitswerte angesehen werden, auch wenn unterschiedliche Rohrwanddicken und Zwischenlagentemperaturen zur Anwendung kommen.

6.3 Hauserterne Prüfung - Kundenbemusterung

6.3.1 Versuchsdurchführung

Meist wird bei Einführung eines Produktes in den Markt eine Kundenbemusterung durchgeführt, um Anhaltswerte über die Einsatzmöglichkeit und Vor- bzw. Nachteile des Schweißzusatzes zu gewinnen. Diese Evaluierung stellt für den Entwickler eines Schweißzusatzes ein besonders wichtiges Instrument für eine erfolgreiche Entwicklungstätigkeit dar.



Abb. 6-6: Wurzelschweißung am Proberohr X70 1016x14,6mm

Für den selbstschützenden Fülldraht fand die Kundenbemusterung in Zentral- China (Sichuan Province) bei der Firma SPC (Sichuan Petroleum&Natural Gas field construction company) statt. Die ersten Testschweißungen wurden in der Zentralwerkstatt dieser Firma durchgeführt.

Als Basismaterial stand ein X70- Rohr nach API 5L mit einem Durchmesser von 1016mm und einer Wanddicke von 14,6mm zur Verfügung. **Abb. 6-6** zeigt zwei Schweißer während der Wurzelschweißung, die mit $\varnothing 4$ mm Zelloseelektrode ausgeführt wurden. Als Rohrvorbereitung kamen ein Nahtöffnungswinkel von $48-50^\circ$ mit einem Steg von 1-2mm und ein Wurzelspalt von 2-5mm zum Einsatz. Die Schweißung der Wurzellage erfolgte mit einem

durchschnittlichen Schweißstrom von 85-110A und mit einer resultierenden Streckenenergie von 14,6-18,9 kJ/cm. Die weiteren vier Fülllagen wurden mit der Nullserie des selbstschützenden Fülldrahtes ausgeführt. Außer der 1. Fülllage wurden dabei – wie in China

üblich - alle Lagen voll ausgependelt. Der Schweißstrom wurde mit 190-230A bei einer Drahtvorschubgeschwindigkeit von 2,03 m/min (80inch/min) und einer Schweißspannung mit 18,5-20V gemessen.



Abb. 6-7: Fülllagenschweißung mit der Nullserie SNr. 2961 (Ma.00168) des selbstschützenden Fülldrahtes

Die Streckenenergie kann mit 9,4 kJ/cm (1. Fülllage) bis 20,3 kJ/cm (letzte Fülllage) errechnet werden. Für die Decklagen, ebenfalls voll ausgependelt wurde eine verringerte Schweißspannung von 17,5-18,5 V eingestellt, die Streckenenergie kann durch die geringere Schweißgeschwindigkeit mit 19,5-21,3 kJ/cm angegeben werden.

6.3.2 Versuchsergebnisse

Für die Prüfung der Schweißnaht kamen sowohl zerstörungsfreie, wie auch zerstörende Prüfungen zu Anwendung.

6.3.2.1 Zerstörungsfreie Prüfung der Schweißverbindung

Bei der zerstörungsfreien Prüfung wurden neben der Sichtprüfung auch eine Röntgenprüfung und eine Ultraschallprüfung durchgeführt. Bei der Sichtprüfung, die vorwiegend auf die Nahtgeometrie abzielt, zeigten sich sehr gute Ergebnisse, die vor allem auf das gute Schweißverhalten des selbstschützenden Fülldrahtes zurückzuführen sind. Bei Prüfung mittels Ultraschall wurden keine Risse festgestellt. Diverse auftretende Echos konnten im nachhinein als Bindefehler klassifiziert werden, die aber im tolerierbaren Bereich lagen und ihren Ursprung im Handling des Schweißzusatzes finden.

Bei der Röntgenprüfung über die gesamte Rohrrundnaht zeigten sich einige Anzeigen wegen Schlackeneinschlüssen und einer geringen Anzahl von Poren (Porendurchmesser < 1,2mm). Dieses Ergebnis ist als gut zu bewerten.

Zusammenfassend wurde die zerstörungsfreie Prüfung von den zuständigen Ingenieuren positiv bewertet.

6.3.2.2 Zerstörende Prüfung der Schweißverbindung

Für die Evaluierung der Schweißverbindung wurden Biegeprüfungen über die Nahtwurzel und über die Decklage nach der chinesischen Norm Q/SY XQ4- 2002 mit einem Biegewinkel von 180° und einem Biegeradius von 44,45 mm bei jeweils vier Proben (Wurzel, Decklage) durchgeführt. Bei der Prüfung zeigten sich keine Anzeigen (Fehler).

Die Zugfestigkeit quer zur Schweißnaht wurde mit Flachzugproben nach Q/SY XQ4- 2002 bestimmt.

Querzugprüfung der Rohrverbindung				
Probennummer	1-1-1	1-1-2	1-1-3	1-1-4
Probengröße (mm)	24.1x14.6	24.5x14.6	24.4x14.6	25.1x14.6
Streckgrenze (MPa)	630.93	651.38	640.02	630.36
Zugfestigkeit (MPa)	656.51	677.10	654.05	637.18
Bruchposition	Nahtmitte	Nahtmitte	Nahtmitte	Nahtmitte

Tab. 6-3 zeigt die relativ hohen Festigkeitswerte, die unter Umständen durch die

Tab. 6-3: Ergebnisse der Querzugprüfung

Probenform, wahrscheinlicherweise aber durch die chemische Zusammensetzung der Schweißnaht, hervorgerufen durch den hohen Legierungsgehalt des Rohrstahles und die Aufmischung begründbar sind. Leider konnte uns die chemische Analyse des Rohrstahles nicht übermittelt werden.

Die Prüfung der Zähigkeit erfolgte durch Kerbschlagproben nach Q/SY XQ4- 2002, deren Probengröße jener der europäischen und amerikanischen Norm mit 10x10x55mm entspricht. Die Proben wurden aus der Mitte der Wanddicke jeweils aus der Schweißnaht und der WEZ entnommen. Die Prüfung wurde bei einer Temperatur von -20°C mit jeweils 6 Proben durchgeführt. Der Mittelwert der Zähigkeitswerte kann für die Schweißnaht mit 85J, für die WEZ mit 112,3J angegeben werden. Das in dieser Arbeit bereits untersuchte typische Ausreißverhalten der Zähigkeitswerte wurde mit einem Einzelwert von 14J bestätigt.

6.3.2.3 Chemische Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts

Tab. 6-4 zeigt die chemische Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts. Trotz des allgemein geringen Kohlenstoffgehaltes des reinen Schweißguts von ca. 0,05% liegen die gemessenen Werte in der Schweißverbindung deutlich höher. Anzunehmen ist, dass der Kohlenstoffgehalt des Rohrstahles bei über 0,17% liegt. Das erklärt auch die hohen Festigkeitswerte des Verbindungsschweißguts. Als bemerkenswert (hoch) sind die P- und S-Gehalte mit 0,04 bzw. 0,011% anzusehen. Die Gehalte an Nickel und Aluminium liegen im üblichen Bereich.

Chemische Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts							
Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al
Gew.-%	0.13	0.22	0.83	0.040	0.011	0.54	0.79

Tab. 6-4: Chemische Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts

6.3.2.4 Härtewerte der Schweißverbindung

Tab. 6-5 zeigt die von SPC angegebenen Härtewerte über die Schweißverbindung.

WEZ	205	205	211	206
Schweißnaht	187	186	190	195
WEZ	213	202	205	211
Basismaterial	196	224	178	214

Tab. 6-5: Härteverlauf über die Schweißverbindung

Die Härtewerte der Schweißnaht sind angesichts der hohen gemessenen Zugfestigkeit von über 630 MPa relativ niedrig. Bei Umrechnung der Härtewerte mit einem Faktor von 3,2 würden sich Festigkeitswerte von ca. 595 bis 620 MPa

ergeben. Im Allgemeinen korrelieren Härtewerte der Schweißgüter mit den geprüften Zugfestigkeiten relativ gut. Für diese Untersuchung kann das nicht bestätigt werden. Bemerkenswert ist die starke Streuung der Härtewerte bei Prüfung des Grundwerkstoffes.

6.3.2.5 Lichtmikroskopische Untersuchung des Mikrogefüges

Für das Grundmaterial wurde eine Ferritisch-Perlitische Zusammensetzung in Walzstruktur angegeben. Für die WEZ wurde zusätzlich eine Formation von Widmanstätten- Gefüge attestiert. Die mikrostrukturelle Zusammensetzung des Schweißguts wurde mit einer Ferritisch-perlitischen Struktur angegeben.

6.3.3 Diskussion der Versuchsergebnisse

Insgesamt erscheinen die Ergebnisse der Bemusterung in vielerlei Hinsicht interessant. Als höchst erfreulich ist sicherlich die Tatsache anzuerkennen, dass alle Testergebnisse den Anforderungen der chinesischen Norm und den Kundenwünschen entsprochen haben. Jedoch ist der Umstand der geringen Zähigkeitswerte diskutabel, denn in den chinesischen Normen wird eine mittlere Zähigkeit von 76J gefordert, wobei der kleinste Einzelwert eine Zähigkeit von >56J aufweisen muss. Bei Prüfung der Verbindungsschweißgüter des selbstschützenden Fülldrahtes kann dieser Wert mit Sicherheit nicht eingehalten werden. Dennoch wurden in dieser Hinsicht keine Produkte reklamiert.

Ein weiterer bemerkenswerter Punkt ist die „Qualität“ des Grundmaterials (Rohrstahles). Es handelt sich hierbei für europäische Verhältnisse um ein „exotisches“ Produkt, das dem internationalen Standard nicht entspricht und auch sicherlich in Pipelineprojekten nicht anzutreffen ist. Auffallend sind diesbezüglich die Härtewerte und der Kohlenstoff-, der Phosphor- und Schwefelgehalt, die einem europäischen Produkt der 50-iger bis 60-iger (70-iger) Jahre ähnelt.

Zusammenfassend kann aber die Bemusterung des selbstschützenden Fülldrahtes in China als erfolgreich eingestuft werden.

Metallurgische Grundlagen als Basis zur Entwicklung alternativer Schweißzusatzwerkstoffe im Pipelinebau

Zusammenfassung

Die Verleger von Pipelines streben aufgrund des steigenden wirtschaftlichen Druckes nach höherwertigeren und wirtschaftlicheren Verfahren zur Verbindungsschweißung von Großrohren. Durch die Entwicklung von neuen Schweißzusatzwerkstoffen werden von Schweißzusatzherstellern ebenfalls Schritte in Richtung höherer Wirtschaftlichkeit gesetzt. Ein Beispiel ist der selbstschützende Fülldraht, der ähnlich wie herkömmliche Füll- bzw. Massivdrähte verarbeitet wird, aber ohne externen Gasschutz auskommt. Die Generierung eines internen Gasschutzes stellt für einen Entwicklungsingenieur wegen der kaum dokumentierten technischen Zusammenhänge und dem fehlenden Erfahrungsschatzes eine hohe Herausforderung dar. In dieser Arbeit werden die metallurgischen Grundlagen zur Entwicklung eines selbstschützenden Fülldrahtes und die daraus ableitbaren Auswirkungen auf das Schweißverhalten erarbeitet und beschrieben.

Bei selbstschützenden Fülldrähten muss zur Vermeidung einer zu hohen Wasserstoff-, Sauerstoff- und Stickstoffaufnahme im Schweißgut der Schutz vor der umgebenden Atmosphäre vor allem, durch die Füllung generiert werden. Die vielzähligen Aufgaben der Füllung wie Schlackenbildung, Lichtbogenstabilisierung, Legierungsbildung, etc. werden somit noch um ein komplexes Element erweitert. Ein Schutz des flüssigen Schweißguts kann zweigeteilt betrachtet werden. Zum einen wird durch Dissoziation und Verdampfung von Füllstoffen ein Gaspolster zur Luftverdrängung aufgebaut. Zum anderen binden Füllungsbestandteile „schädliche“ Elemente aus der Luft wie vor allem Stickstoff ab, um eine nachteilige Porenentwicklung und geringe Zähigkeitswerte des Schweißguts zu vermeiden.

Die Schutzwirkung zur Verdrängung der Luft wird nicht permanent aufgebaut, sondern alterniert. Während der Tropfenbildung beim Abschmelzen des Fülldrahtes werden die gebildeten Schutzgase zuerst im Tropfen eingeschlossen und tragen nicht zur Schutzwirkung bei. Nach der Tropfenablösung können die entstehenden Schutzgase austreten und die Luft aus der Reaktionszone verdrängen. Dieses Dokument zeigt, dass im Gegensatz zur Entwicklungspraxis bei der Stabelektrode vor allem jene Komponenten in der Füllung positiv wirken, die eine hohe Dissoziations- bzw. Verdampfungstemperatur aufweisen. Der Grund für dieses Verhalten kann durch schweißtechnische und metallurgische Interaktion beschrieben werden. Bei Zugabe von Komponenten mit niedrigen Dissoziations- und Verdampfungstemperaturen verändern sich durch Änderung der Pinchkraft und des Dampfdruckes die Kräfteverhältnisse zur Tropfenablösung. Es kommt wegen der verzögerten

Tropfenablösung zu einer langen Verweildauer des flüssigen Metalls an Luft mit einer damit einhergehenden Stickstoffabsorption. Auch bei Elementen mit hoher Dissoziations- und Verdampfungstemperatur kann es bei zu geringer Zugabe zu einer mangelhaften Schutzwirkung kommen, obwohl sich ein für das Schweißverhalten positiver feintropfiger Werkstoffübergang ausbildet. Dieses Wechselspiel bildet ein Optimum aus, dass in dieser Arbeit erarbeitet wurde und durch den maximalen Tropfendurchmesser beschrieben werden kann. Bei einem Tropfendurchmesser von 1,5 mal den Drahtdurchmesser bildet sich der geringste Stickstoffzubrand mit ca. 250-280 ppm aus.

Für die Versuche wurden Prototypen mit variierten Füllungszusammensetzungen gefertigt und die nötigen Grundlegendaten für Dissoziations- und Verdampfungstemperaturen von Rohstoffen, wie die polymorphe Struktur der Rohstoffe ermittelt. Speziell bei der Ermittlung der Dissoziationstemperaturen von Rohstoffen wurden die Messungen mit für Schweißprozesse weitgehend angepassten Parametern, wie einer hohen Aufheizrate und Luft als Umgebungsmedium durchgeführt und mit Literaturdaten abgeglichen. Die Messungen zeigten, dass Literaturdaten keine ausreichende Genauigkeit bieten, um Schweißprozesse abzubilden. Die angepasste Messung des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen und Rohstoffkombinationen bietet somit eine wertvolle Hilfe und Basis für die Entwicklung von selbstschützenden Fülldrähten und anderen Schweißzusatzwerkstoffen. Rauchgasanalysen direkt an Produkten und die Beurteilung der im Rauchgas nachweisbaren Elemente bestätigen die Dampfbildungsmechanismen.

Im Vergleich zu herkömmlichen Produkten ist trotz der optimierten Schutzwirkung durch den alternierenden Schutzmechanismus mit einem relativ hohen Stickstoffgehalt von >230-250 ppm im Schweißgut zu rechnen. Eine spezielle Denitrierung mit Stoffen, die über die Füllung eingebracht werden können, dient zur Abbindung des überschüssigen Stickstoffes. Die Arbeit zeigt jene Stoffe, die aus schweißtechnischer Sicht geeignet erscheinen, und die Stickstoffabbindung in Abhängigkeit der Legierung. Aluminium als Hauptdenitrierungselement, Zirkon und aus schweißtechnischer Sicht eine geringe Menge Titan wurden durch schweißtechnische Erprobungen und einer thermodynamische Simulation der Ausscheidungsvorgänge als optimale Lösung gefunden. Eine Analyse der Einschlüsse in Schweißgütern aus unterschiedlichen Prototypen zeigte optimale Denitrierungsergebnisse bei einem Aluminiumgehalt von ca. 1% und geringen Mengen an Zirkon und Titan. Damit wurden Schweißverbindungen mit guten mechanisch/technologischen Gütewerten und sehr guter Verschweißbarkeit hergestellt. Diese Nähte zeigten keine Poren, keine Makroschlackeneinschlüsse und nur heterogene endogene komplexe Mikroeingeschlüsse mit einer Größe von <math><10\mu\text{m}</math>, die sich aufgrund der Verteilung, der Form und Größe nicht nachteilig auf die Gesamteigenschaften auswirken.

Eine Evaluierung der reinen Schweißgüter bei stark unterschiedlichen Schweißparametern erbrachte stabile Festigkeitswerte und relativ homogene Legierungs-, Sauerstoff- und Stickstoffgehalte. Lediglich die Kerbschlagarbeit ist vor allem bei geringen Prüftemperaturen unter -20°C durch eine Streuung von bis zu 140 Joule geprägt. Die durch Zähigkeitsausreißer entstehende Streuung ist auf hohe, nicht umgekörnnte Anteile an Ferritseitenplatten im Schweißgut zurückzuführen.

Ein Vergleich des selbstschützenden Fülldrahtes mit herkömmlichen Stabelektrodentypen zeigt hinsichtlich der mechanisch/technologischen Güterwerte, der Mikrostruktur im Primärschweißgut, der Umkörnraten bei unterschiedlicher Schweißtechnologie gute Ergebnisse. Aus dem Vergleich lassen sich Richtlinien zur Erreichung optimaler Ergebnisse mit selbstschützenden Fülldrähten ableiten. Wesentliches Ergebnis ist, dass für ein stabiles Zähigkeitsverhalten eine Schweißprozedur zu wählen ist, die eine vollständige Umkörnung des Primärgefüges gewährleistet.

Sowohl interne Labor- als auch externe Feldversuche direkt an der Pipeline attestierten dem finalen Prototypen insgesamt sehr gute Ergebnisse. Mittlerweile ist das Produkt gut am Markt eingeführt und vielfältige technisch schwierige Aufgabenstellungen wurden mit positiven Kundenrückmeldungen durchgeführt. Eine schwierige Produktentwicklung mit einem sehr hohen Anteil an Grundlagenarbeit wurde erfolgreich umgesetzt.

Ausblick

Derzeit werden mit dem eingeführten Produkt Rohrstähe bis zur Güte X60 nach API 5L geschweißt. Der allgemeine Trend zu immer hochfesteren Rohrstahtgütern und der damit erreichbaren Kostenersparnis des Betreibers einer Pipeline fordert naturgemäß auch die Entwicklung von höherfesten Schweißzusatzwerkstoffen auf diesem Sektor. Für den selbst schützenden Fülldraht wird hierbei die Weiter- Entwicklung für die Verwendung bis zur Stahtgüte X70 nach API 5L ins Auge gefasst. Interne Untersuchungen zeigen, dass hierbei für das reine Schweißgut eine Streckgrenze von 500- 530 MPa angepeilt werden soll. Diese Streckgrenze kann grundsätzlich mit einer Vielzahl an Legierungsvarianten erreicht werden. Vorstudien zeigen aber, dass zwei Legierungsvarianten (Festigkeitserhöhung alleinig durch Mn- oder durch Mn- und Ni- Zusatz) einen guten Kompromiss zwischen guten mechanisch/technologischen Güterwerten und wirtschaftlichen Gesichtspunkten bringen könnte. Auch marktspezifische Abhängigkeiten sind zu betrachten.

Für den weiteren Ausbau der „Pipeline- Aktivitäten“ von Seiten Böhler Schweißtechnik ist an die Weiterentwicklung und Etablierung dieser Produktgruppe gedacht und wird in naher Zukunft Einfluss auf die Entwicklungsaktivitäten nehmen.

Verwendete Formelzeichen

Die Formelzeichen und Akronyme sind in alphabetischer Reihenfolge dargestellt

B.....	magnetischer Fluss [Vs/m]
C _d	drag Koeffizient
F _G	Gravitationskraft [N]
F _{em}	elektromagnetische Kraft (Pinchkraft) [N]
F _d	Kraft resultierend aus der Lichtbogenströmung (Drag- Force) [N]
F _D	Dampfkraft [N]
F _O	Kraft resultierend aus der Oberflächenspannung [N]
G.....	freie Reaktionsenthalpie [J]
g.....	Erdbeschleunigung (m/s ²)
H.....	Enthalpie [J]
I.....	elektrischer Strom [A]
J.....	Stromdichte in der Elektrode [A/m ²]
P _g	Dichte des umgebenden Gases [kg/m ³]
R.....	Radius [m]
r.....	Leiterradius entspricht dem Drahtdurchmesser [m]
R _d	Tropfenradius [m]
Re.....	Reynoldszahl
S.....	Entropie [J/K]
T.....	Temperatur [K]
U.....	Tropfenfrequenz [1/sec]
V.....	Geschwindigkeit des umgebenden Gases [m/s]
v.....	Auftriebsgeschwindigkeit [m/s]
W _A	Adhäsionsarbeit [erg]
μ ₀	Permeabilität [Vs/Am]
η.....	kinematische Viskosität [m ² /s]
σ.....	Oberflächenspannung [N/m bzw. J/m ²]
σEinschl.....	Oberflächenspannung der Einschlüsse [dyn/cm]
φ.....	halber Winkel der Lichtbogenansatzfläche [°]
ΔE.....	Änderung der Energie [J]
ΔA.....	Änderung der Oberfläche [m ²]
Δρ.....	Dichteunterschied [g/m ³]

Verwendete Akronyme

API	American Petroleum Institute
AWS	American Welding Society
A ₅	Bruchdehnung
CRC	Crutcher Resources Corporation
CVN@-20°C	Charpy V-Notch Zähigkeit bei einer Prüftemperatur von -20°C
CWS	Crutcher Welding Systems
DTA	Differentiale Thermo Analyse (µV/mg) (NETSCH Analysator)
EN	Europäische Norm
EPRG	European Pipeline Research Group
FD	Fülldraht
FCW	flux cored wire - Fülldraht
FCW (SS)	self shielded flux cored wire – selbst schützender Fülldraht
FRIEX	Friction and Explosion (welding process)
Gew.-%	Gewichtsprozent
HL-KLB	Hochleistungskurzlichtbogen
HL-SLB	Hochleistungssprühlichtbogen
HV10	Härte nach Vickers mit einer Belastung von 98N
I	Ionisationsgrad []
IIW	International Institute of Welding
ILB	Impulslichtbogen
ISO	International Organization for Standardization
J	Joule
Kn	Knoten (1kn = 1,85km/h)
KLB	Kurzlichtbogen
k.A.	keine Angabe
MAG	Metallaktivgasschweißen/ung
MIG	Metallinertgasschweißen/ung
MIAB	magnetically impelled arc butt (welding process)
ml/100g	Mililiter pro 100g
m/s	Meter/Sekunde
MPa	Megapascal
NaCl	Natriumchlorid
N/mm ²	Newton pro Quadratmilimeter
PFM	Pipe Facing Maschine
p	Druck [MPa]
p(CO ₂)	Partialdruck von CO ₂ [atm]

Verwendete Formelzeichen und Akronyme

R_{eh}	untere Dehngrenze
RLB	Rotierender Lichtbogen
R_m	Zugfestigkeit
RT	Röntgenprüfung
SLB	Sprühlichtbogen
SS-FD	selbstschützender Fülldraht
TG	Massenverlust bei Glühung eines Rohstoffes (%) (NETSCH Analysator)
UT	Ultraschallprüfung
U_i	Ionisationsspannung [eV]
ÜLB	Übergangslichtbogen
VT	Visuelle Sichtprüfung
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolframinertgasschweißen/ung
WPS	Welding Procedure Specification
WPAR	Welding Procedure Approval Record
WPQR	Welding Procedure Quality Report
α -Fe	Ferritische Phase des Eisens
γ -Fe	austenitische Phase des Eisens
μm	Mikrometer

Abbildungsverzeichnis

Abb. 2-1: Trassenführung und Rohrgrabenaushub	8
Abb. 2-2: Wurzelschweißung mittels zwei Schweißern inklusive einem Helfer im Rohrgraben.....	9
Abb. 2-3: Fertiggestellte Verbindungsnaht vor Aufbringung des passiven Korrosionsschutzes.....	11
Abb. 2-4: Reel barge zur Verlegung von Pipelines bis 24“ Durchmesser im Wasser.....	12
Abb. 2-5: Eingesetzte Schweißprozesse/ -Verfahren im Pipelinebau	14
Abb. 2-6: Der Lichtbogenhandschweiß- Prozess.....	15
Abb. 2-7: Werkstoffübergang beim Lichtbogenhandschweißen.....	16
Abb. 2-8: Querschliff einer Stabelektrode.....	16
Abb. 2-9: Elementarer Aufbau einer zelluloseumhüllten Stabelektrode	17
Abb. 2-10: Der Metallschutzgas- Schweißprozess	20
Abb. 2-11: Aufbau einer Fülldrahtelektrode	24
Abb. 2-12: Prinzip des MIAB Prozesses.....	25
Abb. 2-13: Prinzip des FRIEX- Prozesses.....	26
Abb. 2-14: Ablauf des FRIEX- Verfahrens.....	27
Abb. 2-15: Schweißung eines X42 Rohres (Rohrdurchmesser: 114mm).....	27
Abb. 2-16: Querschliff der Schweißnaht aus Abb.: 2-15	27
Abb. 2-17: Metall Lichtbogenschweißen mit Fülldrahtelektroden ohne Gasschutz – Prozessbeschreibung.....	29
Abb. 2-18: Schweißen einer Fülllage mit selbstschützenden Fülldrähten in 3- Uhr- Position	30
Abb. 3-1: Häufigste Querschnittsformen von Fülldrähten	37
Abb. 3-2: Flächenverhältnisse eines Fülldrahtes	38
Abb. 3-3: Unterschiedliche Verformung an der Röhreninnenseite	39
Abb. 3-4: Unterschiedliche Verformung des Füllpulvers	39
Abb. 3-5: Schema einer Fülldrahtfertigung für die Herstellung von Stumpf- und Überlapp- Fülldrähten	41
Abb. 3-6: Aussehen der Drahtoberfläche bei unterschiedlicher Fülldrahtfertigung	42
Abb. 3-7: eingelagerte Ziehmittlrückstände in Ziehriefen.....	42

Abb. 3-8: Drahtbruch während der Schweißung, hervorgerufen durch Verwalzung beim Fertigungsverfahren.....	43
Abb. 3-9: Böhler Seelendraht aus dem Jahre 1926	44
Abb. 4-1: Gewichtsverlust des betrachteten Karbonates bei vollständiger Abspaltung von CO ₂	51
Abb. 4-2: Dissoziationstemperatur in Abhängigkeit des CO ₂ - Partialdruckes des Umgebungsmediums	53
Abb. 4-3: polymorphe Modifikationen von CaCO ₃ (A...Calcite; B...Aragonite)	52
Abb. 4-4: Temperaturverlauf längs einer Stab- Elektrode	53
Abb. 4-5: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur; A)...Fluoride, B)...volatile Metalle	57
Abb. 4-6: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur; C)...wenig flüchtige Metalle, D)...Nitride	58
Abb. 4-7: erzeugtes Dampfvolumen je 100mg verdampftem Metall.....	58
Abb. 4-8: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur; E)...leicht flüchtige Oxide, F)...leicht und nicht flüchtige Oxide	59
Abb. 4-9: Dampfdruck in Abhängigkeit der Temperatur für nicht flüchtige Oxide	59
Abb. 4-10: Kraftwirkung auf den flüssigen Tropfens während des Schweißprozesses	61
Abb. 4-11: Lichtbogenansatzfläche und Definition des halben Lichtbogenwurzelwinkels	63
Abb. 4-12: Änderung der Oberflächenspannung hervorgerufen durch Änderung der chemischen Zusammensetzung	65
Abb. 4-13: Physikalische Parameter bei Wachstum des Tropfens.....	66
Abb. 4-14: Physikalische Parameter bei Tropfenablösung	67
Abb. 4-15: Tropfenübergangsmechanismen	68
Abb. 4-16: Tropfenablösung im Kurzlichtbogen.....	69
Abb. 4-17: elektrische Messgrößen im Kurzlichtbogenbereich bei der Tropfenablösung	70
Abb. 4-18: Einfluss der Temperatur auf den Ionisationsgrad im Lichtbogen	74
Abb. 4-19: Temperaturabhängigkeit des thermodynamischen Potentials ΔG der Oxidbildung	77
Abb. 4-20: Einfluss der Konzentration der Desoxidationselemente auf den Sauerstoffgehalt in der Eisenschmelze	78

Abb. 4-21: Maximale Sauerstofflöslichkeit im Eisen und die Gleichgewichtskonzentration bei Anwesenheit von Si und C und deren Temperaturabhängigkeit.....	79
Abb. 4-22: Desoxidationsvermögen von Silizium.....	81
Abb. 4-23: Gleichgewichts- Sauerstoffgehalt und Mn- bzw. Si-Konzentration in der Eisenschmelze	83
Abb. 4-24: Mn- und Si- Konzentrationen in der Eisenschmelze, Verbindungen der Reaktionsprodukte mit Sauerstoff	84
Abb. 4-25: Sauerstoffgehalte in der Eisenschmelze, abhängig vom Mn- und Si- Gehalt.....	84
Abb. 4-26: Stickstoff- und Wasserstofflöslichkeit im Eisen in Abhängigkeit der Temperatur.....	86
Abb. 4-27: Einfluss von Legierungselementen auf die Stickstofflöslichkeit	87
Abb. 4-28: Stickstoffgehalte in reinen Schweißgütern bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozesse	88
Abb. 4-29: Stabilität von Nitriden	89
Abb. 4-30: Strukturen und chemische Formeln von Si- O- Ionen- Komplexen .	93
Abb. 4-31: Aufbrechen einer Sauerstoffbrücke im Silikatnetzwerk durch MeO und MeF	93
Abb. 4-32: amphoterer Verhalten von Al (-Oxid)	94
Abb. 4-33: unterschiedliche Viskosität von Schweißschlacken	95
Abb. 4-34: Nahtvorbereitung für die Prüfung von reinen Schweißgütern	96
Abb. 4-35: Geschweißte Prüfplatte zur Ermittlung der mechanisch/technologischen Güterwerte des reinen Schweißguts .	97
Abb. 4-36: Gefügeunterschiede bei Mehrlagenschweißungen	98
Abb. 4-37: Klassifikation einzelner Phasen im primären Schweißgefüge.....	100
Abb. 4-38: Unterschiedlicher Umkörngrad der überschweißten Lagen.....	101
Abb. 4-39: Verteilung der Gefügebereiche entlang der Mittellinie des reinen Schweißguts	102
Abb. 5-1: Röntgendiffraktographische Untersuchung von Kalkspat (Calcite)...	106
Abb. 5-2: Thermogravimetrisches Verhalten von CaCO ₃	108
Abb. 5-3: Vergleich des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen	111
Abb. 5-4: Dissoziation der Kombination: 50%BaCO ₃ +50%CaCO ₃	112
Abb. 5-5: Dissoziation der Kombination: 50%BaCO ₃ +50%BaO-FeO	113
Abb. 5-6: Verdampfungsverhalten von Fluoriden bei Glühung bis 1100°C	114
Abb. 5-7: Vergleich des Dissoziationsverhaltens von Rohstoffen	115

Abb. 5-8: Querschliffanalyse des selbstschützenden Fülldrahtes zur Überprüfung von Füllungsvariationen auf die Schutzwirkung vor der umgebenden Atmosphäre	120
Abb. 5-9: Stutzwirkung bei Zugabe von Karbonaten	121
Abb. 5-10: Stutzwirkung bei Zugabe von dampfbildenden Bestandteilen	122
Abb. 5-11: maximaler Tropfendurchmesser bei Einsatz von 20g LiF zur modifizierten Basisrezeptur	123
Abb. 5-12: Tropfengröße in Abhängigkeit der Menge an Schutzgasbildnern ...	123
Abb. 5-13: Optimierung der Schutzwirkung bei selbstschützenden Fülldrähten.....	124
Abb. 5-14: Vergleich der Querschliffanalyse von unterschiedlichen Schweißzusätzen.....	125
Abb. 5-15: Tropfenbildung beim Schweißen mit Fülldrähten	126
Abb. 5-16: Sauerstoff- und Stickstoffgehalte von reinen Schweißgütern	127
Abb. 5-17: Messung der Rauchgas Emissionen.....	130
Abb. 5-18: entstehende Rauchgasmenge in Abhängigkeit der Drahtfördergeschwindigkeit.....	131
Abb. 5-19: Schweißrauchanalyse von Rauchgasen bei Schweißung mit selbstschützenden Fülldrähten.....	132
Abb. 5-20: Ausscheidungsverhalten von AlN in Abhängigkeit der Temperatur und des N- und C- Gehaltes	140
Abb. 5-21: Ausscheidungsverhalten von AlN in Abhängigkeit der Temperatur und des N- und C- Gehaltes bei einem Al-Gehalt von 1,04% im Schweißgut.....	141
Abb. 5-22: Ausscheidungsverhalten von AlN bei unterschiedlichen Al- und N-Gehalten	141
Abb. 5-23: Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm	142
Abb. 5-24: Al- und Ti- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 400ppm	143
Abb. 5-25: Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm und Zr- Gehalt von 10ppm.....	144
Abb. 5-26: Al- und Zr- Nitrid- Ausscheidung bei einem N- Gehalt von 200ppm	144
Abb. 5-27: Querschliff zur Untersuchung des Ausscheidungsverhaltens.....	148
Abb. 5-28: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.187; Al-Fe-O-N- Einschluss	149
Abb. 5-29: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.187; Al-Mg-Zr-O- Einschluss.....	149

Abb. 5-30: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.188; komplexer Makro-Einschluss mit hohen Ba- Anteilen ohne N	151
Abb. 5-31: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.188; Al-Zr-Mg-O-N- Einschluss	152
Abb. 5-32: Ausscheidungsanalyse des reinen Schweißguts Ma.188; Komplex- Schlacke mit hohen Mn- und Si- Anteilen.....	153
Abb. 5-33: Porenbildung im Schweißgut des Prototyps Ma. 189	153
Abb. 5-34: Korrelation des Legierungselementes Al zu O und N bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse.....	155
Abb. 5-35: Korrelation der Legierungselemente Al+Zr zu N bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse.....	155
Abb. 5-36: Korrelation der Legierungselemente Al+Mg zu O bei Messung unterschiedlicher Einschlüsse.....	156
Abb. 5-37: Entnahmestellen der Kerbschlagproben	159
Abb. 5-38: Querschliff eines fertig gestellten Prüfstückes nach EN/ISO 1597 .	160
Abb. 5-39: Untersuchung des primären Schweißgefüges im Decklagenbereich	160
Abb. 5-40: hoher Anteil an PF[Γ] im Decklagengefüge	161
Abb. 5-41: hoher Anteil an FS im Decklagengefüge.....	161
Abb. 5-42: Auswertung der Mikrogefügebestandteile im primären Schweißgut.....	162
Abb. 5-43: Beurteilung des Umkörngrades im Sekundärgefüge der Schweißgüter	163
Abb. 5-44: Mikrogefüge im Decklagenbereich vs. umgekörnten Bereich in Kerblage	164
Abb. 5-45: Unterschiedliche Ausbildung des sekundär gebildeten Mikrogefüges; feinkörniges Gefüge bei Anwendung einer geringen Zwischenlagentemperatur	164
Abb. 5-46: Unterschiedliche Ausbildung des sekundär gebildeten Mikrogefüges; grobkörniges Gefüge bei Anwendung reduzierter Schweißgeschwindigkeiten, bzw. hoher Streckenenergien	165
Abb. 5-47: Unterschiedliche Ausbildung des sekundär gebildeten Mikrogefüges für Versuch Nr. 11; ZLT: 50°C.....	166
Abb. 5-48: Chemische Zusammensetzung des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren	166
Abb. 5-49: Sauerstoff- und Stickstoffgehalt des reinen Schweißguts bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren.....	167

Abb. 5-50: Mechanische Gütwerte bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren	168
Abb. 5-51: Technologische Gütwerte bei Anwendung unterschiedlicher Schweißprozeduren	168
Abb. 5-52: Häufigkeitsverteilung der Kerbschlagwerte bei unterschiedlichen Temperaturen	169
Abb. 5-53: Resultierender Nahtaufbau bei Schweißung der Prüfplatten	171
Abb. 5-54: Unterschiedliche Kraft/Zeit- Verläufe beim Schlagen der Kerbschlagproben	172
Abb. 5-55: sprödes und zähes Bruchverhalten bei Prüfung der Schweißgüter	173
Abb. 5-56: Rasterelektronenmikroskopisches Bild einer zähen und spröden Bruchfläche	173
Abb. 5-57: Lichtmikroskopische Aufnahme am Kerbgrund bei zähem und spröden Bruch	175
Abb. 5-58: Härtemessung im Nahbereich der Bruchfläche	175
Abb. 5-59: Härteverlauf am Kerbgrund	176
Abb. 5-60: Mikrogefüge des primären Schweißguts	178
Abb. 5-61: Umkörngrad in Abhängigkeit des Schweißzusatzes und der angewandten Schweißprozedur	179
Abb. 5-62: Häufigkeitsverteilung der Zähigkeitswerte bei – 40°C des reinen Schweißguts für verschiedene Schweißzusatzwerkstoffe	180
Abb. 5-63: Häufigkeitsverteilung der Zähigkeitswerte bei -20°C des reinen Schweißguts für verschiedene Schweißzusatzwerkstoffe	181
Abb. 5-64: Häufigkeitsverteilung der Zähigkeitswerte bei +20°C des reinen Schweißguts für verschiedene Schweißzusatzwerkstoffe	181
Abb. 6-1: Streckgrenze und Zugfestigkeit des Verbindungsschweißguts in Abhängigkeit der Rohrwandstärke und Zwischenlagentemperatur ...	185
Abb. 6-2: Zähigkeitsverhalten des Verbindungsschweißguts in Abhängigkeit der Rohrwandstärke und Zwischenlagentemperatur ...	186
Abb. 6-3: Häufigkeitsverteilung der Zähigkeitswerte des Verbindungsschweißguts für die gesamte Versuchsserie	186
Abb. 6-4: Härteverlauf über die Schweißverbindung, gemessen an Basismaterial, Wärmeeinflusszone (WEZ) und Schweißgut, jeweils in Nahtmitte	187
Abb. 6-5: Härtewerte in der Schweißnaht, gemessen an in der Nahtwurzel, Nahtmitte und Decklage	187

Abb. 6-6: Wurzelschweißung am Proberohr X70 1016x14,6mm	188
Abb. 6-7: Fülllagenschweißung mit der Nullserie SNr. 2961 (Ma.00168) des selbstschützenden Fülldrahtes.....	189

Tabellenverzeichnis

Tab. 3-1: Normeneinstufungen nach EN und AWS und deren allgemeine Anforderungen	32
Tab. 3-2: Normeneinstufungen und deren chemische Zusammensetzung	33
Tab. 4-1: Hauptsächlich eingesetzte Rohstoffe bei der Erzeugung von Schweißzusatzwerkstoffen.....	46
Tab. 4-2: Aufgaben von Füllungselementen	47
Tab. 4-3: Dissoziationstemperaturen von Karbonaten entnommen aus verschiedenen Literaturstellen	50
Tab. 4-4: Zuordnung der Dampfmenge zu den Dampfquellen im Lichtbogenraum	56
Tab. 4-5: Ionisationsspannungen U_i einiger Elemente	73
Tab. 4-6: Einteilung der Füllungs- bzw. Umhüllungselemente in Netzwerkbildner Zwischenanionen und Netzwerkmodifikatoren (Netzwerkbrecher)	94
Tab. 5-1: Auswertung der röntgendiffraktographischen Untersuchungen.....	107
Tab. 5-2: Basisrezeptur des selbstschützenden Fülldrahtes	119
Tab. 5-3: Vergleich der Massenverhältnisse zwischen den verschiedenen Schweißzusätzen	126
Tab. 5-4: optimierte Rezeptur des selbstschützenden Fülldrahtes.....	129
Tab. 5-5: chemische Zusammensetzung für die Simulation der AIN- Ausscheidung	140
Tab. 5-6: chemische Zusammensetzung der Prototypen Ma.187-Ma.189	146
Tab. 5-7: mechanisch/technologische des reinen Schweißguts der Prototypen Ma.187-Ma.189.....	147
Tab. 5-8: Einschlussanalyse des reinen Schweißguts Ma. 187	150
Tab. 5-9: Einschlussanalyse des reinen Schweißguts Ma. 188	151
Tab. 5-10: Schweißparameter für die Herstellung der Prüfplatten.....	159
Tab. 5-11: Schweißanweisung für die Erstellung der V-Naht- Verbindungen und des reinen Schweißguts.....	171
Tab. 5-12: Resultierende Kerbschlagarbeiten bei verschiedenen Prüftemperaturen und Schweißgütern.....	172

Tab. 5-13: Untersuchungsmatrix zur Evaluierung des alternativen Schweißzusatzes	177
Tab. 5-14: Durchschnittliche Zusammensetzung des primären Schweißguts ..	178
Tab. 6-1: Schweißnahtvorbereitung, Schweißprozedur und veränderliche Parameter für die hausinterne Prüfung des Schweißzusatzes	184
Tab. 6-2: chemische Zusammensetzung von Grund-, Zusatz- und Verbindungsschweißgüter.....	185
Tab. 6-3: Ergebnisse der Querkzugprüfung.....	190
Tab. 6-4: Chemische Zusammensetzung des Verbindungsschweißguts	190
Tab. 6-5: Härteverlauf über die Schweißverbindung.....	191

Literaturverzeichnis

In dieser Arbeit sind die Literaturhinweise in eckiger Klammer dargestellt. Die Reihenfolge korreliert grundsätzlich mit dem Aufbau bzw. der Gliederung der Arbeit. Zusätzlich beigefügte Literaturstellen (mit höhere Nummer) ergeben zudem weitere hilfreiche Hinweise bzw. interessante Details im Zusammenhang mit dem diskutierten Thema.

- 1.....Barkov A.G.: History of Pipeline welding 1700 – 1950. The welding journal; September 1977; S. 15-23
- 2.....Barkov A.G.: History of Pipeline welding 1950. The welding journal; November 1977; S. 23-28
- 3.....Köhler R.: Zum Stand der Technik im Pipelinebau. Erdöl-Erdgas-Zeitschrift, 92. Jg., Februar 1976; S. 33-38
- 4.....N.N.: Pipelineverlegung von Al Ain bis Fujairah. Interner Bericht der Fa. BSGA; 2004
- 5.....Heck G.: Vorlesungsunterlagen „Zerstörungsfreie Prüfverfahren“. Technische Universität Graz; 2001
- 6.....Mlekusch J.: Verlegung von Pipelines; Interner Bericht der Fa. BSGA
- 7.....Mercer L. and D. Needham: Welding and inspection of high pressure gas transmission pipelines. The gas council; London 1969; S. 1-13
- 8.....Folkhard E., F. Ablasser. H. Widowitz und H. Schabereiter: Neuentwicklung auf dem Gebiet der Pipelineschweißung. Berg- und Hüttenmännische Monatsberichte, Jahrgang 114, Heft 11, 1969; S. 407-415
- 9.....Looney R.L.: Meeting Today's Quality Pipe Line Welding Demands. Pipeline Industry, January 1970; S. 31-34
- 10....Hupperts P.: Erfahrungen beim Bau von Gasleitungen; nicht bekannt
- 11....Gründler, Wiedner: Schallemissionsmessungen an perlitreduzierten X 70 Rohrstählen. Interner Bericht der Fa. BSGA
- 12....Saizev K., A. Masel: Schweißen von großen Fernleitungen bei niedrigen Temperaturen; WNIIST Broschüre 4/1996
- 13....Düren C. und H. Müsch: Besonderheiten beim Feldschweißen von Großrohren unter Verwendung von Stabelektroden mit Zelluloseumhüllung. Eisen und Stahl 96, Heft 9; S. 452-460
- 14....N.N.: Das Land aus dem die Träume sind; Der Spiegel, Nr.: 5/1976; S. 88-107
- 15....Düren C., H. Müsch, G. Wellnitz: Besonderheiten bei der Fallnahtschweißung auf dem Felde; Interner Bericht der Fa. BSGA
- 16....Größe-Wördemann J.: Pipeline welding in offshore and inshore areas; nicht bekannt

- 17....Brickmann F. und G. Jenkins: Geschweißte Pipelines, verlegt am Meeresboden wie ein Kabel; Der Praktiker 2/1982; S.42-43
- 18....Yeo R.: Ralph Yeo reviews the technology of cellulosic SMAW electrodes, the favourite of pipe welders for many years and discusses how and why they are used. Welding and metal fabrication, February 2000; S. 12-15
- 19.... EN 970, Zerstörungsfreie Prüfung von Schmelzschweißnähten – Sichtprüfung
- 20.... EN 1435, Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen – Durchstrahlungsprüfung von Schmelzschweißverbindungen.
- 21.... EN 910, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Biegeprüfung
- 22....Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen- Bruchprüfung
- 23.... prEN ISO 5817, Schweißen, Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen – Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten
- 24.... ISO 857-1, Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe – Teil 1: Metall-Schweißprozesse
- 25.... EN ISO 4063 Ordnungsnummern für Schweißprozesse zur symbolischen Darstellung
- 26.... EN 288, Anforderungen und Anerkennung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe
- 27.... prEN ISO 15607:2000, Anforderungen und Anerkennung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe – Allgemeine Regeln (ISO/DIS 15607:2000)
- 28.... prEN ISO 15609:2000, Anforderungen und Anerkennung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe – Schweißanweisung (ISO/DIS 15607:2000)
- 29.... N.N.: Lehrgang „International Welding Engeneer“ Fachgebiet 1.10 – Lichtbogenhandschweißen. Schweißtechnische Zentralanstalt Wien.
- 30.... Cerjak H.: Vorlesungsunterlagen „Schweißtechnik“. Technische Universität Graz
- 31.... Posch G.: Vorlesungsunterlagen „Schweißtechnik“. Montanuniversität Leoben
- 32.... Pasic O.: Vorlesungsunterlagen „Schweißverfahren“. Technische Universität Graz
- 33.... Pasic O.: Vorlesungsunterlagen „Ausgewählte Kapitel Schweißtechnik“. Technische Universität Graz
- 34.... W. Berger, H. Königshofer und M. Fiedler: Welding of thin- walled X70 pipes resp. L485. Proc. 4th international conference on pipeline technology. 9.-13. May 2004, Belgien
- 35.... EN 499 – Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornbaustählen
- 36.... EN 757 - Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenschweißen von hochfesten Stählen
- 37.... Dittrich S.: Schweißtechnische Verarbeitung von höherfesten Rohrstählen im Pipelinebau. (Proc.) Symposium - the welding institute; 10.-13. november 1969

- 38....Rabensteiner G., H. Schabereiter und H. Königshofer: Die Feldschweißung von Pipelines mit Zelloselektroden. Schweißtechnik Zürich Nr. 2/1975; S. 37 -48
- 39....Rabensteiner G.: Neue Erkenntnisse beim Schweißen höherfester Großrohrstähle unter Verwendung von Stabelektroden mit Zelloseumhüllung. Mitteilung aus den Forschungsanstalten der Vereinigten Edelstahlwerke 1978
- 40....Königshofer H. und G. Rabensteiner: Neue Erkenntnisse beim Schweißen höherfester Großrohrstähle mit Zelloseelektroden. Jubiläumsband „50 Jahre Böhler Schweißtechnik“; 1977
- 41....H. Königshofer und G. Rabensteiner: Die Anwendung von Zelloseelektroden für das Schweißen von Pipelines. Sonderdruck aus der „Schweißtechnik“ Jahrgang 1979/9; S. 157 – 161
- 42....Königshofer H. und J. Mlekusch: Neue Erkenntnisse beim Einsatz von Zellose- und basisch umhüllten Fallnahtelektroden im Pipelinebau. Techn. Wissenschaftliches Symposium 1982
- 43....Fa. Böhler Schweißtechnik Gesellschaft Austria; Wissenswertes für den Schweißer; Ausgabe 2004
- 44....AWS 5.1-91 – specification for carbon steel electrodes for shielded metal arc welding
- 45....AWS 5.5-96 – specification for low alloy steel electrodes for shielded metal arc welding
- 46....Fiedler M.: Welding with different pipeline welding consumables. Böhler Pipeline Symposium, Februar 2004, Kapfenberg
- 47....Fiedler M., H. Königshofer, J. Fischer, G. Posch und W. Berger: Investigation of HAC-susceptibility in multilayer welds with the BEAD BEND TEST – Test procedure and examples. Proc. 11th international welding conference, 23-25.8.2004, Budapest.
- 48....Fiedler M.: Untersuchung der Wasserstoffrißempfindlichkeit von Mehrlagen-Schweißverbindungen mit dem BEAD BEND TEST. Vortrag beim „Österreichischen Schweißwerkmeistertreffen“ am Berufsförderungsinstitut, Oktober 2004
- 49....Fiedler M., W. Berger, H. Königshofer, J. Fischer und G. Posch: Investigation of multilayer weldment HAC-susceptibility in the pipeline industry. (Proc.) Pipeline Symposium 25.-28.10.2004, Bratislava
- 50....API 5L – specification for line pipe, API specification 5L, 42nd edition, Jan 2004
- 51....AWS A 4.3 – standard methods for determination of the diffusible hydrogen contents of martensitic, bainitic and ferritic steel weld metal produced by arc welding
- 52....EN ISO 3690 – Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffes im ferritischen Schweißgut aus Stahl
- 53....N.N.: Lehrgang „International Welding Engeneer“ Fachgebiet 1.9 – MIG/MAG Schweißen. Schweißtechnische Zentralanstalt Wien.
- 54....EN 439 – Schutzgase zum Lichtbogenschweißen und -Schneiden

- 55....Dittrich S., C. Düren und E. Perteneder: Schweißen von Fernleitungsrohren. Stahlrohrhandbuch, 12. Auflage, Vulkan-Verlag Essen, S. 342-379.
- 56....Hillenbrand H-G., K.A. Niederhoff, G. Hauck, E. Perteneder und G. Wellnitz: Procedures, considerations for welding X 80 line pipe established. Oil & Gas Journal September 15, Vol 95, No 37, p. 47-56.
- 57....Dittrich S.: Construction of an Onshore X-80 Pipeline by using the "CRC Automatic Welding" Process. Doc. IIW SC. IX-E, No 14/93.
- 58....Ortega J.M.A.: Investigacion en soldadura de tubo X70 para grandes gasoductos. Quintas Jornadas Technicas, Sonderbericht, p. 77-82
- 59....Düren C.: Feldschweißbarkeit von hochfrequenzinduktiv geschweißten Leitungsrohren. Mannesmann Forschungsberichte, Sonderdruck 893/1982, S 544-549
- 60....Müsch H. und F. Brühl: Feldschweißen der Thermo-mechanisch behandelten Stähle im Fernleitungsbau, Mannesmann Forschungsberichte, Sonderdruck 936/1983, S.1-13
- 61....Kirkwood P.R., K. Prosser and P.J. Boothby: The properties of pipeline girth welds produced by arc welding processes. Proc. "Welding in energy-related projects- welding institute of canada"
- 62....Rothwell A.B. and D.V. Dorling: The toughness properties of girth welds in modern pipeline steels. Proc. American Society for metals, international conference; Philadelphia, Oct. 3 to 6, 1983
- 63....Große-Wördemann J.: Der Einfluß der Weiterentwicklung von hochfesten perlitreduzierten und perlitfreien Rohrstählen auf die Schweißtechnik im Pipelinebau. Sonderbericht
- 64....Brouwer G., J.G. Kalb und A. Mudde: Fallnahtschweißen mit basisch umhüllten Elektroden an Rohren. Sonderbericht
- 65....Flemming D.: Fallnaht - zellulose- oder basischumhüllte Stabelektrode. Der Praktiker 9 /1979, S. 232-235
- 66....Müsch H.: Beispiele aus dem modernen Rohrleitungsbau. DVS Berichte 93, S. 33-37
- 67....Kalb J. G.: Entwicklungen beim Fallnahtschweißen von Rohrnähten mit basischen Stabelektroden. DVS Berichte 83, S. 69-73
- 68....Ruhbaum G.: Schweißen, Schweißverfahren und Prüfungen. Seminar für Auslegung von Apparaturen und Rohrleitungen, 26.-27.September 1996, Essen
- 69....Dittrich S., G. Hauck, F. Brickmann and F.W. Meyer: Manipulation of low hydrogen electrodes versus Cellulose electrodes for vertical down welding in pipeline construction. IIW Doc. Section XI- E- 19-87
- 70....Müsch H., V. Chaudhari; H. Hess und G. Wellnitz: Feldschweißen von Pipelines im Sauergaseinsatz. 3R international, Nr. 29, Heft 6/1990
- 71....Dallam C.: STT technology for automated root pass pipe welding. IIW Doc. Section XI- E- 7/97

- 72....Madle L. and V. Mrazek: Competition of SMAW and automatic orbital GMAW field welding of gas pipeline DN 1000. IIW Doc. Section XI- E- 9/97
- 73....Lange K.: Fernleitung vollmechanisch mit Fülldrahtelektroden metall-aktivgeschweißt. Schweißtechnik 1/94 S. 6-9
- 74....Mazel A.G.: Mechanized pipeline welding in the USSR. IIW Doc. Section XI- E- 7/88
- 75....Belloni A.: Field welding of modern linepipe steels. Proc. "Pipe technology", international conference, Rome 17.-19. November 1987
- 76....Engelhard G. und D. Pellkofer: Schweißverfahren - Aktueller Stand beim mechanischen Schweißen von Rohren. DVS Berichte Nr. 115, S. 5-12
- 77....Vietz E.: MAG- Orbitalschweißen im Anlagenbau und Bau erdverlegter Rohrleitungen. DVS Berichte Nr. 109, S. 159-163
- 78....Hess H., H. Müsch und M. Schumacher: Vollmechanisches MAG-Schweißen von Rohrwerkstoffen aus X 65 und X 70 im Pipelinebau. DVS Berichte Nr. 109, S-164-172
- 79....Blok T.: In- service welding and repair of pipelines. 17. international school of welding, Oktober 1985
- 80....Rietjens I.P.: Safely weld and repair in-service pipe lines. Pipe line industry, December 1986, p. 26-30
- 81....Niederhoff K.A.: Herstellungsmöglichkeit und Verlegepraxis von hochfesten Großrohren aus Werkstoff X 80.
- 82....N.N.: The CRC- Automatic welding system as it relates to different pipe sizes. Prospekt der Fa. CRC
- 83....Gawlick S., G. Hauck, G. Kiewel und G. Sandner: Automatisches Schutzgasschweißen an der X80-Ruhrgasleitung Werne- Wetter unter Anwendung des CRC- Verfahrens. DVS Berichte Nr. 155, S. 166-170
- 84....Epperlein H.: Mechanisiertes Schutzgas- Schweißen an Rohrleitungen. DVS Berichte Nr. 157, S. 140-146
- 85....Fa. Crutcher Resources Corperation: CRC Automatic pipeline welding July 1980; Brochure
- 86....N.N.: Crutcher introduces new automatic welding system. Pipeline industry, April 1982, p. 41-43
- 87....Belloni A.: Field welding of modern linepipe steels. Proc. "Pipe Technology", international conference, Rome, November 1987
- 88....N.N.: MIG- orbital procedure for pipeline welding. Private communication Fa. Serimer
- 89....Dawson G.W.: The selection of welding procedures to achieve good low temperature toughness in welded joints for offshore fabrication. International conference for fabrication and construction aspects of energy related projects to the Year 2000, p. 1-20

- 90....Scholz E.: MAG- Orbitalschweißen von Rohrverbindungen mit Fülldrahtelektroden. Oerlikon Schweißmitteilungen 108, September 1995
- 91....Lange K.: Fernwärmeleitung vollmechanisch mit Fülldrahtelektroden metall-aktivgasgeschweißt. Schweißtechnik Heft 1/1994, S. 6-9
- 92....Dittrich S. und B. Sommer: First construction of a 22 km long X75 gas pipeline in northern germany by using the "CRC automatic welding" process and cellulosic electrodes. IIW Doc. Section XI- E- 18/95
- 93....Herema E.P.: Dealing with present contracting philosophies of the oil and gas companies. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 94....Fletcher L., C. Stubbs and G. Stecher: Development in the application of MIAB welding of pipelines. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 95....Afschrift P., P. De Baets, W. De Waele and K. Faes: FRIEX- Friction welding of pipeline girth welds. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 96....Johnson M.Q. and W.A. Bruce: Limitations of cellulosic-coated electrodes for heavy-wall pipe and fittings. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 97....Hudson M.G., S.A. Blackman, J. Hammond and D.V. Dorling: Selection of welding consumables for higher strength pipelines. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 98....Widgery D.J., M. Amata and D. Meyer: Welding consumables for cost-effective pipelines. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 99....Berger W., H. Königshofer and M. Fiedler: Welding of thin-walled pipes of steel grade X70 resp. L485. 4th international conference on pipeline technology, 9-13 May 2004, Ostend, Belgium
- 100..Knoche E.: Selbst schützende Fülldrahtelektroden für das Schweißen von Großrohrleitungen. Der Praktiker Nr. 2, 1995, S. 52-57
- 101..Wie Q., W. Hu, F. Guo and D.J. Xiong: A study of weld pore sensitivity of self shielded flux cored electrodes. The Welding Journal, June 2002, p. 90-s-94-s
- 102..Widgery D.J: From laboratory to field. World Pipelines, June 2003, p.45-47
- 103..AWS A 5.29 – Specification for low-alloy steel electrodes for flux cored arc welding
- 104..EN 758 – Fülldrahtelektroden zum Metall- Lichtbogenschweißen mit und ohne Schutzgas von legierten Stählen und Feinkornstählen.
- 104..EN 288 – Anforderung und Anerkennung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe

- 105..Kiefner J. F.: Oil pipeline characteristics and risk factors – illustration from the decade of construction. API 2001
- 106..Denys R., A. Lefevre, P.D. Beats: Weld and pipe material requirements for strain based pipeline design. Proc. Of “Application and evaluation of high-grade linepipe in hostile environments”, Yokohama, 7.-8. November 2002.
- 107..Wright M.: Hollow bead - a question of technique. TWI Bulletin 3 May/June 1993, p. 53-55
- 108..Hudson M. G., S. A. Blackman, J. Hammond and D. V. Dorling: girth welding of X100 Pipeline steels. Proceedings of IPC 2002: International Pipeline Conference 29/9- 3/10 2002, Calgary, Alberta, Canada, p.1-7
- 109..N.N.: Broschüre über Sauergas- resistente Stähle der Dillinger- Hütte, Dillinger Hütte
- 110..Hillenbrand H.G., K.A. Niederhoff, G. Hauck, E. Perteneder and G. Wellnitz: Procedures, considerations for welding X-80 line pipe established. Oil & Gas Journal Sept. 15, 1997, p. 47-56
- 111..Sloterdijk W. and W.N. Schipaanboord: practical significance of weld strength matching. 3R international, Nr. 35 (1996), Heft 10/11; Oktober/November
- 112..N.N.: Weld defect acceptance criteria. Gaz de France
- 113..Heidema H., H. Kamping und W.N. Schipaanboord: Die Bedeutung der Schweißnahtstärke für die Qualität von Rohrleitungen. Böhler Pipeline- Seminar, Februar 2004, S. 1-7.
- 114..Gräf M.K. and K.A. Niederhoff: Overmatching criterion and manual welding of linepipe in grades > X70. Mannesmann Forschungsbericht, S. 1-27.
- 115..Königshofer H., R. Bischof und E. Perteneder: Schweißzusätze für das Schweißen von Rohrrundnähten im Pipelinebau. Schweiß- und Prüftechnik 03/2000, S. 34-40
- 116..Haider T.: Vergleichende Untersuchungen an Fülldrähten, welche mit neuen Fertigungsmethoden gefertigt wurden. Zwischenbericht, IWS/TU-Graz, 1999
- 117..Fiedler M.: Investigation of unalloyed FCW. Forschungsbericht IWS/TU-Graz, Jul.-Dez. 2002
- 118..Sakai E, Aida, Suga, Nakano: Development of various flux cored wires and their application in Japan. IIW Doc. Sec. XII-1131-89
- 119..N.N.: Methods for manufacturing tubes filled with powdery and granular substances. Nippon Steel welding products & engineering Co., Ltd., European Patent Application Nr. 0 589 693 A1; 1984
- 120..Puschner M.: Manufacturing Process and construction of filler wires, Südafrikanisches Patent; ZA 8104952; 1982
- 121..Bakaert S. A.: Welding electrode and method for manufacturing the same. European Patent Application; No. 0 015746 A1, 1980

- 122..N.N.: Manufacture of flux cored welding wire by coiling and drawing soft steel strip while filling with flux coated with silicone oil. Japanese Patent Nr. 850054166, 1985
- 123..The Paton welding institute: Device for manufacturing flux cored wires. Us.-Pat. 3688376; 1972
- 124..Probst R., H. Herold, H. Behnisch: Kompendium der Schweißtechnik, Band 2: Schweißmetallurgie. Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS- Verlag, Düsseldorf, 1997
- 125..Conn W.: Die technische Physik der Lichtbogenschweißung. Springer Verlag, 1957
- 126..Jackson C. E.: Fluxes and Slags in Welding. WRC Bulletin, Ausgabe 190, 1973
- 127..Povse. Skriptum zur Lehrveranstaltung „Schweißtechnik“ Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, TU- Graz
- 128..Probst R.: Grundlagen der Schweißtechnik Schweißmetallurgie. VEB Verlag Technik Berlin
- 129..Boese U., D. Werner: Das Verhalten der Stähle beim Schweißen. Fachbuchreihe Schweißtechnik. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Band 44, Teil 1, 1980
- 130..Cornu J: Advanced Welding Systems. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf 1975
- 131..N.N.: Fundamentals of Welding. ASM Handbook, Volume 6, Welding, Brazing, Soldering, Volume 6
- 132..Liu St.: Recent Approaches in the Design of Flux- Related Arc Welding Consumables. Center for Welding, Joining and Coatings Research, Colorado School of Mines
- 133..N.N.: Slag Atlas. 2nd Edition, Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh)
- 134..Liu St.: David Olson. Stepwise Methodology of Welding Formulation. Center for Welding, Joining and Coatings Research, Colorado School of Mines
- 135..Kurlanov S.A: N.N. Potapov, O.B. Natapov: Relationship of physical and welding- technological properties of fluxes for welding low- alloy steels. Welding International 1993 (1) 65-68
- 136..Angelina D., P. H. Boutros: Coating materials for welding wire, progress report Part 1, Carbonate materials: Montanuniversität Leoben, Institut für Metallurgie, Juli 2005
- 137..Lancaster J. F.: Metallurgy of welding, 4th edition
- 138..Richardson F. D.: Physical chemistry of melts in metallurgy. Volume 1, Academic Press 1974
- 139..Angelina D., P. H. Boutros: Coating materials for welding wire, progress report Part 2, mixed Carbonates: Montanuniversität Leoben, Institut für Metallurgie, August 2005
- 140..Buch A.: Pure metal properties. ASM international 1999
- 141..Angelina D., P. H. Boutros: Coating materials for welding wire, progress report Part 3, Study of thermodynamic behaviour: Montanuniversität Leoben, Institut für Metallurgie, August 2005

- 142..Winkler O.: The theory and practice of vacuum melting. Metallurgical Reviews. Vol. 5, Nr. 17, 1960
- 143..Elliott J. F.: Physical chemistry of steelmaking. A publication of the iron and steel society, 1985
- 144..Turkdogan E. T.: Thermochemistry of high-temperature technology, 1980
- 145..Gaskell D.: Introduction in metallurgical thermodynamics. 2nd edition
- 146..Brahma D. and R. Boom: Fundamentals of steel making metallurgy. Prentice Hall international, 1993
- 147..Turkdogan E. T.: Fundamentals of steelmaking, 1996
- 148..Knacke O. and O. Kubaschewski: Thermochemical properties of inorganic substances. 2nd edition, 1991
- 149..Albert R.: Fume generation in gas metal arc welding. University of New Hampshire, Ph.D. Thesis (1996)
- 150..Block-Bolton A. and T.W. Eagar: Selective Evaporation of Metals from Weld Pools. S.A. Davis, Ed.; Trends in Welding Research in the United States, Nov. 16-18, 1981 (American Society of Metals, Metals Park, OH, 1981), pp. 53-73
- 151..Block-Bolton A. and T.W. Eagar: Metal vaporization from weld pools. Metallurgical Transaction B, 15B, 461-469 (1984)
- 152..Bosworth M. and T. McAllister: CSIRO Telecommunications and Industrial Physics. Thermal mechanisms for the production of Cr(VI) in welding fume, 212-935-98 (1998) Lindfield, Australia, CSIRO Telecommunications and Industrial Physics, CSIRO Telecommunications and Industrial Physics
- 153..Buki A.A. and A.M. Feldman: Prediction of composition of aerosol formed in welding in shielding gases. Welding Production (English translation), 27(2), 8-12 (1980)
- 154..Castner H.R.: Gas metal arc welding fume generation using pulsed current. Welding Journal, 74: (2), S 59-S68 (1995)
- 155..Corderoy D.J.H., B.Wills and G.R. Wallwork: Gas/weld metal reactions in MIG arc plasma. N. Baileys, Ed., Weld Pool Chemistry and Metallurgy, an International Conference 15-17 April 1980 (The Welding Institute, Abington Hall, Cambridge, England, 1980), vol. 1, pp. 197-203
- 156..Deam R., M. Boswoth, Z. Chen, I. French, J. Haidar, J. Lowke, J. Norrish, V. Tyagi and A. Workman: Investigations of fume formation mechanism in GMAW. IIW UFUME Paper Version 1 Draft, (1997)
- 157..Dennis J.H., M.J. French, P.J. Hewitt, S.B. Mortazavi and C.A.J. Redding: Reduction of hexavalent chromium concentration in fumes from metal cored arc welding by addition of reactive metals. Annals of Occupational Hygiene, 40(3), 339-344 (1996)

- 158..Dennis J.H., S.B. Mortazavi, M.J. French, P.J. Hewitt and C.R. Redding: The effects of welding parameters on ultraviolet light emissions, ozone and Cr(VI) formation in MIG welding. *Annals of Occupational Hygiene*, 41, 95-104 (1997)
- 159..Eagar T.W., P. Sreekanthan, N. Jenkins, J.D. Brain, G.G. Krishna-Murthy and J.M. Antonini: Study of Chromium in Gas Metal Arc Welding Fume. Proceedings of the 1998 AWS Conference of Trends in Welding, Calloway Gardens, GA, 1998
- 160..French I.E., V.K. Tyagi and G. Brooks: The influence of power source characteristics on particular fume generation and composition. W. Scholz, Ed.; IIW Asian Pacific Welding Congress 4-9 February 1996, Auckland, New Zealand (Abington, Cambridge, England 1996)
- 161..Gray C.N., P.J and R. Hick: The prediction of fume composition in stainless steel metal inert gas welding. N. Baileys, Ed., *Weld Pool Chemistry and Metallurgy*, an International Conference 15-17 April 1980 (The Welding Institute, Abington Hall, Cambridge, England, 1980) vol. 1, pp. 197-203
- 162..Gray C.N., P.J. Hewitt and R. Hicks: The effect of oxygen in the rate of fume formation in metal inert gas welding arcs. *Weld Pool Chemistry and Metallurgy*, an International Conference 15-17 April 1980 (The Welding Institute, Abington Hall, Cambridge, England, 1980) vol. 1, pp. 167-176
- 163..Gray C.N. and P.J. Hewitt: Control of particulate emission from electric arc welding by process modification. *Annals of Occupational Hygiene*, 25, 431-438 (1982)
- 164..Gray C.N., P.J. Hewitt and P.R.M. Dare: "New approach would help control welding fumes at source (MIG and MMA) Part two: MIG fumes. "Welding and Metal Fabrication 1982, October, 393-397
- 165..Gray C.N., A.M. Goldstone, P.R.M. Dare and P.J. Hewitt: The evolution of hexavalent chromium in metallic aerosols. *American Industrial Hygiene Association Journal*, 44, 384-388 (1983)
- 166..Gray C.N., Letters to the Editor: Hexavalent chromium in welding fume and the role of ozone. *Annals of Occupational Hygiene*, 31, 269-270 (1987)
- 167..Grekula A., E. Ristolainen, V.P. Tanninen, H.K. Hyvarinen and P.L. Kalliomaki: Surface and bulk chemical analysis on metal aerosols generated by manual metal arc welding of stainless steel. *Journal of Aerosol Science*, 17, 1-9 (1986)
- 168..Grong O. and N. Christensen: Factors controlling MIG weld metal chemistry. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 4, 155-165 (1983)
- 169..Haidar J. and J.J. Lowke: Predictions of metal droplet formation in arc welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 29, 2951-2960 (1996)
- 170..Haidar J. and J.J. Lowke: Effect of CO₂ shielding gas on metal droplet formation in arc welding. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 25(5), 931-936 (1997)

- 171..Heile R.F. and D.C. Hill: Particulate fume generation in arc welding processes. *Welding Journal*, 54(7), 201s-210s (1975)
- 172..Hewitt P.J. and M.G. Madden: Welding Process parameters and hexavalent chromium in MIG fume. *Annals of Occupational Hygiene*, 30, 727-434 (1986)
- 173..Hewitt P.J. and M.G. Madden: The influence of gas composition and flow rate on fume formation in the micro and macro environments of welding arcs. 2nd International Symposium of Ventilation for Contaminant Control 20-23 September 1988 (Pergamon Press, Oxford, 1988), pp. 169-174
- 174..Hewitt P.J. and A.A. Hirst: Development and Validation of a model to predict the metallic composition of flux-cored arc-welding fumes. *Annals of Occupational Hygiene*, 35: (2), 223-232 (1991)
- 175..Hewitt P.J. and A.A. Hirst: A System approach to the control of welding fumes at source. *Annals of Occupational Hygiene*, 37, 297-306 (1993)
- 176..Hewitt P.J.: Reducing fume emissions through process parameter selection. *Occupational Hygiene*, 1, 35-45 (1994)
- 177..Hilton D.E. and P.N. Plumridge: "Particulate fume generation during GMAW and GTAW." *Welding and Metal Fabrication*, December, 1991, 555-560
- 178..Loffe I., D. MacLean, N. Perelman, I. Stares and M. Thornton: Fume formation rates at globular to spray mode transition during welding. *Journal of Physics-D Applied Physics*, 28: (12), 2473-2477 (1995)
- 179..Johansson G.E., K.G. Malmqvist, M. Bohgard and K.R. Akelsson: Institutionen fur Karnfysik. Lunds Tekniska Hogskola, Characteristics of Welding Fume, Report LUTFD2/TFKF-3030, (1981) Lund, Sweden, Institutionen fur Karnfysik, Lunds Tekniska Hogskola
- 180..Kobayashy M., S. Maki, Y. Hashimoto and T. Sluga: Some considerations about formation mechanism of welding fumes. *Welding in the World, Le Soudage Dans Le Monde* 16(11/12), 238-249 (1978)
- 181..Kobayashi M. and T. Sluga: Measurement of arc temperature in covered arc welding. *Kobe Steel Technical Report*, 31(3), 76-80 (1981)
- 182..Kobayashi M., S. Maki, Y. Hashimoto and T. Suga: Investigations on chemical composition of welding fumes. *Welding Journal*, 62(7), 190s-196s (1983)
- 183..Kobayashi M., T. Suga, Tetsuo: Fume generation in CO₂ arc welding. *R & D, Research and Development (Kobe Steel, Ltd.)*, 35, 12-16 (1985)
- 184..Ma J. and R.L. Apps: MIG transfer discovery of importance to industry. *Welding and Metal Fabrication*, September, 307-316 (1982)
- 185..Malyshev N.I.: Limiting stage of evaporation of manganese from electrode droplets in arcing in argon. *Welding Production (Svaronchnoe Proizvodstvo)*, 31(10), 17-19 (1984)

- 186..Mortazavi S.B.: Engineering control of occupational exposure to welding fume by process modification. *Welding in the World*, 39(6), 279-303 (1997)
- 187..Norin P.A. and N.I. Malyhev: Losses of manganese from electrode droplets in arc-welding in air. *Welding Production (Cvarochnoe Proizvodstvo)*, 29(2), 22-24 (1982)
- 188..Quimby J.: Fume formation rates in gas metal arc welding. University of New Hampshire, M.S. Thesis (1997)
- 189..Quimby J.B. and G.D. Ulrich: Fume formation rates in gas-shielded metal arc welding. *Welding Journal*, (1999)
- 190..Ren J.: Distribution of Particles in Welding Fume. University of New Hampshire, M.S. Thesis (1997)
- 191..Suga T. and M. Kobayashi: Fume generation in CO₂ arc welding by flux-cored wire. *Yosetsu Gakkai Ronbunshu/Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 2(4), p. 68-75 (1984)
- 192..Ulrich G.D.: Theory of particle formation and growth in oxide synthesis flames. *Combustion Science and Technology*, 4, p. 47-57 (1971)
- 193..Voitkevich V.: *Welding fumes: formation, properties and biological effects.* (Abington Publishing, Cambridge, England, 1995)
- 194..Willingham D.C. and D.E. Hilton: Some aspects of fume emission from MIG welding stainless steel. *Welding and Metal Fabrication*, July, S. 226-229 (1986)
- 195..Wisniewski G.: The effect of MAG arc welding parameters on environmental pollution. *Welding international*, 5(12), 949-953 (1991)
- 196..Zatka V.J.: Speciation of hexavalent chromium in welding fumes interference by air oxidation of chromium. *American Industrial Hygiene Association Journal*, 46(6), 327-331 (1985)
- 197..Kim Y. S. and T. W. Eagar: Modeling of metal transfer in GMAW. Edison Welding Institute Annual American Welding Research Seminar, Columbus, OH, 1988
- 198..Kim Y.S. and T.W. Eagar: Analysis of metal transfer in GMAW. *Welding Journal* Nr. 72, p. 269s – 278s
- 199..Jones L.A., T.W. Eagar and J.H. Lang: A dynamic model of drops detaching from a gas metal arc welding electrode. *Journal of Physics D*, 1988 (31) p. 107-123
- 200..Pokhodnya I.K., O.M. Portnov and V.I. Shwachko: Computer Modelling of Gas Partition between the Weld Metal and its Plasma Environment. Proceedings of the 5th International Seminar on the Numerical Analysis of Weldability Graz-Seggau, 4 - 6 October 1999
- 201..Choi S.K., C.D. Yoo and Y.S. Kim: The dynamic analysis of metal transfer in pulsed current gas metal arc welding. *Journal of Physics D*, 1988 (31) p. 207-215

- 202..Choi S.K., J.Y. Lee and C.D. Yoo: Simulation of dynamic behaviour in a GMAW System Part 1: globular and spray transfer modes. *Welding Journal*,. Vol.77 (1), January 1998, p36s-44s
- 203..Choi S.K., J.Y. Lee and C.D. Yoo: Simulation of dynamic behaviour in a GMAW System Part 2: short circuit mode. *Welding Journal*. Vol.77 (1), January 1998, p. 45s-51s
- 204..Wang F., W.K. Hou, S.J. Hu, E. Kannatey-Asibu, W.W. Schulz and P.C. Wang: Modelling and analysis of metal transfer in GMAW. *Journal of Physics D*, 2003 (36) p. 1143-1152
- 205..Dennis JH, Hewitt PJ, Redding CA, Workman AD: A model for prediction of fume formation rate in gas metal arc welding (GMAW), globular and spray modes, DC electrode positive. *Ann. occup. Hyg.*, Vol. 45, No. 2, p. 105-113, 2001
- 206..Jenkins N.: welding fume formation. PHD- Thesis, Massachusetts Institute of Technologie, 1999
- 207..Fan H.G. and R. Kovacevic: Dynamic analysis of globular metal transfer in gas metal arc welding - a comparison of numerical and experimental results. *Journal of Physics D*, 1988 (31) p. 2929-2941
- 208..Haidar J and J.J. Lowke: Predictions of metal droplet formation in arc welding. *Journal of Physics D* (29) 2951-2960
- 209..Adam G. and T.A. Siewert: Sensing of GMAW droplet transfer modes using an ER 100S-I electrode. *Welding Journal* 69(3), p103–108.
- 210..Quimby B.J. and G.D. Ulrich: Fume formation rates in gas metal arc welding. *Welding Journal* April 1999, p103–108.
- 211..Loffe I., D. MacLean , N. Perelman , I. Stares and M. Thornton: Fume formation rate at globular to spray mode transition during welding. *Journal of Physics D* (28) 2473-2477
- 212..Jones L. A., T. W. Eagar and J. H. Lang: Magnetic forces acting on molten drops in gas metal arc welding. *Journal of Physics D* (31), article 014
- 213..Jones L. A., T. W. Eagar and J. H. Lang: A dynamic model of drops detaching from a gas metal arc welding electrode. *Journal of Physics D* (31), p107-123
- 214..Fan H.G. and R. Kovacevic: A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool. *Journal of Physics D* (37), p. 2531-2544
- 215..Jones L.A., P. Mendez, D. Weiss and T.W. Eagar: Dynamic behaviour of gas metal arc welding. Conference on Iron and Steel technology, Pohang, Korea 1997
- 216..Kim Y.S. and T.W. Eagar: Modelling of metal transfer in gas metal arc welding. Edison welding institute annual north American welding research seminar, Columbus, 1998
- 217..Liberati G., S. Liu and P. Rouault: Investigation of welding fume formation in FCAW under CO₂. Colorado Schools of Mines

- 218..Redding J.C.: Fume model for gas metal arc welding. Welding Journal June 2002, p. 95s–102s.
- 219..N.N.: Recommended Practices for Shielding Gases for Welding and Plasma Arc Cutting. ANSI/AWS C5. 10- 94
- 220..Fa. Linde, D. Böhme: Gezielte Beeinflussung des Lichtbogenschweißprozesses in der Fertigung. Sonderausgabe 03/90
- 221..B. Holmburg, Nils Stenbacka und Josef Thür: Schutzgase für das MIG/MAG- Schweißen der folgenden vier korrosionsbeständigen Stähle. Schweißtechnik Ausgabe 6/93
- 222..Fa. Linde, D. Northcote: MAG- Schweißen ferritischer Stähle mit Massivdraht- im Vergleich zu Fülldrahtelektroden. Ausgabe 125
- 223..Fa. Linde, H. Geipl: Schutzgase und Verfahrenstechnik beim Schweißen mit hochlegierten Fülldrahtelektroden. Sonderdruck
- 224..Hans- Ulrich Pomaska: MAG- Schweißen „Kein Buch mit sieben Siegeln“. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf 1975, 1. Auflage, September 1989
- 225..J. Cornu: Advanced Welding Systems. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf 1975
- 226..M. Fiedler: „Triggerung der elektrischen Messgrößen mit den Bildern der Hochgeschwindigkeitskamera“. Forschungsarbeit an der TU Graz, 2000
- 227..M. Fiedler: Füllungskonzeption und ihre Auswirkung auf den MAG- Fülldraht- Schweißprozess. Diplomarbeit an der TU Graz, 2001
- 228..G. Holzer: Untersuchung der Lichtbogenstabilität beim MAG- Fülldraht- Schweißprozess. Diplomarbeit an der TU Graz, 2001
- 229..Schlepakow W.H.: Probleme bei Stickstoffabsorption im Metall bei Lichtbogenschweißen. Automatischen Schweißen 368 (1993), H.9, S.55-56.
- 230..Hansch H. und R. Killing: Stickstoffaufnahme beim Lichtbogenhandschweißen und Auswirkungen auf die Zähigkeit des Schweißguts. DVS-Berichte 155, S.160-165. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1993
- 231..Marosow A.N.: Wasserstoff und Stickstoff im Stahl. Verlag Metallurgie, Moskau, 1968
- 232..Pochodnja J.K.: Gase in Schweißnähten. Verlag Maschinenbau, Moskau 1972
- 233..Thier H. und R. Killing: Aufnahme von Sauerstoff und Stickstoff beim Schweißen – Räumlicher Ablauf der Reaktionen. Schweißen und Schneiden 43 (1991), H.9, S.541-544
- 234..M. Fiedler: Pipelineschweißen mit selbst schützenden Fülldrähten. „Holland Seminar“ 2005, Kapfenberg
- 235..Kou S. and Y. Le: Nucleation mechanism and grain refining of weld metal. Welding Research Suppl. 20 (1986), H.12, p. 305-313.
- 236..EN 1597-1: Schweißzusätze – Prüfung zur Einteilung – Teil 1: Prüfstück zur Entnahme von Schweißgutproben an Stahl, Nickel und Nickellegierungen

- 237..ANSI/AWS B 4.0: Standard methods for mechanical testing of welds
- 238..Olsen D.L. and T.A. Siewert: Present consumables technology advances into the 21st century. *Welding Journal* 69 (1990), p. 37-40
- 239..Liu S: Effect of residual, impurity and microalloying elements on weldability and weld properties, *Welding journal* 20 (1986), H. 12, p. 53-55
- 240..Schellhase M.: *Der Schweißlichtbogen, ein technologisches Werkzeug*. VEB Verlag, Technik, Berlin, 1985
- 241..Hilty D.C. und W. Crafts: Die Löslichkeit von Sauerstoff in flüssigem, aluminiumhaltigem Eisen. *Trans. AJME* 188, 2 (1950), S. 414-424
- 242..Streitenberger, M.: Nichtmetallische Einschlüsse im MAG- Schweißgut. *Wissenschaftliche Zeitung der Technischen Universität Otto von Guericke, Magdeburg*, 35 (1991), H.3, S. 26-32
- 243..Evans G.M.: Einfluss von Silizium auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C- und Mn-haltigen reinen Schweißgütern. *Oerlikon-Schweißmitteilungen*. 44 (1986), H.110, S. 19-33; IIW-Doc. II-A-630-84
- 244..Evans G.M.: Einfluss von Mangan auf Mikrogefüge und Eigenschaften des reinen Schweißgutes. *Oerlikon-Schweißmitteilungen*. 36 (1978), H.82, S. 4-19
- 245..Surian E.S., J.L. Trotti and T. Boniczewski: Effect of oxygen content on Charpy V-notch toughness in 3% Ni steel SMA weld metal. *Welding Journal* 71 (1992) H.7. p. 263s-268s
- 246..Potapow N.N.: Oxygen Effect on low-alloy steel weld metal properties. *Welding Journal* 72, (1993), H.8, S.367s-370s
- 247..Lau T., G.C. Weatherly and A. McLean: Gas-metal-slag-reaction in submerged arc welding using CaO-Al₂O₃ based fluxes, *Welding Journal* 65 (1986), p. 31s-38s
- 248..Evans G.M: The effect of titanium in manganese-containing SMA weld deposits. *Welding Journal* 72 (1993), p. 123s-133s
- 249..Evans G.M: Microstructure and properties of ferritic steel welds containing Al and Ti. *Welding Journal* 74 (1995), H.8, p. 249s-261s
- 250..Chen J.H. and S.B. Xue: The transfer of small amounts of B during SMA welding. *Welding Journal* 90 (1991), H.10, p. 277s-285s
- 251..Evans G.M.: Der Einfluss von Aluminium auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C-Mn-haltiger reiner Schweißgüter. *Örlikon- Schweißmitteilung*. 48 (1990) Nr. 124, S. 15-31
- 252..Evans G.M.: Der Einfluss von Vanadium in Mn- haltigem Schweißgut. *Örlikon-Schweißmitteilung*. 49 (1991) Nr. 126, S.18-33
- 253..Evans G.M.: Der Einfluss von Niob in Mn- haltigem Schweißgut. *Örlikon-Schweißmitteilung*. 49 (1991) Nr. 127, S.24-39
- 254..Evans G.M.: Der Einfluss von Molybdän auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C-Mn-haltiger reiner Schweißgüter. *Örlikon- Schweißmitteilung*. 45 (1987) Nr. 115, S.10-27

- 255..Evans G.M.: Der Einfluss von Chrom auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C-Mn-haltiger reiner Schweißgüter. Örlikon- Schweißmitteilung. 47 (1989) Nr. 120, S.17-34
- 256..Evans G.M.: Der Einfluss von Nickel auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C-Mn-haltiger reiner Schweißgüter. Örlikon- Schweißmitteilung. 48 (1990) Nr. 122, S.18-35
- 257..Evans G.M.: Der Einfluss von Kupfer auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C-Mn-haltiger reiner Schweißgüter. Örlikon- Schweißmitteilung. 48 (1990) Nr. 123, S.15-31
- 258..Evans G.M.: Der Einfluss des Eisenpulvers in basischen Elektroden mit niedrigem Wasserstoffgehalt für Zwangslagenschweißung. Örlikon- Schweißmitteilung. 40 (1982) Nr. 100, S.25-35
- 259..Evans G.M.: Der Einfluss von Silizium auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C-Mn-haltiger reiner Schweißgüter. IIW-Doc. II-A 630-84
- 260..Bosansky J. and G.M. Evans: The Relationship between properties of V and Nb microalloyed weld metals and their structure and substructure. IIW-Doc. II-A-844-91
- 261..Pokhodnya I.K., V.G. Voitkevitch, A.A. Alexeev and A.V. Denisenko: Effekct of phosphorus on weld impact toughness and chemical microheterogenity. IIW- Doc. II-A-823-90
- 262..Pokhodnya I.K., V.G. Voitkevitch and G.A. Shevchenko: Relationship between structural and chemical microheterogenity of welds alloyed with nickel-manganese and carbon-manganese. IIW-Doc. II-A-822-90
- 263..Evans G.M.: The effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits. Welding Journal April 1982, p.125s-131s.
- 264..Evans G.M.: Einfluss der Schweißposition auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C- und Mn- haltigen reinen Schweißgütern. Örlikon- Schweißmitteilung. 50 (1992) Nr. 132, S.15-31
- 265..Evans G.M.: Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C- und Mn- haltigen reinen Schweißgütern. IIW-Doc. II-A-460-78
- 266..Evans G.M.: The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all- weld metal deposits. IIW-Doc. II-A 546-81
- 267..Santos J.F., M. Kocak and G.M. Evans: Effect of Al and N on fracture toughness properties of Ti-B containing weld metals. ASM welding and joining science and technology symposion; Madrid, 10-12.March 1997
- 268..Evans G.M.: Effect of N on C-Mn- steel welds containing Titanium and Boron. IIW-Doc. II-A 967-96
- 269..Evans G.M.: Microsturcture and properties of ferritic steel welds containing Al and Ti. Welding Journal, August 1995, p. 249s-260s
- 270..Kocak M., B. Petrovski and E. Richter: Influence of titanium and nitrogen on the fracture properties of weld metals. IIW-Doc. II-A 913-94

- 271..Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. IIW- Doc. No. IX-1533-88
- 272..Classification of welded joint structures. IIW Doc. No. IX-B-122-87
- 273..Classification of welded joint structures. IIW Doc. No. IX-1831-96
- 274..Kotecki D.J. and R.A. Moll: A toughness study of steel weld metal from self-shielded flux cored electrodes - Part 1. Welding Journal April 1970, p. 157s-165s
- 275..Kotecki D.J. and R.A. Moll: A toughness study of steel weld metal from self-shielded flux cored electrodes - Part 2. Welding Journal April 1972, p. 138s-155s
- 276..Masumoto I., K. Tamaki, M. Kutsuna und H. Ozaki: Der Einfluß der Primärkristallisation bei peritektischer Reaktion auf die Warmrissneigung bei Stahl-Schweißgut. Nagoya Universität, Jänner 1973, S. 1-30
- 277..Sundman B., B. Jansson, J.O. Andersson, J. Agren, P. Gustafson, A. Lindquist; A. Fernandez Guillermet, M. Hillert: ThermoCalc, a Databank for Thermochemical Calculations. Nonbibliographic Data Banks in Science and Technology. CODATA/Unesco/DFI Seminar, Stocholm, 15-22 Oct., 1983
- 278..Sundman B., B. Jansson; J.O. Andersson: Calphad (version 9). 1985, 153 ff
- 279..Sundman B.: ThermoCalc, A General Tool for Phase Diagram Calculations. Elsevier Science Publishers B.V., 1991
- 280..Gigacher G., Krieger W.: Thermodynamische Simulation am Beispiel der Nitridbildung in einem Schweißgut – Zwischenergebnisse. Department für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Interner Bericht vom 15.12.2005
- 281..Gigacher G., Krieger W.: Thermodynamische Simulation am Beispiel der Nitridbildung in einem Schweißgut – Teil 2. Department für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Interner Bericht vom 15.12.2005

URL's und E-Books

- 1..... www.wylton.com/e-wced.html
- 2..... www.exxonmobil.com/corporate/files/corporate/energyprojections.pdf
- 3..... www.infosolda.com.br/acrobat/internacionais/svetsaren/015.pdf
- 4..... www.iea.org/oil.htm
- 5..... www.omv.at
- 6..... www.opec.org
- 7..... www.bpaustria.at
- 8..... www.mund.at/archiv/november2/aussendung101102.htm
- 9..... www.iwo-austria.at
- 10.... www.patentstorm.us/class/405/168.3-Pipe_laying_from_a_reel.html
- 11.... www.patentstorm.us/class/405/166-Facilitated_by_extension_from_line_laying_vessel
- 12.... www.subsea7.com/cms/pdf/Pipelay%20Services.pdf
- 13.... www.mms.gov/itd/pubs/2001/2001-067.pdf
- 14.... www.mackenziegasproject.com/moreInformation/publications/documents/Pipeline_Construction.pdf
- 15.... www.koop.nl/division_pipeline/downloads/publications/20040927%20Pipeline%20&%20Gas%20Pipeline%20.pdf
- 16.... www.webmineral.com

Eigene Publikationen und Vorträge

Fiedler M., W. Klagges, G. Posch, W. Berger and Harry Harmsen

Pipeline welding with different consumables – comparison of stick electrodes with self shielded flux cored wires. 1st international practical conference on pipeline systems, 6.-7.12.2004, Moskau

Fiedler M., W. Klagges and G. Posch:

Some aspects by welding with self shielding flux cored wires. Vortrag beim “Erfahrungsaustausch für Pipeline Schweißzusätze: Europa vs. China”, Juni 2004, Kapfenberg

Fiedler M. and W. Klagges:

Pipeline welding with self shielded flux cored wires. Vortrag “product seminar”, 5.-7. November 2004, Chengdu, Shicuan Province, China

Fiedler M.:

Welding with different pipeline welding consumables. Böhler Pipeline Symposium, February 2004, Kapfenberg

Fiedler M. and H. Königshofer:

Some aspects by welding of API 5L X100 steel grades. Böhler Pipeline Symposion, February 2004

Fiedler M., H. Königshofer, J. Fischer, G. Posch und W. Berger

Investigation of HAC-susceptibility in multilayer welds with the BEAD BEND TEST – Test procedure and examples. 1st international welding conference, 23-25.8.2004, Budapest.

Fiedler M.

Schweißen im Pipelinebau. Vortrag beim „Österreichischen Schweißwerkmeistertreffen“ am Berufsförderungsinstitut, Wien, Oktober 2004

Fiedler M.

Untersuchung der Wasserstoffrißempfindlichkeit von Mehrlagen- Schweißverbindungen mit dem BEAD BEND TEST. Vortrag beim „Österreichischen Schweißwerkmeistertreffen“ am Berufsförderungsinstitut, Wien, Oktober 2004

Fiedler M., W. Berger, H. Königshofer, J. Fischer und G. Posch
Investigation of multilayer weldment HAC-susceptibility in the pipeline industry. (Proc.)
Pipeline Symposium 25.-28.10.2004, Bratislava

Fiedler M., W. Klagges und G. Posch
SSFCW for pipeline welding. Vortrag am „product and bestseller seminar“ Kapfenberg, 2004

Fiedler M.:
Pipelineschweißen mit selbst schützenden Fülldrähten. „Holland Seminar“ 2005,
Kapfenberg

Fiedler M.:
Schweißtechnologien für die Herstellung hoch- und höchstfester Rohrverbindungen (X100
nach API 5L) – Schweißung mit Stabelektroden; Pipeline Seminar 2007; 22.-26.1.2007,
Böhler Welding Kapfenberg

Fiedler M.:
Untersuchung der Wasserstoffrissempfindlichkeit an Mehrlagen- Schweißverbindungen;
Pipeline Seminar 2007; 22.-26.1.2007, Böhler Welding Kapfenberg

Fiedler M.:
Metallurgische Grundlagen zur Entwicklung alternativer Schweißzusatzwerkstoffe im
Pipelinebau – Selbstschützende Fülldrähte; Pipeline Seminar 2007; 22.-26.1.2007, Böhler
Welding Kapfenberg

Fiedler M., G. Posch:
FCW for petrochemical applications; Petrochemical Conference; 27.9. 2007, Madrid

Fiedler M.; G. Posch; R. Vallant; W. Klagges; H. Cerjak
Potentiale von Nickelbasisfülldrahtelektroden; 5. Werkstoffkongress / Leoben; November
2007, Leoben

Fiedler M., D. Schafzahl, J. Fischer, G. Posch, W. Berger:
Gefahrenquelle „Wasserstoff“ bei der Schweißung von unlegierten Stählen – Teil 1: Einfluss
der Schweißbedingungen und Elektrodenbehandlung auf den Wasserstoffeintrag ins

Schweißgut bei Verwendung von Stabelektroden; Schweiß- und Prüftechnik 08/07, S.115-118.

Fiedler M., D. Schafzahl, J. Fischer, Ch. Strauss, G. Posch, W. Berger:
Gefahrenquelle „Wasserstoff“ bei der Schweißung von unlegierten Stählen – Teil 2:
Einflüsse auf die Wasserstoffdiffusion in Schweißgütern bei Verwendung von
Stabelektroden; Schweiß- und Prüftechnik 10/07, S.147-150.

Fiedler M., H. Königshofer, J. Fischer, G. Posch, W. Berger:
Gefahrenquelle „Wasserstoff“ bei der Schweißung von unlegierten Stählen – Teil 3:
Untersuchung der Wasserstoffrisik-Anfälligkeit von Mehrlagen-Schweißverbindungen mit
dem „BEAD BEND TEST“ – Untersuchungsmethode und Beispiele; Schweiß- und
Prüftechnik 01/08, S.3-6.

Anlagen zu Kapitel 2:

Arbeitsgang	Rohrdurchmesser: 14" - 22"						Rohrdurchmesser: 24" - 32"						Rohrdurchmesser: 36" - 42"									
	Techniker	Aufsichtspers.	Schweißer	Spezialist	Gerätefahrer	Facharbeiter	Hilfsarbeiter	Techniker	Aufsichtspers.	Schweißer	Spezialist	Gerätefahrer	Facharbeiter	Hilfsarbeiter	Techniker	Aufsichtspers.	Schweißer	Spezialist	Gerätefahrer	Facharbeiter	Hilfsarbeiter	
1. Abstecken des Arbeitsstreifens	1						1	1						2	1							2
2. Schlägern der Trasse		1			1		6		1			1		6		1			2			8
3. Räumen und Säubern		1			3		4		1			4		4		1			4			4
4. Abschieben des Humus					3		4					5		5					6			6
5. Abstecken des Rohrgrabens	1						1	1						1	1							1
6. Transport und Auslegen d. Rohre		1			5		7		1			7		9		1			9			11
7. Rohrgraben-Aushub		1			7		5		1			9		7		1			12			10
8. Biegen der Rohre		1		1	3		2		1		1	4		3		1		2	4			4
9.1. E- Hand Schweißen der Rohre	1	1	10	2	6	2	13	1	1	22	3	8	4	28	1	1	32	4	10	5	5	44
9.2. Schweißen mittels autom. Verfahren¹								1	2²	16²	2²	16²	5	19²	1	3³	20³	3³	18³	7	7	23³
10. Nachisolieren und Prüfung der Isolierung		1			2	2	2		1			2	2	4		1			2	2		6
11. Vorbereitung der Grabenbettung (Sandbettung)		1			6		4		1			8		6		1			10			8
12. Absenken der Rohrstränge		1		1	4		3		1		1	8		8		1		1	15			13
13. Verfüllen des Grabens		1			8		2		1			10		4		1			12			6
14. Schweißen der Schlußnähte		1	4	2	8	2	4		1	4	2	8	2	6		1	6	2	12	2	2	10
15. Spezialpunkte der Rohrleitung		1	4	2	10	2	4		1	4	2	10	2	6		1	6	2	12	2	2	10
16. Bohrungen				1	2		2				1	2		2				1	2			4
17. Neben-Einrichtungen	1	1	2	2	3		4	1	1	3	2	3		4	1	1	4	4	3			6
18. Druckprobe	1	1		2	2		2	1	1		2	2		3	1	1		2	2			4
19. Wieder-Herstellung der Trasse		2			10		20		2			12		28	1	2			16			32
Summe:	235						317 / 311⁴						421 / 399									

¹ Schweißpersonal stark abhängig von der Rohrwanddicke

² Schweißpersonal für eine Wandstärke von 14 mm

³ Schweißpersonal für eine Wandstärke von 17 mm

⁴ für die Schweißung mittels automatischen Verfahren

Anlage 2-1: Personalbedarf für die Verlegung einer Pipeline bei einer Verlegegeschwindigkeit von ca. 1000m/Tag und mittleren Geländebedingungen

Anlagen zu Kapitel 4:

Nr.	Metalle	Mögliche Oxidationsstufen
1.	Mg	<ul style="list-style-type: none"> • MgO(M) Magnesium Oxide (periclase)
2.	Al	<ul style="list-style-type: none"> • Al₂O(G) Aluminium Suboxide (gas) • AlO(G) Aluminium Monoxide (gas) • (AlO)₂(G) Aluminium Monoxide (dimeric gas) • Al₂O₃ Aluminium oxide (corundum)
3.	Zr	<ul style="list-style-type: none"> • ZrO(G) Zirconium Oxide (gas) • ZrO₂ Zirconium Oxide
4.	Fe	<ul style="list-style-type: none"> • FeO (W) Wüstite • Fe₃O₄ Iron Oxide (magnetite) • Fe₂O₃ Iron Oxide (hematite)
5.	Ba	<ul style="list-style-type: none"> • BaO Barium Monoxide • BaO₂ Barium Peroxide
6.	Ni	<ul style="list-style-type: none"> • NiO Nickel Oxide
7.	Mn	<ul style="list-style-type: none"> • MnO Manganese Oxide • Mn₃O₄ Manganese Oxide • Mn₂O₃ Manganese Oxide • MnO₂ Manganese Oxide
8.	Si	<ul style="list-style-type: none"> • SiO (G) Silicon Oxide (gas) • SiO₂ (Q) Silicon Oxide (quartz) • SiO₂ (T) Silicon Oxide (trydimite) • SiO₂ (C) Silicon Oxide (cristobalite)
9.	Cr	<ul style="list-style-type: none"> • CrO (G) Chromium Oxide (gas) • Cr₂O₃ Chromium Oxide • CrO₂ (G) Chromium Oxide (gas) • CrO₃ Chromium Oxide
10.	Li	<ul style="list-style-type: none"> • Li₂O Lithium Oxide • Li₂O₂ Lithium Peroxide • LiO(G) Lithium Oxide (gas)
11.	Ca	<ul style="list-style-type: none"> • CaO Calcium Oxide • CaO₂ Calcium Oxide
12.	Na	<ul style="list-style-type: none"> • Na₂O Sodium Oxide • Na₂O₂ Sodium Oxide • NaO (G) Sodium Oxide (gas) • NaO₂ Sodium Oxide
13.	Ti	<ul style="list-style-type: none"> • TiO Titanium Oxide • Ti₂O₃ Titanium Oxide • Ti₃O₅ Titanium Oxide • Ti₄O₇ Titanium Oxide • TiO₂ Titanium Oxide (rutile) • TiO₂ (A) Titanium Oxide (anatase)

Anlage 4-1: Mögliche Oxidationsstufen von Metallen bzw. Oxiden; G...gasförmig

Fluoride	Phase	Temperatur [K]	e	f	g
NaF (G)	G1	298-1269	-15,377	-2,94	17,715
	G2	1269-2075	-14,061	-3,76	19,223
AlF ₃ (G)	G1	298-1548	-16,134	-2,76	19,215
	G2	1548-2000	-15,615	-0,26 *	4,688 *
CaF ₂	S1	298-1430	-25,289	-7,15	34,057
	S2	1430-1690	-25,746	-7,88	36,680
	L	1690-2000	-22,015	-4,93	24,950
BaF ₂	A	298-1310	-22,742	-8,28	37,681
	B	1310-1480	-23,147	-7,24	33,984
	C	1480-1640	-22,191	-5,97	29,312
	L	1640-2000	-20,222	-4,92	24,736
LiF (G)	G1	298-1121	-14,945	-2,77	17,096
	G2	1121-1975	-13,723	-3,18	17,256
Metalle & Metalloxide	Phase	Temperature [K]	e	f	g
Mg	S	298-923	-7,882	-1,15	9,547
	L	923-1366	-7,626	-1,63	10,694
MgO	S	298-3105	-26,438	-1,33	12,023
Al	L	933-2790	-19,949	-1,32	10,623
Al ₂ O (G)	G	298-2000	-21,548	3,02	18,928
AlO (G)	G	298-2000	-35,596	-1,42	13,955
(AlO) ₂	G	298-2000	-38,451	-3,51	22,795
Zr	B	1136-2125	-31,521	-0,79	9,918
	L	2125-3000	-29,788	-0,12	6,873
ZrO (G)	G	298-2125	-31,115	-0,48	10,036
ZrO ₂	B	1478-2500	-42,597	-2,46	18,845
Fe	C	1184-1665	-21,780	-1,72	13,184
	D	1665-1809	-22,244	-2,43	15,750
	L	1809-3158	-21,913	-2,94	17,228
Fe ₂ O ₃	S3	1050-1729	-26,512	-2,18	22,393
Ba	S2	648-1002	-9,873	-2,44	12,901
	L	1002-2000	-9,114	-1,84	10,344
BaO	S	298-2286	-23,084	-3,22	18,654
	L	2286-2500	-20,133	-3,35	17,801
BaO ₂	S	298-1069	-10,457	-3,26	19,658
Ni	S3	700-1728	-23,096	-1,66	13,356
	L	1728-3169	-22,392	-1,93	13,823
NiO	C	565-2228	-29,468	-2,60	18,735
Mn	A	298-980	-15,230	-1,93	13,374
	B	980-1361	-15,197	-2,12	13,908
	C	1361-1412	-15,433	-2,71	15,930
	D	1412-1519	-15,507	-2,99	16,865
	L	1519-2332	-14,902	-3,03	16,595
Mn ₃ O ₄	A	298-1445	-26,893	-5,00	30,074
	B	1445-1833	-23,825	-3,19	22,231
Mn ₂ O ₃	S	298-1361	-11,398	-1,93	14,423
MnO ₂	S	298-803	-8,994	-0,78	13,467
Si	L	1685-2500	-21,060	-0,38	7,281
SiO (G)	G1	298-1685	-18,923	-1,57	14,249
SiO ₂ (C)	L	2001-2500	-32,499	-2,93	19,323
Cr	S	298-2130	-21,920	-2,79	17,223
	L	2130-2954	-19,460	-1,36	11,308

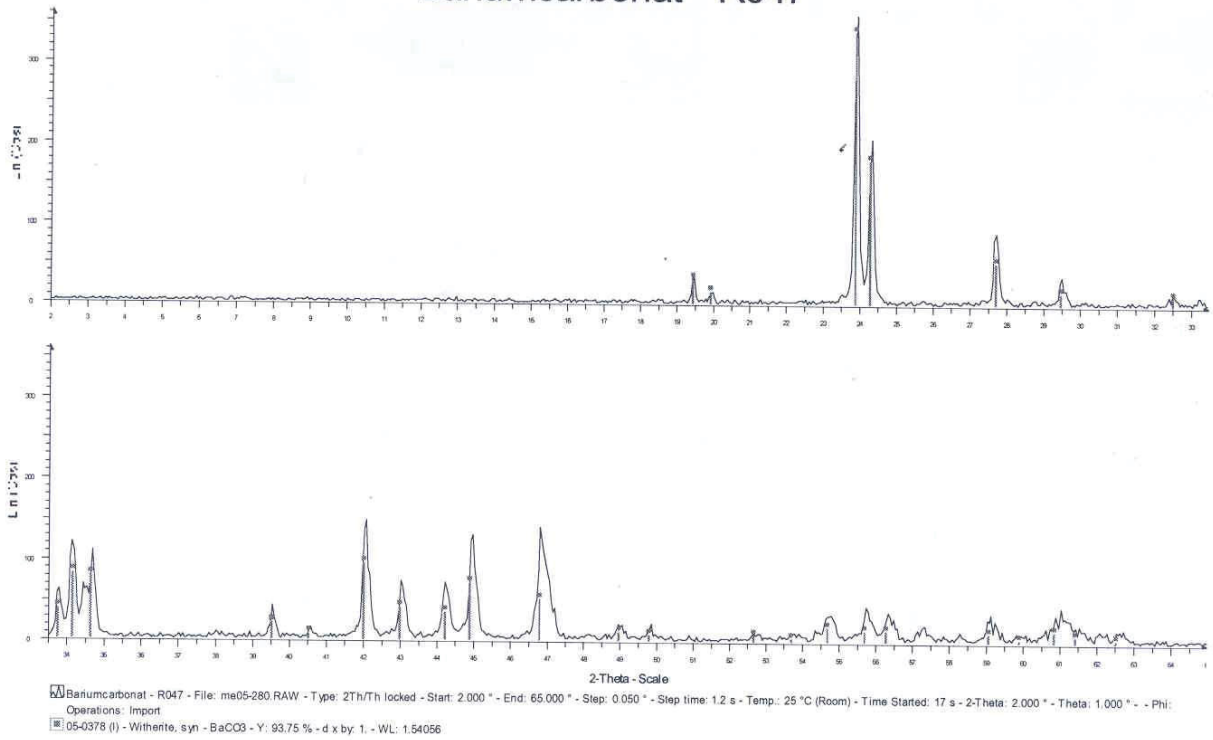
Metalle & Metalloxide	Phase	Temperature [K]	e	f	g
CrO ₂ (G)	G	298-2000	-26,447	-2,51	16,911
CrO ₃ (G)	G	298-2000	-14,878	-1,74	8,961
Li (G)	G1	298-1605	-8,320	-1,03	8,438
Li ₂ O	S	298-1843	-24,274	-4,36	24,286
	L	1843-2000	-21,912	-4,24	22,612
Li ₂ O ₂	S	298-436	-3,879	-0,55	10,350
LiO (G)	G1	298-1843	-20,227	-2,31	14,802
	G2	1843-2000	-19,191	-2,38	14,441
Ca	B	716-1115	-9,704	-1,99	12,080
	L	1115-1774	-9,103	-1,71	10,688
CaO	S	298-3200	-28,831	-1,66	12,897
CaO ₂	S	298-429	-3,210	-5,55	22,094
Na (G)	G1	298-1154	-5,652	-1,11	8,217
Na ₂ O ₂	A	298-785	-10,480	-1,63	13,433
	B	785-948	-9,679	-1,03	10,676
NaO ₂	S	298-825	-1,079	-4,23	16,180
Ti	B	1166-1939	-25,112	-1,43	12,351
	L	1939-2500	-24,914	-2,52	15,832
TiO	B	1213-2023	-32,611	-4,33	24,441
Ti ₂ O ₃	S2	600-2115	-32,357	-1,75	15,294
Ti ₃ O ₅	B	450-2050	-34,359	-4,05	23,485
TiO ₂	S	298-2130	-33,876	-2,51	18,522
Nitride	Phase	Temperature [K]	e	f	g
TiN	S	298-2000	-28,529	-1,22	12,361
AlN	S	298-2500	-32,731	-1,94	4,990

Anlage 4-2: Numerische Daten e, f und g für die Berechnung des Dampfdruckes einzelner Elemente und Verbindungen, *...die Berechnung mit den angegebenen Konstanten führt zu einer Unstetigkeit im Kurvenverlauf;

Phasen: S...Fest; L...flüssig, G...gasförmig, A-D...verschiedene Varianten innerhalb eines Temperaturbereiches

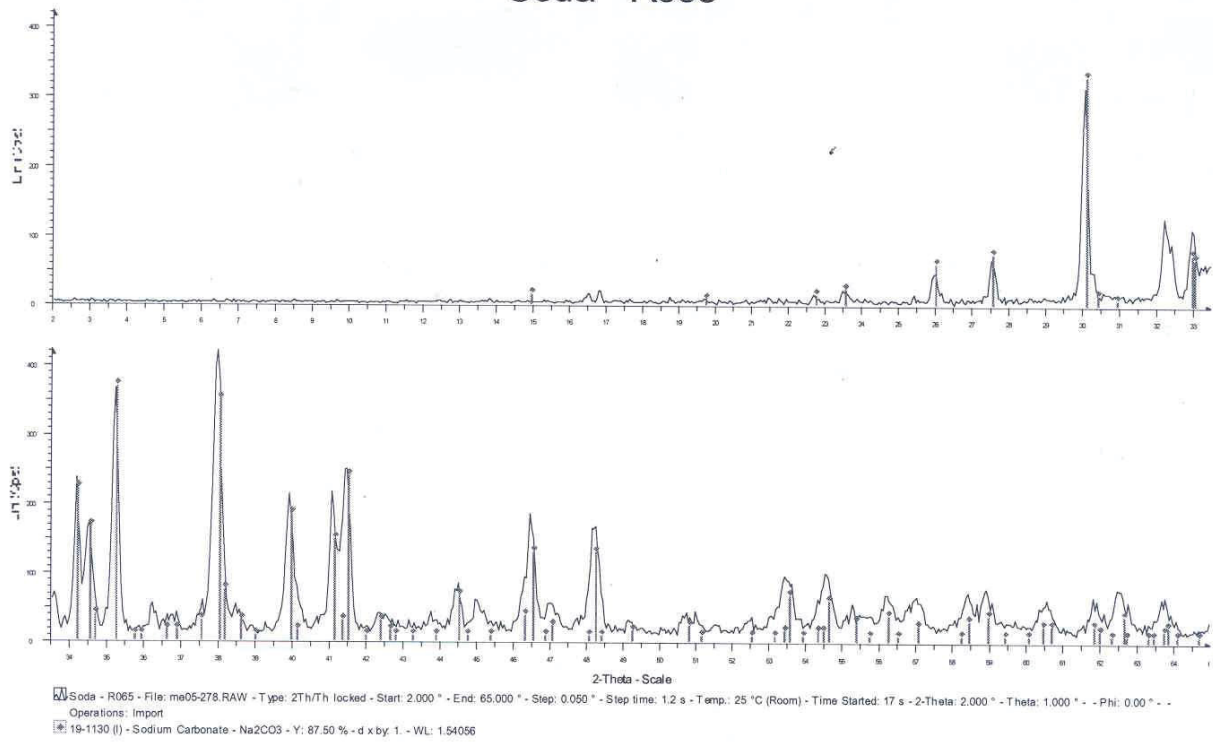
Anlagen zu Kapitel 5:

Bariumcarbonat - R047

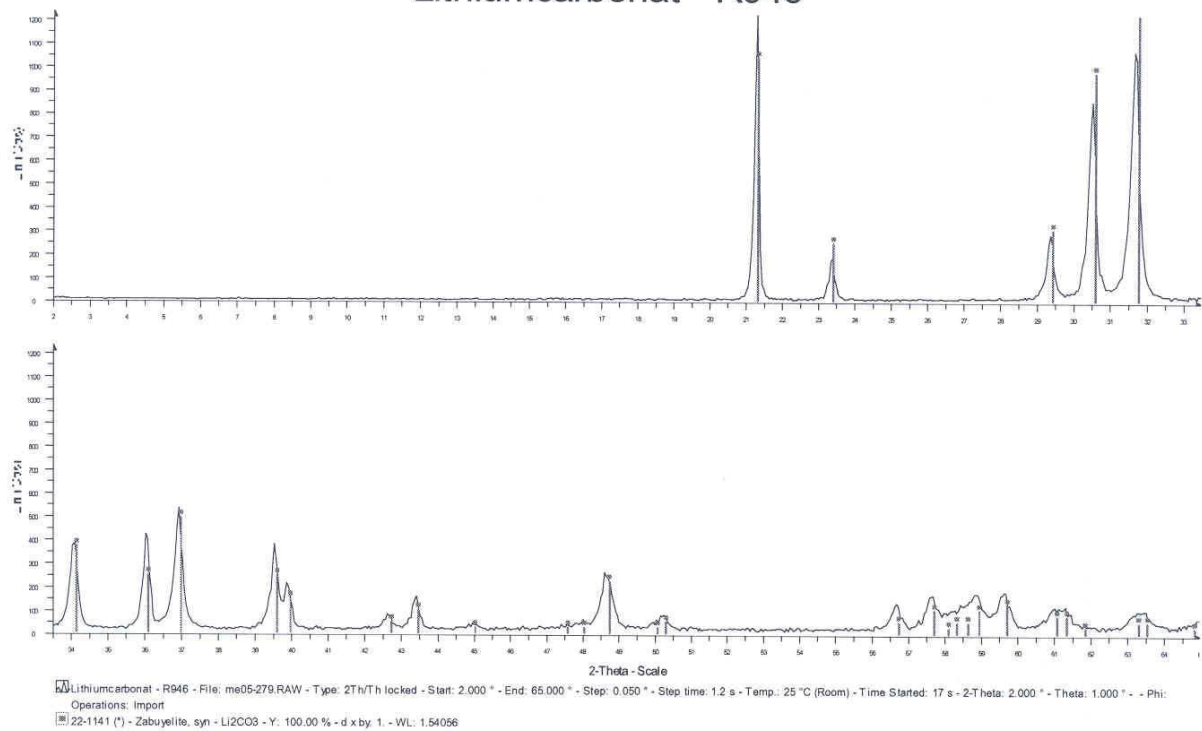


Anlage 5-1 (a) Röntgendiffraktographische Auswertung von BaCO₃

Soda - R065

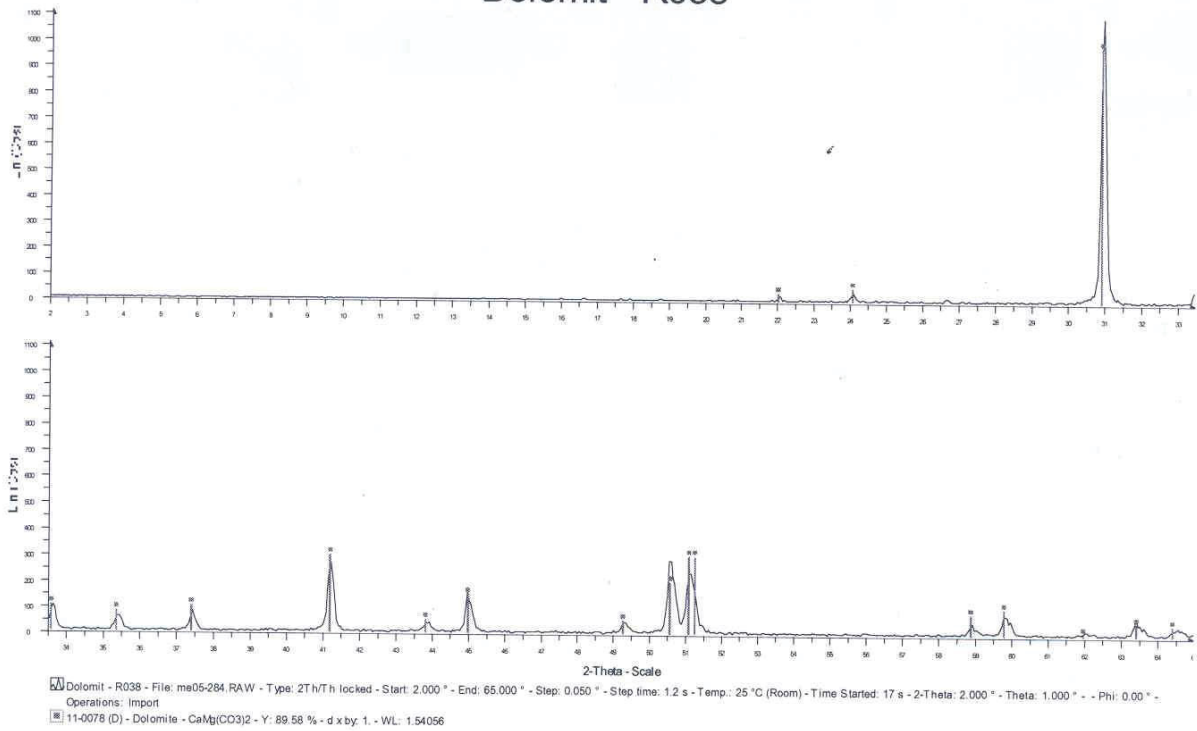


Lithiumcarbonat - R946

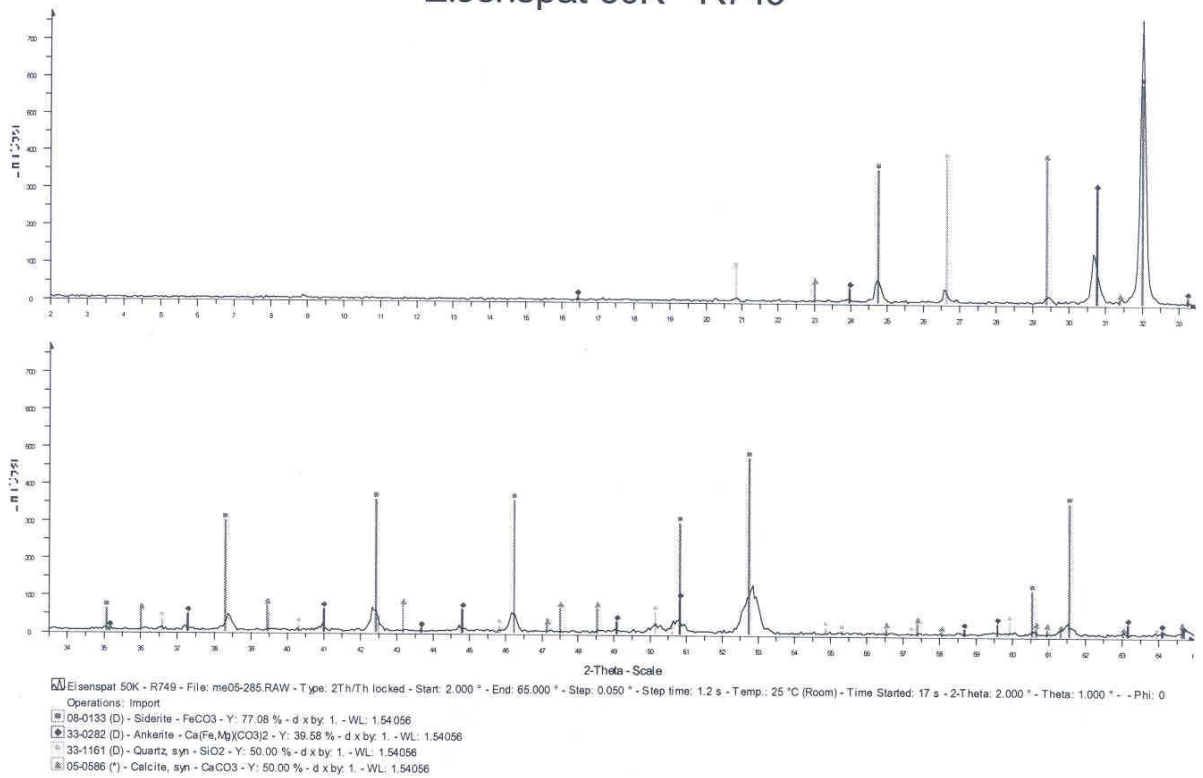


Anlage 5-1 (b) Röntgendiffraktographische Auswertung von Na₂CO₃ und Li₂CO₃

Dolomit - R038

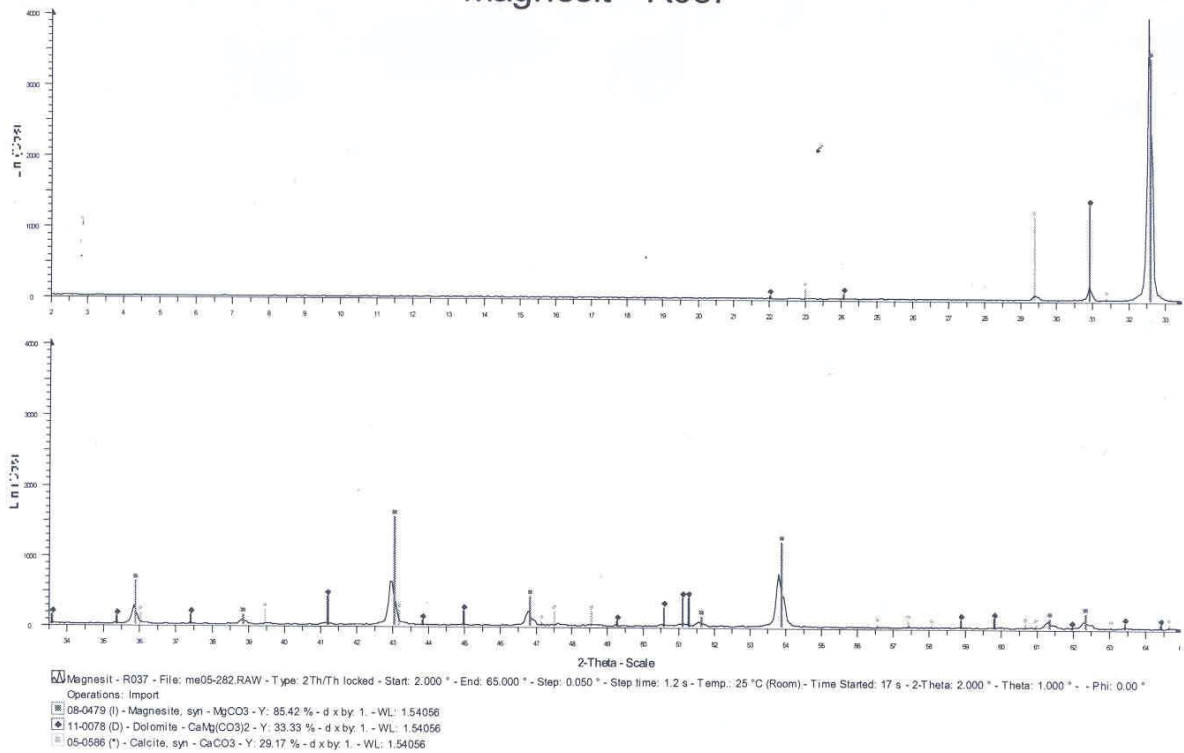


Eisenspat 50K - R749

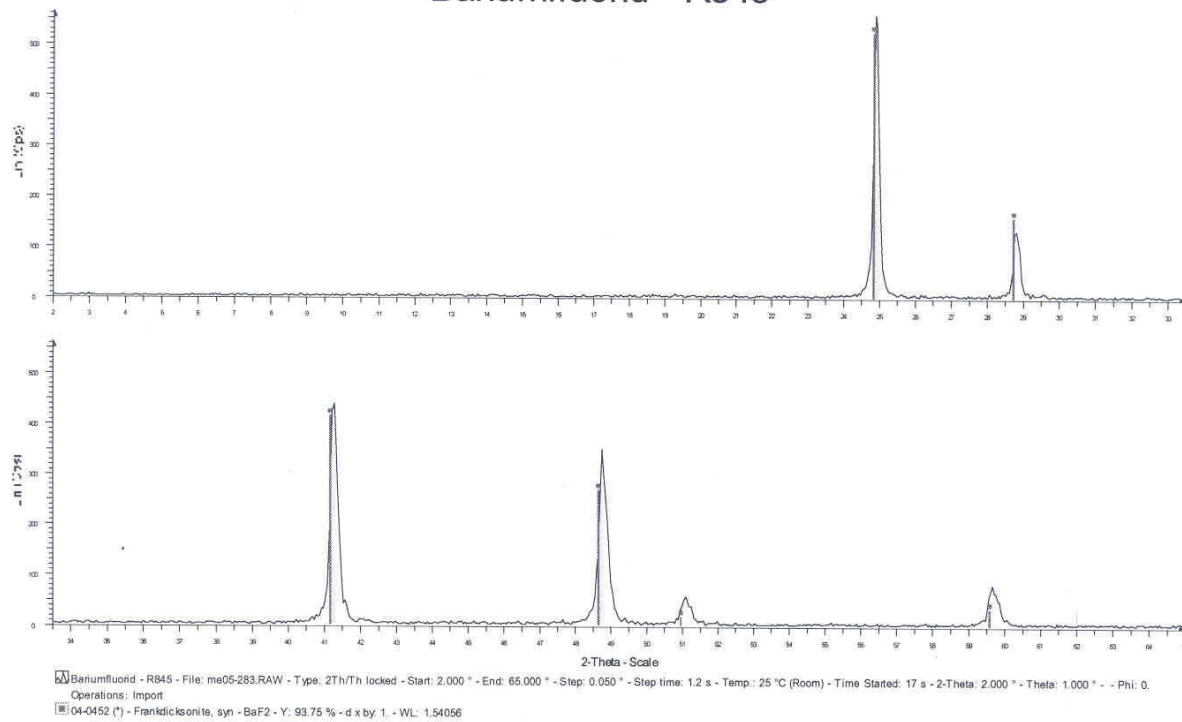


Anlage 5-1 (c) Röntgendiffraktographische Auswertung von CaMg(CO₃)₂ und FeCO₃

Magnesit - R037

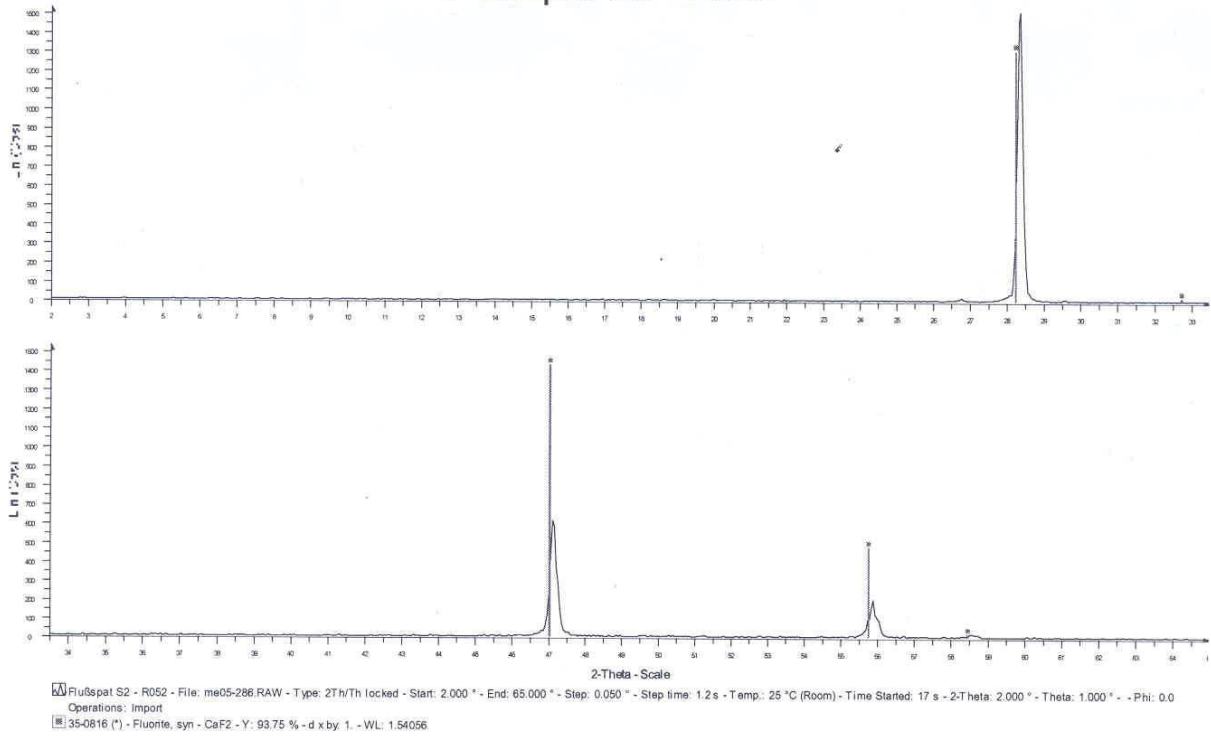


Bariumfluorid - R845

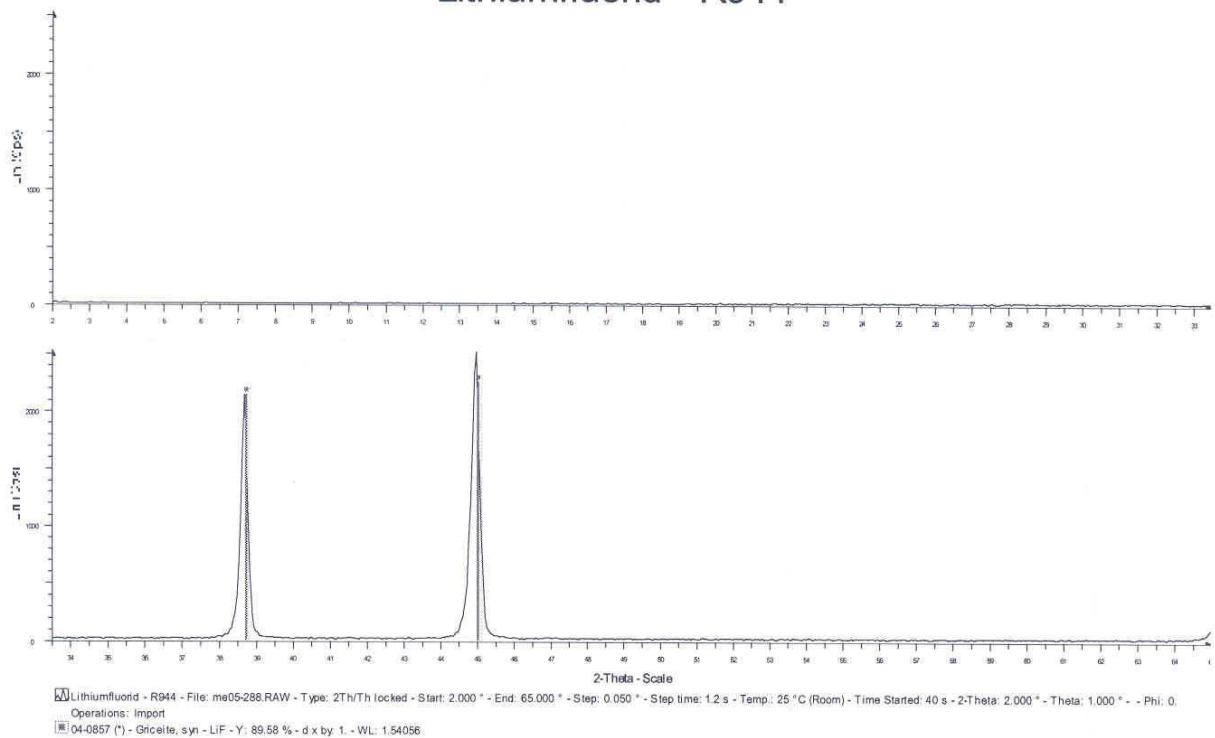


Anlage 5-1 (d) Röntgendiffraktographische Auswertung von MgCO₃ und BaF₂

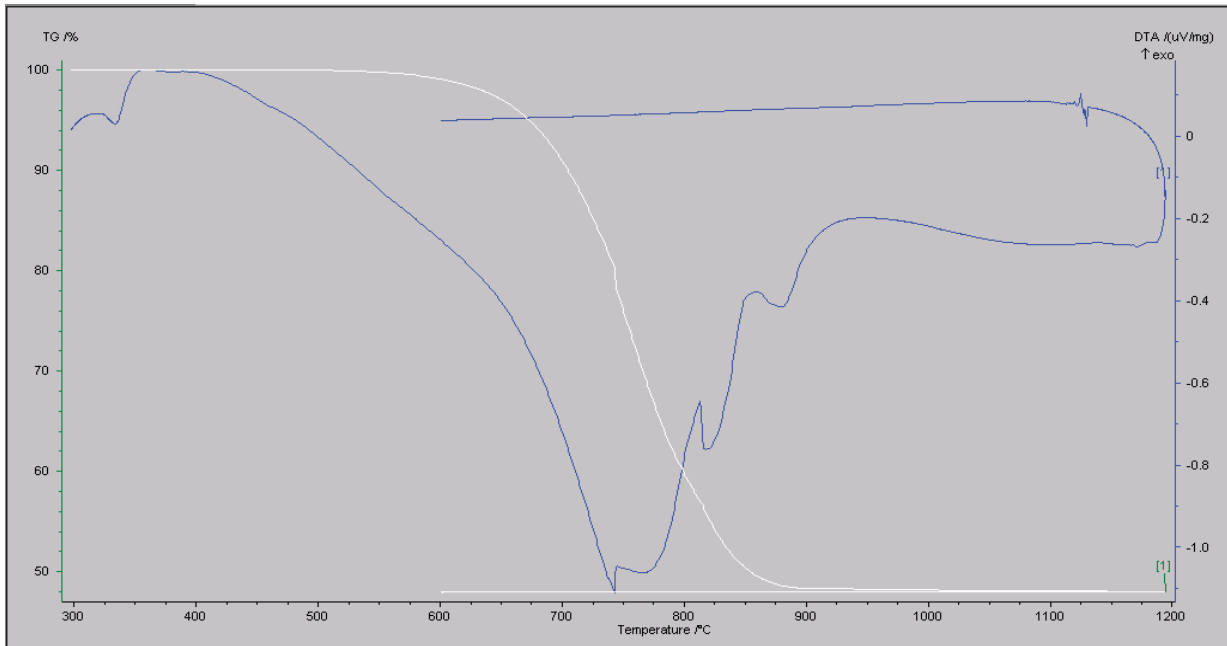
Flußspat S2 - R052



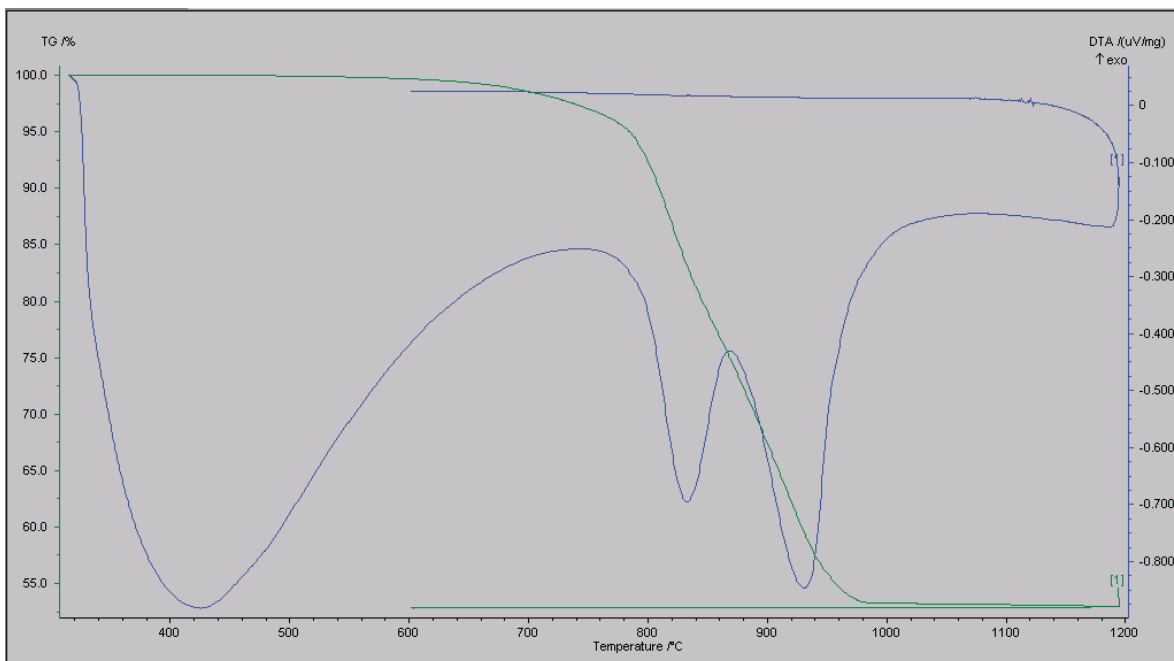
Lithiumfluorid - R944



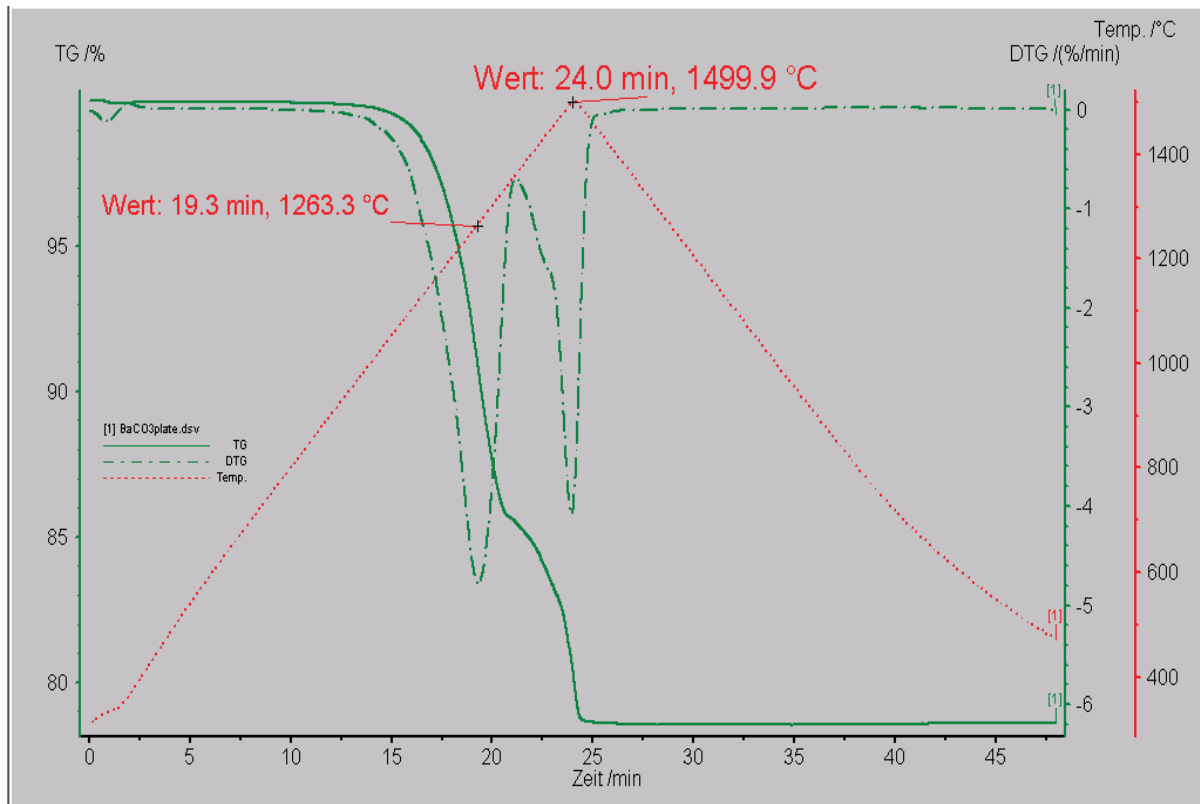
Anlage 5-1 (e) Röntgendiffraktographische Auswertung von CaF₂ und LiF



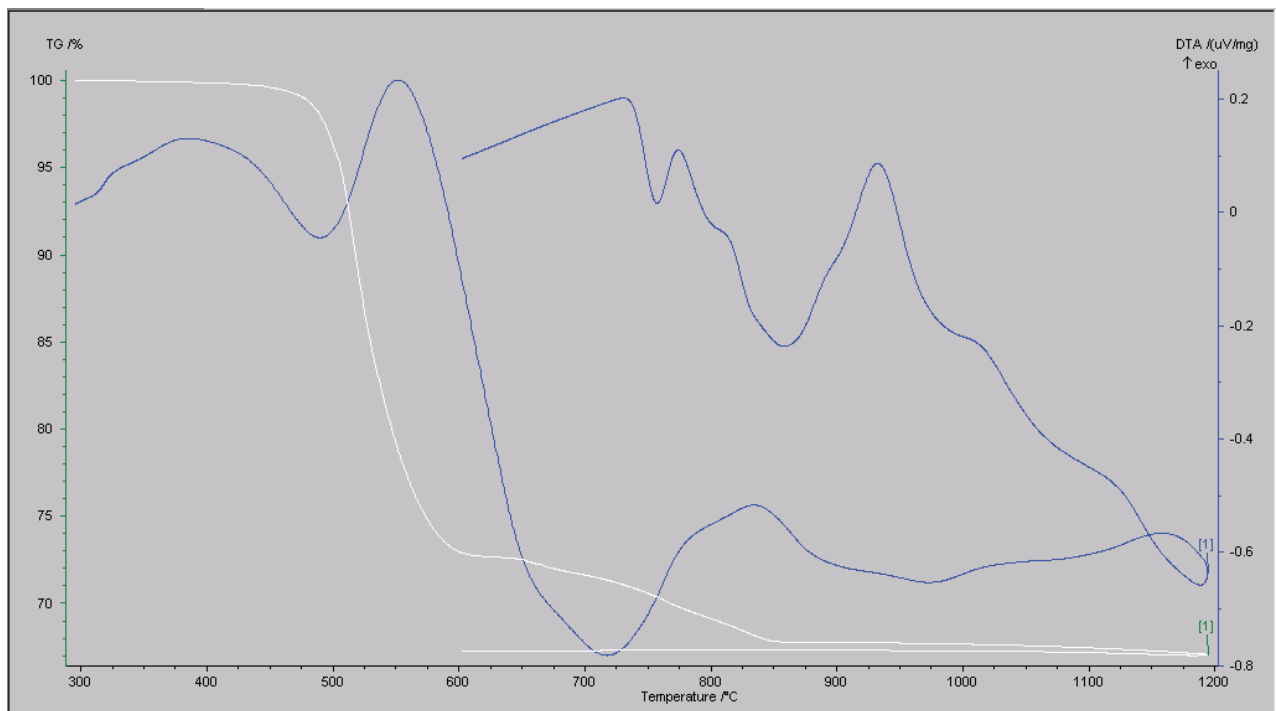
Anlage 5-2 (a): Thermogravimetrisches Verhalten von MgCO_3 : TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTA...Differential Thermo- Analyse zur Erkennung der Energieeffekte in $\mu\text{V}/\text{mg}$



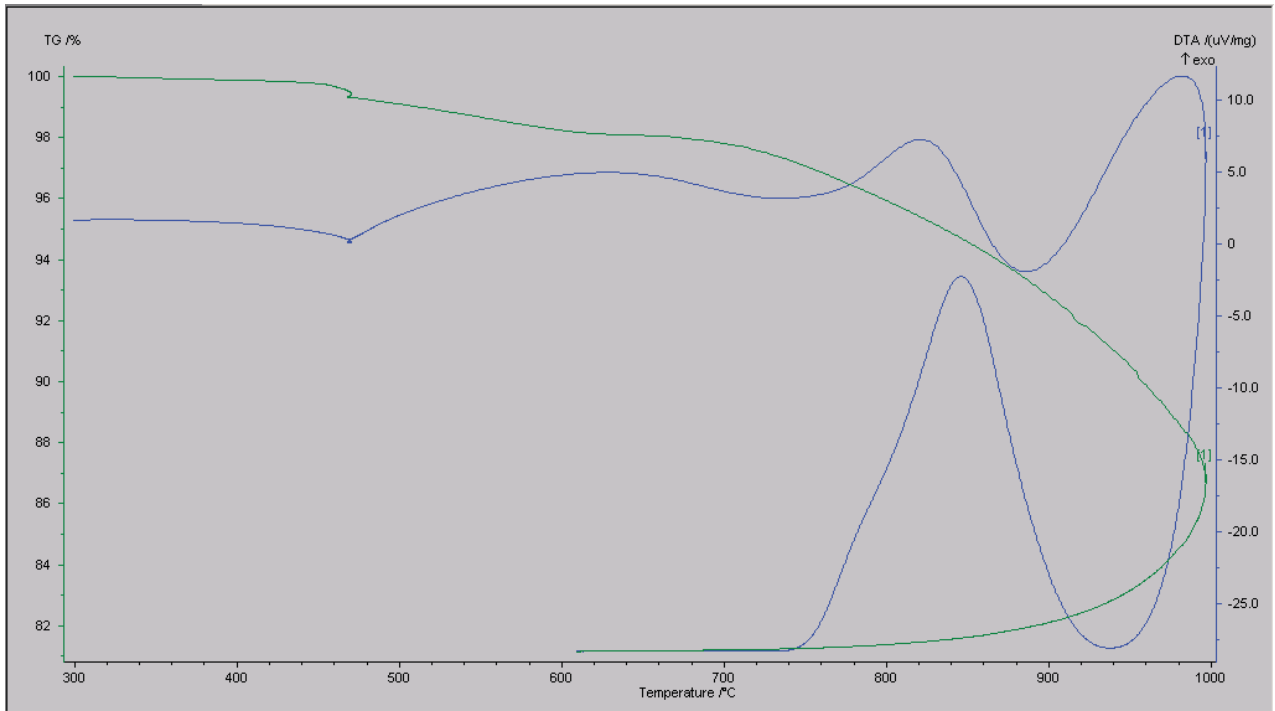
Anlage 5-2 (b): Thermogravimetrisches Verhalten von $\text{CaCO}_3\text{-MgCO}_3$: TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTA...Differential Thermo- Analyse zur Erkennung der Energieeffekte in $\mu\text{V}/\text{mg}$



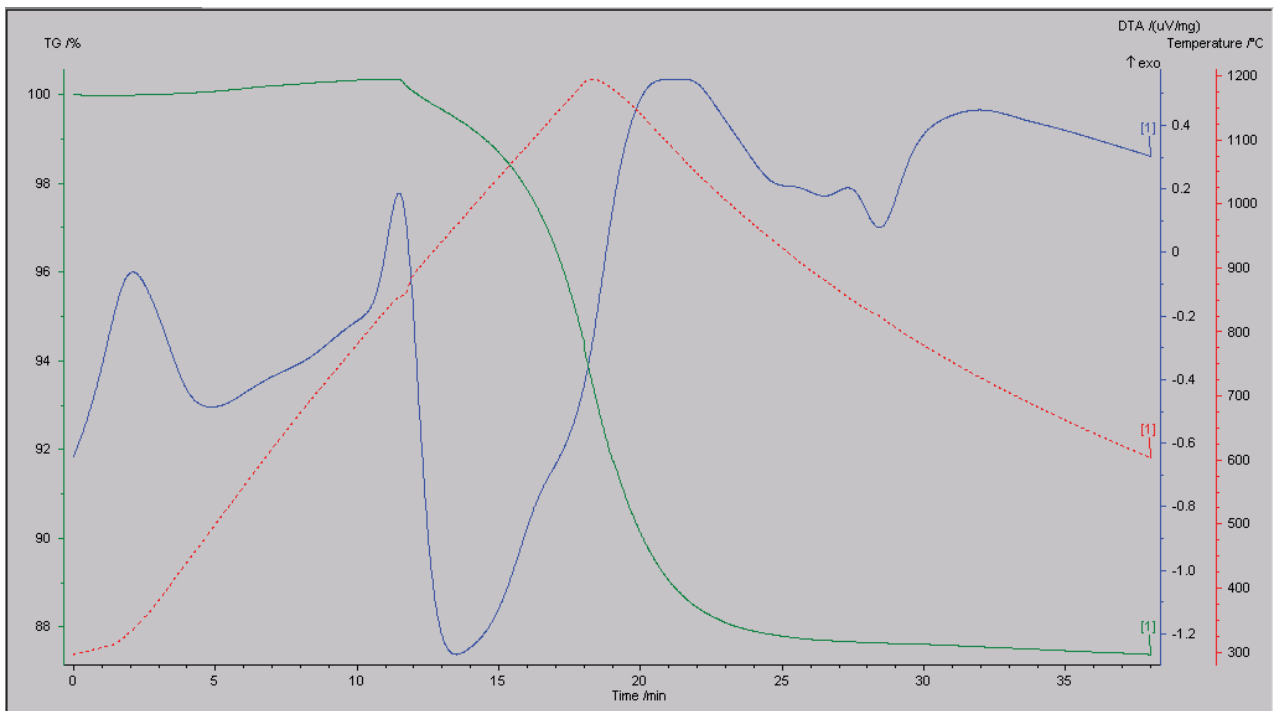
Anlage 5-2 (c): Thermogravimetrisches Verhalten von BaCO₃: TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTG...Massenverlust pro Zeiteinheit in %/min



Anlage 5-2 (d): Thermogravimetrisches Verhalten von FeCO₃: TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTA...Differential Thermo- Analyse zur Erkennung der Energieeffekte in $\mu\text{V}/\text{mg}$



Anlage 5-2 (d): Thermogravimetrisches Verhalten von Li_2CO_3 : TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTA...Differential Thermo- Analyse zur Erkennung der Energieeffekte in $\mu\text{V}/\text{mg}$



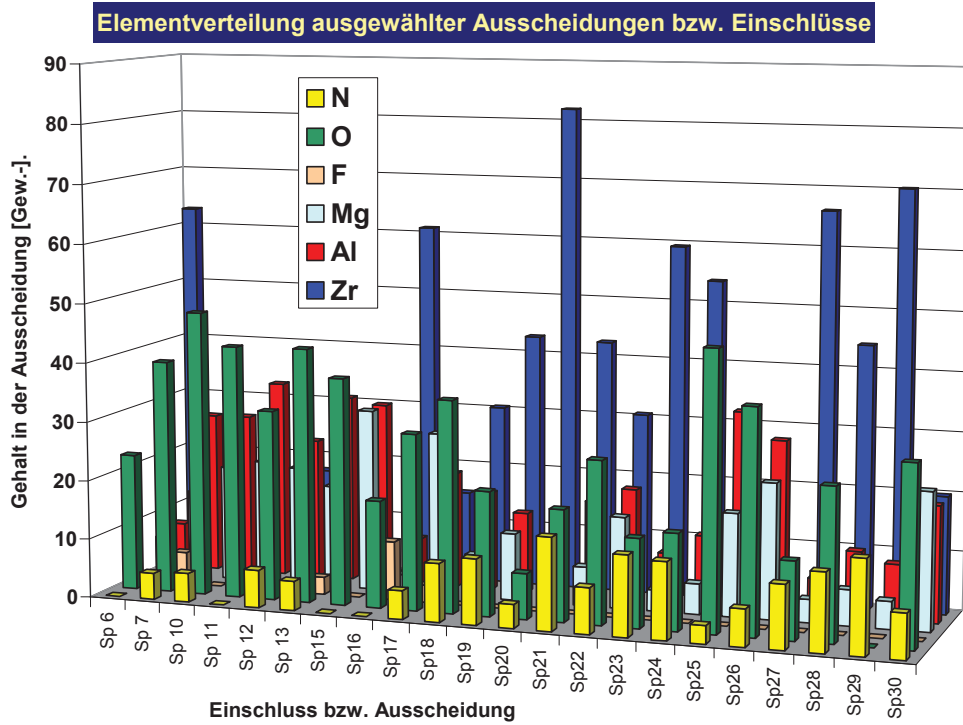
Anlage 5-2 (e): Thermogravimetrisches Verhalten von Na_2CO_3 : TG...Massenverlust des Rohstoffes in %; DTA...Differential Thermo- Analyse zur Erkennung der Energieeffekte in $\mu\text{V}/\text{mg}$

Eingesetztes Karbonat	Zusätzlich zur Basisrezeptur [g] (Gesamtmasse der Füllung = 1000g)	Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut [ppm]	Sonstige Bemerkung
CaCO ₃	20	440	Grobtropfiges SV
	40	450	Sehr instabiler Lichtbogen, Schlacke drängt
	60	-	Porenbildung!
BaCO ₃	20	430	Tropfenübergang i.O.
	40	390	Tropfenübergang i.O.
	60	480	Grobtropfiges SV
MgCO ₃	20	460	Starke Spritzerbildung
	40	-	Porenbildung!
	60	-	Porenbildung!
Li ₂ CO ₃	20	480	Feintropfiges SV
	40	430	Schlacke drängt
	60	510	Grobtropfiges SV, unstabil, Schlacke drängt

Anlage 5-3: Stickstoffgehalt und Schweißverhalten der Probedrähte bei Veränderung der Basisrezeptur; SV...Schweißverhalten, i.O....in Ordnung

Eingesetzter Bestandteil	Zusätzlich zur mod. Basisrezeptur [g] (Gesamtmasse der Füllung = 1000g)	Stickstoffgehalt im reinen Schweißgut [ppm]	Sonstige Bemerkung
Mg	20	370	SV i.O.
	40	410	Grobtropfiges SV
	60	440	Grobtropfiges SV
CaF ₂	20	450	Grobtropfiges SV
	40	-	Nicht schweißbar
	60	-	Nicht schweißbar
BaF ₂	20	390	Wert möglicherweise innerhalb der Standardabweichung
	40	450	
	60	-	Zu grobtropfig – nicht schweißbar
LiF	20	500	Schlacke drängt
	40	-	Unvollkommene Schlackenabdeckung, vereinzelte Porenbildung
	60	-	Porenbildung

Anlage 5-4: Stickstoffgehalt und Schweißverhalten der Probedrähte bei Veränderung der modifizierten Basisrezeptur (+40g BaCO₃); SV...Schweißverhalten, i.O....in Ordnung



Anlage 5-5: Elementverteilung in verschiedenen ausgewählten Mikroausscheidungen bzw. –Einschlüssen in Schweißgütern von selbstschützenden Fülldrähten mit einem Aluminiumgehalt von 1,04%.



Versuchsnummer: 3

Versuchsnummer: 9

Versuchsnummer: 10

Anlage 5-6: zusammengefügte Abbildungen des Mikrogefüges in Kerfblage