

## DIPLOMARBEIT

### Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von artfremd geschweißten Kehlnähten an hochfestem TM-Stahl



li.: Schweißer bei der Arbeit an einer Panzerwanne; re.: Ascod 2 Schützenpanzer

von **Klaus Günther Kerschbaumer**

Studienrichtung: **Wirtschaftsingenieurwesen-Verkehrstechnik (F748)**

Betreuer: **Dipl. Ing. Dr. techn. Rudolf VALLANT**

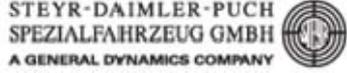
Eingereicht am **Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik**

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz **Christof Sommitsch**

Em. O. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. **H. Cerjak**

Metnitz-Graz, **11.02.2010**

Diese Diplomarbeit wurde von folgenden Firmen, Instituten und Institutionen finanziell und fachtechnisch unterstützt:

<b>K-net Kompetenznetzwerk für Fügetechnik</b>	
<b>Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik</b>	
<b>Böhler Schweißtechnik Austria GmbH</b>	
<b>Steyr-Daimler-Puch Spezialfahrzeug GmbH</b>	
<b>Schweißtechnische Zentralanstalt</b>	
<b>Fronius International GmbH</b>	
<b>voestalpine Stahl GmbH</b>	
<b>Austrian Institute of Technology</b>	
<b>Land Oberösterreich</b>	
<b>Zentrum für Innovation und Technologie Technologieagentur der Stadt Wien</b>	
<b>Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend</b>	
<b>Land Steiermark</b>	

## **Vorwort**

An dieser Stelle möchte ich mich bei folgenden Personen bedanken, welche zum erfolgreichen Abschluss dieser Diplomarbeit beigetragen haben:

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz Christof Sommitsch und Em.Univ.-Prof. Dr. Horst Cerjak für die Ermöglichung und Durchführung dieser Arbeit.

Dem Betreuer Herrn Rudolf Vallant für die aufopfernde und zeitraubende Betreuung sowie für sein Fachwissen, welches er in diese Diplomarbeit eingebracht hat, einen herzlichen Dank.

Weiters bedanke ich mich bei Herrn Josef Tösch (BSGA), der mir/uns bei Fragen immer Rede und Antwort gestanden ist.

Martin Stauer (SZA) danke ich für die Durchführung der Dauerschwingversuche. Vor allem dafür, dass er die Probenreihen wieder in eine annehmbare Form gebracht hat.

Bei Herrn Martin Lebel (SSF) bedanke ich mich für die Bereitstellung von zusätzlichem Probenmaterial.

Dem gesamten Laborpersonal sei für die praktische Unterstützung gedankt. Besonders Herrn Gernot Stöfan für seine hervorragende fachliche Kompetenz.

Meiner Schwester Martina, Rudolf Vallant und Christine Wachtler muss ein großer Dank für die Korrekturlesung ausgesprochen werden. Ansonsten wäre wohl eine Diplomarbeit zustande gekommen, welche nicht annähernd der deutschen Rechtschreibung entsprechen würde.

Graz, 11.02.2010

Klaus Günther Kerschbaumer

## Kurzfassung

In der vorliegenden Diplomarbeit wurden die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften von Schweißgütern bei der Neuentwicklung eines Metallpulverfülldrahtes zum artfremden Schweißen von hochfestem TM-Stahl Armox® 500T im Panzerbau untersucht. Das Ziel war es, ein **hochfestes**, überlegiertes **Superduplex** (HSDX) Schweißgut zu entwickeln. Für die vorliegende Mikrostruktur desselben (Austenit und Delta-Ferrit) wurden Ätzversuche zur Ermittlung eines optimalen Ätzmittels (Beraha II) durchgeführt. Es wurden einzelne Entwicklungsstufen der HSDX-MC Massen hinsichtlich ihres Gefüges (Delta-Ferrit Anteil) und des Erstarrungsverhaltens (Einbrand, martensitischer Saum, Porenbildung) bei ein- bzw. zweilagigen Kehlnahtschweißungen untersucht. Dabei wurde der Delta-Ferrit-Gehalt auf drei verschiedene Arten bestimmt und miteinander verglichen: An Hand von Cr- und Ni-Äquivalenten (Schäffler-, De-Long- und WRC1992-Diagramm), metallografisch und magnetinduktiv mit dem FERITSCOPE® MP30. Weiters wurden auftretende Unregelmäßigkeiten (Einschlüsse, Heißrisse, Einschwemmungen, Poren), welche während der einzelnen Projektphasen auftraten, untersucht.

Nach Ermittlung eines geeigneten Legierungskonzeptes, wurden an ausgereiften Entwicklungsmassen des Metallpulverfülldrahtes HSDX-MC eine Reihe mechanischer Tests an Kehlnahtschweißungen durchgeführt und die Ergebnisse mit dem altbewährten austenitischen Konzept des A7-MC (18-8Mn) verglichen. Dies geschah mittels Bruchprüfung, Vickers-Härteprüfung, Zugprüfung an Minizugproben und Schwingungsprüfung an Doppel-T-Proben, sowie der E-Modul Bestimmung mittels Ultraschall. Zusätzlich wurde ein Umwertfaktor zur Abschätzung der Zugfestigkeit aus den Härtewerten (HV5 und HV10) bestimmt.

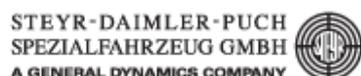
Um zu bestimmen, ob mit dem HSDX-MC des Grundwerkstoff Armox® 500T kaltrissicher geschweißt werden kann, wurden an einlagigen Kehlnähten selbstbeanspruchende CTS-Tests (EN ISO 17642-2) durchgeführt.

## Abstract

In the present diploma thesis the microstructure and the mechanical properties of weld metals for a new developed metal powder cored wire for dissimilar welding of high-strength TM- armour steel were investigated. The aim was to develop an over-alloyed, **high-strength Superduplex** (HSDX) weld metal. For the present microstructure (Austenite and Delta-Ferrite) different etching tests were performed to find an optimal etchant. In this work several lots of HSDX-MC were investigated regarding to Delta-Ferrite content and solidification behaviour (penetration, martensitic interlayer and pore formation) of single and double fillet welds. Furthermore, the Delta-Ferrite content was estimated and compared using three different methods: Cr- and Ni-Equivalents (Schäffler-, De-Long- and WRC1992-Diagram), metallographic and by magnetic induction using the FERITSCOPE® MP30. Furthermore welding imperfections appearing during the project, like inclusions, hot cracks as well as intrusions of particles from the base material were examined.

After finding an appropriate HSDX-alloy concept, different mechanical tests were performed and the results were compared to the approved austenitic weld metal concept of A7-MC (18-8Mn). This happened by means of fracture test, Vickers hardness test, mini tensile test and fatigue test on double T-specimens. In addition, a conversion factor to approximate the tensile strength from the hardness values (HV5 and HV10) was determined.

To determine the cold crack susceptibility of the HSDX-MC, the self restrained CTS-Test (ISO EN 17642-2) was carried out in one-run fillet welds.



# INHALTSVERZEICHNIS

<b>1</b>	<b>EINLEITUNG</b>	<b>5</b>
1.1	Vorstellung der Diplomarbeit	5
1.2	Vorstellung der beteiligten Unternehmen	7
1.2.1	Böhler Schweißtechnik	7
1.2.2	Steyr Spezialfahrzeug	10
<b>2</b>	<b>VOM ERZ ZUM STAHLBLECH</b>	<b>13</b>
2.1	Eisengewinnung allgemein	13
2.1.1	Kokerei	14
2.1.2	Hochofen	14
2.2	Stahlherstellung	15
2.2.1	Raffinationsprozesse	16
2.2.2	Sekundärmetallurgie	19
2.2.3	Vergießen des Stahles	20
2.2.3.1	Blockguss	20
2.2.3.2	Strangguss	20
2.2.3.3	Erstarren des Stahles	21
2.3	Herstellung von Grobblechen	22
2.3.1	Verfahren zur Grobblechherstellung	23
2.3.2	Festigkeitssteigernde Faktoren	25
2.3.3	Grenzen bei der Kühlung	30
2.4	Endfertigung	30
2.5	Wirkungen der einzelnen Legierungselemente	31
<b>3</b>	<b>GRUNDWERKSTOFF ARMOX® 500T</b>	<b>35</b>
3.1	Chemische Zusammensetzung	36
3.2	Mechanische Eigenschaften	37
3.3	Eigenschaften	37
3.3.1	Schweißbeignung des ArmoX® 500T	37
<b>4</b>	<b>FÜLLDRAHT</b>	<b>40</b>
4.1	Fülldrahtherstellung	40
4.1.1	Fülldrahtelektrode	40
4.1.2	Aufbau von Fülldrahtelektroden	41
4.1.3	Fülldrahtherstellung	41
4.1.4	Verhalten beim MAG-Schweißen	42
4.1.5	Vor- und Nachteile von Fülldraht gegenüber Massivdraht	43
4.2	Fülldraht A7-MC & HSDX-MC mit unterschiedlichen Massen	44
4.2.1	Chemische Zusammensetzung	44
4.2.2	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung	44

<b>5</b>	<b>METALLAKTIVGASSCHWEIßEN (MAG)</b>	<b>49</b>
5.1	Grundlagen	49
5.2	Aufbau der verwendeten MAG-Anlagen	50
5.3	Lichtbogen	52
5.3.1	Impulslichtbogenaufnahmen des HSDX-MC Ma 40 Metallpulverfülldrahtes	60
5.4	Phasen beim Schweißen von FeCrNi-Legierungen	62
5.4.1	Sigma-Phase	63
5.4.2	475°C-Versprödung	64
5.4.3	Molybdänhaltige Phasen	64
<b>6</b>	<b>ABLAUF DER DIPLOMARBEIT</b>	<b>66</b>
6.1	Ziel	66
6.2	Erstarrungsprinzip einer Fe-Cr-Ni-Legierung	66
6.3	Schweißparameter, die für die Untersuchung verwendet wurden	68
6.4	Metallografie	70
6.4.1	Allgemeines	70
6.4.2	Probenentnahme	70
6.4.3	Schliffherstellung	72
6.4.4	Grundlagen zum metallografischen Ätzen	77
6.4.4.1	Chemisches Ätzen allgemein	77
6.4.5	Chemische Ätzverfahren	79
6.4.6	Auswahl eines geeigneten Ätzmittels	81
6.4.7	Mikrostruktur Schweißgut A7-MC/ARMOX® 500T Grundwerkstoff	88
6.4.8	Mikrostruktur Schweißgüter HSDX-MC/ARMOX® 500T	92
6.4.8.1	HSDX-MC Ma9, einlagige Kehlnaht	93
6.4.8.2	HSDX-MC Ma13, einlagige Kehlnaht	95
6.4.8.3	HSDX-MC Ma35	97
6.4.8.4	HSDX-MC Ma40	102
6.5	Aufmischung und martensitischer Saum	105
6.5.1	Auswertung der Aufmischungen mit Programm KS400	107
6.6	Delta-Ferrit Bestimmung	109
6.6.1	Schäffler, DeLong und WRC 1992 Diagramme	109
6.6.1.1	Modifiziertes Schäffler Diagramm	109
6.6.1.2	DeLong Diagramm	111
6.6.1.3	WRC-1988 und WRC-1992 Diagramm	112
6.6.1.4	Gefügestrukturbestimmung mittels Programm NiroWare®	114
6.6.2	Quantitative Gefügebestimmung metallografisch	114
6.6.2.1	Zusammenfassung der Delta-Ferrit-Auswertung	122
6.6.3	Delta-Ferrit-Bestimmung mittels FERITSCOPE®	122
6.6.3.1	Messergebnisse	126
6.6.4	Vergleich der Delta-Ferrit Bestimmungsmethoden	127
6.6.5	Berechnung des Mischschweißgutes mittels NIROWARE®	127
6.7	Heißrissanfälligkeit	129
6.7.1	Heißrissprüfung	133
6.8	Kaltrissanfälligkeit	135
6.8.1	Schadensmechanismus	136
6.8.2	Vermeidung von Kaltrissen	138

6.8.3	Prüfung auf Kaltrissneigung nach EN ISO 17642-1:2004	139
6.8.3.1	CTS Prüfung nach EN ISO 17642-2:2005	139
6.8.4	Versuchsdurchführung	143
<b>6.9</b>	<b>Mechanische Eigenschaften</b>	<b>151</b>
6.9.1	Bruchprüfung nach ÖNORM EN1320	151
6.9.1.1	Vorversuche mit Metallpulverfülldraht HSDX-MC Ma35	151
6.9.1.1.1	Prüfaufbau der Zugprüfmaschine	152
6.9.1.2	Bruchprüfung an den Schweißgütern A7-MC und HSDX-MC Ma40 bei ein- und zweilagigen Kehl Nähten 157	
6.9.2	Härteprüfung	160
6.9.2.1	Grundlagen	160
6.9.2.2	Vickers Härteprüfung an den untersuchten Kehl Nähten	161
6.9.3	Bestimmung des E-Moduls mittels Ultraschallprüfung	165
6.9.4	Bestimmung der Zugfestigkeit und relevanter Kennwerte aus dem Minizugversuch	168
6.9.4.1	Der Zugversuch allgemein	168
6.9.4.2	Minizugversuch im Vergleich zu Normzugproben (A7-MC)	171
6.9.4.3	Versuchsdurchführung	173
6.9.5	Erstellen einer Richtreihe zur Umwertung Härte-Zugfestigkeit	179
6.9.6	Schwingungsprüfung	181
6.9.6.1	Grundlagen	181
6.9.6.2	Wöhlerversuch	182
6.9.6.3	Schwingungsprüfung an Doppel-T-Proben	183
6.9.6.4	Ergebnisse Dauerschwingversuche	185
6.9.6.5	Vergleich Schwingfestigkeit Böhler A7-MC und ESAB OK Tubrod 15.34	189
6.9.6.6	Statistische Auswertung der Risslagen	190
<b>7</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG</b>	<b>191</b>
<b>8</b>	<b>AUSBLICK</b>	<b>193</b>
<b>9</b>	<b>ABBILDUNGSVERZEICHNIS</b>	<b>194</b>
<b>10</b>	<b>TABELLENVERZEICHNIS</b>	<b>199</b>
<b>11</b>	<b>FORMELVERZEICHNIS</b>	<b>201</b>
<b>12</b>	<b>DIAGRAMMVERZEICHNIS</b>	<b>202</b>
<b>13</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS</b>	<b>203</b>
<b>14</b>	<b>ANHANG</b>	<b>209</b>
14.1	Programmablauf KS400 für Einbrandbestimmung	209
14.2	Programmablauf Niro Ware®	212
14.2.1	Ergebnisse der Delta-Ferrit Bestimmung mit verschiedenen Cr-Ni-Äquivalent-Konzepten	217
14.2.1.1	A7-MC	217
14.2.1.2	HSDX-MC Ma9	218
14.2.1.3	HSDX-MC Ma13	219
14.2.1.4	HSDX-MC Ma35	220
14.2.1.5	HSDX-MC Ma40	221
14.3	Programmablauf KS400 für Delta-Ferrit-Flächenbestimmung	222

<b>14.4</b>	<b>Daten aus dem Zugversuch</b>	<b>227</b>
14.4.1	Einlagige Kehlnaht: Zugprobe längs der Schweißnaht	227
14.4.2	Zweilagige Kehlnaht: Zugprobe längs der Schweißnaht	229
14.4.3	Zweilagige Kehlnaht: Zugprobe quer (45°) zur Schweißnaht	231
14.4.4	Bestimmung der Bruchdehnung Z, REM Aufnahmen der Bruchfläche	233
14.4.5	Bestimmung Bruchdehnung A längs Minizugversuch ( $L_0=2,5\text{mm}$ )	236
14.4.5.1	Einlagige Kehlnähte Proben der Schweißnaht entnommen	236
14.4.5.2	Zweilagige Kehlnähte Proben aus längs der Schweißnaht entnommen	237
14.4.5.3	Zweilagige Kehlnähte Proben 45° quer zur Schweißnaht entnommen	238
14.4.6	Zusammenfassung der gesamten Zugversuchsdaten	239
14.4.7	Mikroskopische Untersuchung der Minizugproben ein- und zweilagige sowie Längs- und Querszugproben	240
<b>14.5</b>	<b>Schwingungsuntersuchungen</b>	<b>244</b>
14.5.1	Rissverläufe bei Serie 0 (A7-MC / ArmoX®500T)	244
14.5.2	Rissverläufe bei Serie A (A7-MC / Cht (PZBI))	245
14.5.3	Rissverläufe bei Serie B (HSDX-MC Ma35 / ArmoX®500T)	246
14.5.4	Rissverläufe bei Serie D (HSDX-MC Ma40 / ArmoX®500T) Auslauf unverschiffen	<b>Fehler!</b>
	<b>Textmarke nicht definiert.</b>	
14.5.5	Rissverläufe bei Serie E (HSDX-MC Ma40 / ArmoX®500T) Auslauf verschiffen	247

# 1 Einleitung

## 1.1 Vorstellung der Diplomarbeit

In dieser Arbeit wird prozessbegleitend die Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften von artfremd geschweißten Kehlnähten an hochfestem TM-Stahl untersucht. Dies ist ein Teilgebiet bei einer Neuentwicklung eines hochfesten überlegierten Metallpulverfülldrahtes der Firma Böhler Schweißtechnik (BSGA) in Kooperation mit der Firma Steyr-Spezialfahrzeug GmbH und dem IWS Institut der TU Graz.

Hochfester Feinkornstahl wird nach derzeitigem Stand der Technik mittels eines Fülldrahtes mit der Markenbezeichnung A7-MC (Manganaustenit) geschweißt. Ein Vorteil dieses Schweißgutes des Legierungstyps 18/8Mn liegt in der Heißrissicherheit beim Schweißen<sup>1</sup>. Nach dem 2. Weltkrieg etablierte die Firma Böhler dieses ursprünglich aus den USA stammende Konzept in Europa<sup>2</sup>.

Mit der stetig steigenden Festigkeit der TM-Stahlbleche<sup>3</sup> (Abbildung 1) steigen auch die Anforderungen an die Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes. Das Ziel dieser Neuentwicklung war es die Festigkeit des Schweißgutes um 50% zu erhöhen. Die weiteren Projektziele sind Tabelle 1 gegenübergestellt.

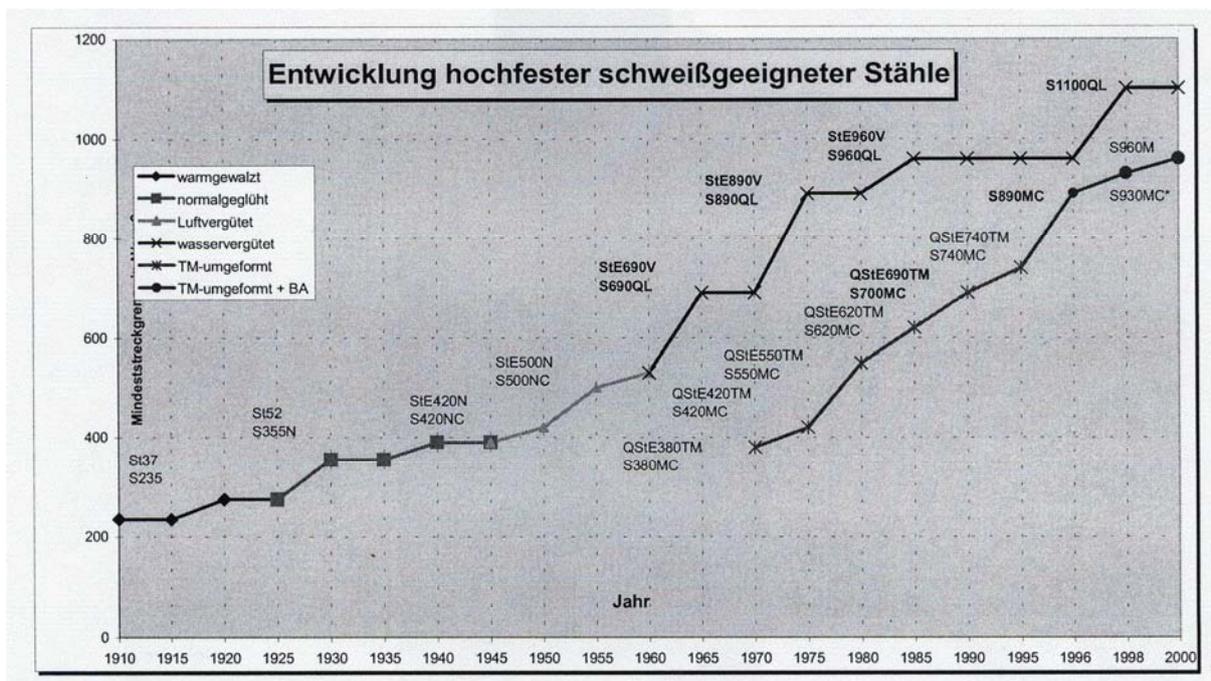


Abbildung 1 Entwicklung der TM Stähle<sup>4</sup>

<sup>1</sup> E. Perteneder, G. Rabensteiner; H. Schabereiter; J. Tösch: Einfluss der Primärkristallisation und des Deltaferrits auf das Heißrissverhalten austenitischer Cr-Ni-Schweißgutes; Sonderdruck aus der Schweißtechnik, Wien 1979 Nummer 3

<sup>2</sup> mündliche Auskunft Josef Tösch BSGA

<sup>3</sup> TM: Thermomechanisch

<sup>4</sup> P. Gerster: MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau, Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg, 2000; S. 2

Ist-Zustand mit Fülldraht A7-MC	Soll-Ziele
Zugfestigkeit des Schweißgutes 640 MPa	Zugfestigkeit steigern auf $\geq 800$ MPa dadurch Gewichtseinsparung bei Schweißnähten
	Senkung der Wärmeeinbringung (Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit)
18/8Mn-Austenit => hohe Bruchzähigkeit	
Bruchdehnung $A_5=35\%$	Bruchdehnung beibehalten
Kaltrissicher ( $H_2$ wird im Austenit gelöst)	
Heißrissicher wegen ca. 10% Delta-Ferrit	
	Schwingfestigkeitssteigerung gegenüber A7-MC
keine Vorwärmung des Grundwerkstoffes ArmoX® 500T bei Blechdicken >10mm auch Zweilagigen-Kehlnahtschweißungen	
	speziell für Panzerbau, ballistische Eigenschaften sollen gesteigert werden. wurden hier nicht untersucht

Tabelle 1 Projekt Ausgangssituation; Ist-/Soll Zustand vom Projekt A7<sup>5</sup>

Beim Kick-off-Meeting im Jahr 2006 stellte Ziegerhofer/Ettl<sup>6</sup> in Tabelle 2 die möglichen Schweißzusätze vor, welche sich derzeit am Markt befinden, mit denen eine höhere Festigkeit erzielt werden kann. Hierbei scheidet der Legierungstyp Nibas 625 auf Grund des hohen Preises aus. Als vielversprechendste Legierungsvariante erscheint der Superduplextyp 25/9, bei dem durch legierungstechnische Maßnahmen noch eine deutliche Festigkeitssteigerung erwartet werden kann

Marken	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Wärmebehandlung	Rp <sub>0,2%</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	Rm [N/mm <sup>2</sup> ]	Dehnung [%]	Kerbschlagarbeit [J]
A7-MC	0,1	0,6	6,3	18,8	9,2			u	400	600	42	70
CN 13/4-MC	<0,025	0,7	0,9	12	4,6	0,6		u	800	990	12	40
								a	760	900	16	65
FOX CN 29/9	<0,11	1	0,7	29	10,2			u	620	770	25	30
AM 500-IG	<0,04	0,6	7,5	25	23	3,5	0,3	u	510	730-880	30	70
FOX CN 25/22 MU	<0,04	<0,4	5,5	25	23	4,5	0,35	u	580	810	40	90
Thermanit 20/16	<0,05	0,8	0,5	21	17	3	0,2	u	430	640	30	70
CN 22/9 N-FD	<0,03	0,8	0,9	22,7	9	3,2	0,13	u	600	800	27	60
Superduplex-FD	<0,03	0,7	0,8	25	9,7	3,4	0,22	u	780	880	24	63
Nibas 625-FD	<0,03	0,4	0,4	22	Rest	9	Nb 3,5	u	500	770	35	70

Tabelle 2 Mögliche metallurgische Konzepte für höherfeste Schweißzusätze<sup>7</sup>

Die vorliegende Diplomarbeit stellt einzelne Entwicklungsstufen des Hochfesten Super Duplex Metallpulverfülldrahtes (HSDX-MC) bzw. dessen Schweißgutes vor. Im Speziellen

<sup>5</sup> JOIN Projekt A.7: „Entwicklung eines hochlegierten Metallpulverfülldrahtes für die Verbindung hochfester Stähle“, Kooperationsvertrag, Version V1.02, 17. Nov. 2005; K-net - Kompetenznetzwerk für Fügetechnik

<sup>6</sup> beide BSGA

<sup>7</sup> A7\_08\_04\_Protokoll\_1\_Projektmeeting\_v2[1].pdf

wird die Kehlnahtschweißung der HSDX-MC Entwicklung hinsichtlich Delta-Ferrit-Gehalt, Einbrand (mittels KS400<sup>8</sup>), Einschwemmungen, Artefakte und Poren untersucht.

Dabei wird die Gefügestruktur, insbesondere der Delta-Ferrit-Gehalt auf 3 verschiedene Arten bestimmt, da der Delta Ferrit hauptverantwortlich für die Festigkeit des Schweißgutes ist. Die 3 Arten, mit denen das Gefüge bestimmt wurde, heißen: NIROWARE® (Programm von der TU-Rostock), FERITSCOPE® MP30E der Firma Fischer und die metallografische Auswertung mit dem Programm KS400 (IWS-Institut).

Zusätzlich wurde mit dem NIROWARE® Programm die Zusammensetzung des Schweißgutes berechnet.

Nach den metallografischen Untersuchungen wurden die Schweißgüter A7-MC und HSDX-MC Ma40 einem CTS<sup>9</sup>-Kaltrisstest, nach ÖNORM EN ISO 17642-2<sup>10</sup> (selbstbeanspruchte Test) unterzogen. Des Weiteren wurden die mechanischen Eigenschaften des A7-MC Fülldrahts mit denen des HSDX-MC Ma40 Fülldrahtes verglichen. Im Detail geschah dies anhand einer Bruchprüfung nach EN 1320<sup>11</sup>. In weiterer Folge wird das Schweißgut durch Anfertigung von Minizugproben (werden durch Erodieren hergestellt) einer Zugprüfung unterzogen. Die Prüfung nach EN 10002-1 ist nicht möglich, daher wird als Kompromiss die amerikanische Norm für Kleinerreißproben (ASTM E 517-00<sup>12</sup>) herangezogen. Die Auswertung erfolgt nach der vorher erwähnten EN 10002-1<sup>13</sup>. Zusätzlich wurden noch Härtefeldmessungen mittels einer automatischen Härteprüfmaschine (Fa. EMCO) durchgeführt, um eine Richtreihe zur Bestimmung der Zugfestigkeit zu erhalten.

Abschließend wurde die Dauerfestigkeit des HSDX-MC Ma40 Fülldrahts an Doppel-T-Proben ermittelt. Diese Schwingversuche wurden durch die Firma SZA<sup>14</sup> durchgeführt.

## 1.2 Vorstellung der beteiligten Unternehmen

### 1.2.1 Böhler Schweißtechnik<sup>15 16 17</sup>

Das Böhler Werk in Kapfenberg hat eine sehr lange Tradition. Die Gründung des stahlverarbeitenden Betriebs geht schon auf das Spätmittelalter zurück. 1830 übernahm Freiherr Franz Mayr-Melnhof die Eisenhütten in Kapfenberg und gründete die k. k. priv. Gussfabrik. 1872 verkaufte er die Gussfabrik an die k. k. priv. Innerberger Hauptgewerkschaft. 1896 wird die Firma Böhler AG gegründet.

Der Einstieg der Gebrüder Böhler erfolgte bereits 1870, als diese mit Mayr-Melnhof einen Vertrag über den Vertrieb dessen Stahlprodukte unterzeichneten. Wie man erkennt sind die Gebrüder Böhler am Anfang ihrer Karriere Kaufleute und keine Industriellen. Dies änderte sich schlagartig, als Sie 1894 die Österreichisch-Alpine Montangesellschaft in Kapfenberg

<sup>8</sup> Bildauswertungssoftware der Fa. Karl Zeiss

<sup>9</sup> schärfenregulierte Thermische Prüfung

<sup>10</sup> EN ISO 17642-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse. Teil 2: .Selbstbeanspruchte Prüfungen. Ausgabe: 2005-06-01

<sup>11</sup> ÖNORM EN1320: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen; Bruchprüfung, 1.1.1997

<sup>12</sup> ASTM E 517-00: Standard Test method for Plastic strain Ratio r for Sheet Metal

<sup>13</sup> ÖNORM EN10002-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch; Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 01.01.2002

<sup>14</sup> Schweißtechnische Zentralanstalt Wien

<sup>15</sup> [http://www.boehler-uddeholm.com/german/26\\_DEU\\_HTML.php](http://www.boehler-uddeholm.com/german/26_DEU_HTML.php), 9.4.2009

<sup>16</sup> <http://de.wikipedia.org/wiki/B%C3%B6hler-Uddeholm>, 9.4.2009

<sup>17</sup> [http://www.boehler-welding.com/german/34\\_DEA\\_HTML.htm](http://www.boehler-welding.com/german/34_DEA_HTML.htm), 28.5.2009

(vormals k. k. priv. Innerberger Hauptgewerkschaft, gegründet 1625) erwerben. Während des 2. Weltkrieges wurde Böhler in die deutsche Rüstungsindustrie eingegliedert. Gleich nach dem 2. Weltkrieg wurde Böhler verstaatlicht, um zu verhindern dass der Betrieb als Reparationszahlung an die Alliierten geht. In den darauffolgenden Jahrzehnten schreibt das Unternehmen meist schwere Verluste. Unter Bruno Kreisky<sup>18</sup> wurden aus Böhler, Schöller Bleckmann, Voest und der Alpine Montangesellschaft die „Voest-Alpine AG“. Als die Talfahrt der Verstaatlichten nicht mehr zu stoppen war, wurde neuerlich umstrukturiert. Die Vereinigten Edelstahlwerke (VEW) entstanden. 1988 war die VEW in wirtschaftlicher Hinsicht am Boden und wurde aufgelöst. 1991 wurde die Uddeholm Gruppe erworben und mit Böhler zu Böhler-Uddeholm verschmolzen. Erst 1995 wird der Voest-Alpine Konzern aufgelöst und die Böhler-Uddeholm Gruppe wurde an die Börse gebracht. 2003 erfolgt dann die vollständige Privatisierung durch die Österreichische Industrieholding AG (ÖIAG). Es folgt ein steiler wirtschaftlicher Aufschwung. 2007 beginnt die Voestapline Aktien von Böhler-Uddeholm zu erwerben. Mitte des Jahres macht Sie ein offizielles Übernahmeangebot an alle Aktionären. 90,24% folgen diesem Angebot. Somit wurde Böhler-Uddeholm seit dem Frühjahr 2008 wieder ein Teil des Voestapline Konzern. Damit endet die Unabhängigkeit nach ca. 13 Jahren und Böhler-Uddeholm kehrt in die Familie von der Fa. Voest zurück. In den nachstehenden Tabellen ist die Geschichte von Böhler noch einmal tabellarisch aufgeschlüsselt.

Jahr		Beschreibung
1870		Die Brüder Albert und Emil Böhler unterzeichnen einen Vertrag mit k. k. privilegierten Gussfabrik von Freiherrn Mayr-Melnhof in Kapfenberg zum Vertrieb ihrer Stahlsorten. Die Fa. Gebrüder Böhler & Co wird gegründet.
1872		Verkauf der k.k. privilegierten Gussfabrik an die k.k. priv. Innerberger Hauptgewerkschaft
1875		Friedrich Böhler tritt in die Firma ein. Er ist der jüngste von 4 Brüdern.
1882		Verkauf der k.k. priv. Innerberger Hauptgewerkschaft an die neugegründete Österreichisch-Alpine Montangesellschaft (ÖAMG). Vertrieb bleibt weiterhin in Böhler Hand.
1882		Emil Böhler stirbt
1894		Böhler übernimmt die Österreichisch-Alpine Montangesellschaft in Kapfenberg
1899		Albert Böhler stirbt
1926		Produktion von blanken Schweißdrähten wird aufgenommen

Tabelle 3 Die Geschichte der Fa. Böhler; Teil 1

<sup>18</sup> österreichischer Bundeskanzler von 1970 bis 1983

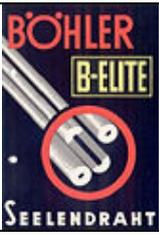
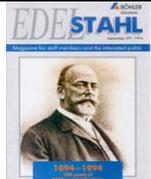
Jahr		Beschreibung
1927		Erfindung des Seelendrahtes durch Franz Leitner der Fa. Böhler AG <sup>19</sup>
1938-1945		Zusammenschluss mit anderen österreichischen Stahlherstellern und Eingliederung in die deutsche Rüstungsindustrie
1946		Böhler wird verstaatlicht
1973		Böhler, Voest, Alpine Montan und Schoeller-Bleckmann werden zur Voest-Alpine AG
1975		Böhler, Schoeller-Bleckmann und die steirische Gusstahlwerke AG werden zu Vereinigten Edelstahlwerke AG (VEW) zusammengefasst. Sie ist eine 100% Tochter der Voest-Alpine AG.
1988		Auflösung der VEW. Betriebe bleiben aber Teil von Voest-Alpine.
1990		Voest-Alpine kauft schwedische Uddeholm
1990		Böhler und Uddeholm werden vereinigt.
1991		Böhler-Uddeholm AG wird neu organisiert: Böhler Edelstahl GmbH & Co KG Böhler Schmiedetechnik GmbH Böhler Schweißtechnik GmbH Böhler Bleche GmbH Böhler Ybbstalwerke GmbH
1994		100 Jahre Böhler in Kapfenberg
1995		Böhler-Uddeholm wird aus der Voest-Alpine AG herausgelöst und geht an die Börse. Der Staatsanteil wird durch die ÖIAG auf 72,7% verringert.
1996		Staatsanteil sinkt auf 25% + 1 Aktie
2001		Gruppe um Rudolf Fries erwirbt 25,1% von Böhler-Uddeholm. Ihr Anteil sinkt bis 2007 auf 20,95%.
2003		Thyssen Schweißtechnik wird gekauft
2003		Privatisierung zu 100% abgeschlossen
2003		Böhler-Uddeholm übernimmt Sidenor (Edelstahlwerk in Brasilien)
2005		Übernahme von Buderus (Edelstahlwerke)

Tabelle 4 Die Geschichte der Fa. Böhler; Teil 2

<sup>19</sup> <http://de.wikipedia.org/wiki/F%C3%BClldraht>; 19.10.2008

Jahr		Beschreibung
2005		Übernahme von Avesta Welding AB (Schweden)
2007		Voestalpine kauft die Anteile von Rudolf Fries. Weiters kauft Sie die Aktien die sich im Streubesitz befinden auf.
2008		Voestalpine hält an Böhler-Uddeholm 90,24%
<b>Seit 23.6.2008 wird Böhler-Uddeholm nicht mehr an der Börse gehandelt.</b>		

Tabelle 5 Die Geschichte der Fa. Böhler; Teil 3

### 1.2.2 Steyr Spezialfahrzeug<sup>20 21 22</sup>

1830 gründete Leopold Werndl in Oberletten bei Steyr eine Gewehrfabrik. Sein Sohn Josef Werndl übernahm den Familienbetrieb und gründete 1869 die Österreichische Waffenfabrik-Gesellschaft (OEWG). Nach dem Tod von Josef Werndl wurde Otto Schönauer Direktor der OEWG. Zusammen mit Ferdinand Ritter von Mannlicher entwickelten sie ein neues Mehrladegewehr. Den sogenannten Mannlicher Schönauer. Er wurde zur Standardwaffe der k. u. k. Armee. Mit über 15000 Beschäftigten war die OEWG zeitweise die größte Waffenfabrik Europas. Schon 1919 produzierte dieses Unternehmen Fahrgestelle für Omnibusse. 1926 wurde die OEWG in Steyr-Werke AG unbenannt, welche 1934 mit der Austro-Daimler-Puchwerke AG zur Steyr-Daimler-Puch AG (SDP) verschmolzen.



- Österreichische Waffenfabrik
- Daimler Motoren-Gesellschaft
- Puch-Werke Graz

Abbildung 2 Logo der fusionierten 3 Firmen<sup>20</sup>

Während des 2. Weltkrieges wurde SDP in die Herman Göring Werke eingegliedert. In dieser Zeit wurden ausschließlich Rüstungsgüter für die deutsche Wehrmacht produziert. Nach Kriegsende wurden Güter für den Wiederaufbau benötigt. Deshalb begann Steyr-Daimler-Puch mit der Produktion von Traktoren und größeren Lastkraftwagen. Anfang der 80iger Jahre war Steyr-Daimler-Puch das drittgrößte Unternehmen Österreichs. 1987 kam es zur Auflösung des Unternehmens durch die Österreichische Industrieholding AG (ÖIAG).

1998 kam es zum Verkauf der Produktion der schweren Waffen (Steyr-Daimler-Puch Spezialfahrzeug GmbH) an eine österreichische Investorengruppe. Diese verkaufte 2003 das Unternehmen an den amerikanischen Rüstungskonzern General Dynamics. In diesem Konzern befindet sich die Rüstungsschmiede aus Simmering in der General Dynamics European Land Systems Tochter, mit Sitz in Wien. In dieser Tochtergesellschaft befinden sich noch die Schweizer MOWAG und die spanische Santa Barbara Sistemas. SSF produziert und entwickelt im Werk Wien-Simmering derzeit den Radpanzer Pandur I und II, den Kettenpanzer Ulan und den Geschützturm SP30.

<sup>20</sup> <http://www.steyr-ssf.com/>, 04.12.2009

<sup>21</sup> [http://de.wikipedia.org/wiki/Steyr-Daimler-Puch\\_Spezialfahrzeug](http://de.wikipedia.org/wiki/Steyr-Daimler-Puch_Spezialfahrzeug), 04.12.2009

<sup>22</sup> <http://www.steyr-mannlicher.com/menue-fusszeile/suche/>; 04.12.2009



Abbildung 3 Produkte der Firma SSF, (li) Schützenpanzer Ulan, (Mitte) Radpanzer Pandur, (re) Geschützturm SP 30<sup>20</sup>

In den nachfolgenden Tabellen ist die Geschichte von Steyr Spezialfahrzeug GmbH noch einmal tabellarisch dargestellt.

Jahr		Beschreibung
1830		Gründung einer Gewehrfabrik in Steyr durch Leopold Werndl
1855		Josef Werndl übernimmt den Familienbetrieb
1864		Josef Werndl gründet die Österreichische Waffenfabrik-Gesellschaft (OEWG), als ausgebildeter Waffenschmied.
1918		Beginn Automobilproduktion
1926		Änderung des Firmennamens in Steyr-Werke AG
1928		Fusion von Austro-Daimler, Österreichische Flugzeugfabrik (Oeffag) und Puch-Werke AG zu Austro-Daimler-Puchwerke AG.
1934		Fusion mit Austro-Daimler-Puchwerke zu Steyr-Daimler-Puch AG.
1938-1945		Während des 2. Weltkrieges wurde wieder auf Rüstungsgüter umgestellt. Die Firma wurde in die Hermann Göring Werke eingegliedert. Neue Werke entstanden. z.B. in Graz-Thondorf und St. Valentin. Vorwiegend wurde Waffen für die Infanterie produziert. z.B. Karabiners K98, Maschinengewehr MG 42 und Sturmgewehrs StG44.
nach 1945		Aufnahme der Produktion von Traktoren und Nutzfahrzeugen für den Wiederaufbau.

Tabelle 6 Geschichte der Fa. Steyr Spezial Fahrzeug, Teil 1

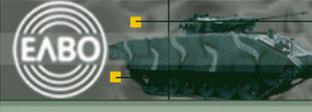
Jahr		Beschreibung
Mitte 1960		Produktion von PKW, LKW, Geländewagen, Traktoren, Wälzlager, Panzer, Jagdwaffen.
1980		Drittgrößtes Unternehmen Österreich mit 17000 Beschäftigten
1987		Beginn der Filetierung des Unternehmens.
1987		Verkauf des Werkes in Griechenland. Wird zu ELBO.
1987		Ausgliederung der Waffenproduktion in Steyr Mannlicher GmbH & Co KG
1987		Verkauf der Fahrradsparte an Bianchi.
1987		Verkauf der Wälzlagerproduktion an SKF
1989		LKW-Sparte wird an MAN AG verkauft
1990		Traktoren werden an Case verkauft.
1990		Busproduktion wird zu Volvo ausgegliedert
1998		Steyr-Daimler-Puch Spezialfahrzeug GmbH wird an eine österreichische Investorengruppe verkauft
2003		Investorengruppe verkauft SSF an General Dynamics

Tabelle 7 Geschichte der Fa. SSF, Teil 2

## 2 Vom Erz zum Stahlblech

In der Natur kommt Eisen nur in Form von Erzen vor. Das heißt man muss das Eisen vom Erz trennen. Eisenerz besteht aus der Gangart und Eisen-Sauerstoff-Verbindungen (Oxiden), bzw. kann auch als Karbonat (wie am steir. Erzberg) oder als Sulfid vorliegen. In Tabelle 8 sind einige Erze aufgelistet.

Erz	chemisch	Fe Anteil	andere Bezeichnung
Magneteisenstein	$\text{Fe}_3\text{O}_4$	50-70%	Magnetit
Roteisenstein	$\text{Fe}_2\text{O}_3$	30-55%	Hämatit
Brauneisenstein	$2\text{Fe}_2\text{O}_3+3\text{H}_2\text{O}$	25-45%	Limonit
Spateisenstein	$\text{FeCO}_3$	30-40%	Siderit
Magnetkies	$\text{FeS}$		Pyrrhotin
Pyrit	$\text{FeS}_2$		Eisen(II)disulfid

Tabelle 8 Einige Eisenerze und deren Eisen-Gehalte<sup>23 24</sup>

### 2.1 Eisengewinnung allgemein

- Trennen des Erzes von der Gangart<sup>25</sup>
- Überführen in eine chemische Verbindung, die zur Reduktion geeignet ist (z.B. Rösten)
- Reduktion und nachfolgende Raffination

Abbildung 4 zeigt einen Überblick über die Roheisengewinnung, welche in den Kapiteln 2.1.1 und 2.1.2 beschrieben wird.

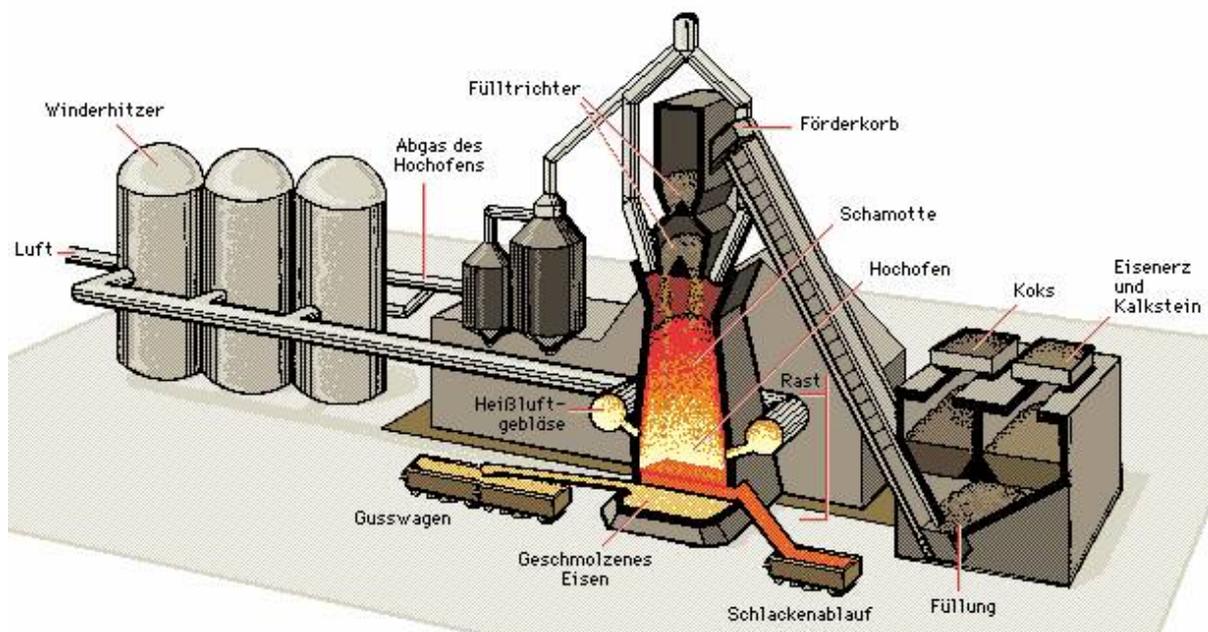


Abbildung 4 Aufbau einer Hochofenanlage<sup>26</sup>

<sup>23</sup> H. Cerjak: Skriptum Werkstoffkunde, 2000, Kapitel 11-2

<sup>24</sup> GUY, Albert G: Metallkunde für Ingenieure, 4. Auflage - Wiesbaden, Akademische Verlagsgesellschaft, 1983, S. 5-7

<sup>25</sup> Gangart: Begleitminerale die sich mit dem Erz bilden

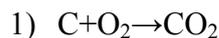
<sup>26</sup> <http://home.arcor.de/colossus1187/HP%202/AnhangHAB-Dateien/image002.jpg>, 27.5.2009

### 2.1.1 Kokerei

In der Kokerei wird aus Kohle mittels Trockendestillation (unter Luftabschluss), nach etwa 20 Stunden bei einer Temperatur von ca. 1000°C Koks produziert. Dies bedeutet, dass die flüchtigen Verbindungen in der Kohle freigesetzt werden. Durch dieses Entgasen entsteht poröser Koks, der nahezu aus 100% Kohlenstoff besteht. Anschließend wird der Koks gelöscht ( $C+H_2O \rightarrow CO+H_2$  (Koker Gas)) und gekühlt, da dieser ansonst mit dem Luftsauerstoff sofort verbrennen würde. Es gibt 2 Arten der Kühlung, die Nass- und die Trockenkühlung.

### 2.1.2 Hochofen

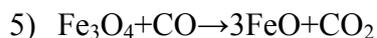
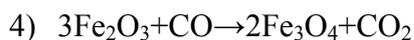
Im Hochofen (Abbildung 5) wird das Erz reduziert. Als Reduktionsmittel fungieren hier Kohlenstoff, Kohlenmonoxid oder Wasserstoff. Die Beschickung eines Hochofens erfolgt von der Gichtbühne aus, mittels des sogenannten Gichtwagens. Im Gichtwagen sind Koks, Erz und Zuschläge<sup>27</sup> (Quarzsand oder Kalkstein, je nachdem, ob es sich um basische oder saure Erze handelt) vermischt. Der Koks fungiert in erster Linie als Brennstoff und Reduktionsmittel. Der Hochofen wird also im Gegenstromprinzip betrieben. Die Luft wird im Winderhitzer auf ca. 1000°C vorgewärmt und anschließend über den Windformer (Ringleitung mit Düsen) in den Hochofen eingeblasen. Durch diese Methode kommt es in der Flammzone (Schmelzzone) zu Temperaturen von ca. 2300°C. Weiters wird noch reiner Sauerstoff eingebracht. Dabei verbrennt der Koks mit Sauerstoff zu Kohlendioxid.



Weiters reagiert Koks mit  $CO_2$  zu  $CO$  (Kohlenmonoxid, das als Reduktionsmittel dient)



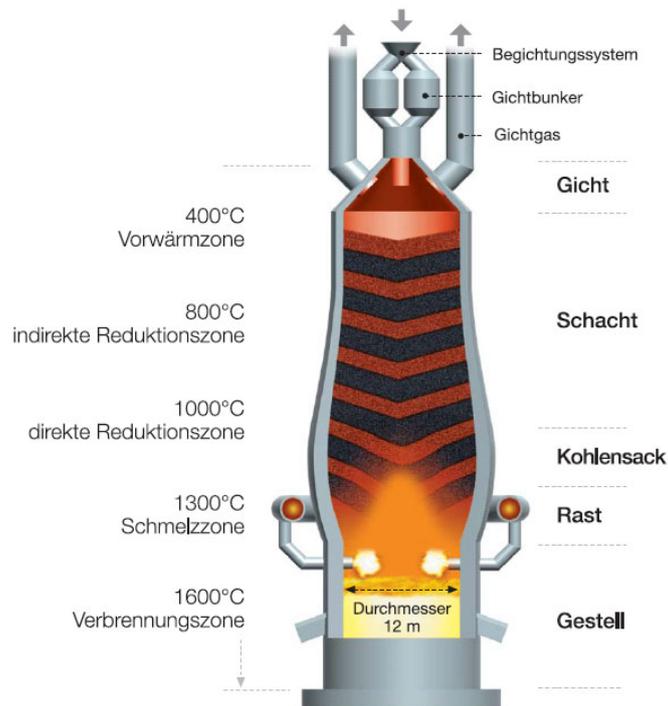
Durch diese endotherme Reaktion kommt es zur Abkühlung in der darüber liegenden Schicht (Rast). Dort beträgt die Temperatur nur mehr ca. 1600°C. Das heiße Gichtgas steigt im Hochofen nach oben und erhitzt die eingesetzten Erze und Zuschläge sowie den Koks bis zur Gicht. Dadurch kommt es in den oberen Bereichen zu folgenden Reduktionsreaktionen des Eisenerzes.



Entsteht bei der Reduktion  $CO$  spricht man von direkter Reduktion, wenn hingegen  $CO_2$  entsteht, spricht man von indirekter Reduktion. Betrachtet man die Reaktionsgleichungen 1 bis 6, so erkennt man, dass nur Gleichung 2 die Bedingung der direkten Reduktion erfüllt. Mit Gleichung 6 und 2 erreicht man die zweistufige direkte Reduktion. Im kalten oberen Teil des Schachtes erfolgt keine Reduktion mehr, es wird lediglich die Beschickung vorgewärmt. Das durch die Reduktionsstufen in den verschiedenen Abschnitten des Hochofens gewonnene Roheisen und Schlacke, werden im unteren Teil des Hochofens, dem sogenannten Gestell, gesammelt. Hier schwimmt die leichtere Schlacke auf dem Roheisen, welche auch vor Oxidation schützt. Alle paar Stunden erfolgt ein Abstich. Dabei wird das Roheisen über ein Stichloch abgelassen. Pro Abstich entstehen bei einem Hochofen, welcher einen Durchmesser

<sup>27</sup> ein Gemisch aus Erz und Zuschlägen heißt Möller

von ca. 12m am Gestell aufweist, eine Roheisenmenge von 550 bis 600 Tonnen<sup>28</sup>. Als Abfallprodukte entstehen Schlacke und Gichtgas.



**Abbildung 5** Schematischer Aufbau eines Hochofens<sup>29</sup>

Das über den Hochofenprozess gewonnene Roheisen hat einen Kohlenstoffgehalt von 3-4% und verschiedene Begleitelemente wie P, S, Mn, Si, O. Dadurch hat Roheisen noch keine brauchbaren Eigenschaften, da es sehr spröde ist. Um dieses Produkt industriell einsetzen zu können muss es veredelt werden. Dies geschieht bei der Stahlherstellung.

## 2.2 Stahlherstellung

Um die unerwünschten Begleitelemente zu verringern, muss man das Roheisen einem Raffinationsprozess unterziehen. Der Vorgang des Verbrennens, bei dem Kohlenstoff und die anderen Begleitelemente verringert werden, nennt man Frischen. Frischen ist ein Oxidationsvorgang. Zum Frischen werden feste (Erze,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) und/oder gasförmige (Luft, Sauerstoff) Stoffe verwendet.

Silizium, Phosphor und Mangan lösen sich im Eisen. Damit diese Elemente aber verschlacken wird Kalziumoxid beigemischt. Wenn das Frischen abgeschlossen ist, werden der Schmelze die gewünschten Legierungselemente beigemischt. Um den restlichen Sauerstoff zu entfernen, muss nach dem Frischen desoxidiert werden, da Sauerstoff schädliche oxidische Einschlüsse erzeugt. Als Desoxidationsmittel fungieren Mangan, Aluminium oder Silizium. Im letzten Schritt erfolgt die Entschwefelung mit Hilfe von Mg- oder Ca-Karbid ( $\text{MgS}$  und  $\text{CaS}$  Bildung). Das gebildete CO und der atomar gelöste Wasserstoff werden durch Entgasen unter geringen Druck (Vakuum) entfernt.

<sup>28</sup> VDE Bezirksverein Kassel: Bericht-Exkursion zur Salzgitter GmbH in Salzgitter, Bericht 06.09.2005.pdf; S. 8

<sup>29</sup> [http://www.boehmshome.de/job\\_roheisen.html](http://www.boehmshome.de/job_roheisen.html), 27.5.2009

## 2.2.1 Raffinationsprozesse

- Windfrischverfahren (Thomas, Bessemer)
- Siemens-Martin-Verfahren
- Sauerstoffaufblas-Verfahren
- Elektrolichtbogen-Verfahren

Das Thomas-, Bessemer- und das Siemens-Martin-Verfahren haben ihre Bedeutung verloren. Heute wird nahezu 100% des Stahles mit dem Sauerstoffaufblas- oder dem Elektrolichtbogen-Verfahren gewonnen. Nachfolgend werden alle Verfahren kurz beschrieben.

### a) Windfrischverfahren

Dabei wird das Roheisen in einen birnenförmigen Konverter (Abbildung 6) gegossen. Der Wind (kalte Luft) wird durch eine große Anzahl von Kanälen im Boden in das Roheisen geblasen. Dadurch werden die Beimengungen des Roheisens einschließlich des Kohlenstoffes verbrannt (oxidiert). Die Reaktionswärme ist dabei so groß, dass diese die Kühlung durch die Druckluft übertrifft. Nach ca. 20 Minuten ist dieser Prozess abgeschlossen, erkennbar an der Farbe der Flamme die oben aus dem Konverter schlägt.

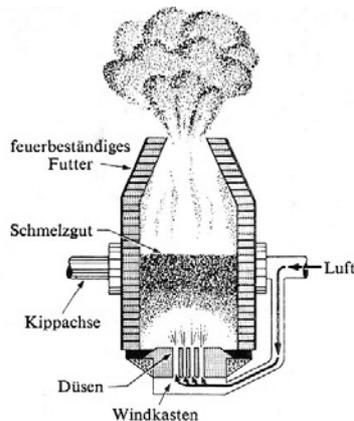


Abbildung 6 Windfrischverfahren<sup>30</sup>

Beim Windfrischen unterscheidet man 2 Verfahren:

1. Bessemer Verfahren (für phosphorarmes und schwefelarmes Roheisen) oder saures Windfrischen. Wurde 1855 durch Henry Bessemer (Abbildung 7a) entwickelt.
2. Thomas Verfahren (für phosphorreiches Roheisen) oder basisches Windfrischen. Entwickelt wurde dieses Verfahren 1876/77 durch Percy Gilchrist und seinem Sohn Sidney Gilchrist Thomas (Abbildung 7b).



Abbildung 7 a) Henry Bessemer (1813-1898)<sup>31</sup> b) Sidney Gilchrist Thomas (1850-1885)<sup>32</sup>

<sup>30</sup> Albert G. Guy; Metallkunde für Ingenieure; 1983, S. 11 (Bethlehem Steel Comp.)

<sup>31</sup> [http://de.wikipedia.org/wiki/Henry\\_Bessemer](http://de.wikipedia.org/wiki/Henry_Bessemer); 04.12.2009

<sup>32</sup> [http://de.wikipedia.org/wiki/Sidney\\_Thomas](http://de.wikipedia.org/wiki/Sidney_Thomas); 04.12.2009

Die Verfahren unterscheiden sich lediglich von der inneren Auskleidung der Konverter (Futter). Das Futter in der Bessemerbirne besteht aus kieselsäurehaltigen Stoffen (Quarze oder Sandstein), das der Thomas-Birne aus basischen Stoffen (Kalk oder Dolomit). Bei beiden Verfahren werden zuerst Silizium und Mangan und erst dann Kohlenstoff oxidiert. Beim Thomasverfahren werden noch die schädlichen Beimengungen an Phosphor und Schwefel entfernt. Anschließend werden dem Stahl wieder Legierungen (Ferromangan, Spiegeleisen) beigemengt, um wieder den gewünschten Kohlenstoffgehalt zu bekommen (aufkohlen). Thomas- und Bessemerstähle haben die größten Gehalte an Stickstoff aller Stahlsorten, da zum Frischen Luft (N-Gehalt von ~78%) verwendet wird. Schon geringe Anteile an Stickstoff (>0,01%) und Phosphor (0,08%) verspröden den Stahl. Aus diesem Grund wurde die Stahlproduktion durch Windfrischen am Anfang der achtziger Jahre eingestellt.

## b ) Siemens-Martin-Verfahren

Dieses auch als Herdfrischen bekannte Verfahren wurde von Friedrich Siemens (1860) erfunden und durch Pierre-Emile-Martin (1865) zur Stahlherstellung erstmals eingesetzt (Abbildung 8a und b).

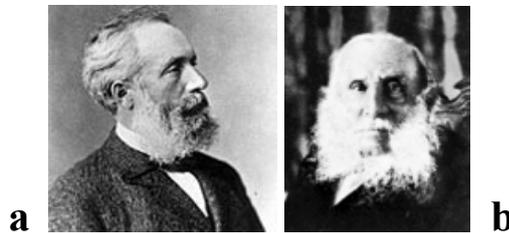


Abbildung 8 a) Friedrich Siemens (1826-1904)<sup>33</sup> b) Pierre Emile Martin (1824-1915)<sup>34</sup>

Der Siemens-Martin-Ofen (Abbildung 9) besteht aus einem Oberofen, der den Schmelzraum überspannt, und dem Unterofen. In Letzterem sind die Wärmespeicher für die Gas- und Luftvorwärmung untergebracht. Im Oberofen befinden sich die Brenner, welche mit Öl oder Gas befeuert werden. Diese Brenner heizen den Schmelzraum auf ca. 1700 bis 1800°C. Die heißen Verbrennungsgase werden zu den Wärmetauschern (Wärmespeichern) geleitet und von Zeit zu Zeit wird die Strömungsrichtung umgekehrt, damit wird die Frischluft durch die Wärmespeicher aufgeheizt. Die Reduktion des Kohlenstoffes (Frischen) erfolgt durch den Sauerstoffüberschuss im Verbrennungsgas. Mit diesem Verfahren war es möglich, geringe Gehalte an Phosphor (0,02%), Schwefel (0,03%) sowie Stickstoff zu erreichen. Weiters konnten die gewünschten Legierungselemente über die Zugabe von Schrott (50%) einfach aufgenommen werden, da das Schmelzbad von außen beheizt wurde (kann nicht einfrieren). Da die Frischzeiten aber ziemlich lange waren, wurde dieses Verfahren unwirtschaftlich. 1993 wurde in Brandenburg der letzte Siemens-Martin-Ofen in Deutschland und Westeuropa stillgelegt.

<sup>33</sup> [http://de.wikipedia.org/wiki/Friedrich\\_Siemens](http://de.wikipedia.org/wiki/Friedrich_Siemens); 04.12.2009

<sup>34</sup> [http://de.wikipedia.org/wiki/Pierre-%C3%89mile\\_Martin](http://de.wikipedia.org/wiki/Pierre-%C3%89mile_Martin); 04.12.2009

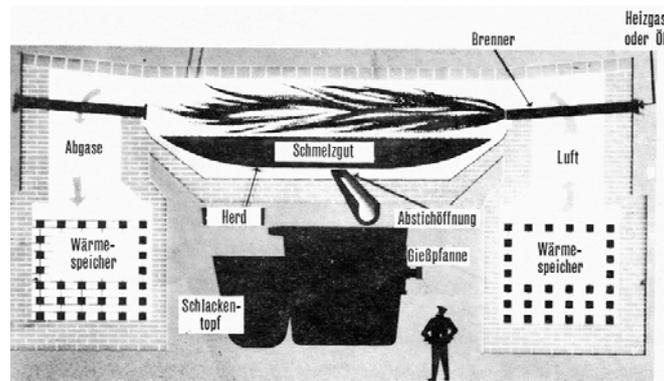


Abbildung 9 Aufbau eines Siemens Martin Ofen<sup>35</sup>

### c) Sauerstoffaufblas-Verfahren

Das Sauerstoffaufblas-Verfahren wurde 1949 von den Vereinigten Österreichischen Stahlwerken (VOEST) in Linz und Donawitz, durch die Herrn Theodor Eduard Suess und Otwin Cuscoleca entwickelt. Deshalb wird es auch als LD-Verfahren (Linz-Donawitz) bezeichnet. Dieses neue Verfahren zur Stahlherstellung löste die alten Siemens-Martin- und Windfrisch-Anlagen ab. Derzeit werden je nach Literatur ca. 60 bis 85% der weltweiten Stahlproduktion durch dieses Verfahren hergestellt.

Das LD-Verfahren (Abbildung 10) besteht aus einem Konverter (LD-Konverter), welcher mit flüssigem Roheisen, Kühlmittel (Schrott ca. 20% oder Eisenschwamm) und Kalk (Schlacke) befüllt ist. Durch eine ausfahrbare wassergekühlte Sauerstofflanze wird Sauerstoff auf die Eisenschmelze von oben aufgeblasen.

Durch den Gasstrahl der Sauerstoff-Lanze kommt es bei der Reaktion des Sauerstoffes zu einer starken Verwirbelung des Schmelzbades. Durch diese Vermischung werden die Reaktionsabläufe erheblich beschleunigt (Begleitelemente werden als Oxide in die Schlacke übergeführt). Die Frischzeit beträgt ca. 20-30 Minuten. Mit diesem Verfahren lassen sich Stähle mit sehr geringem Stickstoffgehalt<sup>36</sup> herstellen. Am Ende des Frischvorganges werden wieder die gewünschten Legierungselemente zugesetzt. Bei einer Temperatur des Stahlbades von ca. 1600°C wird der Stahl abgestochen. Die Schlacke wird über den Konverterrand abgegossen. Nach diesem Prozess wird der Stahl der Sekundärmetallurgie zugeführt (Kapitel 2.2.2, Seite 19).

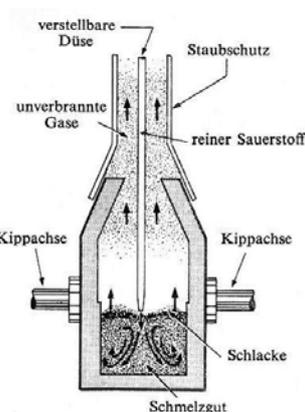


Abbildung 10 LD-Konverter<sup>37</sup>

<sup>35</sup> Albert G. Guy; Metallkunde für Ingenieure; 1983, S. 8

<sup>36</sup> Albert G. Guy; Metallkunde für Ingenieure; 1983, S. 12

<sup>37</sup> Albert G. Guy; Metallkunde für Ingenieure; 1983, S. 11 (Bethlehem Steel Comp.)

## d ) Elektrolichtbogen Verfahren

Bei diesem Verfahren wird die zum Schmelzen erforderliche Wärme durch einen Lichtbogen oder durch Induktion (elektrische Energie) erzeugt. Der Ofen wird mit Schrott, Eisenschwamm, Roheisen und Kalk (Schlackenbildung und Reduktionsmittel) beschickt. Von oben ragen Graphitelektroden in den Ofen. Zwischen Schmelzbad und Elektrode brennt ein Lichtbogen. Dadurch entstehen Temperaturen von bis zu 3500°C. Mit diesem Verfahren werden Edelstähle erschmolzen (mit geringen Phosphor- und Schwefel-Anteil). Mit diesem Verfahren können alle Stahlsorten hergestellt werden.

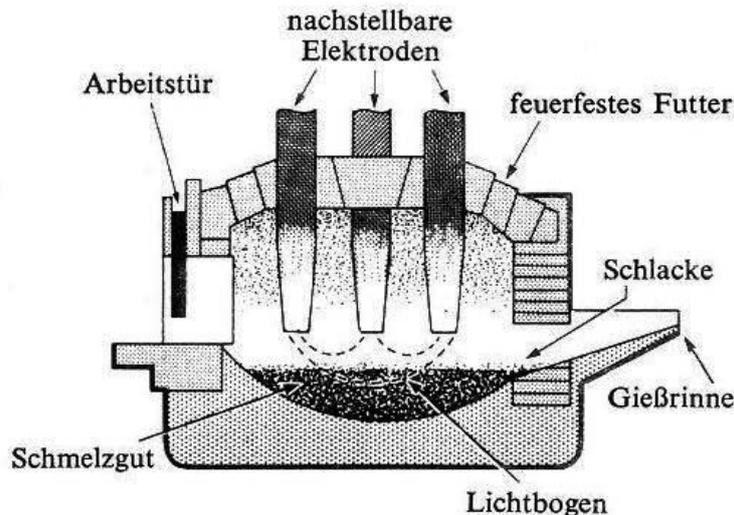


Abbildung 11 Elektrolichtbogen-Verfahren<sup>38</sup>

### 2.2.2 Sekundärmetallurgie

Unter Sekundärmetallurgie versteht man das Nachbehandeln des Stahles nach dem Frischen. Früher war der Stahl nach dem Frischen gebrauchsfertig. Um heutzutage Stähle mit höchster Qualität herstellen zu können, muss man den Stahl nach dem Frischen nachbehandeln.

z.B.: So muss bei Edelstahl der Schwefel- und Phosphorgehalt  $<0,025\%$  betragen, bei Qualitätsstahl  $0,045\%$  und bei Grundstahl  $0,05\%$ .

Es gibt folgende Verfahren der Sekundärmetallurgie

- **Pfannenofen**  
 Mittels einem Lichtbogen wird die gewünschte Temperatur eingestellt ( $\pm 3^\circ\text{C}$ ); Ferrolegierungen (FeMn, FeCr,...) zugesetzt; homogenisieren der Schmelze durch Pfannenspülen mit Argon.
- **Vakuumofen**  
 In der Schmelze sind viele Gase gelöst, die den Stahl in der weiteren Verarbeitung negativ beeinflussen. Um diese zu entfernen, wird eine Nachbehandlung unter Vakuum durchgeführt (Entgasen). Mittels einer Vakuumpumpe wird ein Tiefvakuum (ca. 5mbar) erzeugt. Bei diesem Druck entgast der Wasserstoff. Ansonsten würde der Wasserstoff den Stahl brüchig machen (Wasserstoffversprödung). Mit diesem Verfahren kann man natürlich auch den Kohlenstoffgehalt weiter senken, um den Stahl tiefziehtauglich zu machen.

<sup>38</sup> Albert G. Guy; Metallkunde für Ingenieure; 1983, S. 11 (Bethlehem Steel Comp.)

## 2.2.3 Vergießen des Stahles <sup>39 40 41</sup>

Um den gewonnenen Stahl weiterverarbeiten zu können, muss dieser zuerst in einen festen Zustand übergeführt werden. Dies geschieht entweder durch die Blockgusstechnik oder die Stranggusstechnik. Die Stranggusstechnik hat den Vorteil, dass der Stahl kontinuierlich vergossen werden kann.

### 2.2.3.1 Blockguss

Beim Blockgießen wird die Schmelze in eine stehende Form (Kokille) gegossen und erstarrt darin. Dieses Verfahren stellt ein diskontinuierliches Urformverfahren dar. Je nach dem Zuführsystem unterscheidet man zwischen fallendem Guss, steigendem Guss oder Gespannguss. Nach dem Erstarren wird das erstarrte Material aus der Kokille herausgezogen. Blockgießen wird heute meist durch Stranggussanlagen ersetzt, da diese eine verbesserte Wirtschaftlichkeit aufweisen.

### 2.2.3.2 Strangguss

Der flüssige Stahl gelangt über eine Pfanne zum Verteiler (Abbildung 12). Hier fließt der flüssige Stahl über das Schattenrohr in den Gießverteiler. Um Reoxidation mit der Luft zu vermeiden wird Schlacke über den Stahl gegeben. Dies hat weiter den Vorteil, dass die Schlacke aufsteigende Verunreinigungen bindet. Der Gießverteiler dient als Puffergefäß, während des Wiederbefüllens der Pfanne. Vom Gießverteiler (Tundish), fließt der Stahl über ein Tauchrohr in die wassergekühlte Kupferkokille. Den Gießbeginn leitet ein Kaltstrang ein, d.h. das Ende der Kokille bleibt solange verschlossen bis sich eine Strangschale um den flüssigen Stahl gebildet hat. Während des Gießens führt die Kokille oszillierende Hubbewegungen durch, um das Anhaften (Anbacken) des Stahles zu verhindern. Beim Verlassen der Kokille hat der Strang gerade eine Schale von wenigen Zentimetern. Führungsrollen stützen und transportieren den Strang weiter. Die Kühlung in dieser Zone erfolgt durch Luft-/Wasserbesprühung (Sekundärkühlung). Weiters wird der Strang in diesem Abschnitt vom Lotrechten ins Waagrechte umgelenkt, wo er zur Gänze erstarrt. Solche Anlagen nennt man Bogenanlagen. Sie haben den Vorteil gegenüber Senkrechthanlagen, dass sie eine geringere Bauhöhe haben. Am Ende des Gussprozesses befindet sich die Brennscheidanlage. Hier wird der Strang in Brammen geschnitten.

Bauarten von Gießanlage

-  Kreisbogenanlagen
-  Senkrechthanlagen
-  Horizontal-Stranggießanlagen

Im Strangguss kann nur beruhigter Stahl vergossen werden, da bei unberuhigtem Stahl eine hohe Porigkeit durch die CO-Blasen herrscht.

<sup>39</sup> Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 1988, S. 145ff

<sup>40</sup> [http://www.boehmshome.de/job\\_stahl.html](http://www.boehmshome.de/job_stahl.html); 04.12.2009

<sup>41</sup> H. Cerjak: Skriptum Werkstoffkunde; Graz; 2000; Kapitel 11 Seite 7ff

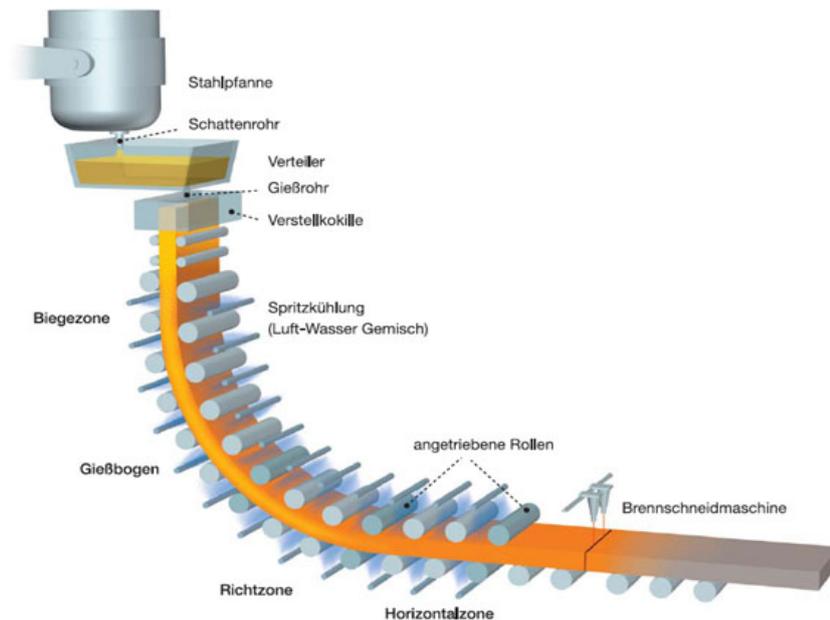


Abbildung 12 Aufbau einer Stranggussanlage<sup>42</sup>

### 2.2.3.3 Erstarren des Stahles

Je nach Grad der Desoxidation unterscheidet man unberuhigt, halb beruhigt und beruhigt vergossenen Stahl (Abbildung 13). Dieses Verhalten beschreibt das Verhalten des Stahles beim Erstarren.

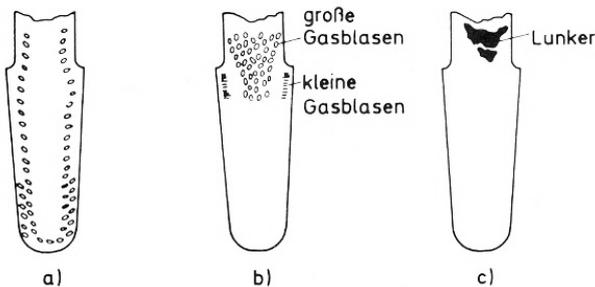


Abbildung 13 Stahlgussblöcke a) unberuhigter Stahl, b) halbberuhigter Stahl, c) beruhigter Stahl<sup>43</sup>

#### a. Unberuhigt vergossener Stahl

Beim Vergießen hat der flüssige Stahl noch reaktionsfähigen Sauerstoff. Hierbei wird lediglich Mangan zugegeben. Durch Mangan wird Schwefel und Sauerstoff in Mangan(II)-sulfid ( $MnS$ ) und Mangan(II)-oxid ( $MnO$ <sup>44</sup>) übergeführt. Beim Gießen wird das Gleichgewicht zwischen Kohlenstoff und  $FeO$  gestört.  $FeO$  reagiert mit dem Kohlenstoff zu  $CO$  und führt zu einer unerwünschten Badunruhe. Man spricht vom „KOCHEN“ des Stahles. Das  $CO$  steigt auf und reißt andere gelöste Gase ( $N_2$ ,  $H_2$ ) mit. Im Blockinneren sammeln sich Verbindungen von Phosphor, Schwefel und Kohlenstoff an (Blockseigerungen), weil diese langsamer diffundieren. Die Randzone erstarrt hingegen rein, und wird deshalb als Speckschicht bezeichnet.

Vorteil: Wegfall der Desoxidationsmittel, keine Lunker, reine einschlussfreie Randzone, gute Oberflächengüte.

<sup>42</sup> [http://www.boehmshome.de/job\\_roeisen.html](http://www.boehmshome.de/job_roeisen.html); 04.12.2009

<sup>43</sup> Albert G. Guy; Metallkunde für Ingenieure; 1983, S. 13, (Bethlehem Steel Comp.)

<sup>44</sup>  $MnO$ ...Manganosit; <http://tw.strahlen.org/typloc/manganosit.html>; 30.6.2009

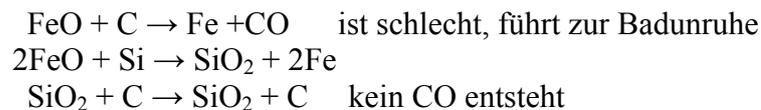
## b. Halbberuhigt vergossener Stahl

Halbberuhigte Stähle haben weniger Gasblasen. Beim Gießen gibt es 2 Möglichkeiten:

1. zuerst unberuhigt vergießen und anschließend das Ausscheiden von CO chemisch oder mechanisch unterbinden.
2. beruhigen beim Abstechen am Hochofen, aber nur soweit, dass beim Erstarren die Gasbildung nur leicht einsetzt. Dies ist die gängigste Art Stahl abzugießen, aber der Nachteil ist die geringere Tieftemperaturzähigkeit.

## c) Beruhigt vergossener Stahl

Durch Zugabe von Si, Mn, Al wird der Sauerstoff nicht als FeO sondern als SiO<sub>2</sub> gebunden. Dieses Oxid kann nicht mehr vom Kohlenstoff reduziert werden.



Wie aus den chem. Reaktionsgleichungen ersichtlich ist, entsteht bei beruhigten Stählen kein CO, dadurch kommt es zu keiner Badbewegung. Es kommt zu keinem Kochen und der Stahl erstarrt beruhigt. Der Stahl hat an jeder Stelle die gleiche Zusammensetzung. Das Verfahren ist teuer, deshalb wird es nur für Stähle mit höherer Qualität verwendet. Bei Stranggussanlagen muss der Stahl beruhigt sein. Dadurch sind die Seigerungen im Block gleichmäßig verteilt.

## 2.3 Herstellung von Grobblechen

Die Fertigproduktion des Stahles zu Grobblechen (Dicke=5-130mm<sup>45</sup>) erfolgt durch Walzen, z.B. durch ein Quartowalzwerk, wie in Abbildung 14a und b dargestellt. Das Quartowalzwerk besteht aus 4 übereinander angeordneten Walzen, den sogenannten Stützwalzen und den Arbeitswalzen. Eine zweite Variante ist das Duo-Walzwerk. Wie schon der Name sagt, besteht dieses Werk nur aus den Arbeitswalzen. Da beim Quartowalzwerk die Arbeitswalzen durch die Stützwalzen gestützt werden, biegen sich erstere kaum durch. Dadurch ist es möglich, Grobbleche mit hoher Genauigkeit herstellen zu können. Vor dem Walzen werden die Brammen (Rohlinge) auf ca. 1200°C erhitzt. Anschließend werden diese in mehren Stichen (Vor- und Zurückbewegungen) auf die gewünschte Dicke gewalzt.

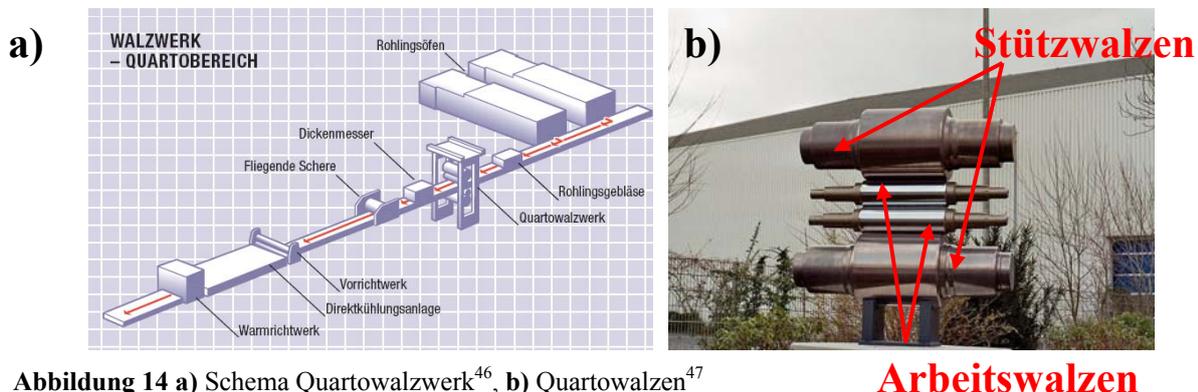


Abbildung 14 a) Schema Quartowalzwerk<sup>46</sup>, b) Quartowalzen<sup>47</sup>

45

[http://www.voestalpine.com/etc/picprod/heavy\\_plates/grobbblech/de.PICPARSYSContentVorteile.0802.File.tmp/1.Allgemeines.pdf](http://www.voestalpine.com/etc/picprod/heavy_plates/grobbblech/de.PICPARSYSContentVorteile.0802.File.tmp/1.Allgemeines.pdf); 30.6.2009

<sup>46</sup> SSAB Oxelösund; Plate 1.04; SSAB, S. 18

<sup>47</sup> [http://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Bild:Walzenpaar01.jpg&filetimestamp=20070317194926](http://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Bild:Walzenpaar01.jpg&filetimestamp=20070317194926;); 04.12.2009

### 2.3.1 Verfahren zur Grobblechherstellung

Hierbei werden folgende Verfahren unterschieden, welche in Abbildung 15 übersichtlich dargestellt sind:

1. konventionelles Normalwalzen (Kurve A)
2. normalisierendes Walzen (Kurve A, B, C)
3. temperaturgeregeltes Walzen (Kurve D bis G)

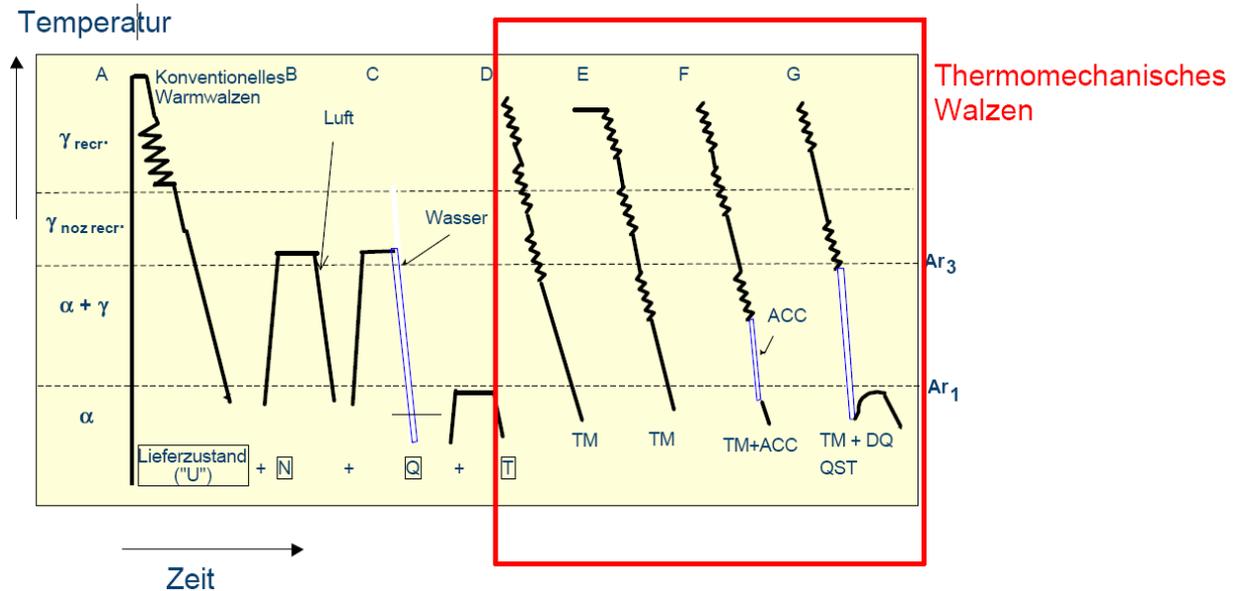


Abbildung 15 Mögliche Verfahren zur Grobblechherstellung<sup>48</sup>

#### 1. Konventionelles Normalwalzen

Beim Normalwalzen (Abbildung 15A) soll die gewünschte Dicke in so wenigen Walzstichen wie nötig erreicht werden. Dabei entsteht ein grobes Ferrit/Perlit Gefüge. Um die gewünschten Eigenschaften zu erreichen, muss nach dem Walzen das Grobblech wärmebehandelt werden. Dies erfolgt durch Normalglühen oder durch Vergüten. Dadurch erreicht man ein feinkörniges und zähes Gefüge. Beim Vergüten erreicht man diese hohen Festigkeiten durch die Gefügemwandlung in Martensit und Bainit. Die Feinkörnigkeit ist Träger der Zähigkeit.

#### 2. Normalisierendes Walzen

Hier wird im Bereich der Normalglühtemperatur (20-50°C oberhalb der  $A_{c3}$  oder  $A_{c1}$  Linie) gewalzt (Abbildung 15B). Der Walzprozess wird so gesteuert, dass bei der vollständigen Rekristallisation feinkörniger Austenit entsteht. Die Abkühlung erfolgt an der Luft. Die Gefügestruktur ist gleich dem beim Normalgeglühten Zustand. Üblich ist ein Ferrit/Perlit Gefüge.

#### 3. Temperaturgeregeltes Walzen (thermomechanisches Walzen)

Beim Thermomechanischen (TM) Walzen wird sowohl die Umformung als auch die Temperaturführung geregelt, um neben den gewünschten Abmessungen auch die vorgegebene Festigkeit und Zähigkeit zu erzielen (Abbildung 15D bis G). Hier erfolgt das Fertigwalzen im nichtrekristallisierenden Austenitgebiet. Nach dem Fertigwalzen werden im Grobblech durch

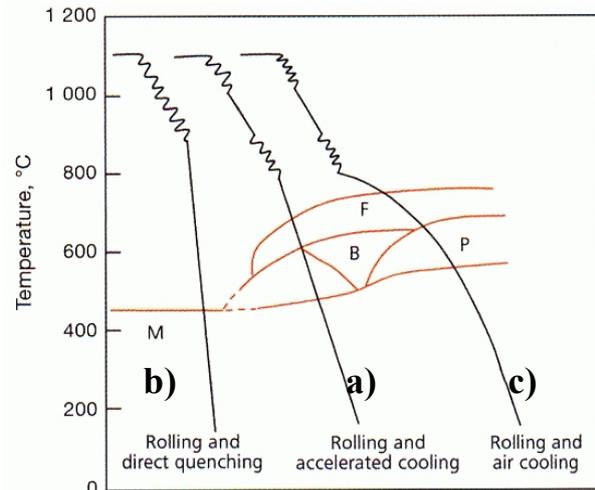
<sup>48</sup> CD, Hochfester Stahl im Stahl- und Maschinenbau; Neues aus Forschung und Anwendung, 13. Dezember 2006, Dillingen, S. 24

Wasserkühlung die gewünschten mechanischen Eigenschaften und ein feines Korn eingestellt. Noch zu erwähnen ist ein spezieller Kühlmodus. Nämlich der TM-DQ-ST (Self Tempering) Modus.

Wie in Abbildung 16 ersichtlich, gibt es mehrere Möglichkeiten bei der Kühlung.

Man unterscheidet:

- a) beschleunigte Kühlung (Accelerated Cooling, ACC)
- b) Direkthärten aus der Walzhitze (Direct Quenching, DQ)
- c) Luftkühlung (Air cooling, AC)



**Abbildung 16** Verschiedene Abkühlmodi beim TM-Walzen<sup>49</sup>

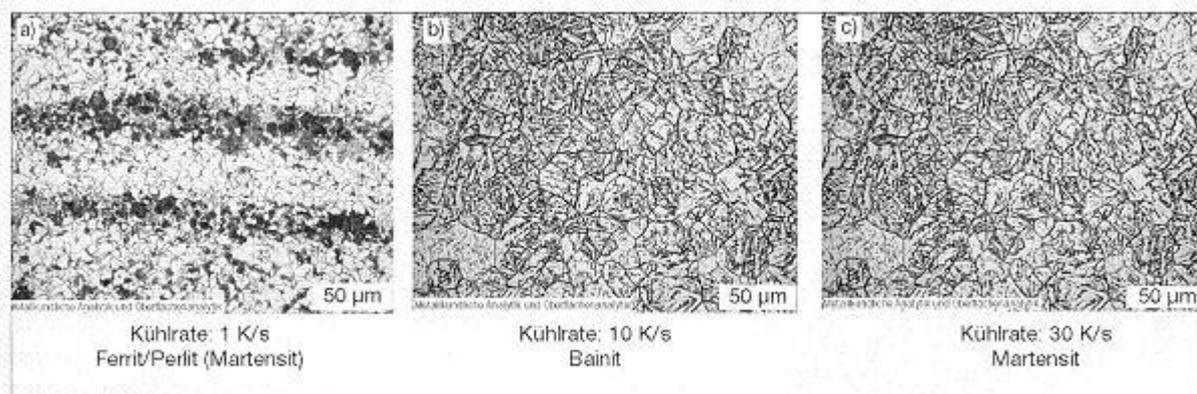
#### a) Beschleunigtes Kühlen (ACC)

Hier startet die Wasserkühlung bei einer Temperatur von ca. 800°C und endet zwischen 500 und 600°C. Dadurch erreicht man eine Verfeinerung des Kornes. Die Gefügestruktur besteht meist aus feinkörnigen Ferrit/Perlit, Ferrit/Bainit oder aus reinem Bainit. Ob reiner Bainit oder Ferrit/Bainit vorliegt, hängt von der Kühlrate ab.

#### b) Direkthärten (DQ)

Hier liegt die Kühl-Starttemperatur bei 900°C und die -Stopptemperatur bei 250°C. Weiters versucht man bei der Direkthärtung so schnell als möglich abzukühlen. Das Gefüge besteht bei direkt gehärteten Stählen je nach Abkühlungsrate aus Bainit oder Martensit.

Der Haupteinflussfaktor auf die Ferrit-, Bainit- oder Martensitbildung ist die Kühlrate, die in Kelvin/Sekunde [K/s] angegeben wird. Dies bedeutet, wie lange das Blech in der aktiven Kühlzone verbleiben muss, um eine gewünschte Temperaturdifferenz zu erreichen. Durch steigende Kühlraten wird ein feineres Gefüge erreicht. Als Beispiel sei ein abriebfester Stahl gezeigt, welcher direkt gehärtet wurde (Abbildung 17).



**Abbildung 17** Verschiedene Abkühlraten eines Stahles (0,15%C, 1,4%Mn, 0,04Nb)<sup>49</sup>

<sup>49</sup> Dirk Schmidt, Roman Dehmel und Gerhard Horn: Kühltechnologien für hochfeste Bleche, Zeitschrift Stahl und Eisen, Düsseldorf, Verlag Stahleisen GmbH, 8/2008, S. 26 und 27

### 2.3.2 Festigkeitssteigernde Faktoren

Alle festigkeitssteigernden Maßnahmen beruhen darauf, die Versetzungsbewegungen zu behindern oder zu blockieren. Die Hindernisse lassen sich nach ihrer Abmessung (Dimension) einteilen (Tabelle 9).

Dimension	härtendes Hindernis	Härtemechanismus
0	Legierungsatome, Punktfehler	Legierungs-, Bestrahlungs-, Mischkristallhärtung
1	Versetzungen	Kaltverfestigung, Versetzungshärtung
2	Korn- und Phasengrenzen, Antiphasengrenzen	Feinkornhärtung, Korngrenzenhärtung
3	Cluster, Poren, Teilchen, Phasen	Ausscheidungshärten, Dispersionshärtung, Duplexgefüge
	grobe Zwei- oder Mehrphasigkeit	Verbundwerkstoffhärtung

Tabelle 9 Grundmechanismen zur Steigerung der Festigkeit<sup>50 51 52</sup>

#### Kaltverfestigung (Versetzungshärten) V

Verformung führt zur Erhöhung der Versetzungsdichte und somit zu einer Erschwerung der darauf folgenden Versetzungsbewegung. Durch die Kaltverfestigung kommt es zu einer Erhöhung der Festigkeit (Formel 1), aber im Gegenzug wird die Zähigkeit verringert. In Abbildung 18 finden sich Zahlenwerte für das  $\alpha$ -Eisen.

$$\Delta\sigma_v = \beta \times G \times b \times \sqrt{\rho}$$

$\Delta\sigma_v$ .....Erhöhung der Fließgrenze (Streckgrenze)

$\beta$ .....Konstante

$G$ .....Schubmodul

$b$ .....Burgers-Vektor

$\rho$ .....Versetzungsdichte

Formel 1 Spannungserhöhung durch Kaltverfestigung<sup>53</sup>

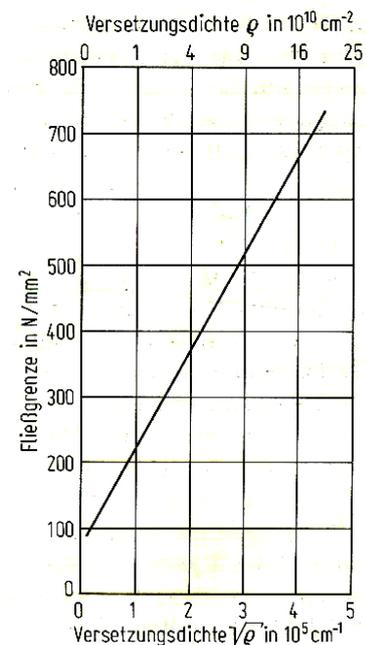


Abbildung 18 Fließgrenze von  $\alpha$ -Eisen in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte  $\rho$ <sup>53</sup>

<sup>50</sup> H. Cerjak: Skriptum Werkstoffkunde; Graz; 2001, Kapitel 3.3; S. 3-11

<sup>51</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001, S. 135

<sup>52</sup> W. Beitz und K.-H. Küttner: Dubbel, Taschenbuch für den Maschinenbau, 15. korrigierte und ergänzte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 1983, S. 261

<sup>53</sup> W. Jäniche, W. Dahl, H.-F. Klärner, W. Pitsch, D. Schauwinhold, W. Schlüter, H. Schmitz: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984, S 272 und 273

## Feinkornhärtung (Korngrenzen) K

Durch ein feines Korn erhöht sich der Anteil an vorhandenen Korngrenzen. Das hat zur Folge, dass die Versetzungsbewegungen behindert werden (Stau von Versetzungen an Korngrenzen). Durch die vielen Körner steigt nicht nur die Festigkeit, sondern auch die Zähigkeit. Abbildung 19 zeigt den Unterschied zwischen einem großen und kleinen Korn.

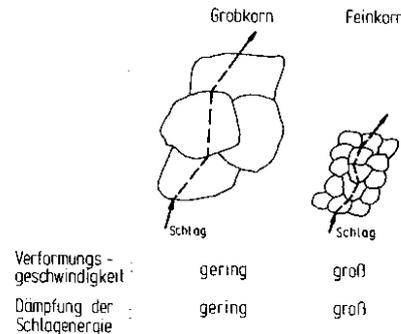


Abbildung 19 Verformbarkeit im Grobkorn- und Feinkornbaustahl<sup>54</sup>

Bei unlegierten Stählen mit geringem Kohlenstoffgehalt zeigten Untersuchungen, dass sich die Streckgrenze ( $R_e$ ) umgekehrt proportional zur Wurzel der Ferritkorngröße verhält. Diesen Zusammenhang beschreibt die Hall-Petch-Beziehung (Formel 2).

$$R_{eL} = \sigma_0 + K_y \frac{1}{\sqrt{d}} \quad \text{bzw.} \quad \Delta\sigma_k = K_y \times \frac{1}{\sqrt{d}} \quad ^{55}$$

$R_{eL}$ ...untere Streckgrenze

$\sigma_0$ ... Fließspannung der reinen Komponente

$K_y$ ... Korngrößenwiderstand, Materialkonstante

$d$ ...Korndurchmesser

$\Delta\sigma_k$ ...Streckgrenzensteigerung durch feineres Korn

**Formel 2** Streckgrenzenerhöhung durch Feinkornhärtung

## Mischkristallverfestigung M

Durch bewusste Zugabe von Fremdatomen wird eine Wechselwirkung zwischen den Fremdatomen und den Versetzungen erzeugt.

$$\Delta\sigma_m = a \times G \times \sqrt{c}$$

$\Delta\sigma_m$ ...Steigerung der Streckgrenze durch Mischkristallhärtung

$a$ ... Konstante (spez. Härtewirkung des Atoms  $f$ (Gitterparameter und Konzentration))

$G$ ... Schubmodul

$c$ ... Konzentration des Legierungselementes

**Formel 3** Streckgrenzenerhöhung durch Mischkristallverfestigung<sup>56</sup>

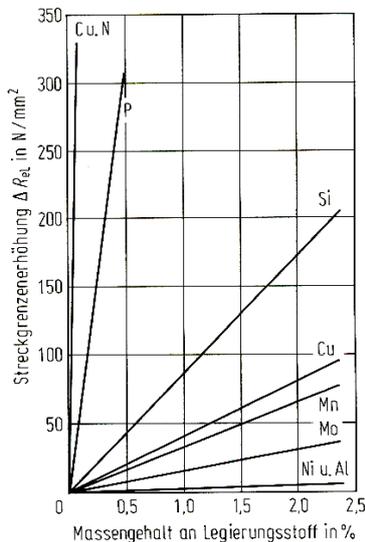
Der Einbau von Fremdatomen in Mischkristallen erfolgt auf zwei verschiedene Arten: Bei der ersten Art werden die Fremdatome auf reguläre Gitterplätze eingesetzt. Diesen Mischkristall nennt man Substitutionsmischkristall, liegt das Fremdatom zwischen den Gitterplätzen spricht man von Einlagerungsmischkristall. Durch die abweichende Größe des Fremdatoms kommt es zu einer Verspannung des Gitters. Je nachdem, ob das Fremdatom

<sup>54</sup> Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988; S. 198

<sup>55</sup> W. Jäniche, W. Dahl, H.-F. Klärner, W. Pitsch, D. Schauwinhold, W. Schlüter, H. Schmitz: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984, S 265

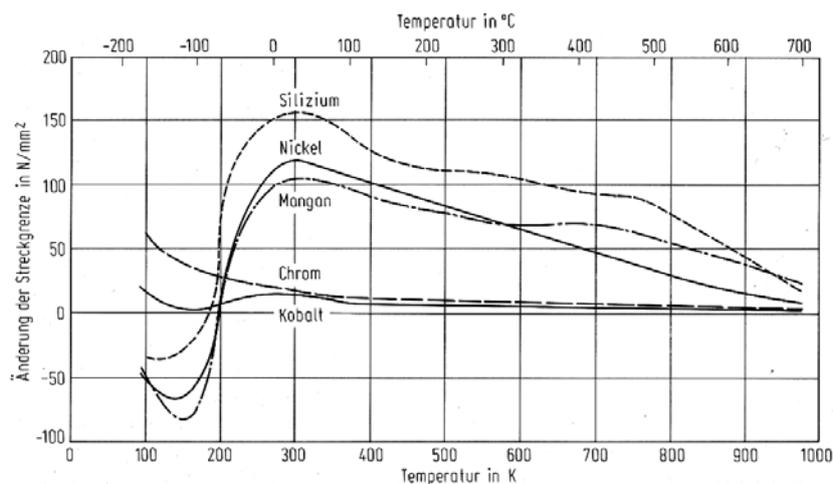
<sup>56</sup> H. Cerjak: Skriptum Werkstoffkunde; Graz; 2001, Kapitel 3.3; S. 3-11

größer oder kleiner als das Matrixatom ist, werden Zug- oder Druckspannungen verursacht. Kleinere Fremdatome rufen Zugspannungen, größere Druckspannungen hervor. Eine Anhäufung an Zwischengitteratomen nennt man Cottrell-Wolke<sup>57</sup>. Um diese Wolke zu bewegen, braucht man höhere Verformungsenergie. Die Möglichkeit der Festigkeitssteigerung durch Mischkristallbildung ist natürlich durch die Löslichkeit der Legierungselemente begrenzt. Abbildung 20 zeigt die Erhöhung der unteren Streckgrenze  $R_{eL}$  durch die Konzentrationserhöhung verschiedener Fremdatome.



**Abbildung 20** Einfluss einzelner Legierungsbestandteile auf die Streckgrenze im Eisen<sup>58</sup>

Weiters hängt die Mischkristallverfestigung auch von der Temperatur ab. Am Beispiel von  $\alpha$ -Eisen ist zu erkennen, dass der Härtemechanismus für Si, Ni und Mn bei Raumtemperatur ein Maximum zeigt und bei zunehmender Temperatur kontinuierlich sinkt (Abbildung 21). Bei hohen Temperaturen sinkt der Verfestigungseffekt dadurch, dass es zu Diffusions- und Erholungsvorgängen kommt. Für Cr und Co liegt das Maximum der Mischkristallverfestigung weit unter Raumtemperatur (<100K).



**Abbildung 21** Temperatureinfluss auf die Streckgrenze einzelner Legierungsbestandteile<sup>58</sup>

<sup>57</sup> H. Cerjak: Skriptum Werkstoffkunde; Graz; 2001, Kapitel 3.3; S. 3-12

<sup>58</sup> W. Jäniche, W. Dahl, H.-F. Klärner, W. Pitsch, D. Schauwinhold, W. Schlüter, H. Schmitz: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984, S. 271 und 273

### Teilchenhärtung T (Ausscheidungshärten)

Grundsätzlich kann die Teilchenhärtung entweder durch Ausscheidungen aus einem übersättigten Mischkristall (Ausscheidungshärten) oder mit Hilfe pulvermetallurgischen Verfahren (Dispersionshärtung) erfolgen.

Teilchen können auf zwei Arten die Versetzungen behindern:

- schneidbare Teilchen (Abbildung 22a)

In diesem Fall braucht man für die Versetzungsbewegung höhere Schubspannung. Es entsteht durch die Abgleitbewegung eine Antiphasengrenze (APG). Kleine, kohärente Teilchen werden bevorzugt geschnitten (Formel von Fleischer).

$$\Delta\sigma_T = \sqrt{f_T} \times \sqrt{d_T}$$

$\Delta\sigma_T$ .....Spannungserhöhung infolge Schneiden  
 $f_T$ .....Flächenanteil der Teilchen  
 $d_T$ .....Teilchendurchmesser

Formel 4 Spannungserhöhung durch schneidbare Teilchen<sup>59</sup>

- nicht schneidbare Teilchen (Abbildung 22b)

Bei großem Teilchenabstand D und inkohärenten Ausscheidungen (z.B. grobe Karbide) umgehen die Versetzungen die Teilchen und schließt sich hinter dem Teilchen wieder. Dadurch entstehen um die Teilchen Versetzungsringe. Dieser Effekt wird als Orowan-Mechanismus bezeichnet. Die zurückbleibenden Versetzungsringe bewirken die Verfestigung.

$$\Delta\sigma_T = \frac{a \times G \times b \times \sqrt[3]{v_T}}{d_T}$$

$\Delta\sigma_T$ .....Spannungserhöhung infolge Umgehung  
 a...Konstante  
 G...Schubmodul  
 b...Burgers-Vektor  
 $v_t$ ...Volumenanteil der Ausscheidung

Formel 5 Spannungserhöhung durch Umgehen von Teilchen<sup>59</sup>

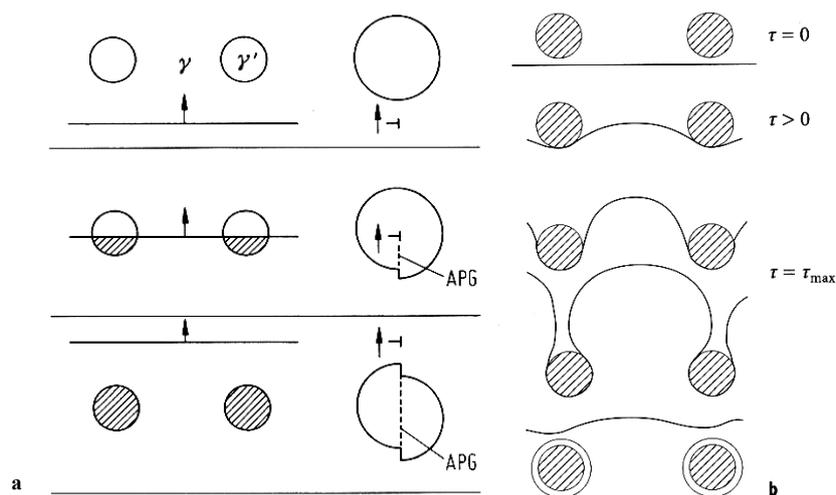


Abbildung 22 a) Schneiden kohärenter, b) Umgehen inkohärenter Teilchen<sup>60</sup>

<sup>59</sup> W. Jäniche, W. Dahl, H.-F. Klärner, W. Pitsch, D. Schauwinhold, W. Schlüter, H. Schmitz: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984, S. 273 und 274

<sup>60</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001, S 255

Der maximale Effekt der Teilchenhärtung wird bei einer Teilchengröße  $d_c$  erreicht bei dem Orowan- und Schneidspannung gleich groß sind, Abbildung 23.

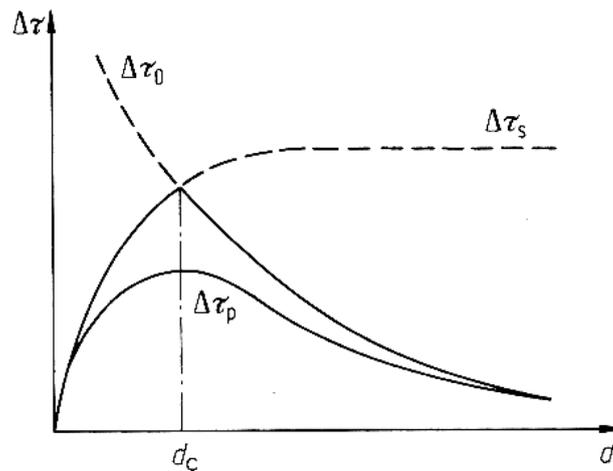


Abbildung 23 Härtemechanismus in Abhängigkeit der Teilchengröße.  $\tau_0$ ...Orowan-Spannung,  $\tau_s$ ...Schneidspannung<sup>61</sup>

### Kombination von Härtungsmechanismen

In M...Mischkristallverfestigung, K...Feinkornhärtung, T...Teilchenhärtung, V...Kaltverfestigung

Tabelle 10 ist zusammengefasst, welche Kombinationen an Härtemechanismen möglich sind. Die Streckgrenze kann mit Formel 6 abgeschätzt werden. Dabei ist  $\sigma_0$  die Fließspannung ( $R_{p0,2}$  Grenze) der reinen Komponente.

$$R_p = \sigma_0 + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_v + \Delta\sigma_k + \Delta\sigma_T$$

Formel 6 Fließgrenzenerhöhung durch die verschiedenen Verfestigungsmöglichkeiten<sup>62</sup>

Kombination	Gefüge	Anwendungsgebiet
Zweier Kombination MK MV	feinkörniger Mischkristall kaltverfestigter Mischkristall	Feinkornbaustahl Kaltband
Dreier Kombination MKT MVT	feinkörniger Mischkristall ausgehärtet Martensit, Mischkristall, ausgehärtet	mikrolegierter Baustahl hochfester korrosionsbeständiger Stahl
Vierer Kombination MVKT	feinkörniger martensitischer Mischkristall ausgehärtet	martensitischer Stahl

M...Mischkristallverfestigung, K...Feinkornhärtung, T...Teilchenhärtung, V...Kaltverfestigung

Tabelle 10 Kombinationen der Grundmechanismen<sup>63</sup>

<sup>61</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001, S 257

<sup>62</sup> W. Jäniche, W. Dahl, H.-F. Klärner, W. Pitsch, D. Schauwinhold, W. Schlüter, H. Schmitz: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984, S. 275

<sup>63</sup> A. Kulmburg, B. Buchmayr: Skriptum Werkstoffkunde Stahl, Zusatzblatt (S. 1)

### 2.3.3 Grenzen bei der Kühlung

Die maximal abgeführte Wärmeenergie bei der Kühlung ist durch die Wärmeleitfähigkeit des Bleches begrenzt. Vor allem bei dickeren Blechen ist die max. Kühlrate im Kern deutlich geringer als an der Oberfläche. Sie nimmt mit steigender Blechdicke ab.

Folgende Kühltechnologien<sup>64</sup> werden unterschieden:

#### 1. Laminarkühlung

Das Kühlmedium (Wasser) wird über eine große Anzahl von U-Rohren auf das Grobblech aufgebracht. Die Laminarkühlung hat einen einfachen Aufbau und braucht wenig Energie. Sie ist daher sehr kostengünstig. Eingesetzt wird sie für die Direkthärtung und auch für die beschleunigte Abkühlung.

#### 2. Sprühkühlung

Hier wird das Kühlmedium über eine große Anzahl von Düsen mit bis zu 5 bar auf die Blechoberfläche gesprüht. Es wird bei sehr dicken und dünnen Blechen eingesetzt, wo man hohe Kühlraten benötigt, aber auch um eine gute Ebenheit zu erreichen.

#### 3. Kombinierte Kühlung

In der Industrie werden beide Kühlmethoden kombiniert eingesetzt. Dabei wird die Sprühkühlung vor der Laminarkühlung angeordnet.

## 2.4 Endfertigung

Am Ende der Grobblechherstellung wird das Blech auf die gewünschte Länge zugeschnitten. Danach wird es gestrahlt, um eine reine Oberfläche zu erhalten. Schließlich wird ein Rostschutzanstrich aufgetragen und das Blech gekennzeichnet. In Abbildung 24 ist schematisch noch einmal dargestellt, wie man vom Erz zum fertigen Grobblech kommt.



Abbildung 24 In acht Schritten zum fertigen Stahlblech<sup>65</sup>

<sup>64</sup> Dirk Schmidt, Roman Dehmel und Gerhard Horn: Kühltechnologien für hochfeste Bleche, Zeitschrift Stahl und Eisen, Düsseldorf, Verlag Stahleisen GmbH, 8/2008; S. 27

<sup>65</sup> SSAB Oxelösund: Plate 1.04, SSAB, S. 18

## 2.5 Wirkungen der einzelnen Legierungselemente

Jedes Element hat auf das Legierungssystem unterschiedliche Wirkung. Die Haupteinflussfaktoren sind:

1. Gefügebeeinflussung
  - Veränderung des Zustandsdiagramms ( $\alpha$ - oder  $\gamma$ - stabilisierende Elemente)
  - Verschiebung der Umwandlungspunkte (ZTU-Schaubilder, Dilatometerkurve)
  - Bilden von Karbiden, Nitriden, intermetallischen Phasen
  - Seigerungsverhalten
2. Mechanisches Verhalten
  - Gefügebeeinflussung
  - mischkristallverfestigende Elemente
  - Ausscheidungshärten
3. Beeinflussung der thermophysikalischen Eigenschaften
4. Korrosionsverhalten
5. elektr./magn. Eigenschaften

Hinsichtlich der Wirkung im Fe-C-Phasendiagramm unterscheidet man Elemente, die das Austenit-Gebiet erweitern oder einschnüren.

**$\gamma$ -Gebiet einschnürende Elemente:** Antimon (Sb), Arsen (As), Beryllium (Be), Chrom (Cr), Wolfram (W), Zinn (Sn), Zirkon (Zr), Molybdän (Mo), Niob (Nb), Tantal (Ta), Silizium (Si), Titan (Ti)

**$\gamma$ -Gebiet erweiternde Elemente:** Mangan (Mn), Stickstoff (N)

In den nachfolgenden Tabellen sind die Wirkungsweisen der Eisenbegleiter zusammengefasst.<sup>66 67 68</sup>

Element	Symbol	Eigenschaft
Aluminium	Al	stärkstes Desoxidations- & außerdem Denitrierungsmittel, steigert Alterungsunempfindlichkeit, fördert in kleinen Mengen die Feinkornbildung, bildet mit Stickstoff Nitride mit hoher Härte (Legierungselement bei Nitrierstählen), erhöht Zunderbeständigkeit (ferritische-hitzebeständiger Stahl), beim Alitieren (Al in Oberfläche einbringen) erhöht Zunderbeständigkeit bei unlegierten C-Stählen erhöht stark Koerzitivkraft
Bor	B	erhöht Festigkeit bei austenitischen Stählen, Ausscheidungshärten, Korrosionsbeständigkeit sinkt, als Neutronenabsorber im Atomkraftwerksbau, verbessert Durchhärbarkeit (bei Baustahl), erhöht Kernfestigkeit (Einsatzstahl), Schweißbarkeit sinkt

**Tabelle 11** Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 1

<sup>66</sup> A. Kulmburg, B. Buchmayr: Skriptum Werkstoffkunde Stahl, Kap. 1.9, S. 14 bis 17

<sup>67</sup> Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988, S. 148 bis 153

<sup>68</sup> Böhler Schweißtechnik; Wissenswertes für den Schweißer; Böhler Schweißtechnik; 2003; Kap. 5.4.; S. 5-15 bis 5-23

Element	Symbol	Eigenschaft
Chrom	Cr	macht Stahl öl- und lufthärtbar, senkt kritische Abkühlgeschwindigkeit (Martensitbildungstemperatur wird herabgesenkt), Kerbschlagzähigkeit wird verringert, steigert Verschleißfestigkeit, da Cr Karbidbildner ist, erhöht Warmfestigkeit und Druckwasserstoffbeständigkeit, steigert Zunder- und Korrosionsbeständigkeit (>13% Cr), schnürt $\gamma$ -Gebiet ein (erweitert Ferritgebiet), Wärme- und elektrische Leitfähigkeit werden herabgesenkt, dies hat zur Folge, dass die Wärmeausdehnung auch abnimmt
Kobalt	Co	hemmt Kornwachstum bei höheren Temperaturen, verbessert dadurch die Anlassbeständigkeit und Warmfestigkeit stark (Schnellarbeitsstahl, Warmarbeitsstahl, warm- und hochwarmfester Werkstoffe), begünstigt Graphitbildung, erhöht die Remanenz <sup>69</sup> , Koerzitivkraft und Wärmeleitfähigkeit, unter Gamma Strahlung bildet Kobalt das Isotop <sup>60</sup> Co (unerwünscht im Atomkraftwerksbau)
Kohlenstoff	C	beeinflusst Stahleigenschaften am nachhaltigsten, steigt C => Festigkeit und Härtebarkeit steigen, hingegen sinken Dehnung, Verformbarkeit, Schweißbarkeit und Bearbeitbarkeit
Kupfer	Cu	reichert sich unter Zunderschicht an, dringt an den Korngrenzen ein und verursacht eine hohe Oberflächenempfindlichkeit bei Warmverformungsprozessen, wird als Stahlschädling klassifiziert, Streckgrenze wird erhöht, un- und niedriglegierten Stählen kommt es zu einer Verbesserung der Witterungsbeständigkeit, bewirkt eine bessere Beständigkeit gegen Salz- und Schwefelsäure, senkt Festigkeit und Schweißbeignung
Mangan	Mn	Mn desoxidiert, bindet Schwefel als Mn-Sulfid und verringert den ungünstigeren Einfluss von Eisen-Sulfid, senkt Rotbruchgefahr (bei Automatenstahl), $A_{r3}$ und $A_{r1}$ werden gesenkt, senkt die krit. Abkühlgeschwindigkeit sehr stark, erhöht dadurch die Härtebarkeit, die Festigkeit und Streckgrenze werden erhöht, erweitert $\gamma$ -Gebiet, ist daher ein Austenitbildner, unter schlagender Beanspruchung erreichen diese Stähle hohe Kaltverfestigungen, wobei aber der Kern zäh bleibt (hochverschleißfest), Stähle mit Mn>18% bleiben unmagnetisierbar (Sonderarbeitsstahl, kaltzäher Stahl, Tieftemperaturstahl), erhöht Wärmeausdehnungskoeffizient, Wärme- und elektr. Leitfähigkeit sinken
Molybdän	Mo	senkt krit. Abkühlgeschwindigkeit (Härtebarkeit wird verbessert), verringert Anlassprädigkeit, fördert Feinkornbildung, Karbidbildner, erhöht Streckgrenze und Festigkeit, Schneideigenschaften werden verbessert (Schnellarbeitsstähle), erhöht Korrosionsbeständigkeit (hochlegierte austenitische Stähle), hoher Mo-Gehalt senkt Lochfraßanfälligkeit, starke Einengung des $\gamma$ -Gebietes, erhöht Warmfestigkeit, senkt aber Zunderbeständigkeit

Tabelle 12 Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 2

<sup>69</sup> Remanenz ist jene mag. Flussdichte die nach Entfernen des magn. Feldes zurückbleibt

Element	Symbol	Eigenschaft
Nickel	Ni	erhöht Kerbschlagzähigkeit, auch bei tiefen Temperaturen (Einsatz-, Vergütungs-, kaltzäher Stahl), alle Umwandlungspunkte ( $A_1$ bis $A_4$ ) werden gesenkt, kein Karbidbildner, in hoher Konzentration macht Ni den Stahl nicht korrosionsbeständig, nur rostträge (rostbeständig nur durch Cr), steigert Chemikalienbeständigkeit, Austenitischer Stahl: bei Temperaturen $>600^\circ\text{C}$ erhöhte Warmfestigkeit, da Rekristallisationstemperatur hoch liegt, nicht magnetisierbar, Wärme- und elektr. Leitfähigkeit sinken stark
Niob und Tantal	Nb Ta	starke Karbidbildner, sind Ferritbildner, hochwarmfester austenitischer Stahl: erhöht Warm- und Zeitstandsfestigkeit durch Niob, Atomreaktorstahl: Tantal hat hohen Absorptionsquerschnitt für Neutronen, d.h. nur Ta armes Nb verwenden
Phosphor	P	Stahlschädling, da P starke Primärseigerungen bei der Erstarrung und Sekundärseigerungen im festen Zustand durch die starke Abschnürung des $\gamma$ -Gebietes hervorruft, die so entstandenen Seigerungen können nur sehr schwer wieder ausgeglichen werden, da ihre Diffusionsgeschwindigkeit im $\alpha$ - und $\gamma$ -Gebiet sehr gering ist. P-Gehalt gering halten, erhöht die Empfindlichkeit gegenüber Anlassversprödung. Diese Versprödung steigt mit dem C-Gehalt, mit steigender Härtetemperatur, Korngröße und mit der Verminderung des Verschmiedungsgrades. Baustahl: bis 0,1%P erhöht die Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit, Austenitischer Stahl: Streckgrenzerhöhung durch Ausscheidungseffekte
Sauerstoff	O	Stahlschädling, Kerbschlagzähigkeit (in Querrichtung) sinkt, O steigert Alterungssprödigkeit, Rotbruch, Holzfaser- und Schieferbruch
Schwefel	S	bewirkt die stärksten Seigerungen, Fe-Sulfid führt zu Rot- bzw. Heißbruch, da die niedrigschmelzenden Sulfid-Eutektika die Körner netzartig umfassen, sodass nur ein geringer Zusammenhalt zwischen den einzelnen Körnern herrscht. Der Bruch erfolgt entlang der einzelnen Korngrenzen. Schwefel wird mit Zugaben von Mangan gebunden, da Mangan-Sulfid von allen Einschlüssen am ungefährlichsten ist. Diese Verbindung hat einen hohen Schmelzpunkt, Zähigkeit in Querrichtung wird verringert, Automatenstahl: erhöht Standzeit von Werkzeugschneiden, weil S eine Schmierwirkung hat, ruft kürzere Späne hervor (gute Zerspanbarkeit)
Silizium	Si	wirkt desoxidierend, begünstigt die Graphitausscheidung und verengt das $\gamma$ -Gebiet, erhöht die Festigkeit und Verschleißfestigkeit (Vergütungsstahl), erhöht stark die Elastizitätsgrenze (Federstahl), Zunderbeständigkeit wird erhöht (hitzebeständiger Stahl); man muss aber darauf achten, dass die Warm- und Kaltverformbarkeit dadurch sinken, bei 12% wird Säurebeständigkeit erreicht, aber bei diesem Gehalt sind diese Stähle spröde und sehr hart; können nur mehr durch Schleifen bearbeitet werden, elektr. Leitfähigkeit, Koerzitivkraft und Wattverluste sinken stark ab (Elektroblech)

Tabelle 13 Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 3

Element	Symbol	Eigenschaft
Stickstoff	N	ist Stahlschädling, wie auch Legierungselement, Schädling: verringert Zähigkeit durch Ausscheidungsvorgänge, ruft Alterungsempfindlich- und Blausprödigkeit (verformen im Gebiet der Blauwärme 300-350°C) hervor, kann interkristalline Spannungsrisskorrosion (SRK) auslösen (un- und niedriglegierten Stahl), Legierungselement: erweitert und stabilisiert das $\gamma$ -Gebiet; erhöht die Festigkeit bei austenitischen Stählen; vor allem die Streckgrenze; erhöht mechanische Eigenschaften unter dem Einfluss der Wärme, mittels Nitrieren lässt sich hohe Oberflächenhärte erreichen
Titan	Ti	wirkt stark desoxidierend, da es leicht mit O, N, C in Verbindung geht, stark denitrierend, stark karbidbildend, als Karbidbildner wirkt es interkristalliner Korrosion entgegen (korrosionsbeständiger Stahl), engt $\gamma$ -Gebiet stark ein, hoher Gehalt führt zu Ausscheidungsvorgängen; wird Dauermagnetlegierungen beigemischt, da es die Koerzitivkraft erhöht, steigert Zeitstandsfestigkeit durch Bildung Titan-Karbid, Titan neigt stark zu Seigerungen und zur Zeilenbildung
Vanadium	V	verfeinert das Grundkorn und so die Gussform, starker Karbidbildner (das heißt die Lufthärtung wird gehemmt); erhöht dadurch Verschleiß, Schneidhaltigkeit, Warmfestigkeit (Schnell-, Warmarbeits- und warmfesten Stahl), verbessert Anlassbeständigkeit, vermindert Überhitzungsempfindlichkeit, begünstigt die Schweißbarkeit (Vergütungsstahl), infolge Karbidbildung wird die Beständigkeit gegenüber Druckwasserstoff erhöht, engt $\gamma$ -Gebiet ein und verschiebt Curie-Punkt nach oben (Verlust des Magnetismus spontan)
Wasserstoff	H	Stahlschädling: ruft Versprödung hervor, H induzierte Kaltrisse, Dehnung und Einschnürung sinken, ohne dass Streckgrenze oder Zugfestigkeit erhöht wird. begünstigt Flockenbildung (Fischaug) & Schattenstreifenentstehung, beim Beizen entsteht atomarer Wasserstoff und dringt unter Blasenbildung in den Stahl ein (Beizsprödigkeit), feuchter Wasserstoff entkohlt bei höheren Temperaturen

**Tabelle 14** Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 4

### 3 Grundwerkstoff ArmoX® 500T

Beim ArmoX® 500T handelt es sich um einen hochfesten martensitischen Feinkornbaustahl, der seine Härte und Festigkeit durch den thermo-mechanisch kontrollierten Walzprozess mit anschließender Abkühlung und des darauf folgenden Anlassens erhält. Dadurch kann man den ArmoX® 500T auch als TM-DQ-Stahl<sup>70</sup> bezeichnen. Ob es sich bei dieser Stahlsorte um eine Self Tempering (ST) handelt, kann nicht gesagt werden, da keine Information darüber zu erhalten war. Wenn es sich um einen ST-Stahl handelt, so kann man seine Bezeichnung auf TM-DQST-Stahl erweitern. Wie im vorherigen Abschnitt beschrieben, kann man diese Feinkörnigkeit und Härte des Martensites durch direktes Härten und anschließendem Anlassen aus dem thermomechanischen Walzprozess erreichen (vergleiche Abbildung 25 mit Abbildung 17 Seite 24). Die mechanischen Eigenschaften des Stahles wurden durch SSAB<sup>71</sup> Oxelösund ermittelt und in Kapitel 3.2 tabellarisch dargestellt.

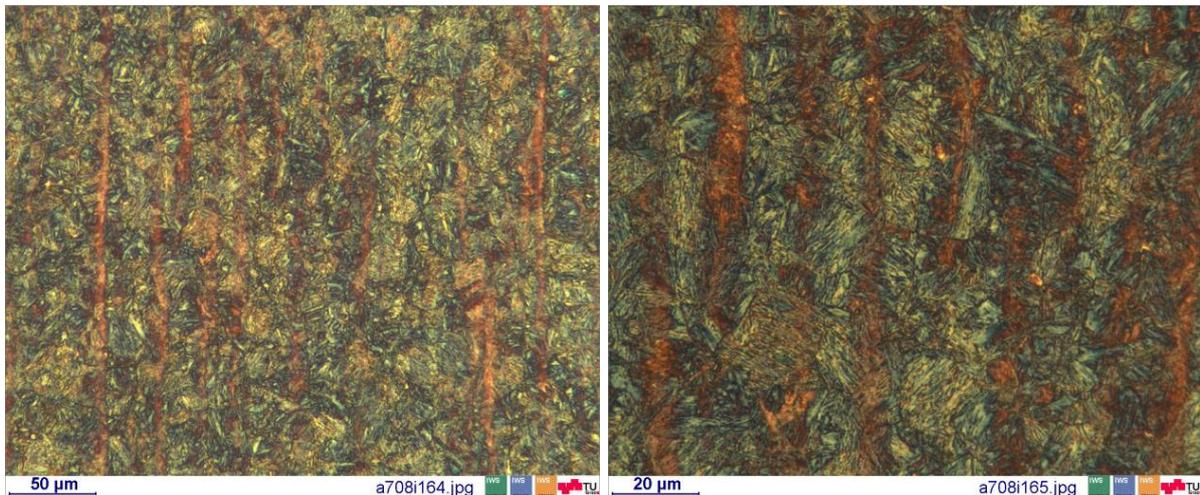


Abbildung 25 Längsschliff ArmoX® 500T, Beraha II Ätzung

Die Vor- und Nachteile von TM-DQ-Stählen werden in Tabelle 15 gegenübergestellt.

Vorteile	Nachteile
<ul style="list-style-type: none"> <li>■ Geringere Herstellkosten (Materialkosten sinken)</li> <li>■ Bessere Ebenheit</li> <li>■ Streckgrenze und Zugfestigkeit werden erhöht</li> <li>■ Bessere Schweißbeignung aufgrund geringerem CET =&gt; keine Vorwärmung erforderlich (vgl. Tabelle 19, Seite 38)</li> <li>■ geringere Abkantradien</li> <li>■ Blechdicken senken bei gleichbleibender Belastung (Gewichtersparnis)</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>■ Blechdicke eingeschränkt, wegen Abkühlraten im Kern. Dicken bis 70mm</li> <li>■ höhere Eigenspannungen</li> <li>■ Wärmebehandlung bei höheren Temperaturen nicht möglich (Erweichung), Anlasserweichung beim Schweißen</li> <li>■ Warmumformung nicht möglich</li> </ul>

Tabelle 15 Vor- und Nachteile von TM-DQ-Stählen<sup>72</sup>

<sup>70</sup> thermomechanical, direct quenched

<sup>71</sup> SSAB: Svenskt Stål AB, Swedish Steel GmbH

<sup>72</sup> DI P. Gerster: MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau, Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg, 2000, S. 3

### 3.1 Chemische Zusammensetzung

Die Analyse des Grundwerkstoffes wurde mit dem optischen Emissionsspektrometer durchgeführt. Dabei werden aus einer Gasentladungslampe Elektronen auf die Oberfläche geschossen. Diese schlagen aus der Oberfläche Atome heraus. Diese herausgelösten Atome bzw. Ionen gelangen in das Plasma und stoßen dort mit anderen Partikeln zusammen. Bei diesen Kollisionen emittieren die Atome charakteristische Lichtquanten, die zur Analyse verwendet werden. Mit diesen Lichtquanten analysiert nun das Spektrometer, um welches Element es sich handelt (Abbildung 26). Die Ergebnisse dieser Untersuchungen, von Böhler Edelstahl und Magna Steyr Graz, sind in Tabelle 16 zu entnehmen. Von der chem. Analyse kann man nicht auf das Gefüge schließen.

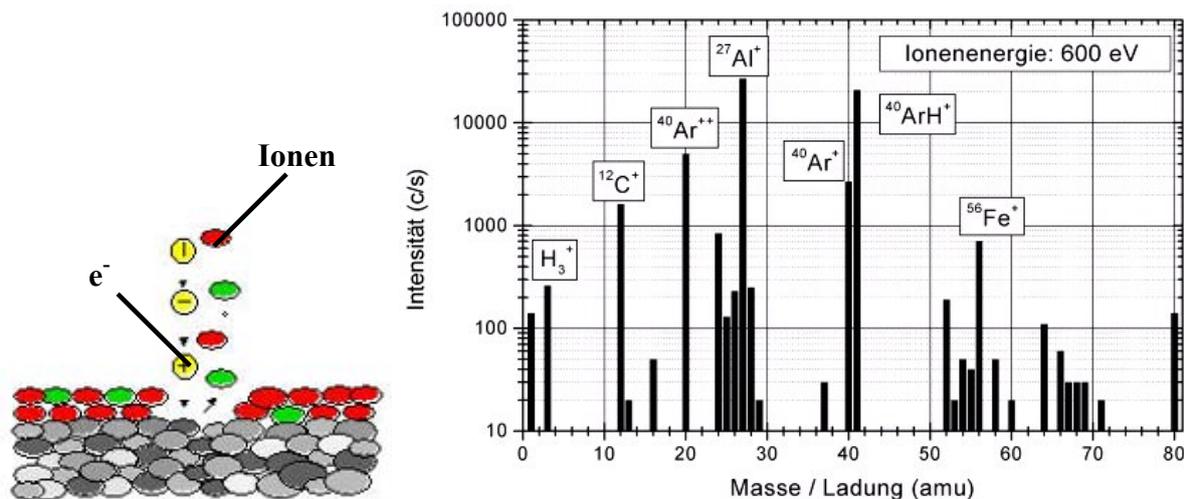


Abbildung 26 Arbeitsprinzip optisches Emissionsspektrometer<sup>73 74</sup>

Firma/Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
SSAB-Data sheet <sup>75</sup>	<0,32	0,1-0,4	<1,2	<0,015	<0,01	<1	<0,7	<1,8
Böhler-Edelstahl <sup>76</sup>	0,123	0,261	0,863	0,008	0	0,518	0,324	0,925
Magna Steyr Graz <sup>77</sup>	0,27	0,260	0,83	0,008	<0,005	0,46	0,33	0,91
Firma/Element	Nb	V	Cu	Co	Ti	Al	B	Rest
SSAB							<0,005	Fe
Böhler-Edelstahl	0,005	0,026	0,197	0,014	0,005	0,044		
Magna Steyr Graz	<0,001	0,028	0,21	0,019	0,003	0,046	0,002	

Tabelle 16 Chemische Zusammensetzung des ArmoX® 500T

Mit den Ergebnissen aus der chemischen Analyse wurde der Stahl anschließend im Schöfflerdiagramm (Abbildung 27) eingetragen. Hier zeigte sich, dass beide Analysen in der Norm liegen. Für die nachfolgenden praktischen Versuche und diverse Rechnungen wurde mit der Analyse von Magna Steyr Graz gearbeitet.

<sup>73</sup> [http://www.sulzerinnotec.com/de/DesktopDefault.aspx/tabid-69/119\\_read-226/](http://www.sulzerinnotec.com/de/DesktopDefault.aspx/tabid-69/119_read-226/); 04.12.2009

<sup>74</sup> <http://www.iwt-bremen.de/wt/oft/labor.php>

<sup>75</sup> Werkstoffblatt ArmoX® 500T, SSAB, 2000-06-06

<sup>76</sup> Böhler Schweißtechnik; Analyse, 10.05.2005

<sup>77</sup> Magna Steyr Fahrzeugtechnik AG&Co KG; Werkstofftechnik-Prüfbericht; WT13709; 19.11.2008

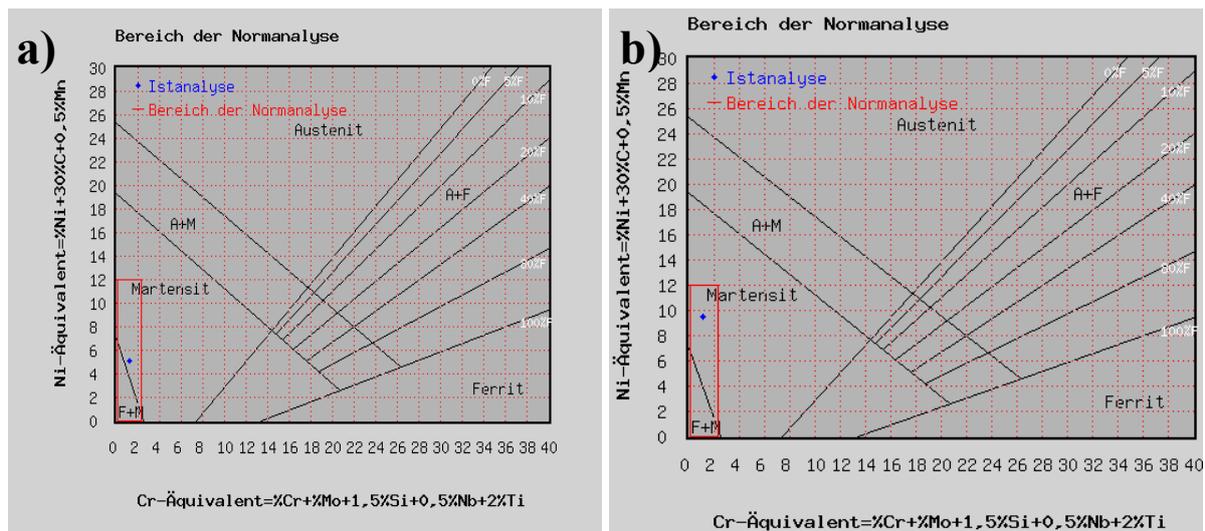


Abbildung 27 Schöfflerdiagramm a) chem. Analyse Böhler b) Magna Graz<sup>78</sup>

## 3.2 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des ArmoX® 500T sind der Tabelle 17 zu entnehmen.

Härte [HBW]	480-540
Härte [HV5] (eigene Messung)	520-550
Kerbschlagarbeit [J]	>20
Streckgrenze Rp0,2 [N/mm <sup>2</sup> ]	>1250
Bruchgrenze Rm [N/mm <sup>2</sup> ]	1450-1750
Dehnung A5%	>8
Dehnung A50%	>10

Tabelle 17 Mech. Eigenschaften des ArmoX® 500 T<sup>79 80</sup>

## 3.3 Eigenschaften

### 3.3.1 Schweißbeugung des ArmoX® 500T<sup>81</sup>

Das Kohlenstoffäquivalent ist ein Parameter mit dem die Schweißbeugung eines Stahles beurteilt werden kann. Bis zu einem bestimmten Wert des  $C_{\text{Äqu}}$  sind Werkstoffe im Allgemeinen schweißgeeignet. Weiters ist das C-Äquivalent ein Maß für die Kaltrissicherheit. Bei zu hohen Kohlenstoffgehalten kann es zu wasserstoffinduzierten Kaltrissen in der Wärmeinflusszone kommen. Neben dem Kohlenstoff begünstigen auch verschiedene Legierungselemente die Kaltrissanfälligkeit (siehe Kapitel 6.8, Seite 135). Um die Kaltrissempfindlichkeit abschätzen zu können, werden verschiedene Formeln bzw. Konzepte für C-Äquivalente verwendet. Dabei werden die einzelnen Legierungselemente unterschiedlich gewichtet.

Das Kohlenstoffäquivalent ist weiterhin die Grundlage zur Berechnung der Mindestvorwärmtemperatur, sowie der Abkühlzeit  $t_{8/5}$ . Dies ist jene Zeit, welche das Schweißgut braucht, um von 800°C auf 500°C abzukühlen. Um Kaltrisse in der Schweißnaht ausschließen zu können, muss auch das C-Äquivalent des Schweißguts berücksichtigt werden. Ist letzteres um 0,03%

<sup>78</sup> <http://www.erl-gmbh.de/>; 04.12.2009

<sup>79</sup> Werkstoffblatt ArmoX® 500T, SSAB, 2000-06-06

<sup>80</sup> Nilsson M.: Constitutive Model for ArmoX 500T and ArmoX 600T at Low and Medium Strain Rates, FOI-R--1068--Se, ISSN 1650-1942, Technical report, December 2003, page 10

<sup>81</sup> <http://www.erl-gmbh.de/home/fachwissen/berechnungen/kohlenstoffaequivalent.html>, 04.12.2009

höher als jenes vom Grundwerkstoff, so muss es zur Errechnung der zulässigen Blechdicken herangezogen werden.

#### a. C-Äquivalent nach IIW

Die Formel 7 geht auf eine Veröffentlichung<sup>82</sup> des International Institute of Welding (IIW) zurück. Diese basiert auf Härtemessungen aus denen gefolgert wurde, dass Elemente, die die Aufhärtung fördern, auch im gleichen Maße die Kaltrissigkeit fördern. Diese Formel bewertet den Kohlenstoff zu gering. Des Weiteren ist sie für kurze Abkühlzeiten nicht geeignet, für solche sollte die Formel von Uwer und Höhne verwendet werden (siehe SEW 088 Formel 8). Mit den eingesetzten Zahlenwerten erreicht man für ArmoX 500T ein  $C_E$  von 0,65.

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} = 0,65$$

**Formel 7** Kohlenstoffäquivalent nach IIW

#### b. Nach Uwer und Höhne<sup>83</sup>

Formel 8 wurde 1991 von Uwer und Höhne entwickelt. Es ist das umfassendste Kohlenstoffäquivalent. Dabei ergibt sich für ArmoX 500T ein CET von 0,44. Dies hätte zur Folge, dass der ArmoX® 500T ohne Vorwärmung nicht schweißgeeignet wäre.

$$CET = C + \frac{(Mn + Mo)}{10} + \frac{(Cr + Cu)}{20} + \frac{Ni}{40} = 0,44$$

**Formel 8** Kohlenstoffäquivalent nach Uwer und Höhne<sup>84</sup>

Weiters fanden Sie den Geltungsbereich der einzelnen Legierungselemente (Tabelle 18), in welchen Ihre Formel Geltung hat.

C	Mn	Mo	Cr	Cu	Ni	V	Si	B	Nb
0,05-0,32	0,5-1,9	0-0,75	0-1,5	0-0,7	0-2,5	0-0,18	0-0,8	0-0,005	0-0,06

**Tabelle 18** Geltungsbereich der Legierungselemente für CET<sup>85</sup>

Mit diesem C-Äquivalent ergeben sich Grenzwerte für Blechdicken, die noch ohne Vorwärmung verschweißt werden können, bei üblichen Schweißbedingungen (Tabelle 19).

Kohlenstoffäquivalent CET [%]	max. Blechdicke ohne Vorwärmen [mm]
0,18	60
0,22	50
0,26	40
0,31	30
0,34	20
0,38	12
0,40	8

**Tabelle 19** Zulässige Blechdicke zum Schweißen ohne Vorwärmung<sup>86</sup>

<sup>82</sup> Technical Report 1967, IIW Doc. IX-535-67

<sup>83</sup> Uwer, D. und Höhne, H: Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Stählen beim Schweißen. Schweißen und Schneiden 43 (1991), Heft 4, S. 195 - 199

<sup>84</sup> DI P. Gerster: MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau, Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg, 2000, S. 5

<sup>85</sup> <http://www.eri-gmbh.de/home/fachwissen/berechnungen/kohlenstoffaequivalent.htm>; 04.12.2009

<sup>86</sup> Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088; Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schweißen, 4. Ausgabe, April 1993, Verlag Stahleisen, Düsseldorf

## c. Weitere C-Äquivalente

C-Äquivalent PCM<sup>87 88</sup>

Wurde von Ito und Bessyo 1969 entwickelt. Es wird für kurze Abkühlzeiten und Wurzelschweißungen verwendet. Die Formel 9 wird bei einem Kohlenstoffgehalt <0,18% angewandt. Das Ergebnis liegt bei einem PCM von 0,40 für ArmoX 500T.

$$PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + 5 * B = 0,40$$

**Formel 9** Kohlenstoffäquivalent nach PCM

C-Äquivalent CEM<sup>89</sup>

Formel 10 gilt nur für rasche Abkühlzeiten. Weiters hat diese nach Tabelle 20 einen sehr schmalen Geltungsbereich für die einzelnen Legierungselemente. Für ArmoX 500T ergibt sich ein Wert von 0,43.

$$CEM = C + \frac{Si}{25} + \frac{(Mn + Cu)}{20} + \frac{(Cr + V)}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{40} = 0,43$$

**Formel 10** Kohlenstoffäquivalent nach CEM

C	Mn	Mo	Cr	Cu	Ni	V	Si
0,02-0,22%	0,4-2,1%	0-0,5%	0-0,5%	0-0,6%	0-3,5	0-0,1%	0-0,5%

**Tabelle 20** Geltungsbereich CEM<sup>90</sup>

C-Äquivalent CEN<sup>91</sup>

Ist eine mathematische Kombination aus CE und PCM. Zur Beurteilung des Kaltrissverhaltens ist sie jedoch gleich gut wie CE oder PCM<sup>92</sup>.

$$CEN = C + [0,75 + 0,25 * \tanh(20 * (C - 0,12))] * \left[ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{(Cr + Mo + V + Nb)}{5} + 5 * B \right] = 0,65$$

**Formel 11** Kohlenstoffäquivalent nach CEN

Als Schlussfolgerung wird festgestellt, dass der ArmoX® 500T mit einer Blechdicke von 12,7mm nach C<sub>E</sub>, C<sub>ET</sub>, PCM und CEM ohne Vorwärmung nicht artgleich verschweißbar ist.

<sup>87</sup> Ito, Y. und Bessyo, K.: Weld ability Formula of High Steels, Related to Heat-Affected Zone Cracking, Sumintomo Search, 1 (1969), H. 5, p. 59 -70

<sup>88</sup> PCM...Cracking Parameter (%); Rissparameter

<sup>89</sup> Düren, C.: Konzepte zur Bewertung des Kaltrissverhaltens von Stählen - Beispiele im Bereich der Großrohrstähle, 3R international, 28. Jahrgang, Juli 1989, Heft 6, S. 385 - 391

<sup>90</sup> <http://www.erl-gmbh.de/home/fachwissen/berechnungen/kohlenstoffaequivalent/erklarungen.html>; 04.12.2009

<sup>91</sup> Yurioka, N. et. al.: Study on Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking Tendency and Hardness in Steel Welding, Australian Weld. Res. Ass. Melbourne 19. - 20.03.81, Paper 10, p. 1 - 18

<sup>92</sup> <http://www.erl-gmbh.de/home/fachwissen/berechnungen/kohlenstoffaequivalent/erklarungen.html>; 04.12.2009

## 4 Fülldraht

### 4.1 Fülldrahtherstellung<sup>93 94 95</sup>

#### 4.1.1 Fülldrahtelektrode

Im Gegensatz zu einem Massivdraht besteht der Metallpulverfülldraht aus einer metallischen Umhüllung (Röhrchen) mit einer Füllung aus metallischen Pulver (Abbildung 28). Die Umhüllung kann artgleich mit der Füllungszusammensetzung sein. Meist ist dies aber nicht der Fall. Um aber die gewünschte Zusammensetzung des Schweißgutes zu erreichen, werden gewisse Bestandteile in die Füllung hineingepackt, um das Schweißgut aufzulegieren. Meist wird eine möglichst preiswerte und gut umformbare Legierung dafür verwendet, um Kosten zu sparen.

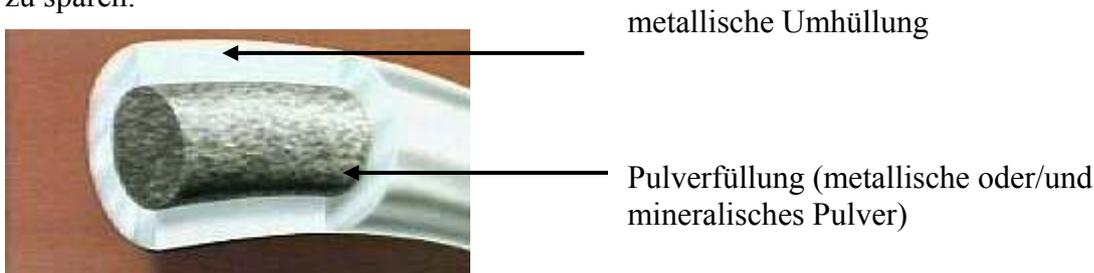


Abbildung 28 Aufbau einer Fülldrahtelektrode<sup>96</sup>

Grundsätzlich unterscheidet man 2-Arten von Fülldrähten:

- Metallpulverfülldrähte (metal cored MC)
- Schlackeführende Fülldrähte (flux cored wire FCW) [Rutil-, Basische FCW]

Der Unterschied der beiden Fülldrähte liegt darin, dass MC-Drähte keine Schlackebildner (Oxide, Fluoride) beinhalten, sondern nur metallische Pulver. Das heißt, die Füllung hat nur die Aufgabe das Schweißgut aufzulegieren bzw. die Legierungszusammensetzung zu stützen. Weiters haben MC-Drähte einen geringen lichtbogenstabilisierenden Effekt. Hingegen hat die Füllung bei schlackeführenden FCW-Fülldrähten mehrere Aufgaben. So wirkt diese lichtbogenstabilisierend aber auch schlackebildend und schützt das Schweißbad vor der Atmosphäre nachdem sich das Schweißgut außerhalb des Schutzgasmantels befindet. Weiters ist über die Einstellung der Schlackenviskosität auch eine Positionsschweißung (ohne Impulsstrom) möglich.

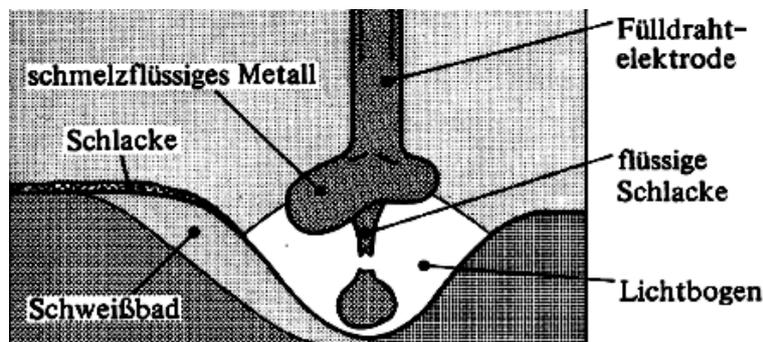


Abbildung 29 Schema des Tropfenübergangs beim MAG-Schweißen mit Fülldrahtelektrode<sup>97</sup>

<sup>93</sup> DA Milan Pudar, Kapitel 1, TU-Graz, 2004, S. 17ff

<sup>94</sup> T. Haider; Qualitative und quantitative Einflüsse auf das Schweißergebnis beim Schweißen mit Fülldrahtelektroden; Dissertation; TU-Graz, 2002; S. 37ff

<sup>95</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 171ff

<sup>96</sup> <http://www.weldplanwin.de/Fuelldraht/Fuelldrachte%20fuer%20allgemeine%20Baustaehle.html>; 04.12.2009

<sup>97</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 175

### 4.1.2 Aufbau von Fülldrahtelektroden

Wie in Abbildung 30 ersichtlich ist, gibt es verschiedenste Querschnittsformen. Von wirtschaftlicher Bedeutung sind hingegen nur mehr nahtlose (a), vor allem überlappende (b) und stumpf gestoßene (c) Fülldrähte. Falzdraht (d) und Doppelmantel Falzdraht (e) haben sich wegen ihrer unwirtschaftlichen Herstellung nicht durchsetzen können. Aus Abbildung 30 ist zu erkennen, dass sich je nach Querschnittsform der Füllungsanteil ändert bzw. durch unterschiedliche Röhrendicken unterschiedliche Füllgrade eingestellt werden können. Der Füllgrad entspricht dem Flächenverhältnis zwischen Füllung und Gesamtquerschnitt oder wird aus den Massen bezogen (Füllungspulver/Draht je m). Je nach der verwendeten Banddimension können Fülldrähte mit unterschiedlichen Füllgrad hergestellt werden.

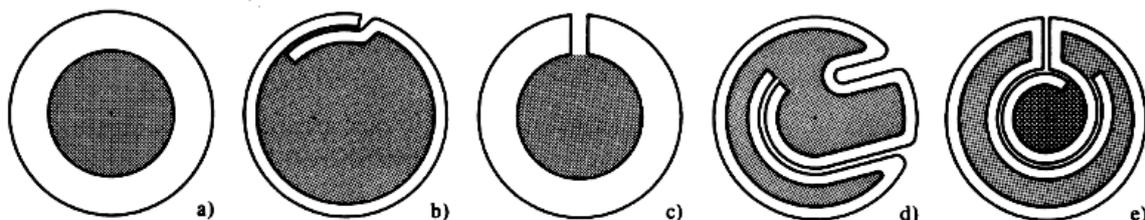


Abbildung 30 Querschnittsformen von Fülldrähten<sup>98</sup>

### 4.1.3 Fülldrahtherstellung

Die Herstellung von Fülldrähten ist deutlich aufwendiger und komplexer als die Herstellung von Massivdrähten. Massivdrähte werden auf ihren gewünschten Drahtdurchmesser gezogen und anschließend beschichtet. Bei Fülldrähten ist das Ziehen nur im begrenzten Ausmaß möglich, da der Draht im Inneren quasi hohl ist. In Abbildung 31 sind die einzelnen Herstellungsschritte bei der Fülldrahtherstellung dargestellt.

1. Pulverfüllung zusammenstellen:  
Dabei muss darauf geachtet werden, dass die Füllung gleichmäßig vermischt ist, da es ansonst zu Schwankungen in der Schweißgutzusammensetzung kommt. Weiters muss die Mischung rieselfähig sein, damit der Fülldraht gleichmäßig befüllt wird.
2. Auswahl des gewünschten Bandes.
3. Das verwendete Band wird mittels Einformrollen zu einem U geformt.
4. In das eingeformte U wird die vorgemischte Füllung dosiert eingefüllt.
5. Das Band wird mit weiteren Einformrollen geschlossen.

Dadurch erhält man ein Röhrcchen mit einem Durchmesser von ca. 3-4mm. Um den gewünschten Durchmesser von z.B. 1,2mm zu erzielen, muss im letzten Schritt der Schweißdraht gewalzt werden. Früher wurde dieser gezogen. Dies hatte aber den Nachteil, dass die Füllung entmischen und eine nur geringe Verdichtung der Füllung erreicht werden konnte. Beim neueren Verfahren wird der Draht daher auf den gewünschten Enddurchmesser gewalzt. Zwischen den Walzschritten wird der Fülldraht noch geglüht, um die Umformbarkeit des Materials wieder herzustellen. Weiters dient der Glühprozess dazu eine gewünschte Bandhärte einzustellen, da zu weiche Drähte von den Förderrädern deformiert werden. Zu harte Drähte brechen hingegen sehr leicht bei der Förderung durch das Schlauchpaket.

<sup>98</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 172

Am Ende der Fertigung wird der Draht noch beschichtet, um die Gleit- und Fördereigenschaften zu steigern. Die Beschichtung darf nicht isolierend wirken, sondern muss gute elektrische Eigenschaften aufweisen, bzw. soll nur sehr dünn sein.

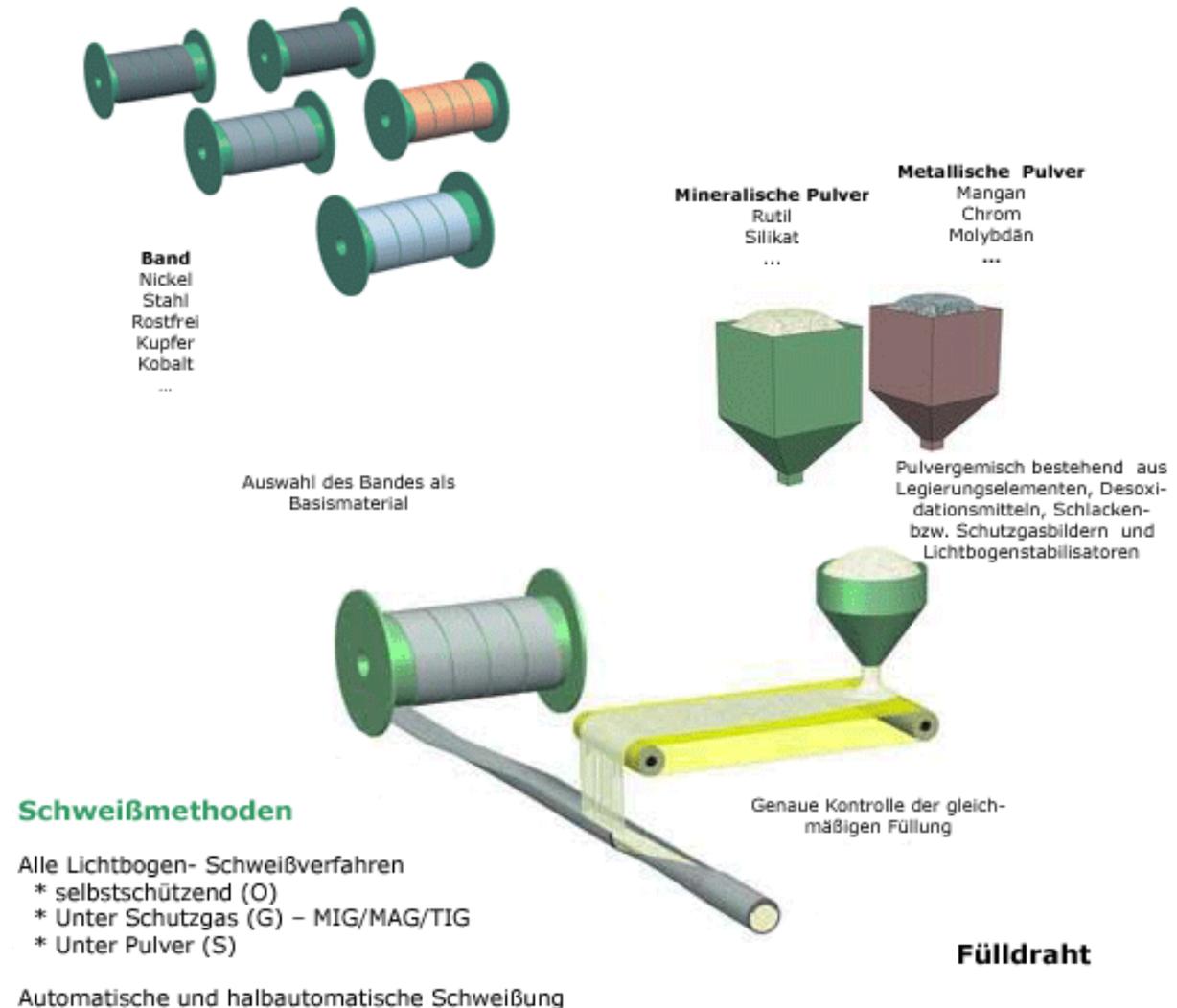


Abbildung 31 Produktionsablauf bei der Fülldrahtherstellung<sup>99</sup>

#### 4.1.4 Verhalten beim MAG-Schweißen

Der größte Unterschied zwischen Massivdraht und Fülldraht liegt darin, dass bei ersterem der elektrische Strom über den gesamten Drahtquerschnitt geleitet wird. Beim Fülldraht hingegen erfolgt dies großteils nur über das Metallband. Über die Füllung fließt kein bzw. ein sehr geringer Strom, da der Widerstand sehr groß ist (Abbildung 32). Dies hat zur Folge, dass bei einem Fülldraht die elektrische Stromdichte (Formel 12) im Vergleich zu Massivdraht viel größer ist, obwohl der Durchmesser und die elektrische Stromstärke gleich bleiben.

$$S = \frac{I}{A} \quad A = \frac{d^2 \times \pi}{4}$$

Formel 12 Stromdichte S und Fläche A eines durchflossenen Leiters<sup>100</sup>

<sup>99</sup> <http://www.welding-alloys.com/germany/legierungstechnik/schfabfil.html>; 04.12.2009

<sup>100</sup> Rentmeister / Ingruber: Vorlesungsskriptum Elektrotechnik M, WM, VT; Graz, 2008, S. 11

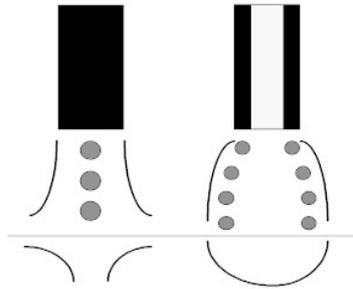


Abbildung 32 Tropfenübergang bei Massivdraht und Fülldrahtelektrode<sup>101</sup>

Die Stromdichte hat großen Einfluss auf den sich ausbildenden Lichtbogen. Bei Fülldrähten stellt sich bereits unter 200 Ampere ein spritzerarmer Sprühlichtbogen ein (Abbildung 33). Weiters ist der Werkstoffübergang viel feintropfiger und der Lichtbogen breiter als bei Massivdraht.

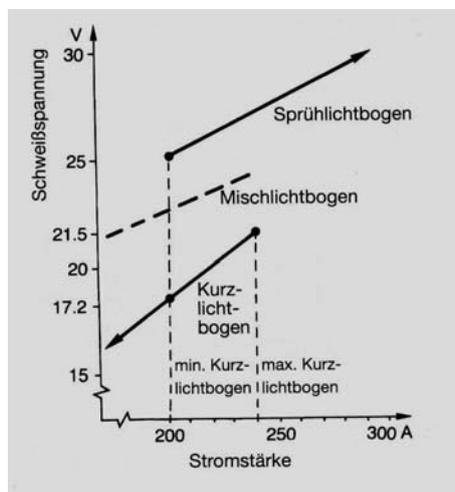


Abbildung 33 Lichtbogenarten bei Metallpulverfülldraht<sup>102</sup>

#### 4.1.5 Vor- und Nachteile von Fülldraht gegenüber Massivdraht

Vorteile:

- höhere Abschmelzleistung
- geringere Porenanfälligkeit
- geringere Spritzerneigung
- tieferer Flankeneinbrand
- glatte, feinschuppige Nahtoberfläche
- gutes Ausfließverhalten

Nachteile:

- Kurzlichtbogen ist auch bei niedrigen Spannungen nicht einstellbar
- höhere Rauchentwicklung im Vergleich zu Massivdraht
- mögliche Pulverentmischung, ungleichmäßiges Schweißverhalten
- Fülldrähte mit offenem Querschnitt nehmen, in der Füllung Feuchtigkeit auf, was zu wasserstoffinduzierten Rissen nach dem Schweißen führen kann.

<sup>101</sup> <http://www.weldplanwin.de/Fuelldraht/Fuelldrachte%20fuer%20allgemeine%20Baustaehle.html>; 04.12.2009

<sup>102</sup> <http://www.weldplanwin.de/Fuelldraht/Fuelldrachte%20fuer%20allgemeine%20Baustaehle.html>; 04.12.2009

## 4.2 Fülldraht A7-MC & HSDX-MC mit unterschiedlichen Massen

### 4.2.1 Chemische Zusammensetzung

Einleitend sind in Tabelle 21 die chemischen Analysen der untersuchten Schweißgüter dargestellt. HSDX-MC Ma9, Ma13, Ma35 und Ma40 stellen die vier Entwicklungsmassen von BSGA dar, die zur Optimierung der mech. Eigenschaften und der Mikrostruktur hier näher untersucht worden sind.

Zeichen	A7-MC	HSDX-MC Ma9	HSDX-MC Ma13	HSDX-MC Ma35	HSDX-MC Ma40
C	0,103	0,024	0,024	0,028	0,025
Si	0,55	0,73	0,62	0,7	0,58
Mn	6,31	1,16	0,98	0,7	0,58
P	0,014	0,022	0,019	0,019	0,016
S	0,011	0,016	0,01	0,014	0,013
Cr	18,75	25,52	31,2	31,33	31,9
Mo		3,44	4,55	5,18	4,86
Ni	9,19	9,56	12,04	12,04	12,6
N <sub>2</sub>	0,024	0,2	0,2	0,21	0,17
V	0,05				
Ti	0,009				
O	0,056				

Tabelle 21 Chem. Analyse der verwendeten Schweißgüter<sup>103</sup>

### 4.2.2 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung

Um die chemischen Analysen von Böhler Schweißtechnik zu bestätigen, wurden mittels eines Raster Elektronen Mikroskop (REM) die verwendeten Fülldrähte untersucht. Bei einem REM (Abbildung 34a) werden Elektronen aus einer Kathode (Wolframglühkathode) emittiert. Anschließend werden diese in einer Beschleunigervorrichtung beschleunigt und über elektromagnetische Linsen gebündelt (fokussiert). Somit entsteht ein primär gebündelter Elektronenstrahl, welcher auf die Oberfläche des zu prüfenden Körpers trifft. Dieser Elektronenstrahl rastert nun den zu untersuchenden Bereich der Probe zeilenweise ab. Weiters regen die Elektronen des energiereichen primären Elektronenstrahls die oberflächennahen Elektronen an. Dabei entstehen neben rückgestreuten Elektronen noch Sekundärelektronen, Wärme und Röntgenstrahlen (Abbildung 34b).

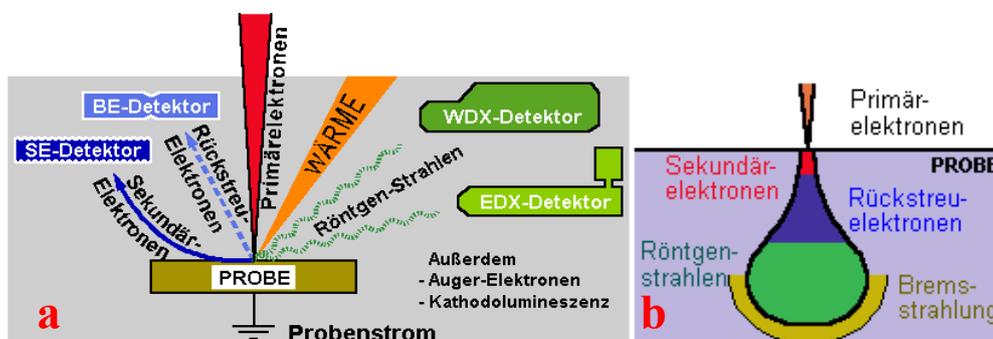


Abbildung 34 Funktionsprinzip des Elektronenstrahles im REM<sup>104</sup>

<sup>103</sup> Angaben von Böhler Schweißtechnik Hr. Ziegerhofer

<sup>104</sup> <http://www.reclot.de/kapitel/kurs.htm>; 04.12.2009

### ***Sekundärelektronen (SE)***

Sind energieweiche Elektronen, welche nur aus einer Tiefe von 1 bis 10 nm unter der Oberfläche austreten können. Diese werden mittels eines Sekundärelektronendetektors, der seitlich am REM angebracht ist, zu jedem Zeitpunkt der Abrasterung aufgefangen. So entsteht das SE-Bild, welches guten Reliefkontrast liefert. Der Einsatz ist daher hier vorwiegend die Schadensanalyse (Bruchfläche).

### ***Rückstreuelektronen (RE) (BE)***

RE sind Elektronen, welche aus tieferen Bereichen rückgestrahlt werden (einige  $\mu\text{m}$ ). Rückstreuelektronen sind schnelle, hochenergiereiche Elektronen. Sie bewegen sich nur auf geraden Bahnen. Sie treten mit den Hüllelektronen in Wechselwirkung. Die Energie der Rückstreuelektronen ist umso höher, je höher die Ordnungszahl des Atoms ist, mit dem es in Wechselwirkung steht. Die Elektronen, die dadurch wieder aus der Probe austreten, sind nur schwach abgelenkt. Sie werden über einen Ringdetektor aufgefangen. Mit diesem Detektor wird ein Rückstreubild erzeugt [RE oder **backscattered images (BEI)**]. Hierbei erscheinen Elemente mit höherer Ordnungszahl heller. RE-Bilder liefern einen Elementkontrast und eignen sich nicht für Oberflächenkontrastbilder, weil dieser Detektor auch Sekundärelektronen auffängt. Dadurch erscheinen Kanten viel heller, als sie eigentlich sind.

### **Energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) Analyse:**

EDX dient zur schnellen Elementbestimmung mittels eines Impulsspektrums. Dabei werden Elektronen auf ein höheres Energieniveau gebracht, z.B. von der K- auf die L-Schale oder höhere Schale. Beim Zurückfallen auf die K-Schale gibt das Elektron ein bestimmtes Röntgenquant ab (Abbildung 35). Dieses Röntgenquant wird mittels eines Detektors laufend aufgefangen. Weiters misst der Detektor ein sogenanntes Rauschen, welches durch das Aufsitzen der Schalen auf der Bremsstrahlung entsteht. Je mehr ein Element freie Elektronen besitzt, welche bewegt werden können, je höher sind deren Röntgenquanten. Ob eine Energieschale angeregt wird oder nicht, hängt von der Anregungsspannung (kV) ab.

Mit dem EDX können auch Flächenscans durchgeführt werden (Mapping). Es wird also hier nicht nur ein Punkt sondern eine Fläche analysiert. Neben diesen 2 Möglichkeiten gibt es am Institut für Werkstoffkunde (TU Graz) noch die Möglichkeit, einen Line-Scan durchzuführen.

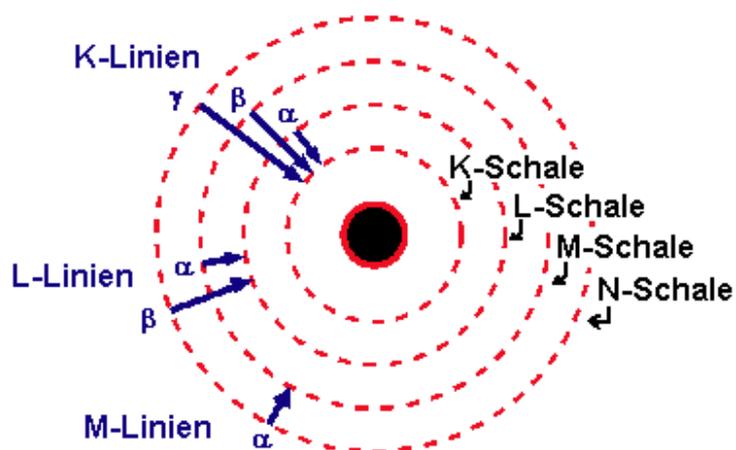


Abbildung 35 Energieschalen eines Atoms<sup>105</sup>

<sup>105</sup> <http://www.reclot.de/kapitel/kurs.htm>; 03.02.2010

### Wellenlängendispersive Röntgenanalyse (WDX)

Hierbei werden die einzelnen Wellenlängen der verschiedenen Elemente nacheinander abgefahren und die gebeugte Reststrahlung an ein Zählrohr geschickt. Dort werden die Impulse erfasst. Die Ausgabe erfolgt wiederum mittels eines Linienspektrums, welches wahlweise in Energie oder Wellenlänge ausgegeben werden kann. Ein WDX hat eine viel feinere Auflösung, dadurch lassen sich Elemente auseinanderhalten, deren Linien sich im EDX-Spektrum überlappen

Im Anschluss an die Theorie wurden die einzelnen Metallpulverfülldrähte mittels REM und Mappings untersucht. Abbildung 37a zeigt ein BSE-Bild des Fülldrahtes A7-MC. Hingegen wurde in Abbildung 37b ein Mapping durchgeführt. Dabei wurde über das BSE-Bild das EDX-Bild gelegt. Um dieses Bild zu erhalten, wurde mit Hilfe des aufgenommenen EDX-Spektrums (Abbildung 36) das BSE-Bild eingefärbt. Dieser Vorgang wurde für alle verwendeten Metallpulverfülldrähte wiederholt. Dabei konnten festgestellt werden, dass die Zusammensetzungen mit den gelieferten Analysen von BSGA-Kapfenberg überein stimmten. Weiters wurden die einzelnen Körner der Füllungen analysiert. Der Hauptunterschied zwischen den A7-MC und den HSDX-MC Massen ist jener, dass im A7-MC Mangan (Abbildung 37) zu finden war und in den HSDX-MC Massen Molybdän, wie dies die Abbildung 38 und 39 zeigen. Das äußere Band besteht aus einem 1.4306 (X2CrNi19-11)<sup>106</sup> austenitischen Werkstoff. Um die gewünschte Legierung zu bekommen, wird Pulver mit den gewünschten Legierungselementen in das Röhrchen gestopft.

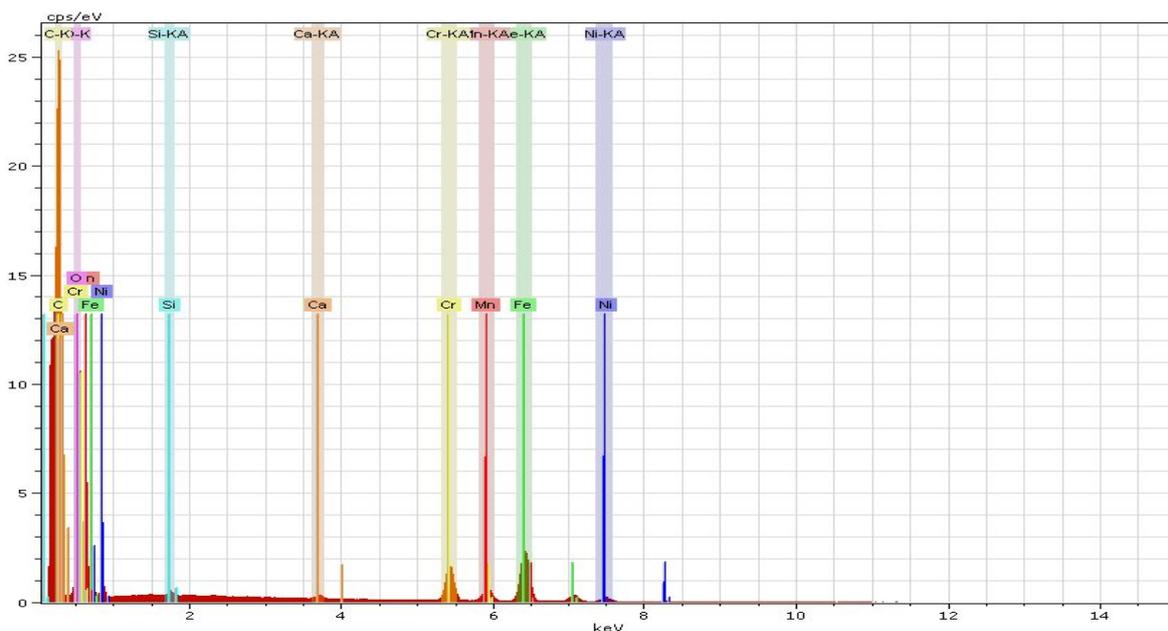


Abbildung 36 EDX-Spektrum A7-MC Fülldraht

<sup>106</sup> Information von Herrn Ziegerhofer, BSGA

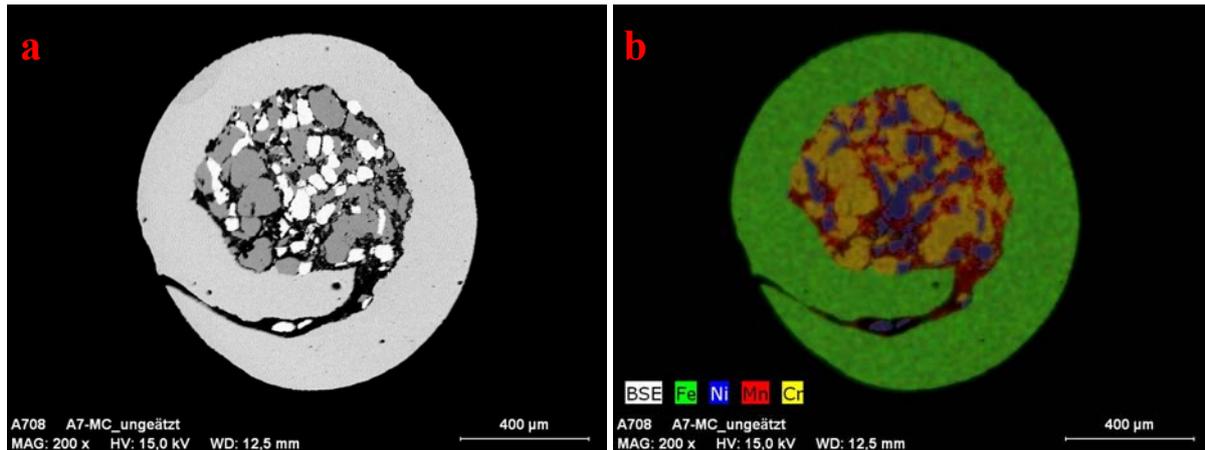


Abbildung 37 Fülldraht A7-MC a) BSE-Bild; b) Mapping

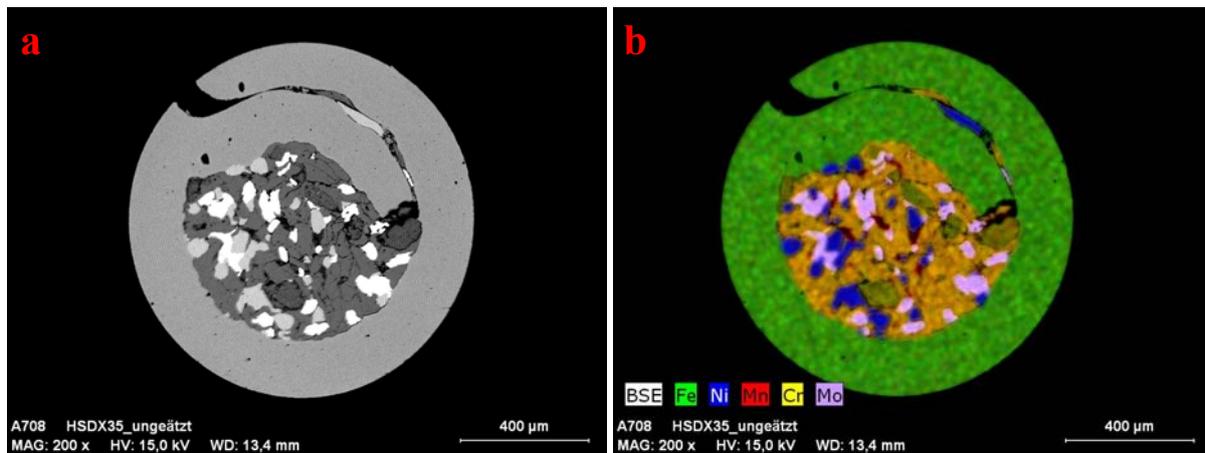


Abbildung 38 Fülldraht HSDX-MC Ma35, a) BSE-Bild; b) Mapping

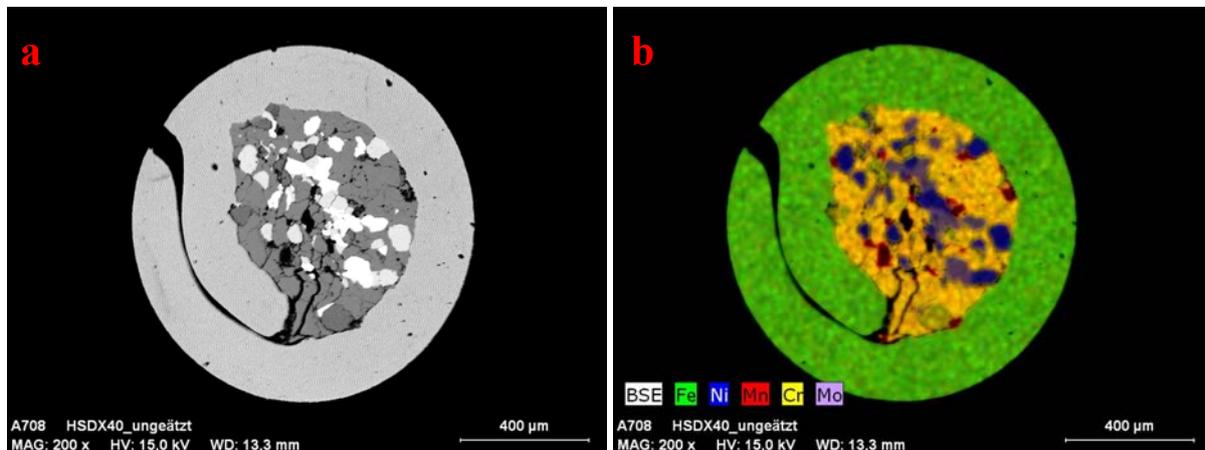


Abbildung 39 Fülldraht HSDX-MC Ma40, a) BSE-Bild; b) Mapping

Als letztes wurde noch die Querschnittsfläche des Metallbandes mit dem Programm KS400<sup>107</sup> (Abbildung 40), ausgewertet. Dies wurde aus diesem Grund gemacht, um die Stromdichte, im Kapitel 6.3 (Seite 68) errechnen zu können. Die Ergebnisse sind in Tabelle 22 zu entnehmen. Weiters wurde der Bandanteil ausgerechnet, welcher bei ca. 52% liegt.

<sup>107</sup> Karl Zeiss Software; Programmablauf gleich wie bei Einbrandbestimmung, siehe Anhang Kapitel 14.1 (Seite 209)

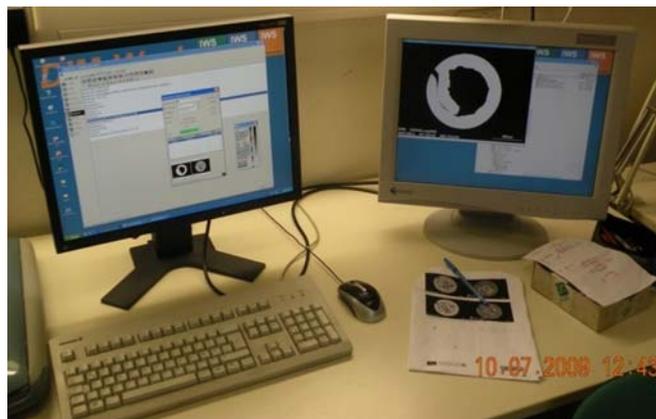


Abbildung 40 Flächenberechnung mit KS400-Software

Fülldraht	$A_{\text{Band}} [\text{mm}^2]$	$A_{\text{Vollquerschnitt}} [\text{mm}^2]$	Bandanteil [%]
A7-MC	0,58115	1,130973	51,38
HSDX-MC Ma35	0,59239	1,130973	52,38
HSDX-MC Ma40	0,60781	1,130973	53,74

Tabelle 22 Flächenbestimmung der verwendeten Fülldrähte

# 5 Metallaktivgasschweißen (MAG)

## 5.1 Grundlagen

Eine Übersicht über alle Schweißverfahren, ist in Abbildung 41 ersichtlich. Bei diesem Projekt wurde aber nur ein spezieller Bereich der Schweißtechnik verwendet. Nämlich der Bereich des Metallaktivgasschweißens mit Fülldrahtelektrode (136) unter Verwendung von Mischgas MAGM (Ar+2,5%CO<sub>2</sub>).

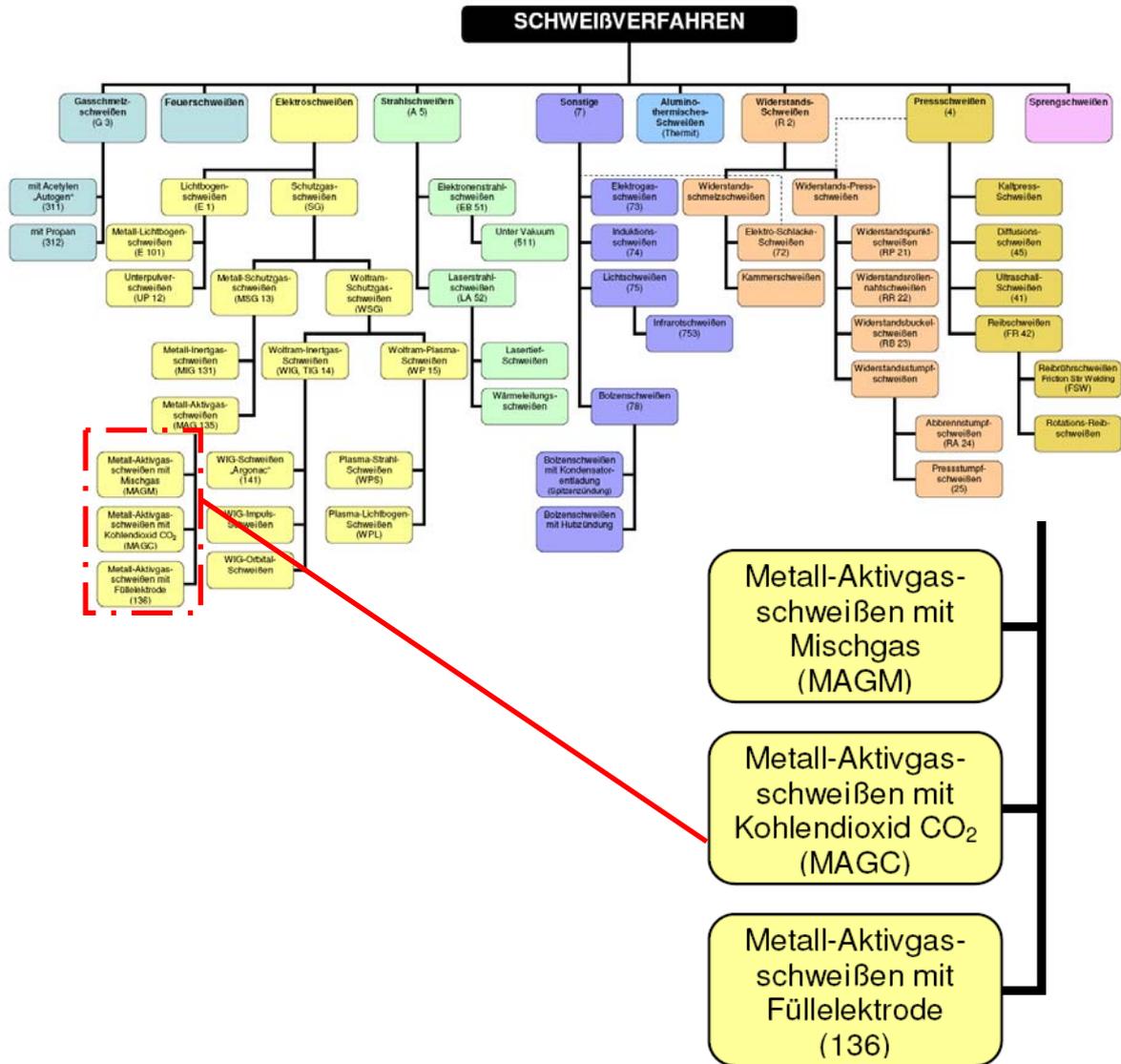


Abbildung 41 Übersicht Schweißverfahren<sup>108</sup>

Beim MAG-Schweißverfahren brennt ein Lichtbogen zwischen der abschmelzenden Elektrode und dem Werkstück (Abbildung 42). Dabei wird die Drahtelektrode mit konstanter Geschwindigkeit von einem einstellbaren Drahtvorschubgerät durch das Schlauchpaket zum Schweißbrenner gefördert. Der Schweißstrom wird von dem Kontaktrohr auf die Elektrode übertragen, wodurch der Lichtbogen zwischen Elektrode und Werkstück gezündet wird, vgl. Stromdichte (Formel 12, Seite 42) durch die geringe Querschnittsfläche des Drahtes ziemlich hoch.

<sup>108</sup> <http://lernen.schule.at/gefuehrtes-lernen/media/files/pdf/ft/Schweissverfahren.pdf>, 02.06.2009

Als Beispiel sei ein Massivdraht mit einem Drahtdurchmesser  $d=1,2\text{mm}$  und eine Stromstärke von  $I=234\text{ A}$  gegeben. Somit errechnet sich eine Stromdichte von  $S=206,9\text{A/mm}^2$ . Die Werte bei den Fülldrähten liegt im Mittel bei  $357\text{A/mm}^2$  (siehe Tabelle 26, Seite 69). Es ist ersichtlich, dass Metallpulverfülldrähte eine um ca.  $100\text{A/mm}^2$  höhere Stromdichte aufweisen.

Dies hat zur Folge, dass hohe Abschmelzleistungen, bis zu  $20\text{m/min}$  Drahtvorschub, für die Standard MAG-Anlage und ein guter Einbrand (Aufmischung) erreicht werden können. Weiters strömt das Schutzgas aus der Gasdüse und hat die Aufgabe, das abschmelzende Ende der Elektrode, den Lichtbogen und das Schweißbad vor Einflüssen der Atmosphärenumgebung, besonders vor Sauerstoff und Stickstoff zu schützen.

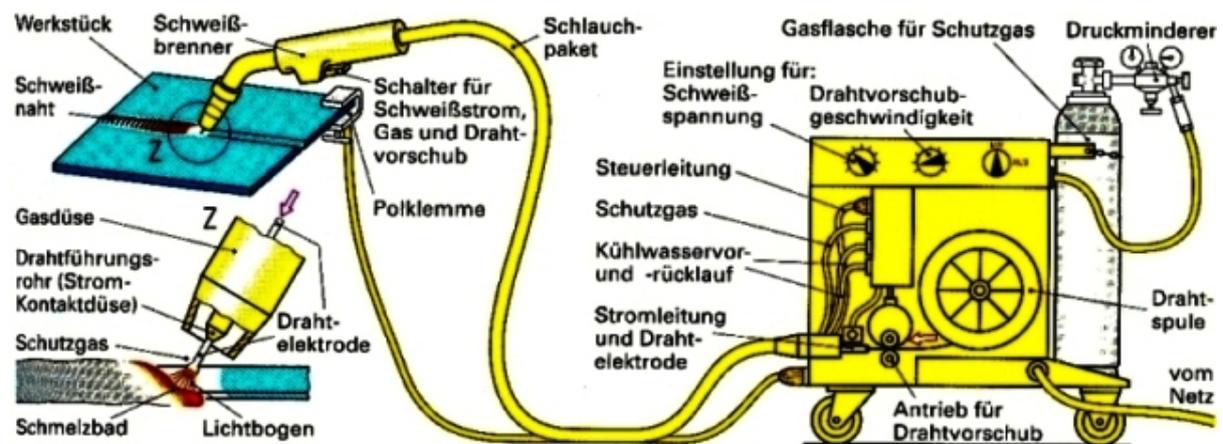


Abbildung 42 MAG-Schweißanlage<sup>109</sup>

Als Schutzgas dienen beim MAG-Verfahren aktive (reaktionsfreudige) Gase wie reines  $\text{CO}_2$ , und Mischgase (reaktionsträge) z.B. CRONIGON®<sup>110</sup> (97,5% Argon und 2,5%  $\text{CO}_2$ ). Letztere wurden bei den hier durchgeführten Kehlnahtschweißungen verwendet. Dabei reagiert Ar nicht und mit  $\text{CO}_2$  kommt es zu einem C-Zubrand.

## 5.2 Aufbau der verwendeten MAG-Anlagen

Für die Kehlnahtschweißungen wurden die Schweißanlagen Cold Metal Transfer (CMT) und Transpuls Synergic 5000 verwendet:

### 1. Cold metal Transfer (CMT)

CMT ist ein MIG/MAG-Schweißverfahren, welches im Kurzlichtbogenbereich arbeitet. Hierbei erfolgt die Tropfenablösung durch mechanisches Zurückziehen des Drahtes. Die dafür notwendige hochfrequente Drahtvorschubsänderungsbewegung erfolgt über einen hochdynamischen AC-Servomotor, welcher am Schweißbrenner angebracht ist und direkt in die Prozessregelung (Abbildung 43) eingebunden ist<sup>111</sup>. Dabei erkennt die Regelung einen Kurzschluss und der AC-Servomotor unterstützt durch das Zurückziehen des Drahtes die Tropfenablösung.

<sup>109</sup> H. Braun; Fachkunde Metall, 53. Auflage, FS Fachbuchreihe, Verlag und Vertriebs GmbH, Wien; 1999, S.227

<sup>110</sup> [http://www.linde-gase.de/produkte/industriegase/industriegase/cronigon\\_2.html](http://www.linde-gase.de/produkte/industriegase/industriegase/cronigon_2.html); 03.02.2010

<sup>111</sup> DI Jürgen Bruckner; Cold Metal Transfer (CMT) –Ein neuer Prozess in der Fügetechnik; Fronius 1/2005

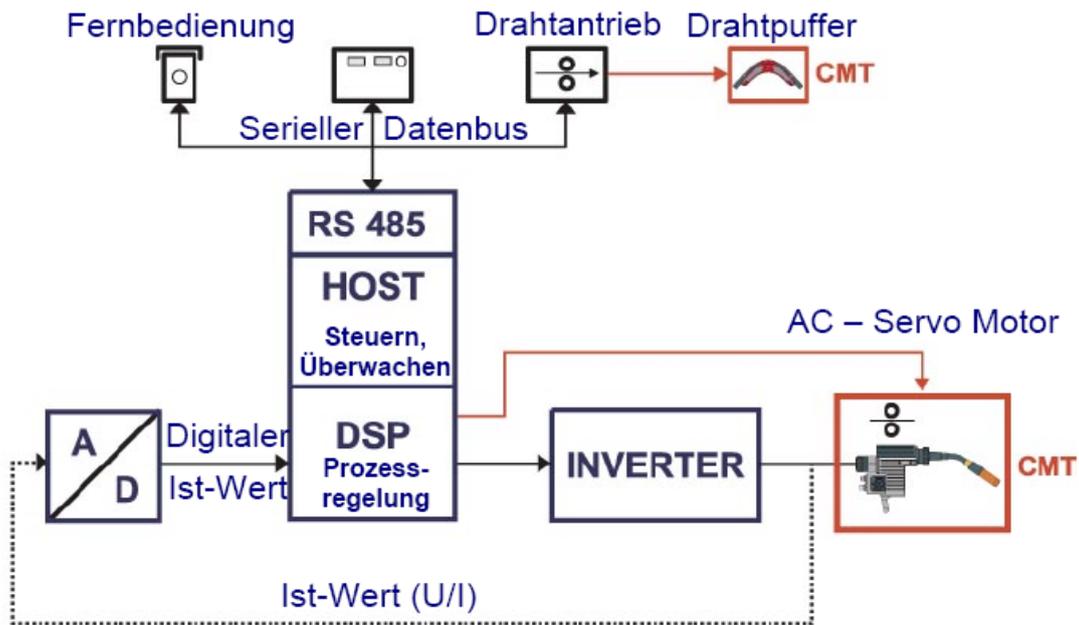


Abbildung 43 Prozessregelung der CMT-Anlage<sup>112</sup>

Das bedeutet, dass die CMT-Anlage (Abbildung 44) zwei Drahtvorschubmotoren besitzt: Der vordere(6), direkt am Brenner, der den Draht bis zu 90-mal pro sec. vor- und zurückzieht. Der hintere Motor(5) fördert den Draht mit konstanter Geschwindigkeit durch das Schlauchpaket. Um die Drahrückführungen für die Tropfenablöse zu ermöglichen, muss zwischen den zwei Motoren ein Drahtpuffer(7), die sogenannte „Banane“, dazwischen geschaltet werden. Sie hat die Aufgabe, die Antriebe voneinander zu entkoppeln. Die weiteren Bauteile sind: digitalisierte MSG-Inverterquelle(1) (IWS Anlage TPS4000), Fernbedieneinheit(2), Kühlgerät(3), Robotorinterface(4), Roboterschweißbrenner(6), Drahtversorgung(8).

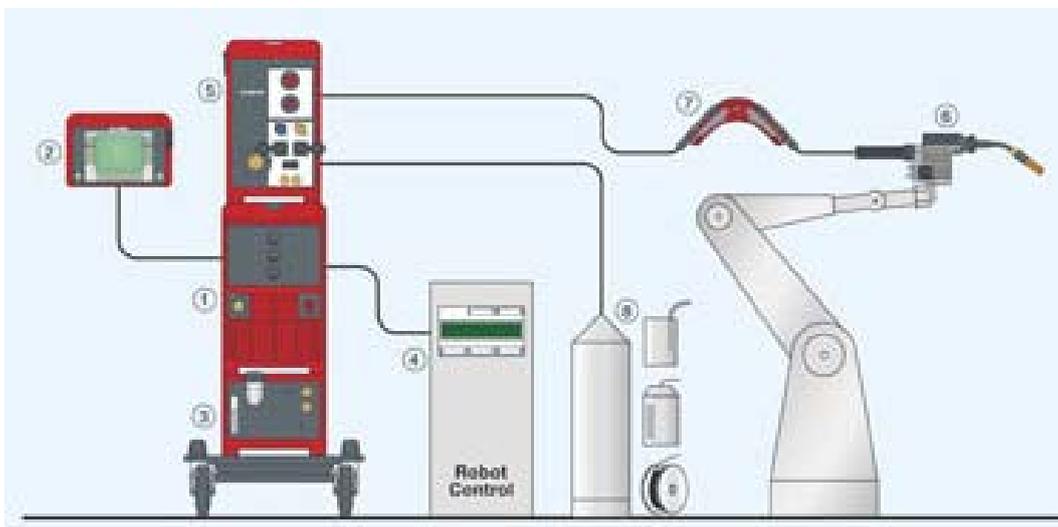


Abbildung 44 Aufbau einer CMT-Schweißanlage<sup>113</sup>

1: Digitalisierte MSG-Inverterstromquelle TPS 3200 / 4000 / 5000 CMT. 2: Fernbedienung RCU 5000i. 3: Kühlgerät FK 4000 R. 4: Roboterinterface. 5: Digital geregelter Drahtvorschub VR 7000 CMT. 6: Roboterschweißbrenner Robacta Drive CMT (m. digital geregelten, getriebelosen, hochdyn. AC Servomotor). 7: Drahtpuffer (Entkopplung der Drahtantriebe 5 u. 6 / Speicherkapazität Schweißdraht). 8: Drahtversorgung.

<sup>112</sup> DI Jürgen Bruckner; Cold Metal Transfer (CMT) –Ein neuer Prozess in der Fügechnik; Fronius 1/2005; S. 3

<sup>113</sup> <http://www.maschinenmarkt.vogel.de/themenkanale/produktion/umformtechnik/maschinen/articles/43744/>; 03.02.2010

Die Unterschiede von CMT zum normalen Puls-Verfahren sind jene:

- hohe Reaktionsgeschwindigkeit bei Stickoutänderung
- spritzerarmer bis spritzterfreier Werkstoffübergang
- sehr hohe Lichtbogenstabilität
- optimaler Materialübergang durch reversible Drahtzufuhr
- sehr geringe Wärmeeinbringung (wurde für Fein-, Feinstbleche entwickelt)
- Kombination CMT-Puls möglich

## 2. TransPuls Synergic 5000 (TPS) der Fa. BSGA-Kapfenberg

Hierbei handelt es sich um eine volldigitalisierte und mikroprozessorgesteuerte MIG/MAG-Stromquelle für Kurz-, Sprüh-, und Impulslichtbogen. Der Aufbau der TPS ist ähnlich der CMT-Anlage (Abbildung 44), doch mit dem Unterschied, dass erstere keinen Drahtspeicher und der Brenner besitzt. Der Vorschubmotor fördert nur in Vorschubrichtung.

Im Drahtvorschubgerät ist weiters die Steuerung untergebracht, welche auf Knopfdruck den Brennerschalter, das Stromschaltrelais das Schutzgasventil und andere Funktionen ansteuert.

Weiters unterscheidet man nach der Bauform:

- Kompaktgerät/Kabinengerät
- Tandemgerät
- Push-Pull-Gerät
- Kleinspulengerät
- Universalgerät

Im Normalfall wird die Drahtelektrode durch ein 3-5m langes Schlauchpaket zum Schweißbrenner gefördert. Tandemgeräte und Universalgeräte haben einen zusätzlichen Antrieb für den Draht. Dadurch erhöht sich deren Arbeitsradius beträchtlich. Beim Universalgerät ist sogar die Drahtzuführung extern vom Umformer, direkt am Schweißbrenner. Dadurch erspart man sich die lange Förderung durch das Schlauchpaket. Auch Push-Pull-Geräte und Kleinspulengeräte haben einen erhöhten Einsatzbereich. Der Grund hierfür liegt darin, dass der Draht zusätzlich im Schweißbrenner mittels einer Drahtfördereinrichtung gezogen wird. Bei diesen Geräten wird die Drahtelektrode im Stromquellengehäuse geschoben und im Schweißbrenner gezogen. Als einziges Schweißgerät hat das Kabinengerät einen begrenzten Einsatzradius. Dies ist darauf zurück zu führen, dass die Drahtelektrode nur durch das Schlauchpaket geschoben wird. Dadurch werden die Reibkräfte, die gegen die Förderrichtung wirken in einem bestimmten Abstand von der Vorschubeinrichtung einfach zu groß. Die Reichweite ist ca. 3m (max. 5m).

## 5.3 Lichtbogen

### Vorgänge im Lichtbogen

Der MAG-Lichtbogen gehört zu den gasförmigen Leitern (Plasma). Er existiert nur, wenn Ladungsträger vorhanden sind. Er ist ein Metaldampflichtbogen, dessen Leitvermögen von dem ionisierten Metaldampf bestimmt wird (Abbildung 45a). Das Ionisieren erfolgt meist durch Stoßionisation. Dabei treffen Elektronen auf ein Atom und schlagen durch Aufprall Elektronen heraus. Dadurch entstehen positive und negative Ladungsträger (Ionen). Im Schweißlichtbogen findet ein Energie- und Metalltransport statt. Dieser kann durch Makro- und Mikroparameter beeinflusst werden. Zu den Makroparametern gehören der Schweißstrom (I), die Schweißspannung (U), die hauptsächlich die Lichtbogenlänge bestimmt, die

Temperatur (T) und die Ionisationsspannung des Lichtbogens. Der Lichtbogen kann in 3 Bereiche aufgeteilt werden (Abbildung 45b). Der Kathodenfall bezeichnet ein Gebiet mit steil abfallender Spannung, bei negativ geladener Kathode. Das gleiche findet bei der positiv geladenen Anode statt (Anodenfall). Dazwischen befindet sich die Bogensäule (leitendes Plasma). Dieses Plasma besteht aus Elektronen, Ionen und Molekülen. Dieses Plasma hat über seine Länge einen gleichmäßigen Spannungsabfall.

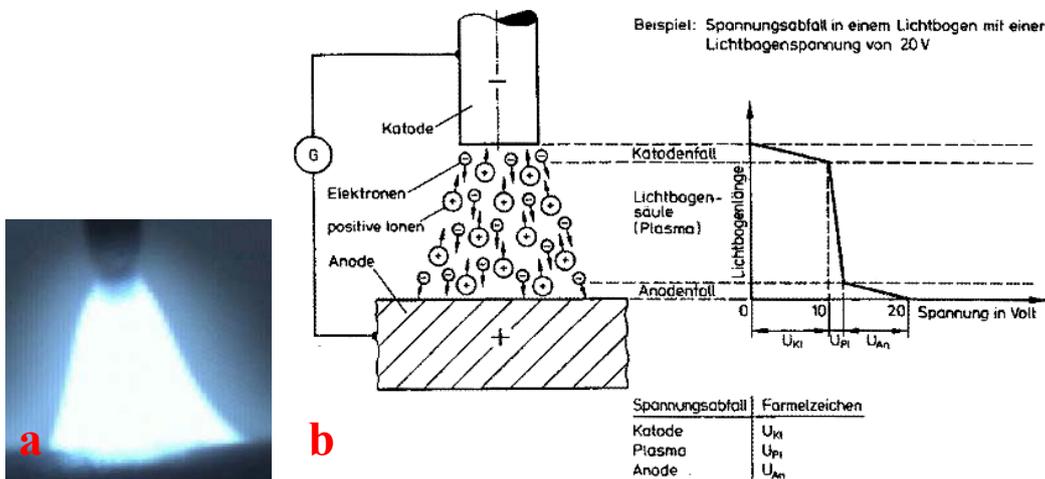


Abbildung 45 a) Bildung eines Lichtbogens<sup>114</sup> b) Vorgänge im Lichtbogen<sup>115</sup>

Werden alle drei Bereiche des Lichtbogens vereinfacht zusammengefasst, so bekommt man den Spannungsabfall bei Stromdurchfluss. Den Zusammenhang zwischen Strom und Spannung bei einer bestimmten Lichtbogenlänge wird als Kennlinie bezeichnet. Diese wird neben der Lichtbogenlänge noch von der Lichtbogenatmosphäre, dem Elektrodenwerkstoff, dem Gasdruck und der magnetischen Kontraktion des Plasmas bestimmt. Der Lichtbogen „brennt“ nur, wenn Schweißstrom und –spannung genügend groß sind. Beim MAG-Schweißen wird eine  $\Delta I$ -Regelung (auch innere Regelung genannt) verwendet, siehe Abbildung 46. Hierbei ist eine Schweißstromquelle mit fast horizontalen Belastungskennlinien (A) erforderlich. Der Drahtvorschub ist konstant.

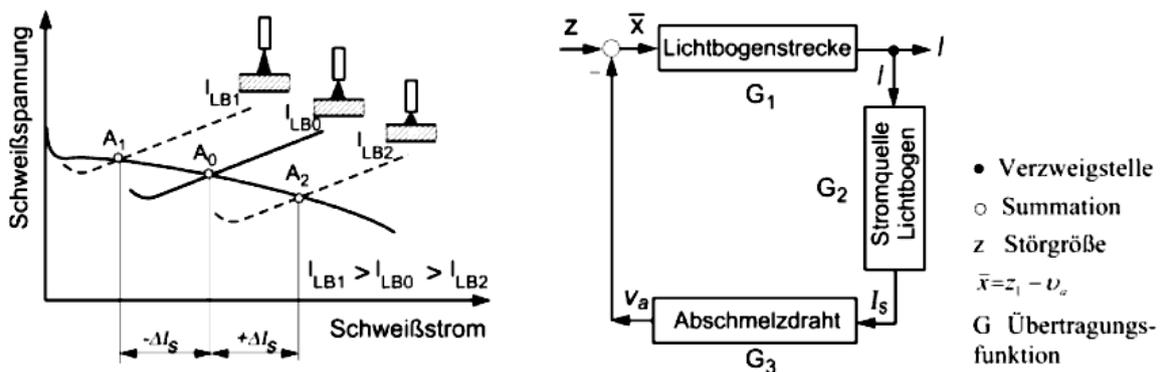


Abbildung 46  $\Delta I$ -Regelung beim MAG-Schweißen und dazugehöriges Blockschaltbild<sup>116</sup>

Ändert sich nun die Lichtbogenlänge (LB), so tritt ein Selbstregelmechanismus durch die Schweißstromänderung ein. Ändert sich die Länge auf  $LB_1$ , so wird der Arbeitspunkt A nach

<sup>114</sup> <http://www.cfx-berlin.de/de/anwendungen/elektromagnetik/img/arcphase.jpg>; 09.12.2009

<sup>115</sup> O. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Mont. H. Cerjak, Dr. N. Enzinger, Hon. Prof. Dr. O. Pasic: Skriptum zur Vorlesung Schweißtechnik. Graz, 2001/2006, Kapitel 6, S. 6-2

<sup>116</sup> Klaus-Jürgen Matthes, Erhardt Richter: Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen; Hanser Verlag; 4. überarbeitete Auflage; 2008; S. 69

$A_1$  verschoben. Dies hat zur Folge, dass sich eine Schweißstromverminderung um  $-\Delta I_S$  einstellt, welche die Abschmelzlänge verkleinert. Dadurch stellt sich wieder eine  $LB_0$  ein. Wird hingegen  $LB$  kleiner, so tritt eine Schweißstromänderung um  $+\Delta I_S$  in Verbindung mit einer höheren Abschmelzmenge auf. Auch danach stellt sich wiederum die Ausgangslichtbogenlänge  $LB_0$  ein. Die  $\Delta I$ -Regelung ist auch aus Abbildung 46 ersichtlich. Als Hauptregelgröße ist das dynamische Verhalten der Stromquelle ausschlaggebend.

Arten von Lichtbögen:

- Gleichstromlichtbogen
- Wechselstromlichtbogen
- Impulslichtbogen

### Werkstoffübergang

Beim MIG/MAG Schweißen wird eine abschmelzende Elektrode im Lichtbogen angeschmolzen (exotherme Reaktionen und fließender Strom) und anschließend auf die zu verbindenden Werkstücke übertragen. Dies erfolgt entweder kurzschlussfrei oder im Kurzschluss (d.h. der sich bildende Tropfen berührt das Schweißbad). Der Werkstoffübergang erfolgt hauptsächlich durch elektrodynamische und elektrostatische Kräfte (Abbildung 47).

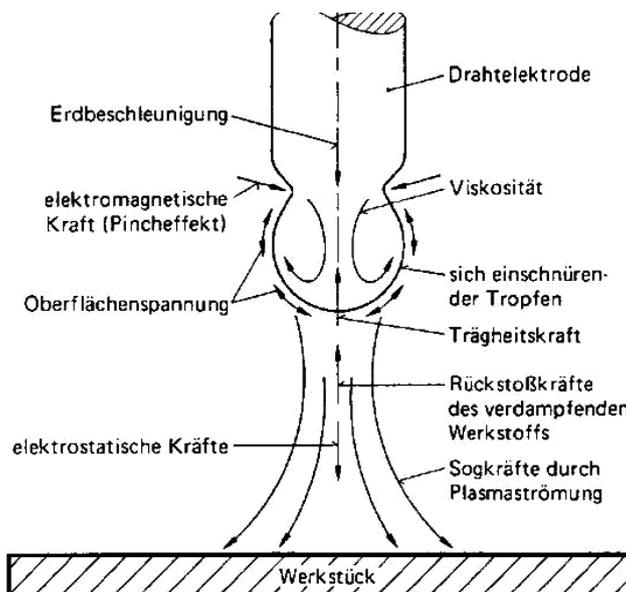
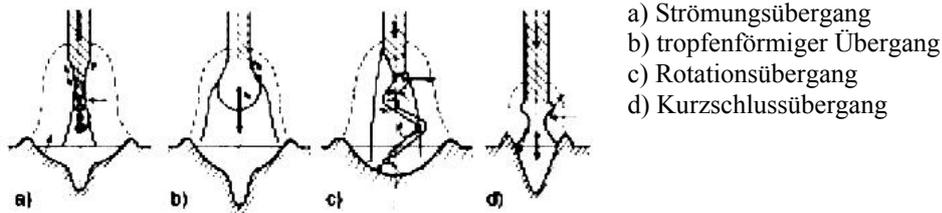


Abbildung 47 Kräfte beim Tropfenübergang<sup>117</sup>

Die sogenannte Pinchkraft die die Tropfenablösung bewirkt, ist die radiale Kraftkomponente der Lorentzkraft.

Die Form des Tropfenüberganges wird beeinflusst durch das Schutzgas, den Schweißstrom bzw. Drahtvorschub und die Schweißspannung. Dieser Übergang lässt sich je nach schweißtechnischer Anwendung in vier Bereiche einteilen und zwar in den Strömungsübergang, den tropfenförmigen Übergang, den Rotationsübergang und den Kurzschlussübergang (Abbildung 48). Jeder dieser Werkstoffübergänge ist einer Lichtbogenart zuzuordnen.

<sup>117</sup> <http://www.ewm-handel.de/downloads/wm009300.pdf>; 22.07.2009; S. 3



- a) Strömungsübergang
- b) tropfenförmiger Übergang
- c) Rotationsübergang
- d) Kurzschlussübergang

Abbildung 48 Formen des Tropfenüberganges<sup>118</sup>

Bei Mischgasatmosphäre auf Argon-Basis läuft der Strompfad gerade durch den sich ablösenden Tropfen und lässt die radialen Kraftkomponenten (Pinchkraft) im Gleichgewicht. Hingegen wird bei dem CO<sub>2</sub>-Schutzgasschweißen der Tropfen aus der Richtung der Elektrodenachse ausgelenkt, dabei biegt der Strompfad von seiner Richtung ab und wird zweimal umgelenkt. Dadurch erfährt der Tropfen durch die elektromagnetischen Kräfte eine kreisende Bewegung um seinen Schwerpunkt (Abbildung 49).

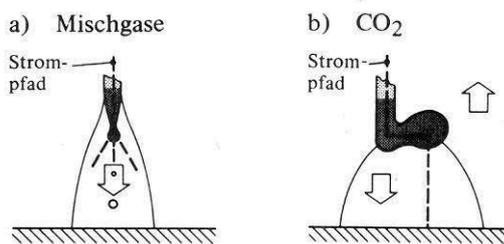


Abbildung 49 Tropfenübergang bei a) Mischgas und b) CO<sub>2</sub><sup>119</sup>

### Lichtbogenarten

Je nach Einsatzbereich gibt es unterschiedliche Methoden, den Lichtbogen zu steuern. Die Wahl des Lichtbogens hängt von den folgenden Faktoren ab: Geforderte Abschmelzleistung, dem Einbrand, der Spaltüberbrückung, den einzuhaltenden Schweißzeiten, der Blechdicke oder dem erforderlichen Schweißen in Zwangspositionen. Mit modernen Schweißgeräten sind alle üblichen Lichtbogenarten einstellbar (Abbildung 50).

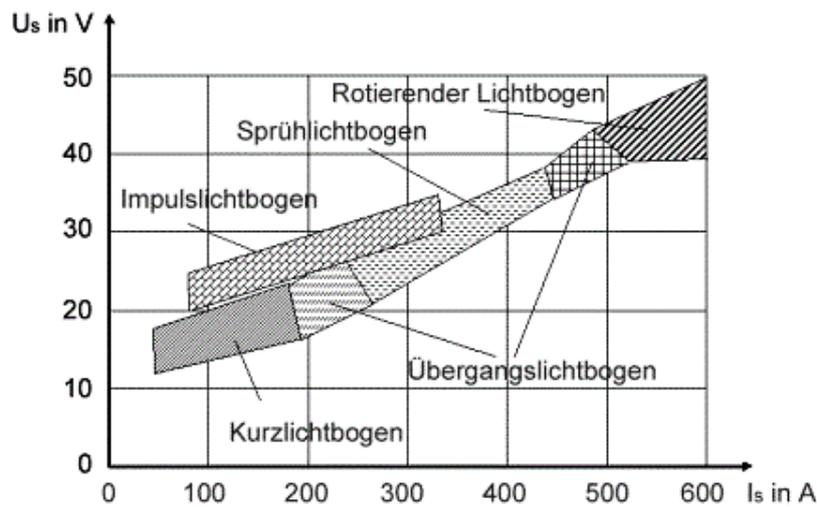


Abbildung 50 Lichtbogen Einsatzbereiche<sup>120</sup>

<sup>118</sup> <http://www.ewm-handel.de/downloads/wm009300.pdf>, 22.07.2009, S. 2

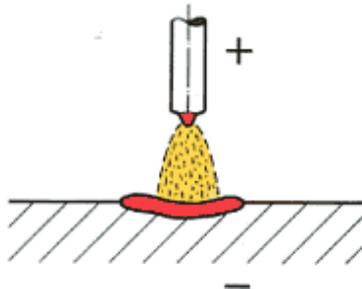
<sup>119</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 16

<sup>120</sup> [http://www.htw-dresden.de/~kuehne/fuegetechnik/index.php?navigation=schweisslabor&navigation\\_sl=lichtbogenarten](http://www.htw-dresden.de/~kuehne/fuegetechnik/index.php?navigation=schweisslabor&navigation_sl=lichtbogenarten), 22.07.2009

## Lichtbogenarten und deren Werkstoffübergang beim MIG/MAG Schweißen

Im Folgenden werden die einzelnen Lichtbogenarten kurz beschrieben. Genauer eingegangen wird auf den Impulslichtbogen, da die praktischen Schweißversuche mittels Impulslichtbogen durchgeführt wurden.

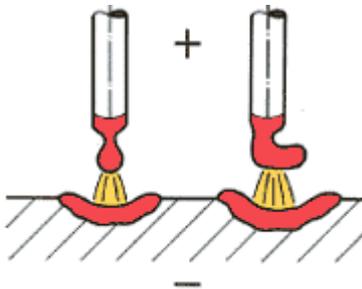
### 1. Sprühlichtbogen



- Werkstoffübergang: feintropfig, kurzschlussfrei
- Schweißbad ist dünnflüssig
- Schutzgas: 100% Argon, Mischgas
- Anwendung: alle Metalle, V-Nähte, Kehlnähte
- Einstellbereich: >25V

Abbildung 51 Sprühlichtbogen<sup>121</sup>

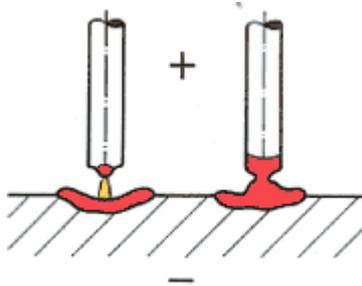
### 2. Langlichtbogen



- Werkstoffübergang: grobtropfig, nicht kurzschlussfrei
- Schweißbad ist dünnflüssig
- Schutzgas: Mischgas, CO<sub>2</sub>
- Anwendung: große Wandstärken
- Einstellbereich: >20V

Abbildung 52 Langlichtbogen<sup>121</sup>

### 3. Kurzlichtbogen



- Werkstoffübergang: feintropfig im Kurzschluss
- Schweißbad ist zähflüssig
- Schutzgas: Mischgas, CO<sub>2</sub>
- Anwendung: Stahl, dünne Werkstücke, Wurzelschweißung, Schweißen in Zwangspositionen
- Einstellbereich: <20V

Abbildung 53 Kurzlichtbogen<sup>121</sup>

### 4. Impulslichtbogen

Beim Impulslichtbogen ist es möglich, einen freien (kurzschlussfreien) und spritzerarmen Tropfenübergang zu erzielen. Weiters erreicht man eine hohe Tropfenanzahl (Tropfenfrequenz), welche der Pulsfrequenz entspricht. Dies wird auch bei kleinen Lichtbogenleistungen erreicht, die ansonsten mittels Kurzlichtbogen oder Langlichtbogen geschweißt werden. Wie oben beschrieben, sind diese zwei Lichtbogenarten nicht kurzschlussfrei, was wiederum zu Spritzern führt.

Der Impulslichtbogen wurde zuerst beim MIG-Schweißen entwickelt, um bei den „kritischen Stromstärken“, einen gesteuerten Tropfenübergang zu erzielen. Diese kritische Stromstärke ist jener Strombereich, bei dem der Tropfenübergang schlagartig grobtropfig wird (sogenannter

<sup>121</sup> [http://www.werkzeugforum.de/uploads/pics/mag\\_01.gif](http://www.werkzeugforum.de/uploads/pics/mag_01.gif), 22.7.2009

Übergangslichtbogen). Dabei erfolgt die Tropfenablösung fast nur mehr durch die Schwerkraft. Die weiteren auftretenden Kräfte beim Werkstoffübergang sind in Abbildung 47 dargestellt. Um bei der kritischen Stromstärke noch einen feintropfigen Werkstoffübergang zu erzielen, wird beim Impulslichtbogen kurzfristig der Strom ( $I$ ) über die kritische Stromstärke (Impulsstromniveau) erhöht. So erzielt man auch bei geringen Stromstärken eine erhöhte Tropfenanzahl. Zusätzlich kommt es durch die Erhöhung der Stromstärke zu einer Beschleunigung des Tropfens im Lichtbogen (höhere elektrostatischen Kräfte, Sogkräfte der Plasmaströmung).

Nur ein Stromimpuls (Abbildung 54a) reicht nicht für ein befriedigendes Schweißverhalten. Neben dem Stromimpuls  $I_p$  braucht man einen Grundstrom  $I_G$  (Abbildung 54b), welcher die Funktionen hat, den Lichtbogen zu erhalten und die Drahtelektrode anzuschmelzen. Das Ablösen erfolgt anschließend durch einen ausreichend hohen Stromimpuls (Abbildung 54c). Stromquellen, welche die Stromimpulse zur Verfügung stellen, erzeugen diesen Impuls durch spezielle Schaltungsanordnungen aus der Netzfrequenz. Dadurch erreicht man Pulsfrequenzen von 25, 33 1/3, 50, und 100 Hz (Abbildung 57a). Wenn man einen trapezförmigen Anstieg des Impulses haben will, braucht man auch eine spezielle Stromquelle, die dies auch bewerkstelligen kann. Bei diesen Stromquellen ist die Frequenz der Impulse unabhängig von der Stromfrequenz (Abbildung 54d).

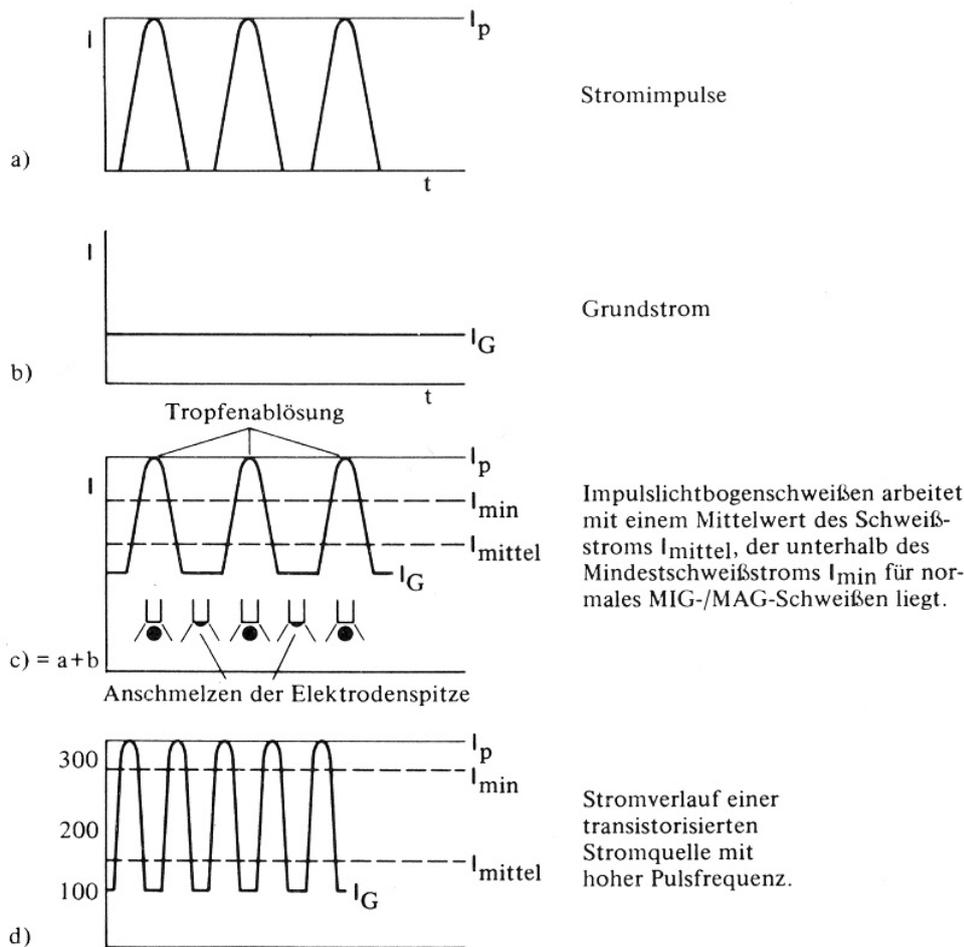


Abbildung 54 Impulslichtbogen<sup>122</sup>

<sup>122</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 181

Eine weitere Möglichkeit ist es, die Höhe und die zeitliche Dauer des Impulses zu steuern. Dies geschieht vorwiegend mit gesteuerten Phasengleichrichtern<sup>123</sup> (Abbildung 57b). Um  $I_{\text{mittel}}$  berechnen zu können, sind einige Grundgleichungen aus der Elektrotechnik nötig, welche kurz erklärt werden:

$I_{\text{mittel}}$ ...mittlerer Strom [A]

$i(t)$ ...zeitl. Stromverlauf [A]

$I_G$ ...Grundstrom [A]

$\hat{i}$ ...Scheitelwert des Stromes [A]

$I_p$ ...Pulsstrom [A]

$|\bar{i}|$ ...Gleichrichtwert [A]

$f$ ...Frequenz [Hz] [ $s^{-1}$ ]

$\omega$ ...Winkelgeschwindigkeit [ $s^{-1}$ ]

$T$ ...Periodendauer [s]

$t$ ...Zeit [s]

$U_{\text{di}}$ ...Mittelwert der Gleichspannung [V]

$I_{\text{di}}$ ...Mittelwert des Gleichstromes [A]

$\alpha$ ...Steuerwinkel [ $^\circ$ ]

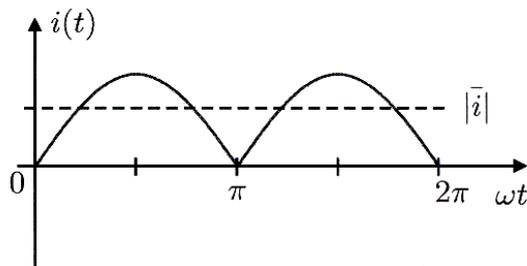
$$I_{\text{mittel}} = I_G + |\bar{i}|$$

$$i(t) = \hat{i} \times \sin(\omega t)$$

$$T = \frac{2 \times \pi}{\omega} = \frac{1}{f}$$

$$|\bar{i}| = \frac{1}{T} \times \int_0^T |i(t)| \times dt = \frac{2}{T} \times \int_0^{T/2} i(t) \times dt = \frac{2}{T} \times \int_0^{T/2} \hat{i} \times \sin(\omega t) \times dt = -\frac{2}{T} \times \hat{i} \times \cos(\omega t) \Big|_0^{T/2} = \frac{2}{\pi} \times \hat{i}$$

**Formel 13** Berechnung des Gleichrichtwertes<sup>124</sup>



**Abbildung 55** Gleichrichtwert<sup>1244</sup>

Um den Gleichrichter steuern zu können, benötigt man ein steuerbares Ventil, z.B. Thyristor. Mit diesem Bauteil ist es möglich, den Beginn des Stromflusses zu verzögern, obwohl die Anode positiv gegenüber der Kathode ist. Dadurch ist es möglich, einen gleichgerichteten Strom zu steuern, d.h. seinen Mittelwert zu verändern. Um aus dem 3-Phasennetz den Gleichrichter-Strom zu erhalten, benötigt man eine Brückenschaltung (Abbildung 56). Dieser Strom ändert sich wie in Formel 14 angeführt.

<sup>123</sup> Rentmeister / Ingruber: Vorlesungsskriptum Elektrotechnik M, WM, VT; Graz, 2008; S. 353ff

<sup>124</sup> Rentmeister / Ingruber: Vorlesungsskriptum Elektrotechnik M, WM, VT; Graz, 2008; S. 150ff

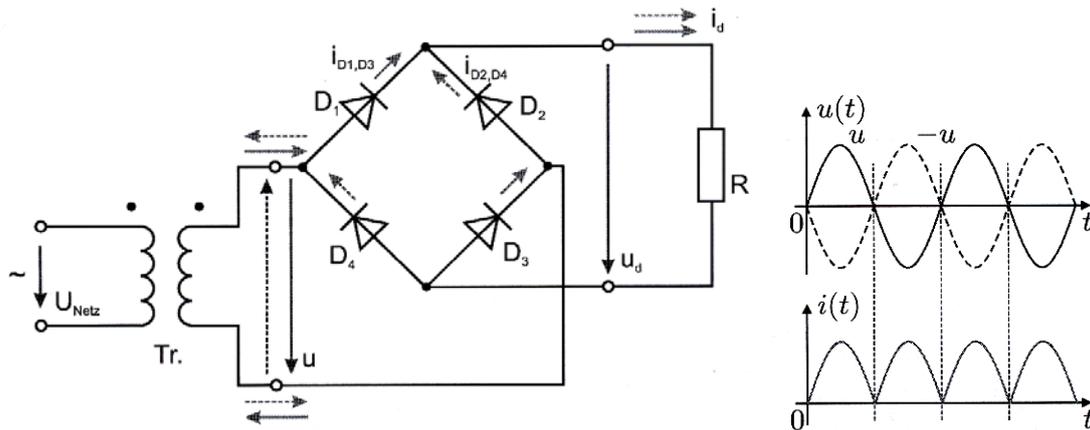


Abbildung 56 Brückenschaltung und dazugehöriger Strom- und Spannungsverlauf<sup>125</sup>

$$I_{di} = 4 \times \frac{\sqrt{2}}{\pi} \times I \times (\cos(\alpha))$$

$$U_{di} = 4 \times \frac{\sqrt{2}}{\pi} \times U \times (\cos(\alpha))$$

Formel 14 Gleichrichtwertberechnung eines gesteuerten Phasengleichrichters<sup>125</sup>

Dünne Bleche werden mit einer niedrigen Frequenz geschweißt. Der Grund hierfür liegt in der begrenzten Wärmeabführung dünnerer Bleche. Hingegen werden dicke Bleche mit einer hohen Pulsfrequenz geschweißt, da die Tropfenanzahl (Abschmelzleistung) stark steigt und eine rasche 3D Wärmeableitung vorliegt.

Impulshöhe und Impulsbreite bestimmen die Wärmemenge des Impulses. Die Impulsdauer wird bei größerem Elektrodendurchmesser angehoben Abbildung 57a und b. Hingegen kann ein zu großer Stromimpuls zu Spritzern führen. Bei einer Impulsfrequenz von 25Hz flackert der Lichtbogen zu sehr und belastet die Augen des Schweißers stark.

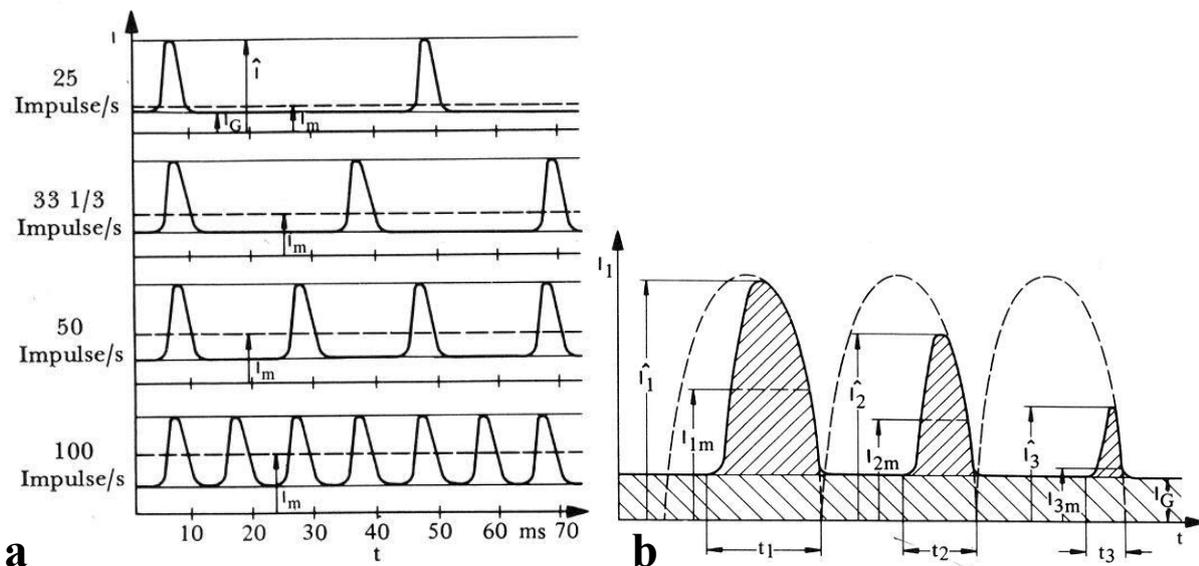


Abbildung 57 a) Impulsfrequenz<sup>126</sup> b) Impulshöhe und Impulsdauer<sup>127</sup>

<sup>125</sup> Rentmeister / Ingruber: Vorlesungsskriptum Elektrotechnik M, WM, VT; Graz, 2008; S. 358ff

<sup>126</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 182

<sup>127</sup> Aichele, Smith; MAG-Schweißen, Band 65; DVS-Verlag, 1975, S. 183

Vorteile des Impulslichtbogens:

- kurzschlussfreier spritzerarmer Werkstoffübergang
- billigere Elektroden verwendbar
- flachere Schweißbraupe

Nachteile des Impulslichtbogens:

- teure Stromquelle
- relativ lautes Schweißgeräusch
- SchweißEinstellung schwierig, da viele Puls-Parameter zusammenspielen
- nur argonreiches Mischgas verwendbar

Anwendungsgebiet:

- dünne Werkstücke
- Schweißen in Zwangspositionen
- höherfeste und höchstfeste Stähle und NE-Metalllegierungen
- warmrissanfällige Stähle und NE-Metalllegierungen

### 5.3.1 Impulslichtbogeneaufnahmen des HSDX-MC Ma 40 Metallpulverfülldrahtes

In der Abbildung 58 wird ein Impulslichtbogen und dessen Werkstoffübergang beim Schweißen einer Kehlnaht beschrieben. Dieser wurde mit der CCD<sup>128</sup> Hochgeschwindigkeitskamera Kodak EKTAPRO 4540 mit einer Auflösung von 4500 Bildern/sec aufgenommen. Dabei erkennt man, dass es im Bild 1 zum Anschmelzen der Spitze der Elektrode kommt. Die Bilder 5 bis 25 zeigen die Ablösung des Tropfens von der Elektrode. Wie aus den Bildern 15 und 20 ersichtlich ist, lösen sich weitere feine Tröpfchen ab, welche zu zusätzlichen Spritzern führen. Das Bild 20 zeigt die Verschmelzung des flüssigen Tropfens mit dem Schweißbad. Im Bild 25 kommt es schließlich wiederum zur Einleitung des Stromimpulses.

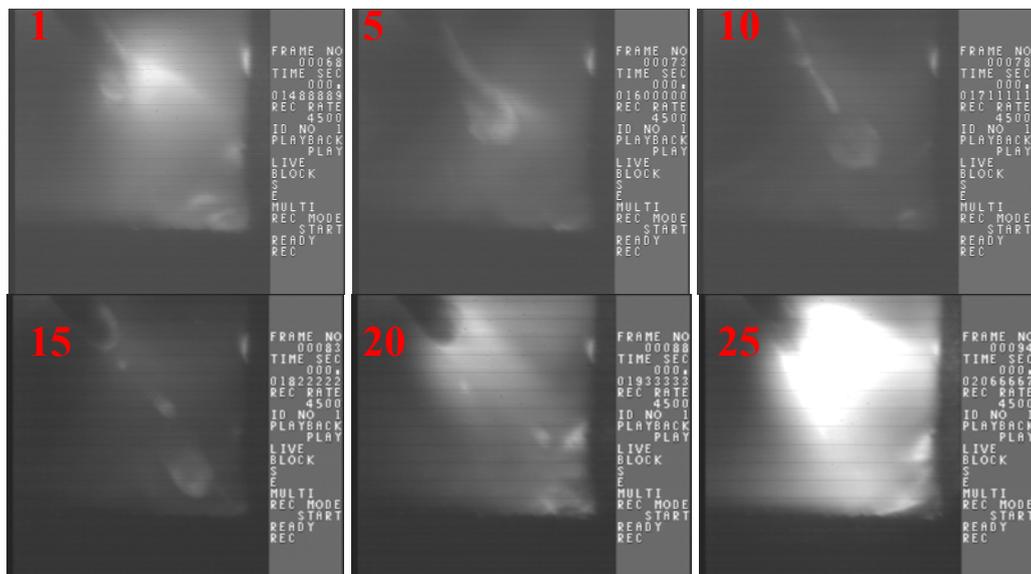


Abbildung 58 Tropfenübergang HSDX Ma 40 Fülldraht<sup>129</sup>

<sup>128</sup> Charge-coupled Device

<sup>129</sup> Untersuchung Join A7\_09\_01\_v0.doc, Kerstin Pfandl, Abb. 8, 07.01.2009, S. 7

Aus Abbildung 59 ist ersichtlich, dass die Pulsfrequenz 150 Hz betragen muss, da auf 100ms 15 Tropfenablösungen zu zählen waren. Weiters ist erkennbar, dass es nach der Tropfenablösung zu einem kurzfristigen Unterschwingen der Grundspannung kommt, dies könnte auf die beschriebenen Tröpfchen zurückzuführen sein. Wenn ein Impuls genauer betrachtet wird, ist es möglich den Stromimpuls und die Impulsdauer abzulesen. Für diese Betrachtung wurde der Bereich von 70 bis 80ms in Abbildung 60 herangenommen. Hier stellte man einen Stromimpulshöhe von 328 [A] und eine Impulsdauer von 2,4 [ms] fest. Dabei liegen der Spitzenstrom bei 419,2 [A] und der Grundstrom bei 92 [A]. Bei diesem Versuch wurde mit der Kennlinie CrNi 199 geschweißt.

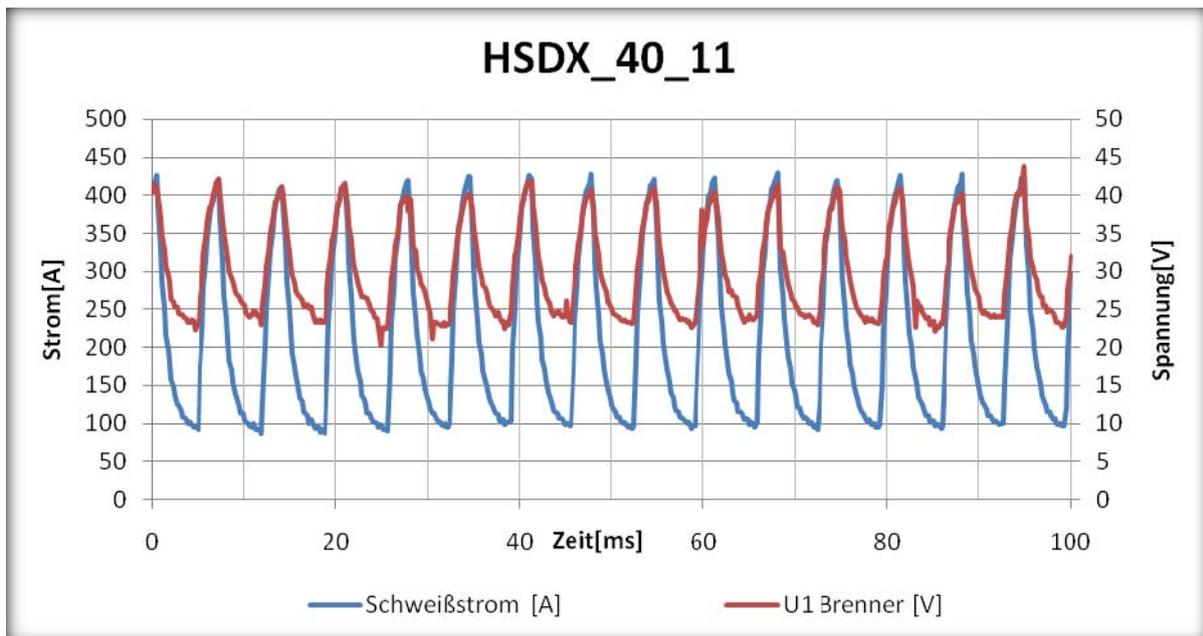


Abbildung 59 Strom-/Spannungsverlauf des HSDX-MC Ma40<sup>130</sup>

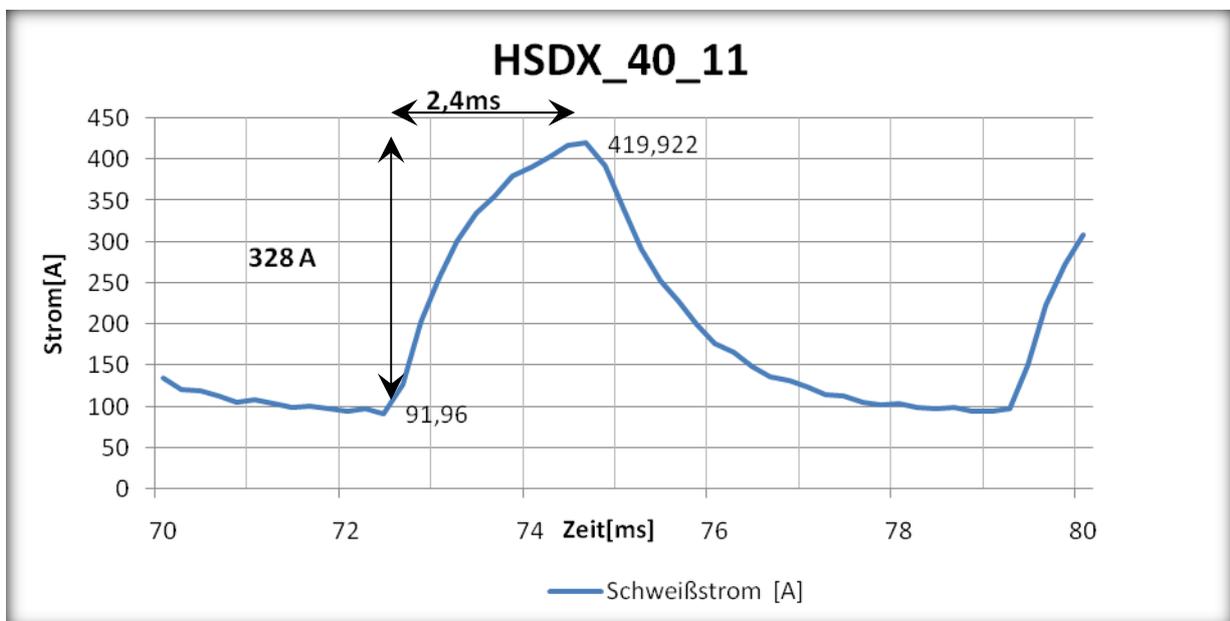


Abbildung 60 Auswertung des Stromimpulses bei 70 ms aus Abbildung 59<sup>131</sup>

<sup>130</sup> Untersuchung Join A7\_09\_01\_v0.doc, Kerstin Pfandl, Abb. 6, 07.01.2009, S. 6

<sup>131</sup> Untersuchung Join A7\_09\_01\_v0.doc, Kerstin Pfandl, Abb. 7, 07.01.2009, S. 6

## 5.4 Phasen beim Schweißen von FeCrNi-Legierungen

Baut man in die Grundmatrix eines Metalls Fremdatome ein, so entstehen ab bestimmten Konzentrationen neue Gitterstrukturen bzw. Phasen. Diese können auch als intermetallische Phasen vorliegen. Die typischen Vertreter von intermetallischen Phasen im 3-Stoffsystem FeCrNi sind in Tabelle 23 dargestellt.

Diese Phasen sind hart (große Härte, Sprödigkeit, Festigkeit) und chemisch sehr beständig (Korrosionsbeständigkeit). Sie besitzen im Normalfall einen hohen Schmelzpunkt und ihr elektrischer Widerstand ist meist viel höher als jener des Umgebungsmaterials. Aus diesem Grund sind sie im Schweißgefüge unerwünscht und führen zur Senkung der Kerbschlagarbeit. Zusätzlich zu diesen Eigenschaften sind sie unmagnetisch.

Am häufigsten sind Sigma-Phasen und Laves-Phasen (es gibt mehr als 100 Vertreter im FeCrNi-System). Die intermetallischen Phasen entstehen erst nach einer langen Verweildauer über einer Temperatur von ca. 450°C (siehe Tabelle 23). Weiters bilden sich Ausscheidungen als Karbide und Karbonitride sowie Chromnitride (Abbildung 61).

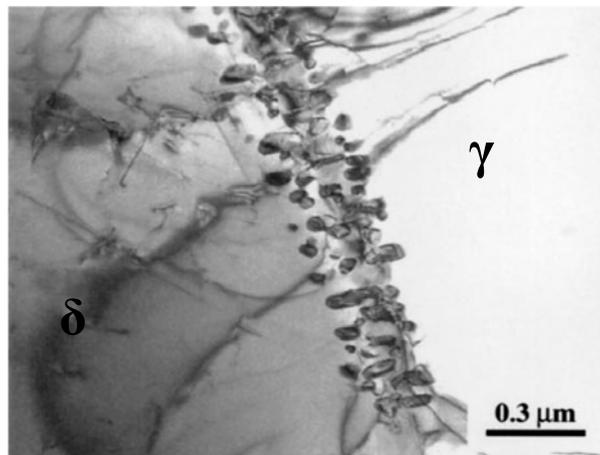


Abbildung 61 Linsen- und plattenförmige  $\text{Cr}_2\text{N}$ -Ausscheidungen ( $\epsilon$ ) an der  $\delta/\gamma$ -Phasengrenze. TEM-Aufnahme (SDX-Schweißgut 0,012C-0,23Si-0,83Mn-28,8Cr-8,1Ni-2,03Mo-0,03Cu-0,39N)<sup>132</sup>

Phase	Kristallgitter		max. Löslichkeit Gew. %		Bildungstemperatur der Phase °C	
	Gittertyp	Gitterkonstante ( $10^{-10}\text{m}$ )	Cr	Mo	Bereich	schnellste Ausscheidung
<b>Sigma (<math>\sigma</math>)</b>	tetragonal	a=8,7-9,2 c=4,544-4,8	<52	<10	550-950	750-800
<b>Chi (<math>\chi</math>)</b>	krz	a=8,807-8,92	<17	<26,7	750-1000	900-950
<b>Eta (<math>\eta</math>)</b> [Laves]	hex	a=4,73-4,74 7,72-7,85		<46	750-1100	900-950
<b><math>\text{M}_{23}\text{C}_6</math></b>	kfz	a=105,0-10,68	<82	<14	>350	

Tabelle 23 Auftretende Phasen im System Fe-Ni-Cr-(Mo)<sup>133</sup>

<sup>132</sup> Gregori A. and Nilsson J. O.: Decomposition of Ferrite in Commercial Superduplex Stainless Steel Weld Metals; Micro structural Transformations above 700°C / Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, April 2002; pp. 1009-1018.

<sup>133</sup> Ing. C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 7. Ing. C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999, S. 97

### 5.4.1 Sigma-Phase

Wie aus dem Zustandsschaubild von Eisen-Chrom (Abbildung 64b) ersichtlich ist, scheidet sich die Sigma-Phase (Abbildung 64b) in 3 Bereichen aus.

Reine  $\sigma$ -Phase: FeCr (bei einem Cr-Gehalt von 48%)

( $\sigma+\alpha$ )-Mischkristall:  $(\text{FeNi})_m(\text{CrMo})_n$  (Cr-arme  $\alpha$ -Mischkristalle)

( $\sigma+\alpha'$ )-Mischkristall:  $(\text{FeNi})_m(\text{CrMo})_n$  (Cr-reiche  $\alpha$ -Mischkristalle)

Dieser Ausscheidungsprozess ist diffusionsgesteuert, das heißt es braucht Zeit und Temperatur. Die Elementarzelle der  $\sigma$ -Phase ist ein stark tetragonal verspanntes Gitter. Die Gitterstruktur besteht aus ca. 30 Atomen, welche hexagonal gestapelt sind.

Weiters hat die Gefügestruktur einen Einfluss auf die Bildung der  $\sigma$ -Phase. In einem  $\alpha$ -Gefüge bildet sich die Sigma-Phase aus dem chromreichen  $\alpha$ -Ferrit, da die Diffusionsgeschwindigkeit des Cr im Ferrit um den Faktor 100 höher ist als im Austenit. Bei einem  $\delta$ -Ferritgefüge erfolgt dieser Ausscheidungsprozess noch schneller als beim  $\alpha$ -Gefüge. Der Grund hierfür ist der hohe Cr-Gehalt des Deltaferrits im Kern. Bei einem Duplexgefüge erfolgt die Ausscheidung der  $\sigma$ -Phase ausschließlich im ferritischen Bereich (Abbildung 62). Dabei wandelt der Restdeltaferrit teilweise in Sekundäraustenit um. Dieser lagert sich wiederum an der austenitischen Grundmasse an (Abbildung 63). Diese Cr-Absenkung kann sich negativ auf die Korrosionsbeständigkeit auswirken<sup>134</sup>.

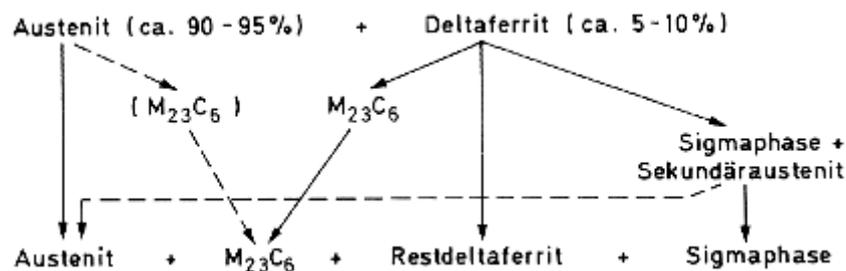
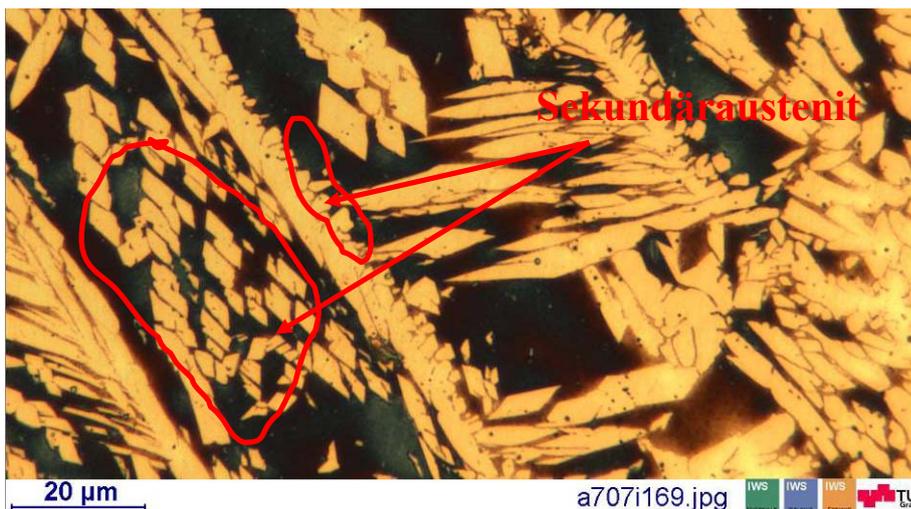


Abbildung 62 Ausscheidungsverhalten Duplexschweißgut<sup>134</sup>



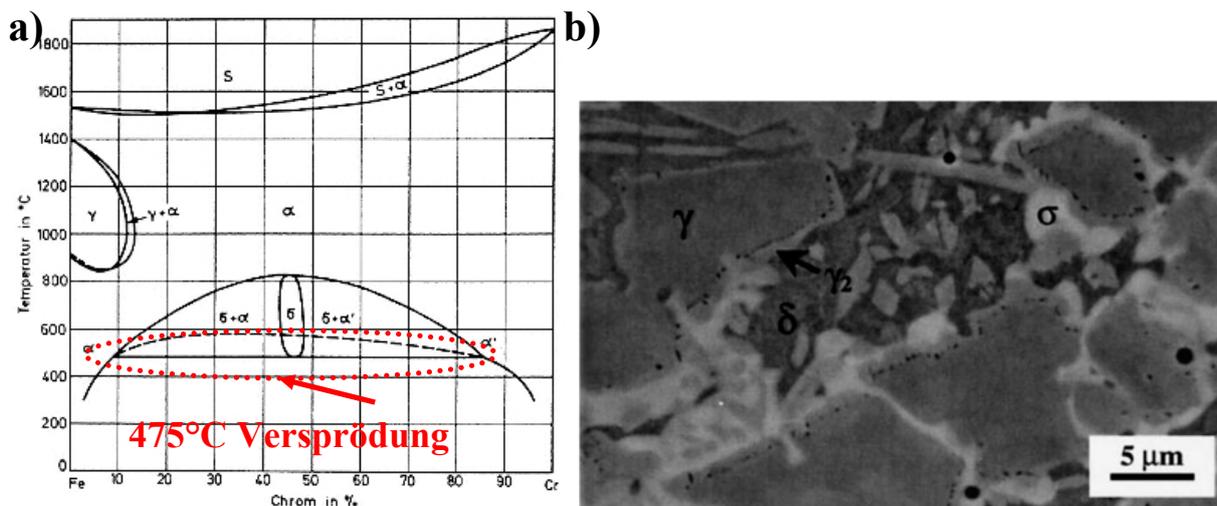
Legende:  
dunkel...Delta-Ferrit  
orange...Austenit

Abbildung 63 Bildung Sekundäraustenit im Schweißgut HSDX-MC Ma35

<sup>134</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 138

### 5.4.2 475°C-Versprödung

Die 475°C-Versprödung erfolgt durch Sigma-Phasen Bildung. Sie kann nur auftreten, wenn die Legierung mehr als 12%Cr aufweist und ein ferritisches Grundgefüge vorliegt. Der betroffene Konzentrationsbereich bei der 475°C-Versprödung ist in Abbildung 64a dargestellt. Haupteinflusskomponente ist hierbei der Chrom-Anteil. Die Besonderheit der 475°C-Versprödung liegt darin, dass sie eine Entmischung des Ferrits hervorruft. Diese Entmischung ist im Lichtmikroskop nicht erkennbar. Es bildet sich eine eisenreiche ferromagnetische und eine chromreiche paramagnetische Komponente. In Abbildung 64a sind diese 2 Phasen als  $\sigma$ - $\alpha$  und  $\sigma$ - $\alpha'$  eingetragen. Die Existenz dieser Phase ist mittels einer Härteprüfung oder Kerbschlagprüfung nachzuweisen.



**Abbildung 64 a)** Zustandschaubild Eisen-Chrom<sup>135</sup>, **b)** Bildung von sekundärem Austenit  $\gamma_2$  und  $\sigma$ -Phase durch Wärmebehandlung 850°C/810s (SDX-Schweißgut 0,012C-0,23Si-0,83Mn-28,8Cr-8,1Ni-2,03Mo-0,03Cu-0,39N)<sup>136</sup>

Betroffen von dieser Versprödung sind:

- ferritische, nichtrostende Stähle
- austenitisch-ferritische Stähle (Duplex)
- Schweißgüter, bei denen der Deltaferrit höher als 10% ist

Wichtig ist, dass die Versprödung erst nach langen Glühzeiten auftritt, jedoch ist diese legierungsabhängig. So verkürzt Molybdän die Glühzeiten bis zum Auftreten der Sigma-Phase stark. Weiters senken hohe Deltaferritanteile die Temperatur, welche zur Bildung der 475°C-Versprödung erforderlich ist, auf unter 300°C ab, das heißt die Versprödung wird beschleunigt. Beim Schweißen sind die Abkühlzeiten viel zu kurz, um eine 475°C-Versprödung zu bewirken.

### 5.4.3 Molybdänhaltige Phasen

In Chrom-Nickel-Schweißgütern, welche mit Molybdän legiert sind, können sich neben der Sigma-Phase sich noch weitere intermetallische Phasen und Carbide bilden. Diese sind in Tabelle 24 aufgelistet.

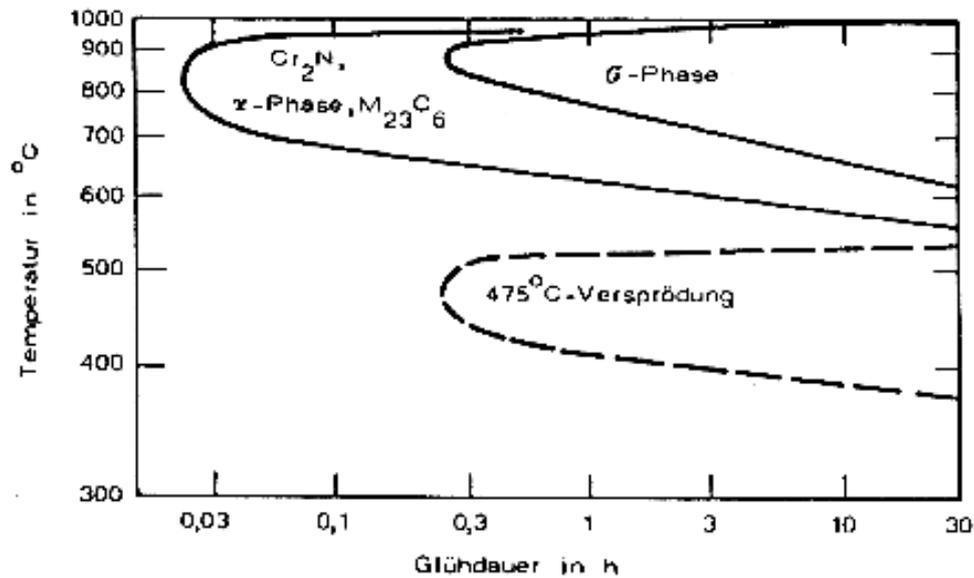
<sup>135</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 2

<sup>136</sup> Gregori A. and Nilsson J. O.: Decomposition of Ferrite in Commercial Superduplex Stainless Steel Weld Metals; Micro structural Transformations above 700°C / Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, April 2002; pp. 1009-1018.

Bezeichnung	chem. Formel	Phasen-Zusammensetzung
Mischkarbid	$M_{23}C_6$	$(FeCr)_{23}C_6$ $(Cr_{16}Fe_5Mo_2)C_6$
Chi-Phase (Laves)	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	$(FeNi)_{36}Cr_{18}Mo_4$
Eta-Phase	$Fe_2Mo$ ca. 45%Mo	$Fe_2Mo$
Sigma-Phase	$Fe(MoCr)$	
Mischkarbid	$M_6C$	

Tabelle 24 Molybdänhaltige Phasen<sup>137</sup>

Der Unterschied zur Sigma-Phase können die Chi- und Eta-Phase den Kohlenstoff lösen. Dies hat zur Folge, dass die Bildung der Chi-Phase gleichzeitig mit der Karbidbildung  $M_{23}C_6$  abläuft (Abbildung 65). Die Eta-Phase bildet sich erst nach einer Glühdauer von einigen 100 Stunden<sup>137</sup>.

Abbildung 65 Phasenschaubild Duplex-Stahl X2CrNiMoN22 5 3<sup>138 139</sup>

Stickstoff verzögert die Bildung von intermetallischen Phasen, da dieser weder in der Chi-, Sigma-, Eta-Phase noch im  $M_{23}C_6$ -Karbid löslich ist. Die Ausnahme bildet das  $M_6C$ -Karbid, welches den Stickstoff lösen kann<sup>137</sup><sup>137</sup>.

<sup>137</sup> Ing. C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999, S. 103

<sup>138</sup> Ing. C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 11

<sup>139</sup> <http://www.scielo.br/img/fbpe/mr/v5n3/a25f01.gif>; 16.09.2009

## 6 Ablauf der Diplomarbeit

### 6.1 Ziel

Das Ziel dieser Diplomarbeit wurde zwar schon im Kapitel 1 beschrieben, soll aber an dieser Stelle noch einmal kurz ins Gedächtnis gerufen werden.

In Tabelle 25 werden der Ist-Zustand und die Soll-Ziele des Projektes JOIN A.7 „Entwicklung eines hochlegierten Metallpulverfülldrahtes für die Verbindung hochfester Stähle“ gegenübergestellt.

Ist-Zustand mit Fülldraht A7-MC	Soll-Ziele
Zugfestigkeit des Schweißgutes 640 MPa	Zugfestigkeit steigern auf $\geq 800$ MPa dadurch Gewichtseinsparung bei Schweißnähten
	Senkung der Wärmeeinbringung (Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit)
18/8Mn-Austenit => hohe Bruchzähigkeit	
Bruchdehnung $A_5=35\%$	Bruchdehnung beibehalten
Kaltrissicher ( $H_2$ wird im Austenit gelöst)	
Heißrissicher wegen ca. 10% Delta-Ferrit	
	Schwingfestigkeitssteigerung gegenüber A7-MC
keine Vorwärmung des Grundwerkstoffes Armox® 500T bei Blechdicken $>10$ mm	
auch Zweilagigen-Kehlnahtschweißungen	
	speziell für Panzerbau, ballistische Eigenschaften sollen gesteigert werden. wurden hier nicht untersucht

Tabelle 25 Projekt Ausgangssituation; Ist-/Soll Zustand<sup>140</sup>

### 6.2 Erstarrungsprinzip einer Fe-Cr-Ni-Legierung

Eine Fe-Cr-Ni Legierung erstarrt, je nach dem Verhältnis Cr:Ni, unterschiedlich. Da bei den verwendeten Legierungskonzepten noch weitere Legierungselemente mitspielen, ist es schwer, die Erstarrung richtig vorherzusagen. Beim A7-MC handelt es sich um einen Manganaustenit. Hingegen wird bei den HSDX-MC Drähten Molybdän hinzu legiert. Dies hat zur Folge, dass es sich um Mehrphasendiagramme handelt. Um aber das Erstarrungsprinzip anschaulich erklären zu können, beschränkt man sich hier auf die Komponenten Eisen, Chrom und Nickel und deren Verhältnisse zueinander<sup>141</sup>. In Abbildung 66 ist ein solches Dreistoffsystem (ternäres System) dargestellt. Schneidet man dieses Phasendiagramm mittels Isothermen ( $T = \text{konstant}$ ), so erhält man sogenannte Basisschnitte. Mit ihnen werden die Zusammensetzungen bei bestimmten Temperaturen ermittelt. Schneidet man dieses System hingegen senkrecht, so erhält man Konzentrationsschnitte (ein Quasi-2-Stoffsystem), Abbildung 67.

<sup>140</sup> JOIN Projekt A.7: „Entwicklung eines hochlegierten Metallpulverfülldrahtes für die Verbindung hochfester Stähle“, Kooperationsvertrag, Version V1.02, 17. Nov. 2005; K-net - Kompetenznetzwerk für Fügetechnik.

<sup>141</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, Kapitel 1.2; S. 5

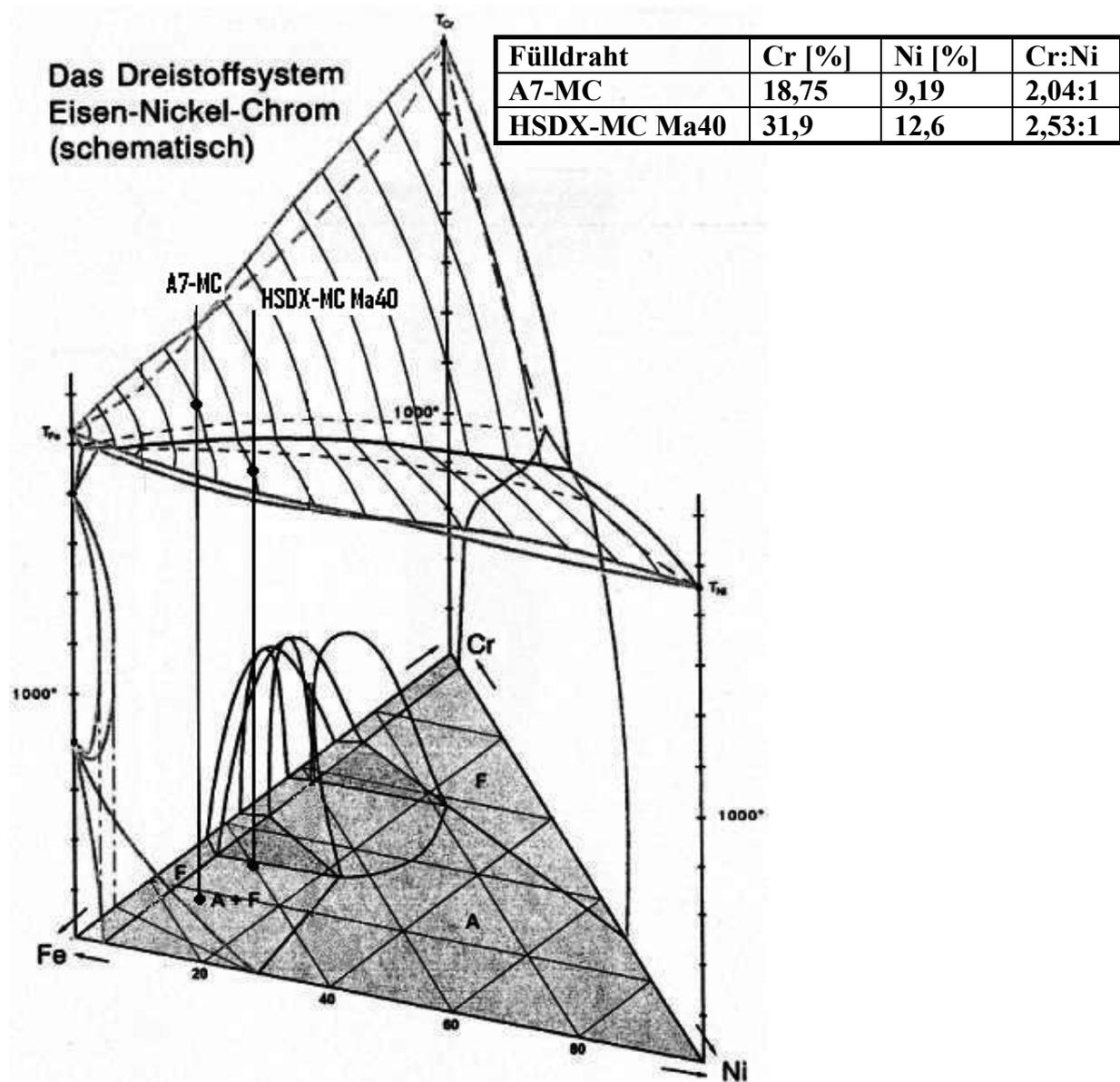


Abbildung 66 Dreistoffsystem Eisen-Nickel-Chrom<sup>142</sup>

Dieses Dreistoffsystem ist immer nur für ein bestimmtes Cr:Ni Verhältnis gültig. Anhand des Cr:Ni Verhältnisses von 3:1 etwa wie beim HSDX-MC Ma40 soll nun die Erstarrung beschrieben werden (Abbildung 67a): Zuerst scheidet sich aus der Schmelze bei ca. 1400°C primär  $\delta$ -Ferrit aus. Dieser primär gebildete  $\delta$ -Ferrit wandelt sich bei der Abkühlung von 1400°C auf 1100°C in sekundären Austenit um<sup>143</sup>. Diese Umwandlung erfolgt vollständig, oder es bleibt ein gewisser Rest an  $\delta$ -Ferrit erhalten. Ob ein Rest  $\delta$ -Ferrit bleibt, hängt hauptsächlich vom Cr-Gehalt ab. Dieser sekundär gebildete Austenit ( $\gamma'$ ) lagert sich an den primär gebildeten  $\gamma$ -Kristallen an, wenn sich auch aus der Schmelze primär  $\gamma$ -Kristalle ausgeschieden haben (siehe Abbildung 68). Der sekundär gebildete Austenit würde sich bei einer Temperatur von ca. 900°C in  $\alpha$ -Ferrit umwandeln, wenn es sich hier um einen Stahl

<sup>142</sup> DI Franz Bauer; Skriptum International Welding Engineer IWE-I, Legierungen und Phasendiagramme; Graz 2008; S 56

<sup>143</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 11

handeln würde. Der A7-MC Fülldraht erstarrt ähnlich wie der HSDX-MC Ma40. Nur erstarrt dieser Austenitisch mit etwas Delta-Ferrit (Abbildung 67b).

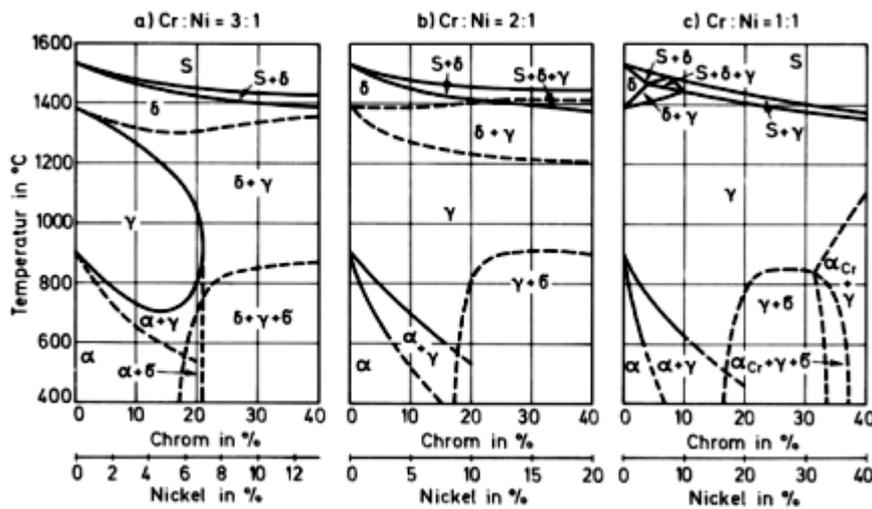


Abbildung 67 Konzentrationsschnitte bei verschiedenen Cr:Ni Verhältnissen<sup>144</sup>

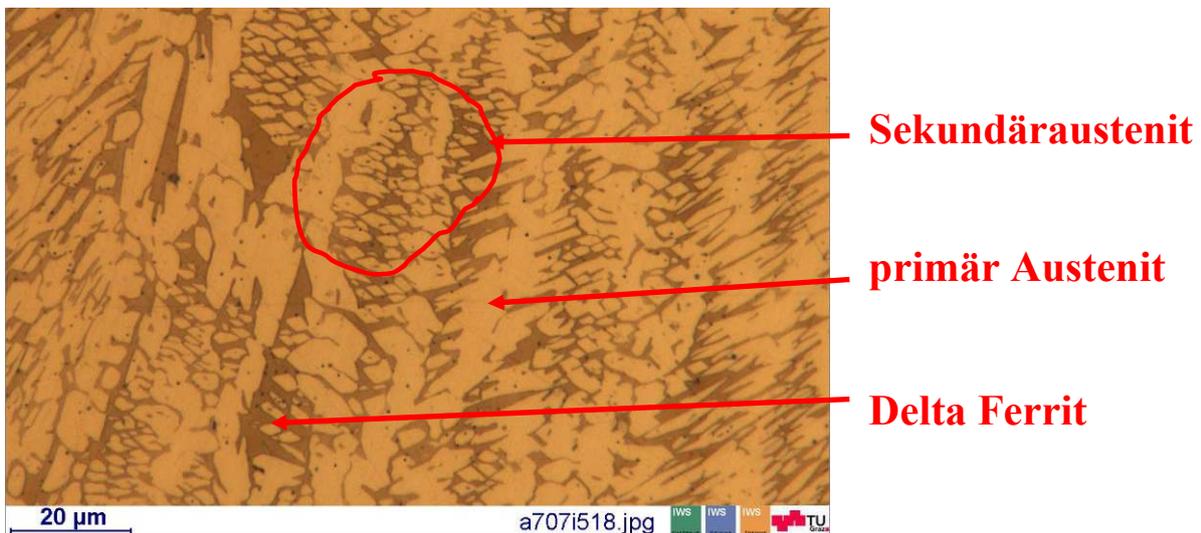


Abbildung 68 Gebildeter Sekundäraustenit im Mischschweißgut HSDX-MC Ma40

### 6.3 Schweißparameter, die für die Untersuchung verwendet wurden

Die Kehlnahtproben wurden bei Fa. Böhler Schweißtechnik/Kapfenberg (Ing. Ziegerhofer) hergestellt. Die verwendeten Schweißparameter sind in Tabelle 26 ersichtlich. Mit diesen Parametern kann man die Wärmeeinbringung (Energie pro cm, welche in den Werkstoff geht) berechnen. Für die Kehlnahtschweißung wurde das Schutzgas Cronigon® 2<sup>145</sup>, welches eine Mischung aus Argon und 2,5% Kohlendioxid, verwendet. Es ist ersichtlich, dass die HSDX-MC Drähte mit einer etwas höheren Energieeintag verschweißt werden. Dies hat zur Folge, dass eine größere WEZ entsteht.

<sup>144</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 11

<sup>145</sup> 2 Komponentengas, Markenbezeichnung der Fa. Linde

Schweißparameter					
Schweißzusatz	A7-MC	HSDX-MC Ma9	HSDX-MC Ma13	HSDX-MC Ma35	HSDX-MC Ma40
Verfahren	MAGM				
Stromquelle / Stromart	Fronius TPS5000/Pulsstrom				
Drahtdurchmesser [mm]	1,2				
Schutzgas / Schutzgasmenge [l/min]	Ar+2,5%CO <sub>2</sub>				
Grundwerkstoff	ArmoX®500T				
Blechdicke [mm]	12,7				
Nahtart	Kehlnaht				
Position	horizontale Schweißung (PB)				
Kontaktrohrabstand [mm]	17				
Kennlinie	A7-MC			SDX	SDX
Schweißgeschwindigkeit (c) [cm/min]	37,13	20	20	40	38,71
Drahtvorschub [m/min]	9,7	9,8	9,8	9,7	9,7
Spannung [V]	22,9	25,7	25,7	24,8	26,8
Schweißstrom [A]	229	225	225	234	233
Stromdichte S [A/mm <sup>2</sup> ]	294,05			395,01	383,34
Wärmeeinbringung $E=[U \cdot I \cdot \eta \cdot 60]/[C \cdot 1000]$ [kJ/cm] / $\eta=0,85$ gesetzt <sup>146</sup>	6,78	13,88	13,88	6,96	7,44
Streckenenergie	8,47	17,35	17,35	8,7	9,68

Tabelle 26 Schweißparameter der verwendeten Schweißzusätze<sup>147</sup>

<sup>146</sup> Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088; Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schweißen, 4. Ausgabe, April 1993, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, S. 14, (Beiblatt 2; S. 2)

<sup>147</sup> Mitteilung Böhler Schweißtechnik Kapfenberg (Ziegerhofer)

## 6.4 Metallografie

### 6.4.1 Allgemeines

Folgende Anforderungen werden an einen metallographischen Schliff gestellt:

-  ebene Fläche
-  Randschärfe
-  Reproduzierbarkeit (Entnahmestelle)
-  Kratzer, Ausbrüche, Verschmierungen möglichst vermeiden
-  zuverlässige Aussage über das Gefüge (Wahl des Ätzmittels)

Die Vorgehensweise in der Metallografie bzw. zur Herstellung eines Schliffes umfasst die folgenden Schritte:

1. Probenentnahme (Markierung der Entnahmestelle)
2. Proben-Kennzeichnung
3. Foto-Dokumentation
4. Einbetten (Kalt oder Warm), max. Durchmesser ist 50mm
5. Schliff neu beschriften
6. Schleifen bis auf Körnung 4000 nach FEPA-Norm<sup>148</sup>
7. Polieren auf 1µm mit speziellen Poliertüchern
8. Trocknen I (Föhn)
9. Ätzen (Kontrastierung)
10. Trocknen II
11. Makrodokumentation (hier Spiegelreflexkamera Nikon)
12. Lichtmikroskopische Untersuchung mittels mef3 der Fa. Reichart (Auflichtmikroskop)
13. falls erforderlich, REM-Untersuchung

### 6.4.2 Probenentnahme

Im ersten Schritt wird festgelegt, an welcher Stelle der Schliff für die metallografische Untersuchung entnommen wird. Weiters werden auch die Entnahmestellen der anderen Prüfstücke eingezeichnet, die für diverse Untersuchungen (Druckprüfung, Minizugversuch, etc.) verwendet werden. Hier ist es sehr wichtig, dass die Prüfstücke nach dem Einbetten stets zuordenbar bleiben (Entnahmestelle). Dieser Schritt ist sorgfältig durchzuführen, da Fehler, die hier begangen werden, nicht mehr korrigiert werden können. In den nachstehenden Bildern werden die diversen Entnahmestellen, bei den Ein- und Zweilagigen Kehlnahtschweißungen mit den Schweißzusätzen A7-MC, HSDX-MC Ma9, HSDX-MC Ma13, HSDX-MC Ma35 und dem HSDX-MC Ma40 dargestellt.

<sup>148</sup> FEPA: Fédération Européenne des Fabricants de Produits Abrasifs (europäische Vereinigung der Schleifmittelhersteller)

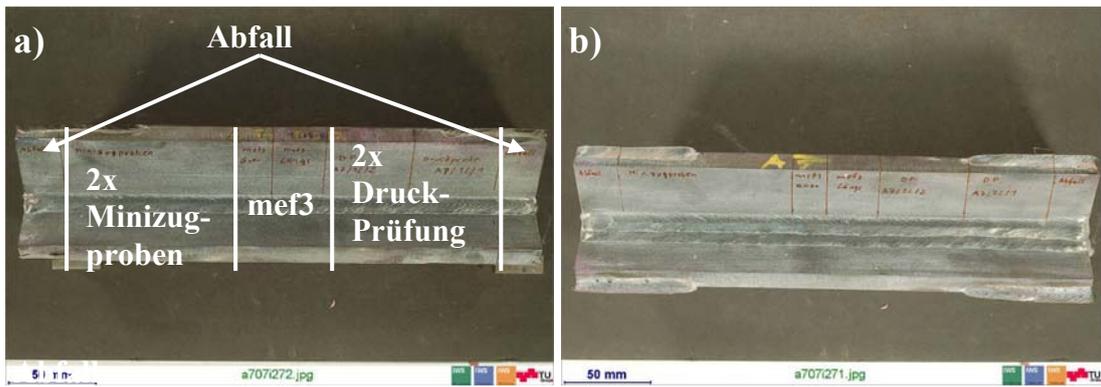


Abbildung 69 Probenentnahme a) ein- und b) zweilagige Kehlnahtschweißung A7-MC

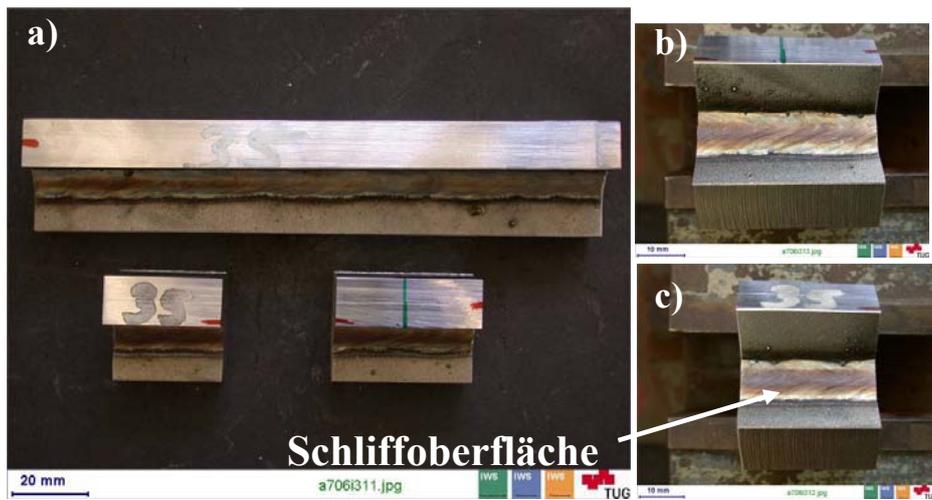


Abbildung 70 Probenentnahme Einlagen-Kehlnahtschweißung HSDX-MC Ma35

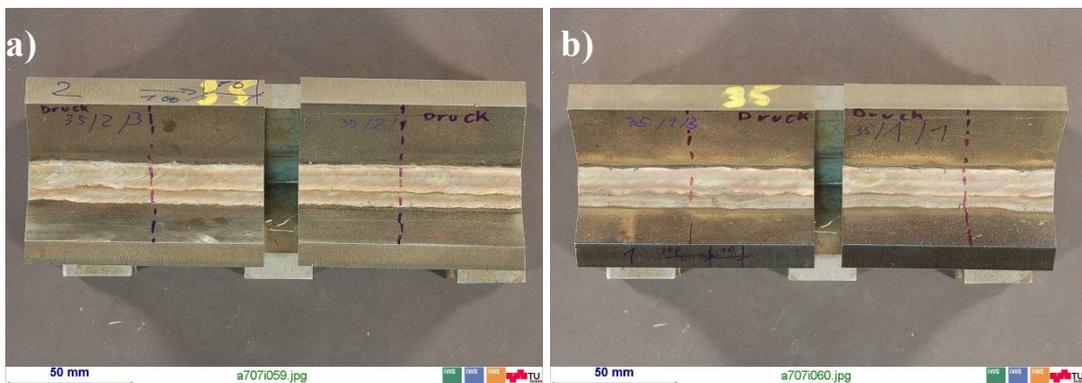


Abbildung 71 Probenentnahme zweilagige Kehlnahtschweißungen HSDX-MC Ma35

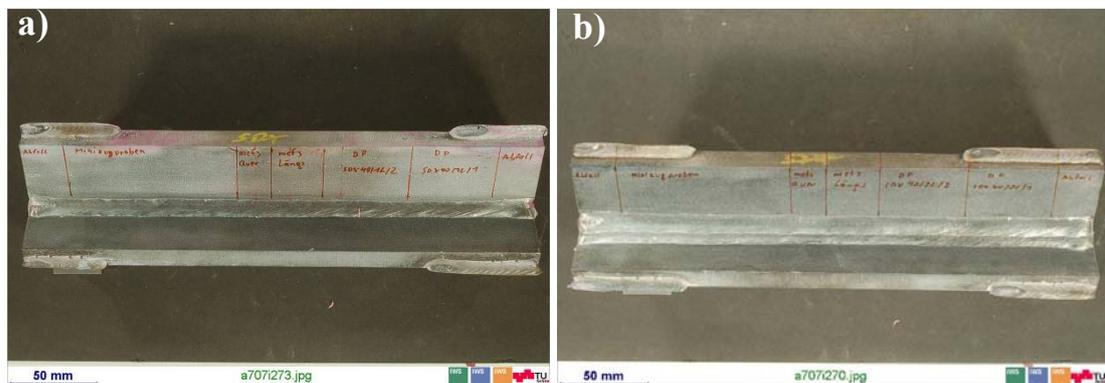


Abbildung 72 Probenentnahme a) ein- und b) zweilagige Kehlnahtschweißung HSDX-MC Ma40

Nach der Kennzeichnung der Prüfstücke wurden diese aus den angelieferten Kehlnahtschweißungen herausgearbeitet. Bei diesem Schritt ist es wichtig, dass beim Schneiden so wenig Wärme wie nur möglich in die Oberfläche eingebracht wird, da es bei einer zu großen Wärmeeinbringung zu Gefügeänderungen kommen kann. Daher soll ein geeignetes Kühlmittel verwendet werden (z. B. DP-Lubricant Blue der Fa. Struers). Das Herausarbeiten der Prüflinge kann mechanisch, elektrochemisch oder mittels eines Schneidbrenners erfolgen. Die Proben, die für die nachfolgenden Untersuchungen verwendet wurden, wurden mit einer Nasstrennmaschine (WOCO) gefertigt. Eine Übersicht über die diversen Trennmöglichkeiten gibt Abbildung 73.

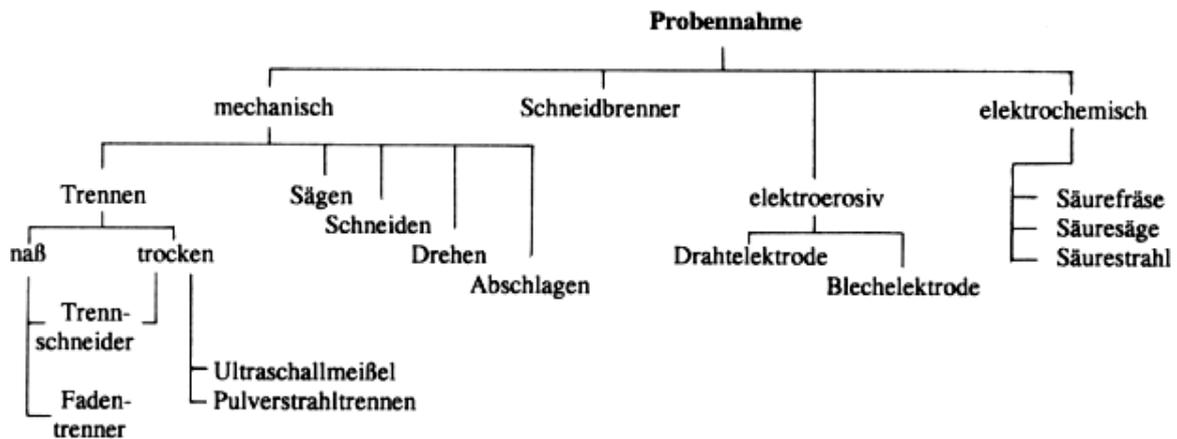


Abbildung 73 Methoden der metallografischen Probenentnahme<sup>149</sup>

Nach dem Trennen werden die zu untersuchenden Prüfstücke in einem Ultraschallbad, welches mit Ethanol gefüllt ist, gereinigt (entfettet). Da bei dieser Reinigung die Beschriftung verloren geht, ist darauf zu achten, dass der Reinigungsschritt sorgfältig durchgeführt wird und die Proben gleich wieder neu beschriftet werden. Anschließend kommt die Probe zum Schliffherstellungsprozess.

### 6.4.3 Schliffherstellung

Der erste Schritt ist das Einfassen der Probe. Dies erfolgt dann, wenn die Probe klein oder porös ist. Meist sind dies kleine Metall- oder Kunststoffklammern (Abbildung 74). Diese haben die Aufgabe das Prüfstück zu stützen und beim Einbetten ein Umfallen oder Aufschwimmen zu verhindern. Wenn mit Einfasshilfen gearbeitet wird, wird meist kalt eingebettet.



Abbildung 74 Mögliche Probeneinspannhalterungen

<sup>149</sup> Günter Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Gebrüder Borntträger Berlin-Stuttgart 1994; Seite 8

Zur Herstellung eines metallographischen Schliffes unterscheidet man zwei Methoden:

- Kalteinbettung
- Warmeinbettung

Bei der Kalteinbettung ( $T \sim 100^\circ\text{C}$ ,  $p = \text{Luftdruck}$ ) wird ein unvernetztes Polymer mit einem Katalysator (Flüssigkeit) vermischt und anschließend in eine vorher bereitgestellte Form, in der sich schon der Prüfkörper befindet, gegossen. Beim Eingießen ist darauf zu achten, dass die Probe nicht verrutscht. Das Verrutschen passiert dann, wenn die Einbettmasse zu schnell (schwallartig) in die Form geschüttet wird. Die Erstarrung des Einbettmittels erfolgt durch Vernetzung des Polymers unter Abgabe von Wärme (Abbildung 75). Diese Einbettung dauert ca. 15 Minuten. Dies ist aber vom Einbettmittel abhängig.

Beim Warmeinbetten ( $T \sim 180^\circ\text{C}$ ,  $p \sim 250\text{bar}$ ) wird ein granulatartiges Einbettmittel in eine Warmeinbettpresse (Abbildung 76) gegeben. Danach wird mittels einer Heizspirale das Harz aufgeschmolzen. Die Aushärtung erfolgt unter Kühlung (Durchflusskühlung) unter Einwirkung eines konstanten Druckes (elektro-hydraulisch). Beim Warmeinbetten ist darauf zu achten, dass nur Materialien eingebettet werden, welche einen Druck von ca. 250bar aushalten.

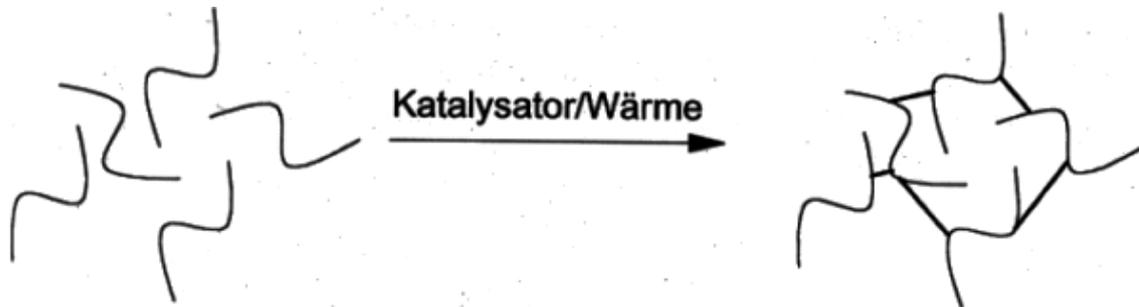


Abbildung 75 Erstarrungsprinzip Kalt- und Warmeinbettmittel<sup>150</sup>



Abbildung 76 Warmeinbettpresse CitoPress® 20, Fa. Struers

Es gibt -zig verschiedene Kalt- und Warmeinbettmittel. Die Auswahl der Selben erfolgt nach Anforderungen an den metallografischen Schliff. So gibt es etwa Einbettmittel mit verschiedener Schrumpfung, Leitfähigkeit und Härte. Für die vorliegenden Untersuchungen wurde das Warmeinbettmittel Epoxidharz® (Duroplast) der Firma Struers verwendet. Es wurde warm eingebettet, da die Proben ( $d > 40\text{mm}$ ) für die Kalteinbettformen zu groß waren.

<sup>150</sup> Günter Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Gebrüder Bornträger Berlin-Stuttgart 1994; Seite 12

Eigenschaften der Epoxidharze sind:

- geringer Schwund
- gute Randschärfe
- Beständigkeit gegen Ätzmittel
- relativ hohe Härte

Neben Duroplasten finden auch Thermoplaste Anwendung als Einbettmittel. Beide Kunststoffarten werden als Kalt- oder Warmeinbettmittel verwendet. Die Aushärtung von Duroplasten kann nicht mehr rückgängig gemacht werden, was bekanntermaßen bei Thermoplasten hingegen möglich ist.

Wenn der Schliff ausgehärtet ist, wird er beschriftet. Dies geschieht mit einem Elektro-Gravierer (Signograph), auf der Rückseite des Schlifffes (Abbildung 77).



Abbildung 77 Elektro- Gravierer Signograph®

Anschließend werden die eingebetteten Proben dem Schleifprozess zugeführt. Die verschiedenen Möglichkeiten des Schleifens und Polierens sind in Abbildung 78 dargestellt. Schleifen und Polieren wird durchgeführt, um eine einwandfreie Oberfläche zu gewährleisten. Dies geschieht durch Ebnen und Glätten.

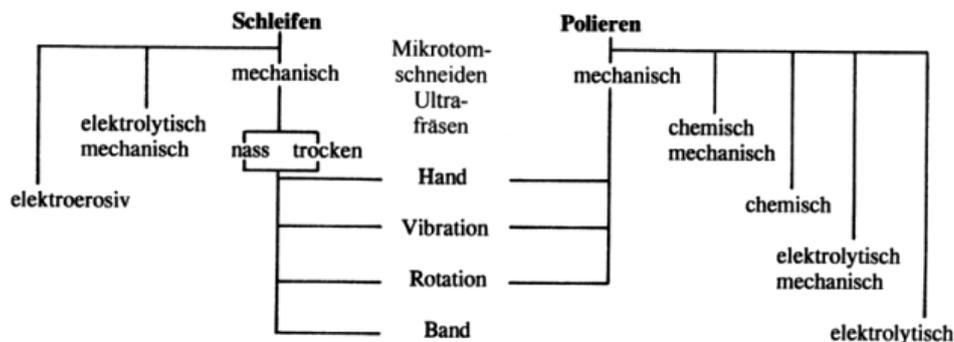


Abbildung 78 Methoden zum Schleifen und Polieren<sup>151</sup>

Am IWS Institut wird das System TegraPol® von Fa. Struers verwendet (Abbildung 79), dies ist eine halbautomatische Schleif- und Polierstation. Als Schleifmedium dient entweder Siliziumkarbid-Papier oder das MD<sup>152</sup>-Piano (Magnetscheiben) System. Da der Armox® 500T Stahl eine hohe Härte (>500HV10) aufweist, wurde das MD-Piano System zum Schleifen verwendet. Dies hatte zur Folge, dass die Schleifzeiten von ca. 2 Stunden konventionell mit SiC-Papier auf ca. 30 Minuten reduziert werden konnten. Nach dem Grobschleifprozess wurde mit einer MD-Allegro Scheibe (Feinschleifplatte mit einer Körnung von 6µm) die Oberfläche fertig geschliffen. Anstelle von Wasser als Kühl- und Transportmedium wird hierbei eine Diamantsuspension verwendet. Das entspricht einer Körnung von 4000 nach FEPA-Norm (Tabelle 27).

<sup>151</sup> Günter Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Gebrüder Bornträger Berlin-Stuttgart 1994; Seite 19

<sup>152</sup> MD...Belag aus kunststoffgebundenen Diamanten



Abbildung 79 Schleif- und Poliersystem TegraPol-31 und MD-System

FEPA-Norm:

Die verschiedenen Körnungen werden mit Nummern bezeichnet, welche die Anzahl der Maschen auf 1 Zoll Länge (25,4 mm) des verwendeten Siebes angeben. So passiert ein Schleifmittel mit der Körnung 150 beispielsweise gerade noch ein Sieb mit 150 Maschen pro Zoll Länge.

FEPA-Norm Körnungsnummer	US-Standard Korn Körnungsnummer	mittlere Teilchengröße [µm]
	60	325
60	80	260
80		196
100	100	154
	120	137
120		120
	150	110
150	180	95
180		75
	240	71
220	280	65
240		59
280	320	52
320		46
400		35
500	400	31
600		26
800	500	22
1000	600	18
1200	Schleifleinen	15
2400		10
4000		5

Tabelle 27 Körnungsbezeichnung für SiC-Nassschleifpapier<sup>153</sup>

Als letzter Schritt bei der Herstellung des metallographischen Schliffes wird die Oberfläche poliert. Das Polieren ist ein Prozess, nach dem die Oberflächenrauhtiefe nur mehr 1µm beträgt. Dabei fungiert ein Poliertuch, hier ein NAP-Tuch<sup>154</sup> (Abbildung 80), als

<sup>153</sup> Günter Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Gebrüder Bornträger Berlin-Stuttgart 1994; Seite 25

<sup>154</sup> kurzfloriger Kunstseide, die auf einem Wolltuch aufgeflocht wird. Die kurzen und sehr feinen Fasern sind ideal für das Polieren mit 1 und ¼ µm Diamanten und Oxydpoliermitteln.

Trägermedium der Diamantschleifpaste. Diamantpasten sind mit Körnungen von  $\frac{1}{4} \mu\text{m}$  bis  $16\mu\text{m}$  erhältlich. Da mit dem Feinschleifen schon eine Rauigkeit von  $6\mu\text{m}$  erreicht wurde, erfolgte das Polieren mit einer  $1\mu\text{m}$  Paste. Beim Polieren fungiert eine Diamantsuspension als Kühl- und Transportmedium für Abtragsteilchen und Diamantpaste.



Abbildung 80 NAP-Tuch, Polierpaste und Kühlmedium (Diamantsuspension), von links nach rechts

Bei dem Schleif- und Polierprozess ist darauf zu achten, dass nicht mit zuviel Druck (10N-400N Anpresskraft können var. eingestellt werden) gearbeitet wird, da ein zu großer Druck zu plastischem Fließen (Verschmierung) führt. Dies ist in Abbildung 81 schematisch dargestellt. Wie zu erkennen ist, werden beim Polierprozess die „Berge“ der Rauigkeit in die „Täler“ hineingedrückt. Dies geschieht, weil beim Polieren die Schleifkörner lose auf dem Poliertuch abrollen können. Dadurch entsteht die sogenannte Schmierschicht. Diese besteht aus verformtem Material plus dem Poliermittel. Unter der Schmierschicht befinden sich noch Verformungszonen, die dem Oberflächenprofil nach der größten Schleifstufe folgt. Der Verformungsgrad nimmt ins Probeninnere ab.

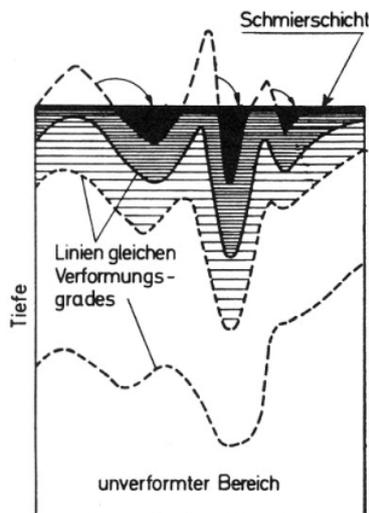


Abbildung 81 Aufbau oberflächennaher Bereich eines geschliffenen und polierten Anschliffes<sup>155</sup>

Somit ist der Schliff für die metallografische, lichtmikroskopische Untersuchung fertig gestellt. Man kann nun den Schliff geätzt oder ungeätzt dokumentieren.

<sup>155</sup> Günter Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Gebrüder Borntäger Berlin-Stuttgart 1994; Seite 22

Es sollen noch kurz die wesentlichen Einflüsse auf den Schleif- und Polierprozess aufgelistet werden:

- Druck, Zeit und Drehgeschwindigkeit der Schleifplatte
- Schleif- und Poliermittel (Diamant, SiC)
- umgebendes Medium (Nass- oder Trockenschleifen)
- Schleif- und Polierunterlage (Papier, Tücher)
- Schleif- und Polierrichtung (Gleich-, Gegenlauf)
- **Erfahrung und Geschick des Metallographen (wichtigster Faktor)**

### 6.4.4 Grundlagen zum metallografischen Ätzen

Eine polierte Oberfläche zeigt im Normalfall unter dem Lichtmikroskop keinen Kontrast, da das auftreffende Licht gleichmäßig reflektiert wird. Poren, Risse, Lunken, Einschlüsse sowie ein Korrosionsangriff lassen sich im ungeätzten Zustand sehr gut erkennen. Um das Gefüge sichtbar zu machen, ist es notwendig die Oberfläche zu kontrastieren. Für die Kontrastierung (Ätzung) gibt es viele verschiedene Möglichkeiten. Je nach dem, ob die polierte Oberfläche angegriffen wird oder nicht, unterscheidet man zwischen optischen, elektrochemischen (chemischen) bzw. physikalischen Ätzmethoden (Abbildung 82).

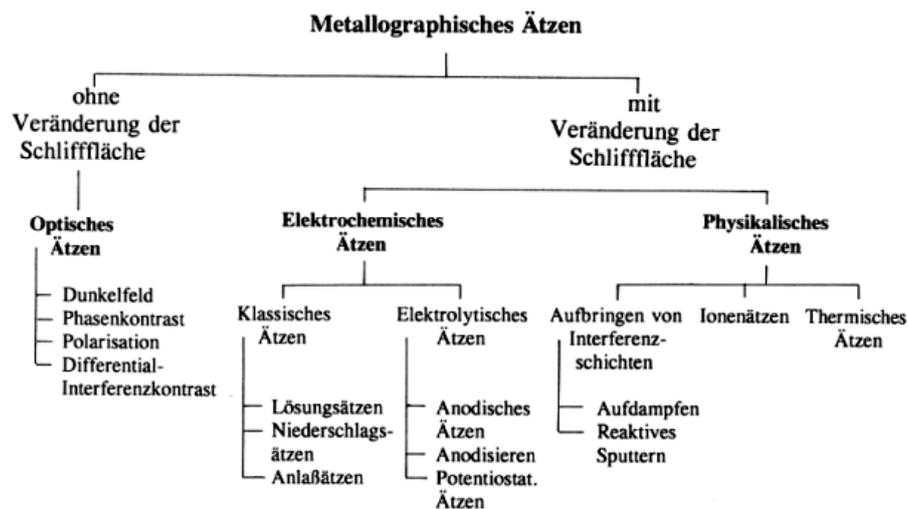


Abbildung 82 Methoden zum metallografischen Ätzen<sup>156</sup>

Die verwendeten Ätzmittel beruhen meist auf von diesen bewirkten chemische Reduktionen. Hierbei wird die Oberfläche abgetragen, verfärbt (Bildung eines Niederschlages) oder die Ausscheidungen werden angegriffen. Im folgenden Abschnitt werden diverse chem. Ätzverfahren kurz beschrieben.

#### 6.4.4.1 Chemisches Ätzen allgemein

Beim chemischen Ätzen metallischer Werkstoffe laufen Redoxprozesse<sup>157</sup> ab. Das heißt alle Metalle haben im Kontakt mit Lösungen das Bestreben, unter Abgabe von Elektronen in den

<sup>156</sup>Günter Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Gebrüder Borträger Berlin-Stuttgart 1994; Seite 42

<sup>157</sup> Reduktion= Aufnahme von Elektronen / Oxidation= Abgabe von Elektronen  
 Oxidationsmittel + Elektronen <-> Reduktionsmittel, z.B.  $Fe^{3+} + e \leftrightarrow Fe^{2+}$

ionisierten Zustand überzugehen. Dies kann mittels einer Potentialmessung gezeigt werden. Damit ergibt sich eine elektrochemische Spannungsreihe der einzelnen Elemente (Tabelle 28).

Elektrode Metall/-ion	Normalelektrodenpotential [V]	Elektrode Metall/-ion	Normalelektrodenpotential [V]
Mg/Mg <sup>2+</sup>	-2,37	Sn/Sn <sup>2+</sup>	-0,14
Be/Be <sup>2+</sup>	-1,85	Pb/Pb <sup>2+</sup>	-0,12
Al/Al <sup>3+</sup>	-1,66	Fe/Fe <sup>3+</sup>	-0,04
Ti/Ti <sup>2+</sup>	-1,63	H <sub>2</sub> /H <sup>2+</sup>	<b>0</b>
V/V <sup>2+</sup>	-1,50	W/W <sup>3+</sup>	+0,05
Mn/Mn <sup>2+</sup>	-1,18	Sb/Sb <sup>3+</sup>	+0,10
Nb/Nb <sup>3+</sup>	-1,10	Bi/Bi <sup>3+</sup>	+0,20
Cr/Cr <sup>3+</sup>	-0,74	Cu/Cu <sup>2+</sup>	+0,34
Fe/Fe <sup>2+</sup>	-0,44	Cu/Cu <sup>+</sup>	+0,52
Cd/CD <sup>2+</sup>	-0,4	Ag/Ag <sup>+</sup>	+0,80
Co/Co <sup>2+</sup>	-0,28	Pd/Pd <sup>2+</sup>	+0,99
Ni/Ni <sup>2+</sup>	-0,25	Au/Au <sup>+</sup>	+1,50
Mo/Mo <sup>2+</sup>	-0,20	Au/Au <sup>3+</sup>	+1,70

Tabelle 28 Elektrochemische Spannungsreihe<sup>158</sup>

Die Elemente in Tabelle 28 sind nach abnehmender Stärke ihrer Elektroaffinität<sup>159</sup> geordnet. Alle Elemente vor Wasserstoff werden durch Säuren unter H<sub>2</sub>Einwirkung angegriffen. Stehen die Elemente in der elektrochemischen Spannungsreihe über Wasserstoff, so können diese nur mit Säuren unter Zugabe von Oxidationsmitteln geätzt werden. Die unterschiedliche Kontrastierung entsteht durch unterschiedliche Potenziale der einzelnen Gefügebestandteile, welche einen unterschiedlichen Materialabtrag nach sich ziehen. Chemisches Ätzen ist also ein gewollter Angriff der Oberfläche, dass heißt Materialabtrag durch chemischen Angriff und Auflösen des Materials.

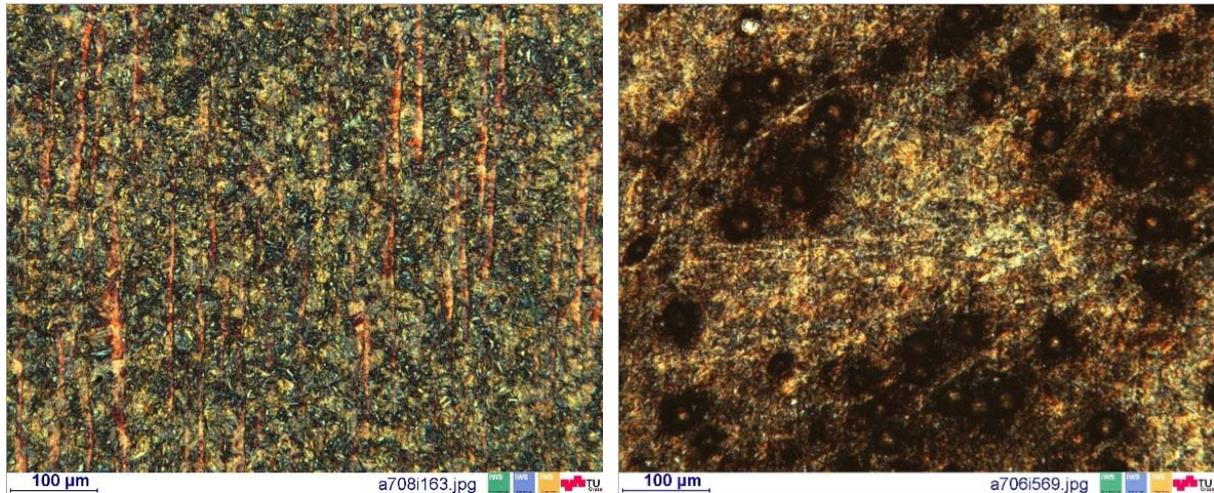
**Allgemeine Begriffe:**

Die üblichen Ätzmittel sind meist Lösungen von Säuren, Basen oder einer Mischung derselben in Wasser oder Ethanol. Die Angriffsgeschwindigkeit des Ätzmittels ist von dessen Dissoziationsgrad und von der elektrischen Leitfähigkeit abhängig.

Die Haltbarkeit der meisten Ätzmittel ist begrenzt. Meist verwendet man Stammlösungen, welche lagerfähig sind, durch Zugabe von Chemikalien werden die Redoxpotenziale geändert. Die Ätzzeiten liegen normalerweise im Bereich von einigen Sekunden, können aber auch einige Stunden betragen. Diese werden aber auch durch die Temperatur des Ätzmittels beeinflusst. Erhöht man die Temperatur, so verkürzt sich die Ätzzeit. Der Ätzangriff soll aber nicht zu rasch erfolgen, da es sehr leicht zu einer Überätzung des Gefüges kommen kann, siehe Abbildung 83. Daher werden auch die meisten chemischen Ätzungen bei Raumtemperatur durchgeführt. Weiters erkennt man in Abbildung 83 rechts, dass sich durch die lange Ätzzeit Ätzgrübchen gebildet haben. Das heißt dass Gefügebestandteile teilweise herausgeätzt worden sind.

<sup>158</sup> H. Schumann, H. Oettel: Metallografie, 14. Auflage, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005, S. 227

<sup>159</sup> Eigenschaft von Atomen u. Molekülen, zusätzlich Elektronen aufzunehmen u. sich dadurch zu → ionisieren



**Abbildung 83** Gefügebilder Armax® 500T: li. richtige Ätzung, re. Überätzung (zu lange Ätzzeit)<sup>160</sup>

Nach Beendigung der Ätzung wird die Probe mit Wasser und Alkohol abgespült und im warmen Luftstrom getrocknet. Vergisst man die Probe mit Alkohol zu spülen, so entstehen auf der Probe Wasserflecken. Proben welche fertig geätzt sind, sollen vor der Atmosphäre geschützt werden, da es ansonsten zur Korrosion kommt. Es empfiehlt sich die Proben in Exsikkatoren aufzubewahren.

### 6.4.5 Chemische Ätzverfahren

Es kann prinzipiell folgende Einteilung gemacht werden (vgl. Abbildung 82, Seite 77):

- 1.) Klassisch-chemisches Ätzen
- 2.) Niederschlagsätzen
- 3.) Anlassätzen
- 4.) Elektrolytisches Ätzen
- 5.) Potenziostatische Ätzen

ad. 1.) Klassisch-chemisches Ätzen

Ist das älteste Verfahren und wird auch noch heute am häufigsten verwendet. Bei dieser Ätzung kommt man ohne äußere Stromzufuhr aus. Die Schliffoberfläche wird durch Materialabtrag sichtbar gemacht (Lösungsätzen).

ad. 2.) Niederschlagsätzen

Hier geht das Material an der Schliffoberfläche in Lösung und reagiert mit gewissen Bestandteilen des Ätzmittels zu unlöslichen Verbindungen, welche sich auf der Oberfläche des Schliffes niederschlagen, so dass sich interferierende bzw. Farbschichten bilden. Dieses Ätzverfahren wird als *Farbätzung nach dem Tauchverfahren* bezeichnet.

ad. 3.) Anlassätzen

Hierbei wird die Probe an Luft erhitzt, wodurch sich an der Oberfläche eine Oxidschicht bildet, die sich auf den Phasen des Gefüges in unterschiedlicher Dicke bildet.

ad. 4.) Elektrolytisches Ätzen

Hier wird das elektrische Potenzial über einen äußeren Stromkreis der Probe aufgezwungen. Abbildung 84 zeigt den schematischen Aufbau dieser Anlage.

<sup>160</sup> Armax® 500T geätzt mit Beraha II (Zusammensetzung siehe Tabelle 30 Seite 82)

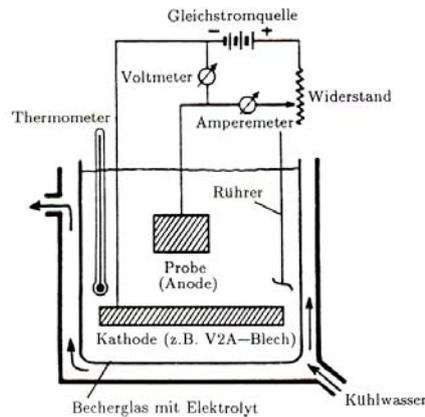


Abbildung 84 Schematischer Aufbau elektrolytisches Ätzen <sup>161</sup>

Dadurch ergeben sich 2 mögliche Varianten:

1. Aus der Probe gehen positiv geladene Metallionen in den Elektrolyten über. Dieser Prozess wird direkter Ätzprozess genannt (Abbildung 85 Kurvenast A-B, aktive Metallauflösung), wobei ein Materialabtrag stattfindet.
2. Im Kurvenast C-D der Stromdichte-Potenzial-Kurve (Abbildung 85, Passivschichtbildung) reagieren Metallionen mit dem Elektrolyten zu unlöslichen Bestandteilen, die sich als Schichten unterschiedlicher Dicke an der Schliffoberfläche absetzen. Die sich ausbildende Schichtdicke ist wiederum von den Gefügebestandteilen abhängig. Diese Variante ähnelt also dem Niederschlagsätzen.

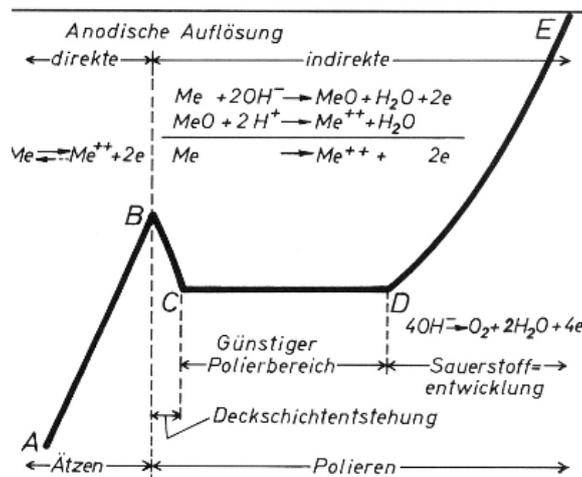


Abbildung 85 Stromdichte-Potenzial-Kurve <sup>161</sup>

ad. 5.) Potenziostatisches Ätzen

Dieses Ätzverfahren ist eine Verfeinerung des elektrolytischen Ätzens. Der Unterschied liegt jedoch im Potenzial, welches an der Probe angelegt wird. Dieses wird mit Hilfe eines Potenziostaten <sup>162</sup> konstant gehalten, da sich das Potential infolge von Konzentrationsänderungen im Elektrolyten dauernd ändern würde. Über ein Amperemeter kann der Strom, der durch die Zelle fließt, gemessen und somit auf den Angriff der Probe geschlossen werden (Maßätzung).

<sup>161</sup> G. Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Bornträger Berlin-Stuttgart 1994; S. 32 und Seite 35

<sup>162</sup> elektrischer Regelverstärker mit dem man das Potential (z. B. Spannung) gegenüber einen Bezugspunkt ändern kann

### 6.4.6 Auswahl eines geeigneten Ätzmittels

Für diese Untersuchung wurden diverse Rezepturen von Ätzmitteln, welche aus der Literatur bekannt sind, herangezogen. Die Ätzversuche wurden am Grundwerkstoff ARMOX® 500T und dem Schweißgut, hergestellt mit Metallpulverfülldraht HSDX-MC Ma35, durchgeführt. In Tabelle 29 und Tabelle 30 sind die verwendeten Ätzmittel tabellarisch erfasst. Die Ergebnisse der Ätzversuche sind in den Tabelle 31 bis 33 an Hand Mikrostrukturbildern und in Tabelle 35 und Tabelle 36 tabellarisch dargestellt.

Ätzmittel	Zusammensetzung	Anwendung laut Literatur	Ätzwirkung
Nital 5%	100ml Ethanol 96%ig 5ml Salpetersäure 65%ig	Standardätzmittel für Reineisen, Stahl, Grauguss, niedriglegierte Stähle und Kohlenstoffstähle	Fe oder Fe-Legierungen bilden hier Oxidschichten; Troostit und Sorbit werden schneller angegriffen als Martensit; kommen alle drei Phasen vor, so werden die ersteren überätzt, Martensitnadeln erscheinen dunkel auf hellem Grund, Korngrenzenätzung
Pikral	100ml Ethanol 96%ig 4g Prikrinsäure	Anwendung wie Nital	eignet sich sehr gut zur Korngrenzenätzung, sehr lange Ätzzeiten
Beraha I	100ml Stammlösung B I 1g Kaliumdisulfid	un-/niedriglegierte Stähle; martensitischer Stahl; ferritischer Cr-Stahl; Manganhartstahl; Messinglotverbindungen	eignet sich für Martensite, wie auch Delta Ferrit; diese werden blau-braun, Austenit bleibt weiß
Beraha II	100ml Stammlösung B II 1g Kaliumdisulfid	austenitische CrNi-Stähle	zuerst wird Delta-Ferrit bunt gefärbt, leichte Verfärbung des Austenits; Martensit wird braunblau; Sigma-Phasen und Karbide bleiben weiß
V2A-Beize (Königswasser)	200ml dest. Wasser 200ml Salzsäure 32%ig 20ml Salpetersäure 65%ig 0,6ml Vogelsche Sparbeize	hochlegierte Stähle; CrNi-Stähle; Cr-Stähle; austenitische Gusswerkstücke	Ätzangriff erfolgt sehr rasch, Korngrenzenätzung

Tabelle 29 Beschreibung der getesteten Ätzmittel (1)<sup>163 164</sup>

<sup>163</sup> G. Petzow: Metallographisches Keramisches Plastographisches Ätzen; Bornträger Berlin-Stuttgart 1994

<sup>164</sup> E. Weck, E. Leistner: Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren Teil I: Farbätzen nach Beraha und ihre Abwandlungen; Deutscher Verlag für Schweißtechnik; Düsseldorf 1983

Ätzmittel	Zusammensetzung	Anwendung laut Literatur	Ätzwirkung
Viella	45ml Glyzerin 87%ig 30ml Salzsäure 32%ig 15ml Salpetersäure 65%ig	ferritischer Cr-Stahl; austenitische CrNi-Stähle; austenitische Gusslegierungen	frisch verwenden; sehr lange Ätzzeiten; dadurch können Ätzgrübchen meist vermieden werden
Lichtenegger Bloech I (LBI)	100ml dest. Wasser 20g Ammoniumbifluorid 0,5g Kaliumdisulfid	austenitische CrNi Stähle	Austenit wird bunt gefärbt; Delta-Ferrit bleibt weiß; Martensit wird braun gefärbt
Lichtenegger Bloech II (LBII)	100ml dest. Wasser 20g Ammoniumbifluorid 1g Kaliumdisulfid	ferritischer Cr-Stahl	wie LBI nur stärker; ab Cr-Gehalten von 17% geeignet
Kalling I	33ml dest. Wasser 33ml Ethanol 96%ig 33ml Salzsäure 32%ig 1,5g Kupfer(II)-chlorid	martensitische, rostfreie Stähle	Martensit wird schwarz, Ferrit bunt; Austenit wird nicht angegriffen
Kalling II	100ml Ethanol 96%ig 100ml Salzsäure 32%ig 5g Kupfer(II)-chlorid	nichtrostender Stahl, Superlegierungen auf Ni-Basis	Ferrit: schneller Angriff; Austenit wird leicht und Karbide werden gar nicht angegriffen
Marble	100ml dest. Wasser 100ml Salzsäure 32%ig 20g Kupfer(II)-sulfat	austenitische und warmfeste Stähle	Ferrit wird mit Kupfer belegt; Martensit wird dunkler gefärbt als der Ferrit.
Stammlösung BI	1000ml dest. Wasser 200ml Salzsäure 32%ig 24g Ammoniumbifluorid		
Stammlösung BII	800ml dest. Wasser 400ml Salzsäure 32%ig 48g Ammoniumbifluorid		

Tabelle 30 Beschreibung der getesteten Ätzmittel (2)

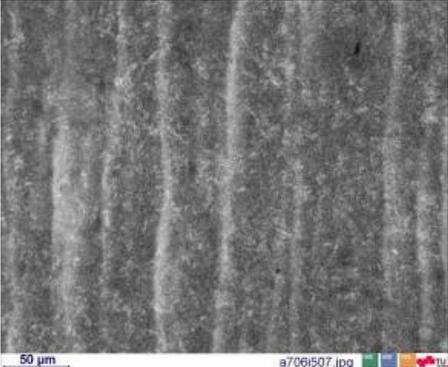
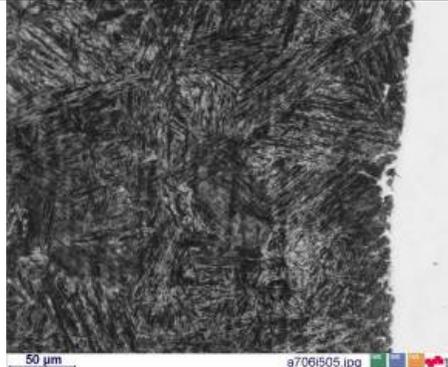
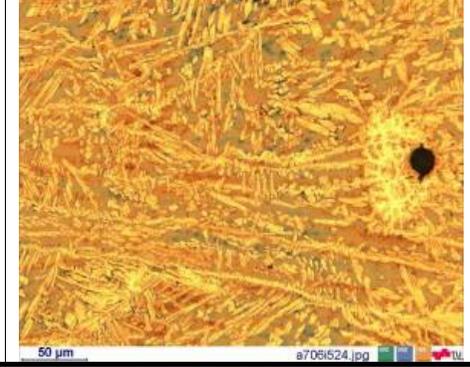
Ätzmittel	Ätzzeit [sec]	Grundwerkstoff ARMOX 500T	Schmelzlinie (WEZASG)	Schweißgut HSDX-MC Ma35
Nital 5%	30			
Pikral	40			
Beraha I	25			

Tabelle 31 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (1)

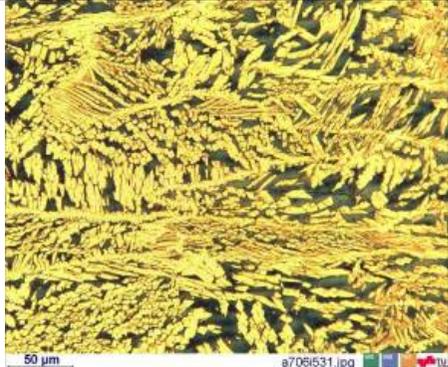
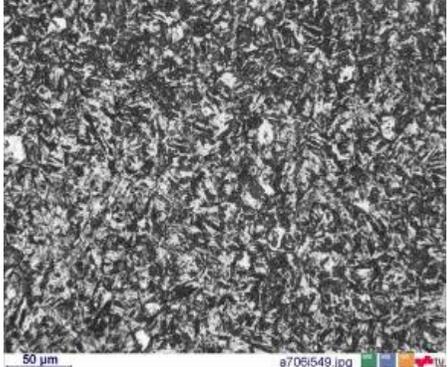
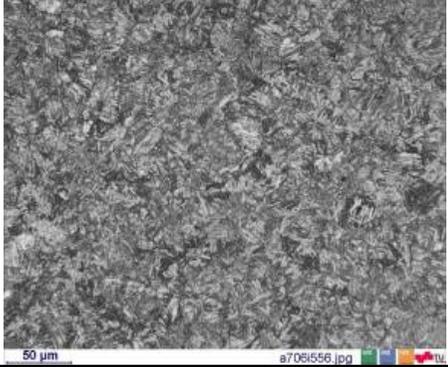
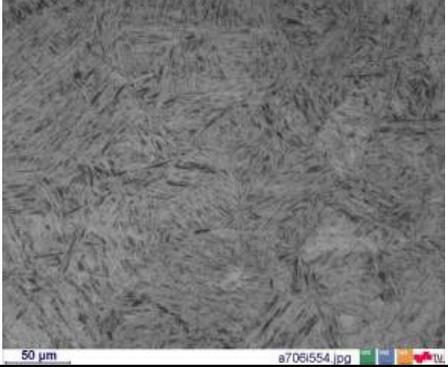
Ätzmittel	Ätzzeit [sec]	Grundwerkstoff ARMOX 500T	Schmelzlinie (WEZ\SG)	Schweißgut HSDX-MC Ma35
Beraha II	25			
V2A-Beize	40			
Viella	180			

Tabelle 32 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (2)

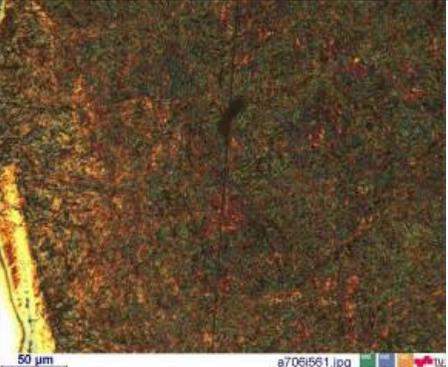
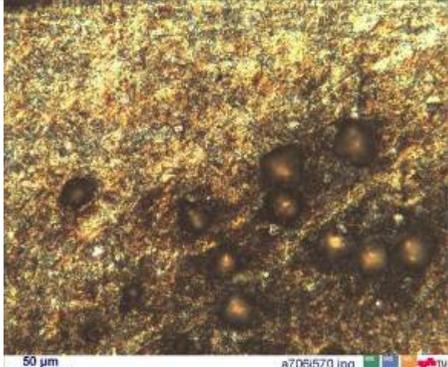
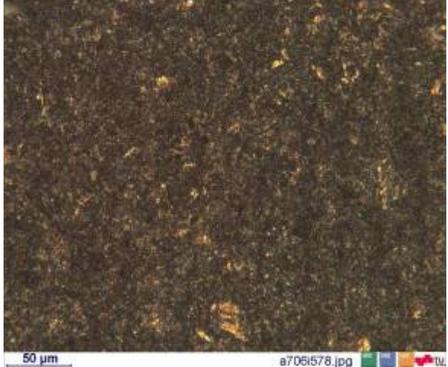
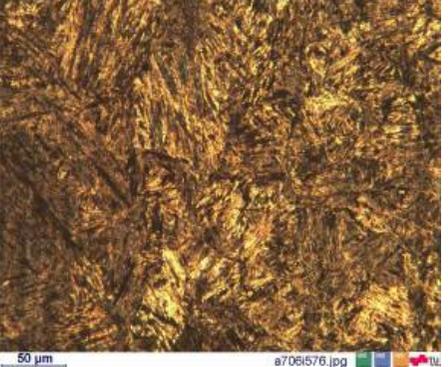
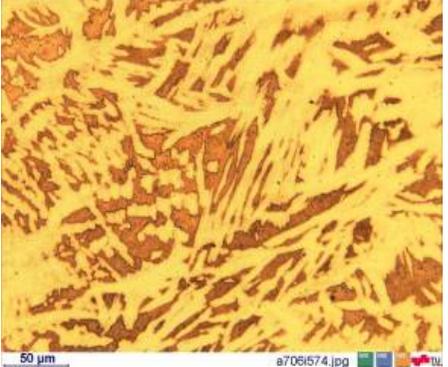
Ätzmittel	Ätzzeit [sec]	Grundwerkstoff ARMOX 500T	Schmelzlinie (WEZ\SG)	Schweißgut HSDX-MC Ma35
LB I	180			
LB II	65			
Kalling I	53			

Tabelle 33 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (3)

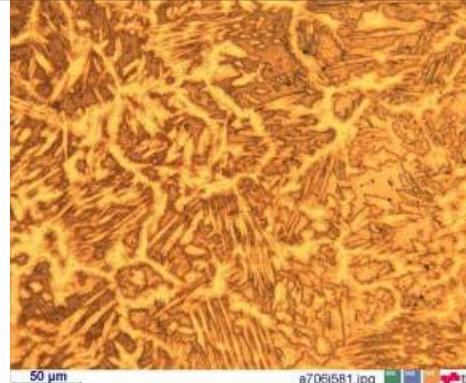
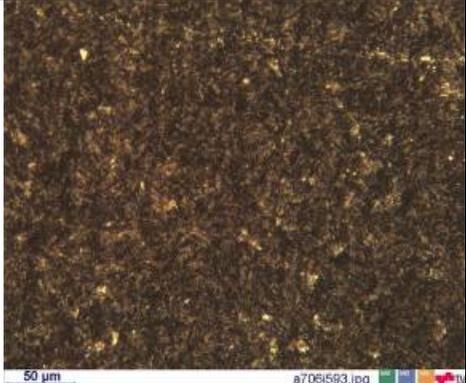
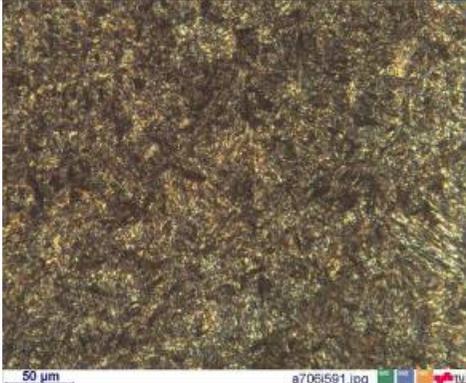
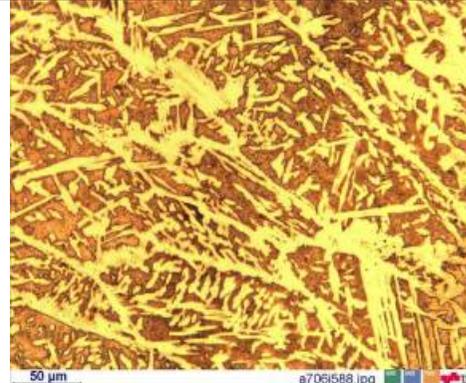
Ätzmittel	Ätzzeit [sec]	Grundwerkstoff ARMOX 500T	Schmelzlinie (WEZ\SG)	Schweißgut HSDX-MC Ma35
Kalling II	60			
Marble	60			

Tabelle 34 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (4)

Ätzmittel	Ätzzeit [sec]	Grundwerkstoff	Schmelzlinie	Schweißgut
Nital 5%	30	Martensit erkennbar	starker Ätzangriff in der Grobkornzone, martensitische Zwischenschicht nicht erkennbar, da kein Ätzangriff im Schweißgut	kein Ätzangriff
Pikral	40	Martensit zu schwach angeätzt	Grobkornzone und auch martensitische Zwischenschicht schwach erkennbar	kein Ätzangriff

Tabelle 35 Ergebnistabelle für die verwendeten Ätzmittel (1)

Ätzmittel	Ätzzeit [sec]	Grundwerkstoff	Schmelzlinie	Schweißgut
Beraha I	25	Gefüge noch erkennbar, teilweise schon überätzt (Ätzgrübchen)	GW überätzt; Martensitische Zwischenschicht sehr gut erkennbar	sehr gut unterscheidbar, Delta-Ferrit/blau, Austenit/weiß
Beraha II	25	Walztextur erkennbar, GW gut erkennbar	Grobkornzone überätzt, blaue Martensitschicht gut erkennbar	schöne Kontrastierung zwischen Delta-Ferrit/blau und Austenit/gelb
V2A-Beize	40	martensitisches Gefüge erkennbar	Körner gut erkennbar	scharfe Korngrenzen; nicht zuordenbar ob Austenit oder Delta-Ferrit
Viella	180	GW erkennbar	schwach erkennbares Gefüge	kein Ätzangriff
LB I	180	Überätzung (Ätzgrübchen)	Grobkornzone hat deutlichen Ätzangriff	kein Ätzangriff
LB II	65	Überätzung mit Bildung von Ätzgrübchen;	Grobkornzone leicht überätzt, teilweise sind Ätzgrübchen erkennbar	kein Ätzangriff
Kalling I	53	wie schon erwähnt erscheint Martensit schwarz; keine Überätzung erkennbar	Grobkornzone sehr gut sichtbar	man erkennt den Unterschied zwischen Austenit (gelb) und Delta-Ferrit (bunt) gut
Kalling II	60	GW ist überätzt; teilweise sogar schon Bildung von Ätzgrübchen	Grobkornzone nicht mehr erkennbar, Gefüge ist verwaschen	Duplexgefüge ist gut ausgebildet
Marble	60	Martensit überätzt	zu starke Überätzung des Gefüge	gute Kontrastierung des dunkleren Delta-Ferrit vom Austenit

Tabelle 36 Ergebnistabelle für die verwendeten Ätzmittel (2)

Wie aus den Ätzversuchen hervorgeht, ist die richtige Kontrastierung des Duplex Schweißgutes, der Wärmeeinflusszone und des martensitischen Grundwerkstoffes ARMOX 500T® sehr schwer bzw. unmöglich. Weiters konnte festgestellt werden, dass es mit keinem der oben angeführten Ätzmittel möglich ist, alle 3 Bereiche (GW/WEZ/SG) optimal zu ätzen. Einige Ätzmittel (z.B. Beraha II) liefern aber gute Ergebnisse im Bereich der Schweißnaht. Wenn man alle Bereiche mikrostrukturell untersuchen will, empfiehlt es sich dies auf mehrere Ätzschritte verteilt durchzuführen und jeweils im LIM I zu dokumentieren. So ist es möglich alles zu dokumentieren. Für die nachstehenden Gefügebestimmungen des Mischschweißgutes wurde das Farbätzmittel Beraha II ausgewählt, da es sich für hochlegierte Stähle, wie diese Untersuchung ergeben hat, am besten eignet<sup>165</sup>.

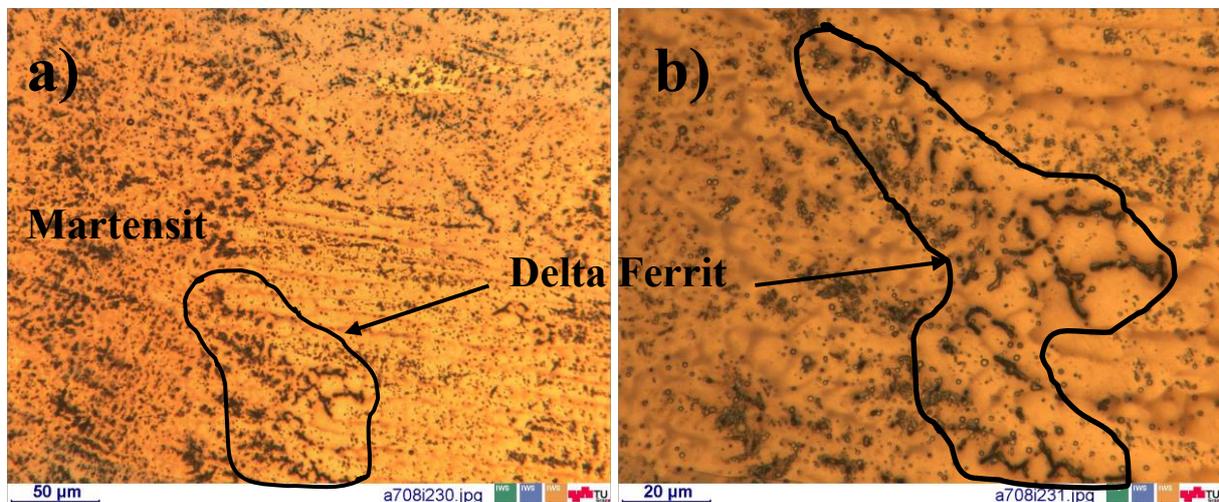
<sup>165</sup> J. Tösch: in persönlicher Mitteilung bestätigt, 16.10.2008

### 6.4.7 Mikrostruktur Schweißgut A7-MC/ARMOX® 500T Grundwerkstoff



**Abbildung 86** A7-MC: **a)** einlagige; **b)** zweilagige Kehlnahtschweißung; ; Zusammensetzung: 0,103C-0,55Si-6,31Mn-18,75Cr-9,19Ni-0,024N<sub>2</sub> 0,014P/0,011S

Beim A7-MC handelt es sich, wie in Kapitel 4.2 (Seite 43ff) ausgeführt, um ein Manganaustenit-Schweißgut (8%Mn). Wie aus den Gefügebildern ersichtlich, erstarrt das A7-MC Schweißgut (wie auch bei den HSDX-Fülldrähten), wellenförmig von außen nach innen (Abbildung 87 und Abbildung 88). Zuerst erstarrt es austenitisch (gelb) – martensitisch (schwarz). Dies hat zur Folge, dass der Cr-Gehalt der Restschmelze so weit ansteigt, dass sich an Stelle des Martensit wurmartig Delta-Ferrit ausscheidet<sup>166</sup>. An der Schmelzlinie bildet sich durch die Konzentrationsgradienten zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff, ein mehr oder wenig breiter (etwa 2-10µm) martensitischer Saum, wie bei Pohle<sup>167</sup> untersucht (siehe auch 6.5 Seite 105ff). Weiters bilden sich in der Wurzel immer Poren (Abbildung 89), bei der ein- sowie zweilagigen Kehlnaht.



**Abbildung 87** A7-MC einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 86a, Matrix orange: Austenit, Martensit und Delta-Ferrit schwarz

<sup>166</sup> Ab 10% δ-Ferrit würde sich dieser netzartig ausscheiden

C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S 13

<sup>167</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994; S. 193

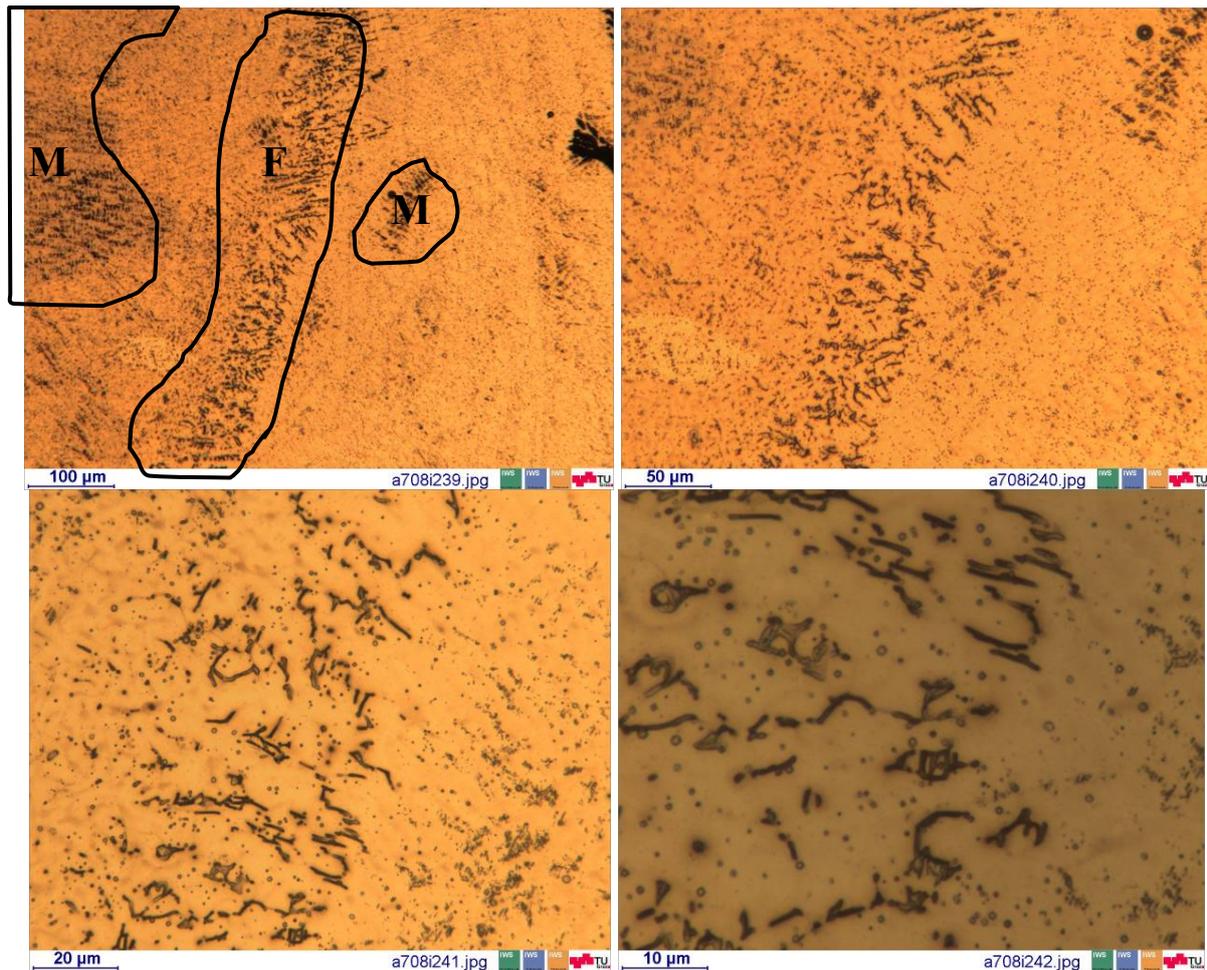


Abbildung 88 A7-MC einlagige Kehlnaht, Detail 2 aus Abbildung 86a, Martensit M und Delta-Ferrit F

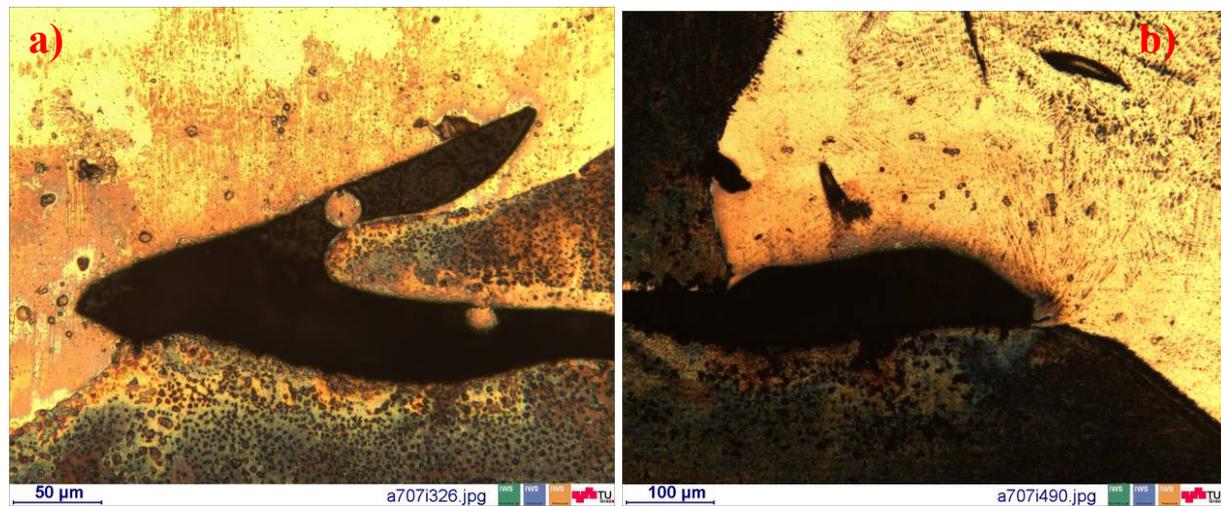


Abbildung 89 A7-MC Wurzelporen: a) einlagige b) zweilagige Kehlnahtschweißung

Die Gefügeanalyse bei der zweilagigen Kehlnaht unterscheidet sich zur einlagigen. In den Decklagen liegt ein Delta-Ferritgehalt von ca. 10% vor. Dieser verteilt sich auch gleichmäßig im Schweißgutgefüge (Abbildung 90, Abbildung 91). Hingegen wurde festgestellt, dass sich in den Wurzellagen an Stelle von Delta-Ferrit Martensit bildet (Abbildung 92). Ebenso tritt in den Zwischenlagenbereichen (Abbildung 93 und Abbildung 94) Martensit auf. Dies ist darauf zurückzuführen, dass es sich bei der A7-MC Legierung um einen instabilen Austenit

handelt<sup>168</sup>. Dadurch ändert sich das Mikrogefüge durch kleine Schwankungen in der Legierungszusammensetzung spontan. Dies kann mittels des Schöffler Diagramms anschaulicher dargestellt werden, siehe Kapitel 6.6.1 (Seite 112ff).

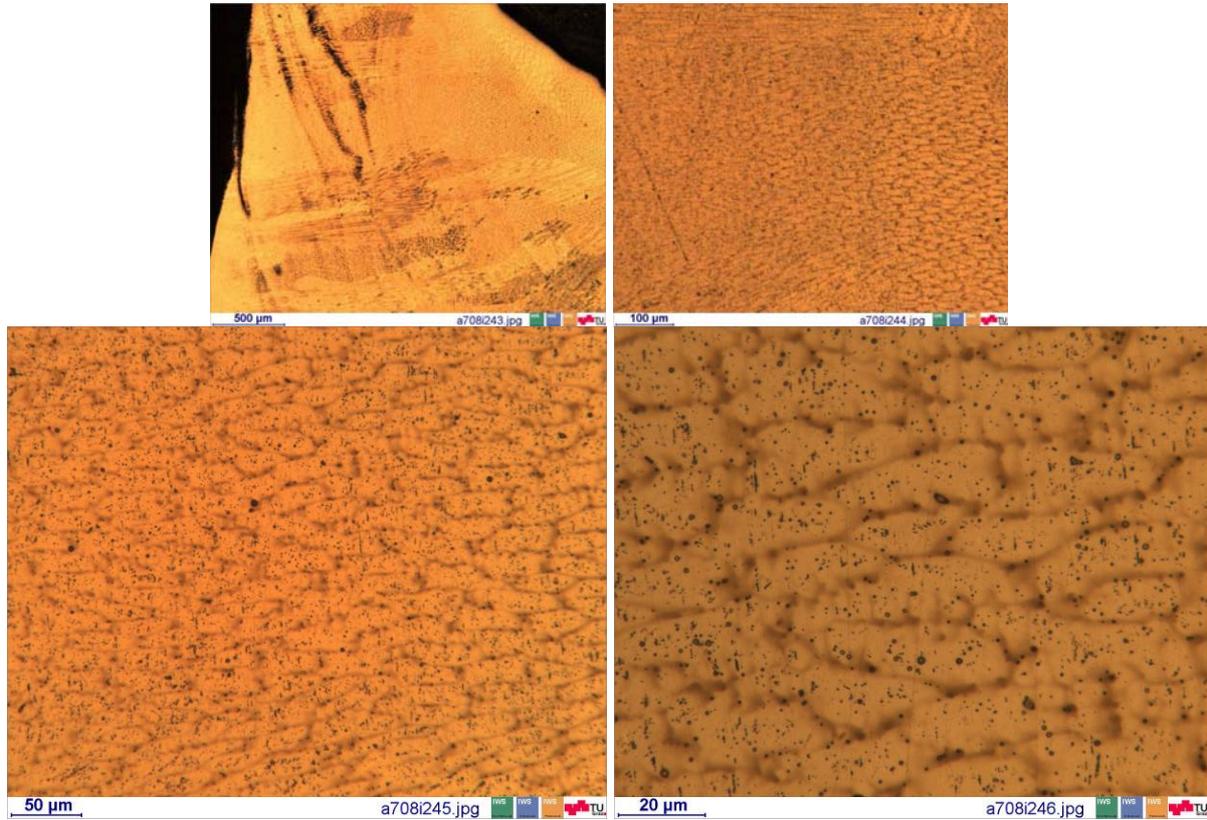


Abbildung 90 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 86b (Decklagen)



Abbildung 91 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 2 aus Abbildung 86b (Decklagen)

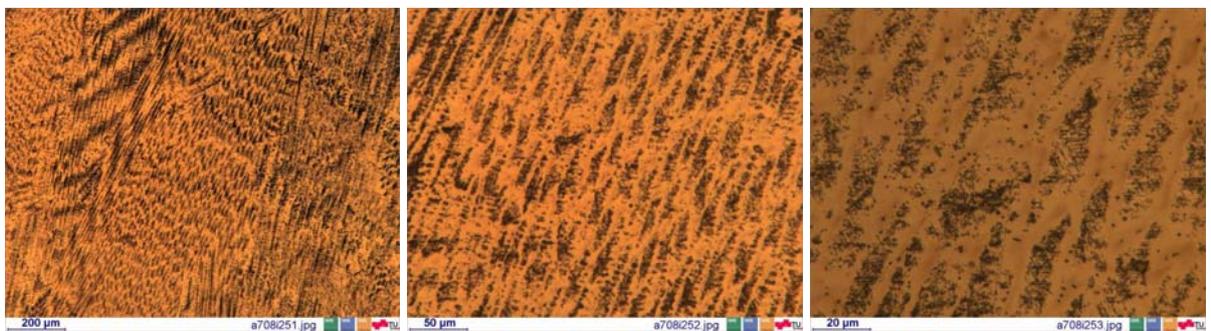


Abbildung 92 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 3 (Wurzel) aus Abbildung 86b

<sup>168</sup> J. Tösch/BSGA, persönliche Mitteilung, 16.10.2008

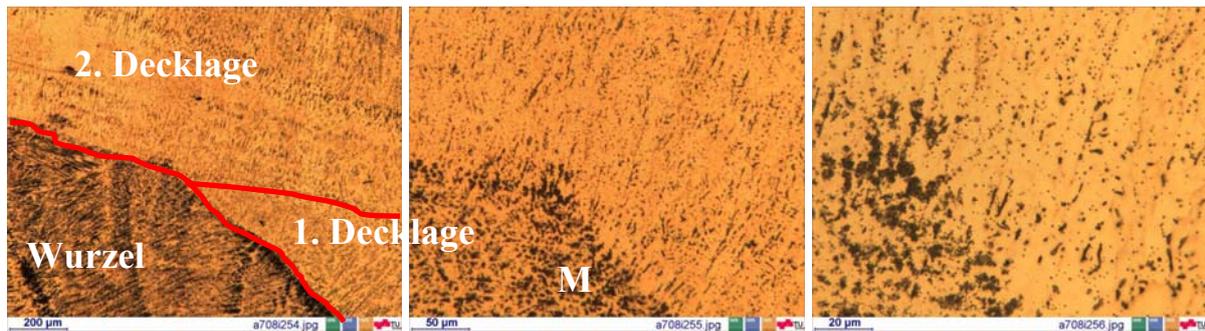


Abbildung 93 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 4 aus Abbildung 86b

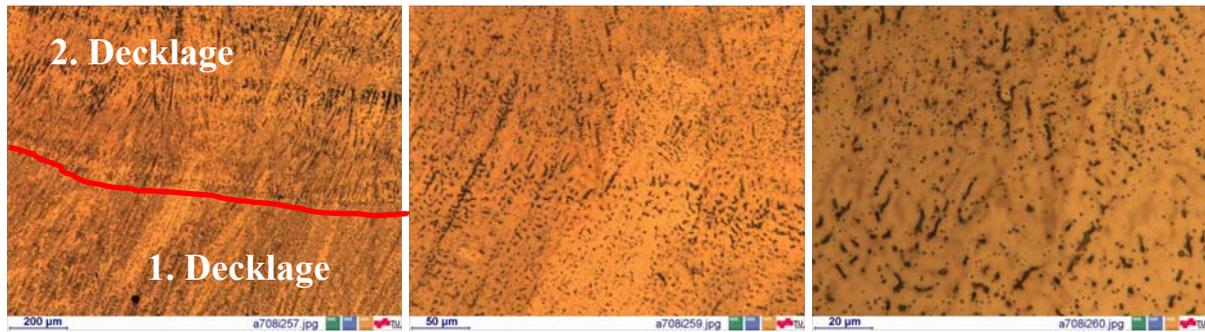


Abbildung 94 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 5 aus Abbildung 86b

### 6.4.8 Mikrostruktur Schweißgüter HSDX-MC/ARMOX® 500T

In den nächsten Kapiteln werden die einzelnen Entwicklungsstufen von HSDX-MC Fülldrähten (die Massen Ma9, Ma13, Ma35, Ma40 überlegierte Super-Duplex-Legierung) näher beschrieben. Das Ausgangskonzept war der Standard Duplex 25/9 Schweißzusatz (Massivdraht und Elektrode FOX CN 25/9 CuT), Legierungszusammensetzung siehe Tabelle 37. Weiters sind im Schäffler-Diagramm (Abbildung 95 die Lagen des Schweißgüter 25/9, HSDX-MC (Ma9, Ma13, Ma35, Ma40) eingezeichnet. Zusätzlich ist jener Bereich rot eingerahmt, welcher den Super Duplex Bereich abdeckt<sup>169</sup>.

Schweißzusatz	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
A7-MC	0,103	0,55	6,31	0,014	0,011	18,75		9,19	0,024
FOX CN 25/9 CuT	0,037	0,38	0,75	0,022	0,015	24,19	3,4	9,34	0,207
HSDX-MC Ma9	0,024	0,73	1,16	0,022	0,016	25,52	3,44	9,56	0,2
HSDX-MC Ma13	0,024	0,62	0,98	0,019	0,01	31,2	4,55	12,04	0,2
HSDX-MC Ma35	0,028	0,7	1,37	0,019	0,014	31,33	5,18	12,04	0,21
HSDX-MC Ma40	0,025	0,58	1,37	0,016	0,013	31,9	4,86	12,6	0,17

Tabelle 37 Chem. Analyse der verwendeten Schweißgüter<sup>170</sup>, Angaben in Massenprozent, Rest auf 100% ist Fe

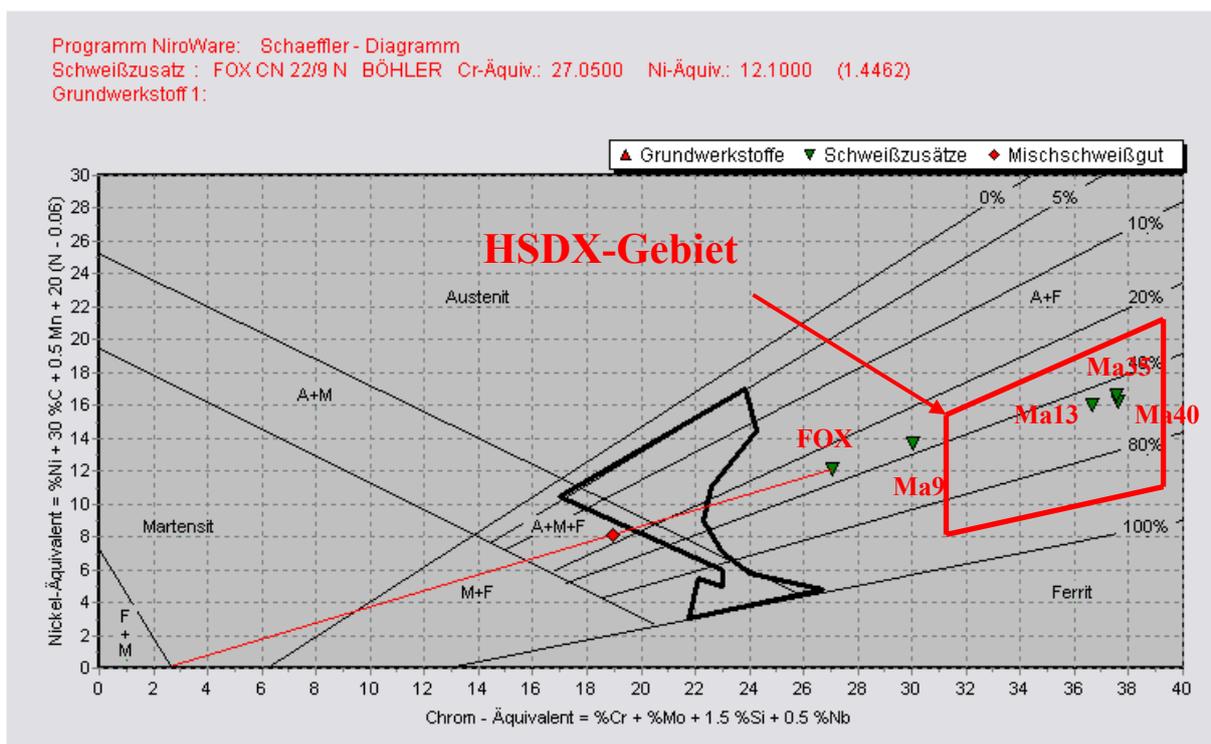
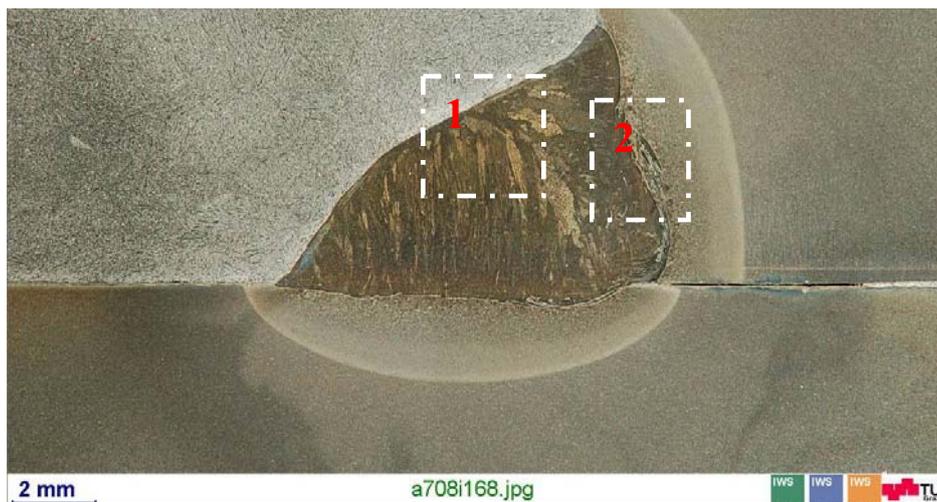


Abbildung 95 Lage 25/9 Schweißgut im Schäffler Diagramm, mit eingezeichnetem Super Duplex Gebiet

<sup>169</sup> J. Tösch/BSGA, persönliche Mitteilung, 16.10.2008

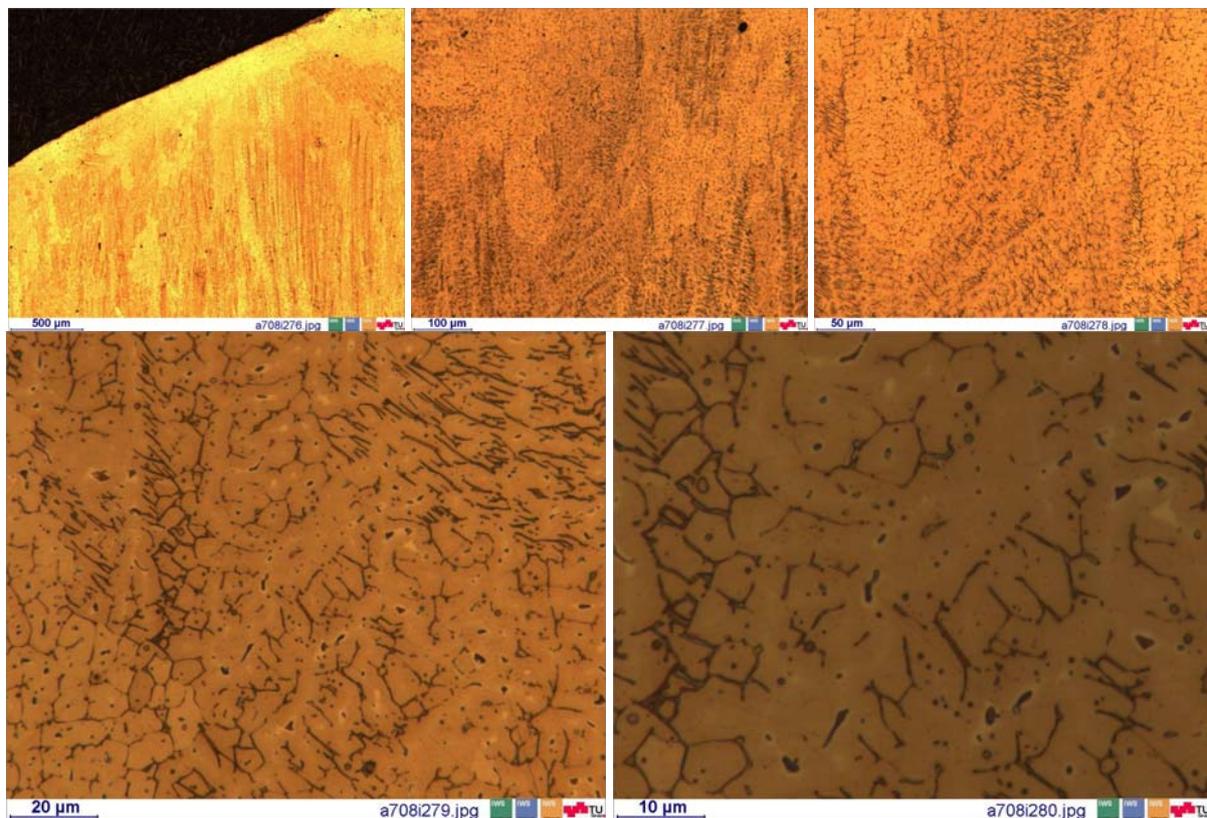
<sup>170</sup> Angaben von Böhler Schweißtechnik Hr. Ziegerhofer, 15.6.2008

6.4.8.1 HSDX-MC Ma9, einlagige Kehlnaht



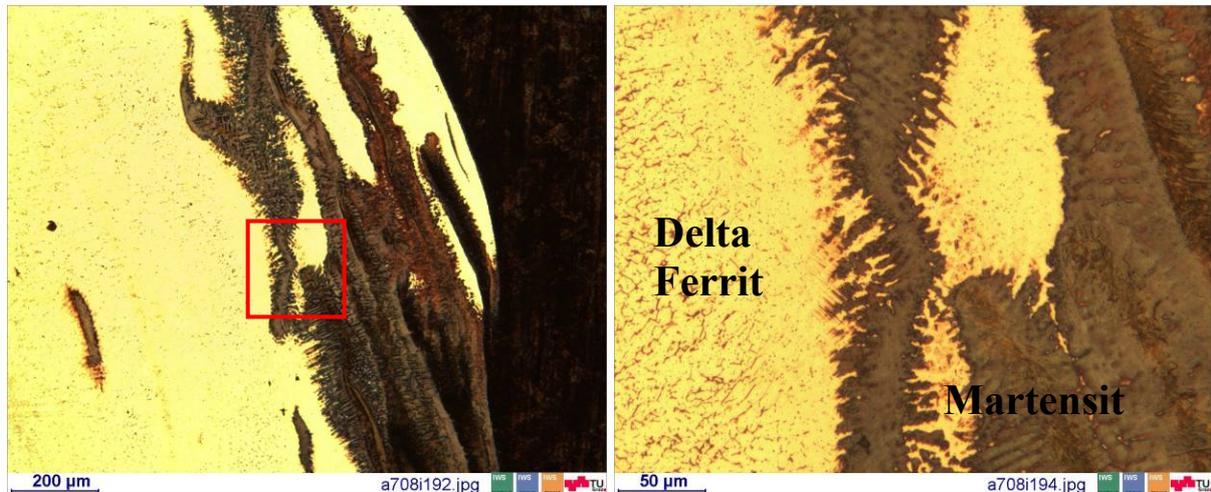
**Abbildung 96** HSDX-MC Ma9 einlagige Kehlnaht, Probe 19g stechend geschweißt, gependelt; Zusammensetzung: 0,024C-0,735Si-1,16Mn-25,52Cr-3,44Mo-9,56Ni-0,2N 0,022P/0,016S

Die in Abbildung 96 dargestellte Kehlnaht (Probe 19g) wurde stechend geschweißt, wobei leicht gependelt worden ist. Bei dieser Entwicklungsmasse wurde gegenüber dem Standard Duplex der C-Gehalt auf 0,024% gesenkt. Weiters wurde der Mangan-Gehalt auf 1,16% erhöht. Um aber ein Gefüge mit Austenit (gelb[weiß]) und Delta-Ferrit zu erzielen, wurde Cr, Si und Ni (leicht) aufgelegt. Somit erhielt man ein Gefüge, welches einen etwas höheren Delta-Ferrit aufweist, als der A7-MC. In Abbildung 97 ist die netzartige Ausbildung des dunkler gefärbten Delta Ferrits zu sehen. Der Delta-Ferrit-Gehalt liegt bei ca. 10%, da dieser sich wurmförmig (vermicular) ausbildet.



**Abbildung 97** HSDX-MC Ma9 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 96

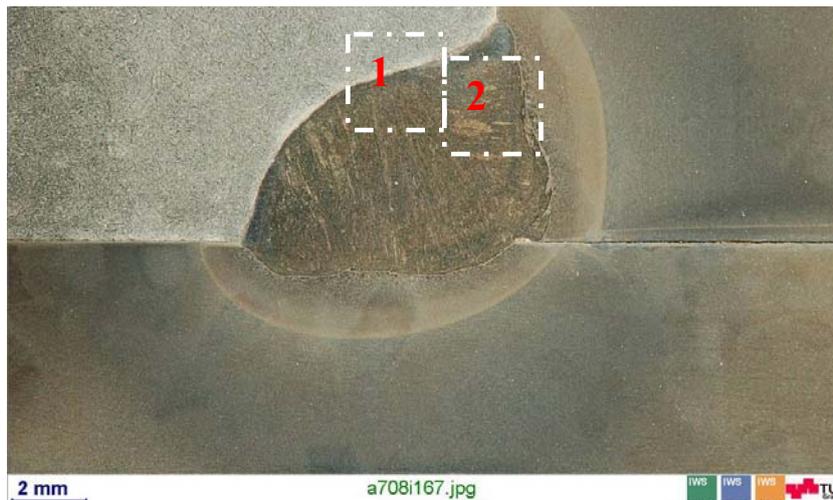
Wie von Pohle<sup>171</sup> bekannt, bildet sich an der Schmelzlinie ein martensitischer Saum. Ein solcher Martensit Saum ist in Abbildung 98 zu sehen (an der dicksten Stelle ca. 300µm), welcher in das Mischschweißgut eingeschwemmt wurde.



**Abbildung 98** HSDX-MC Ma9 einlagige Kehlnaht, Detail 2 martensitischer Saum (Einschwemmung)

<sup>171</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994; S. 193

6.4.8.2 HSDX-MC Ma13, einlagige Kehlnaht



**Abbildung 99** HSDX-MC Ma13 einlagige Kehlnaht, Probe 2s stechend geschweißt; Zusammensetzung: 0,024C-0,62Si-0,98Mn-31,2Cr-4,55Mo-12,04Ni-0,2N 0,019P/0,01S

Die in Abbildung 99 dargestellte Kehlnaht (Probe 2s) wurde stechend geschweißt. Da es sich bei der Masse Ma9 noch um einen Standard Austenitlegierung handelte, wurde bei der Masse Ma13 gegenüber der Masse Ma9, der Mn- und Si-Gehalt gesenkt. Ni, Mo und Cr wurden weiter erhöht, C und N hingegen konstant gehalten. Hier bildet sich der Delta-Ferrit netzartig aus (Abbildung 100a-e) in unterschiedlicher Vergrößerung. Teilweise bildet sich der Delta Ferrit jedoch noch immer wurmartig (vermicular) aus. Das heißt, der Delta-Ferrit-Gehalt liegt deutlich über 10%. Wie auch bei der Masse 9 bildet sich wiederum ein dicker Martensit-Saum an der Schmelzlinie (Abbildung 101a-e), welcher vom Grundwerkstoff in das Schweißgut eingeschwemmt wird.

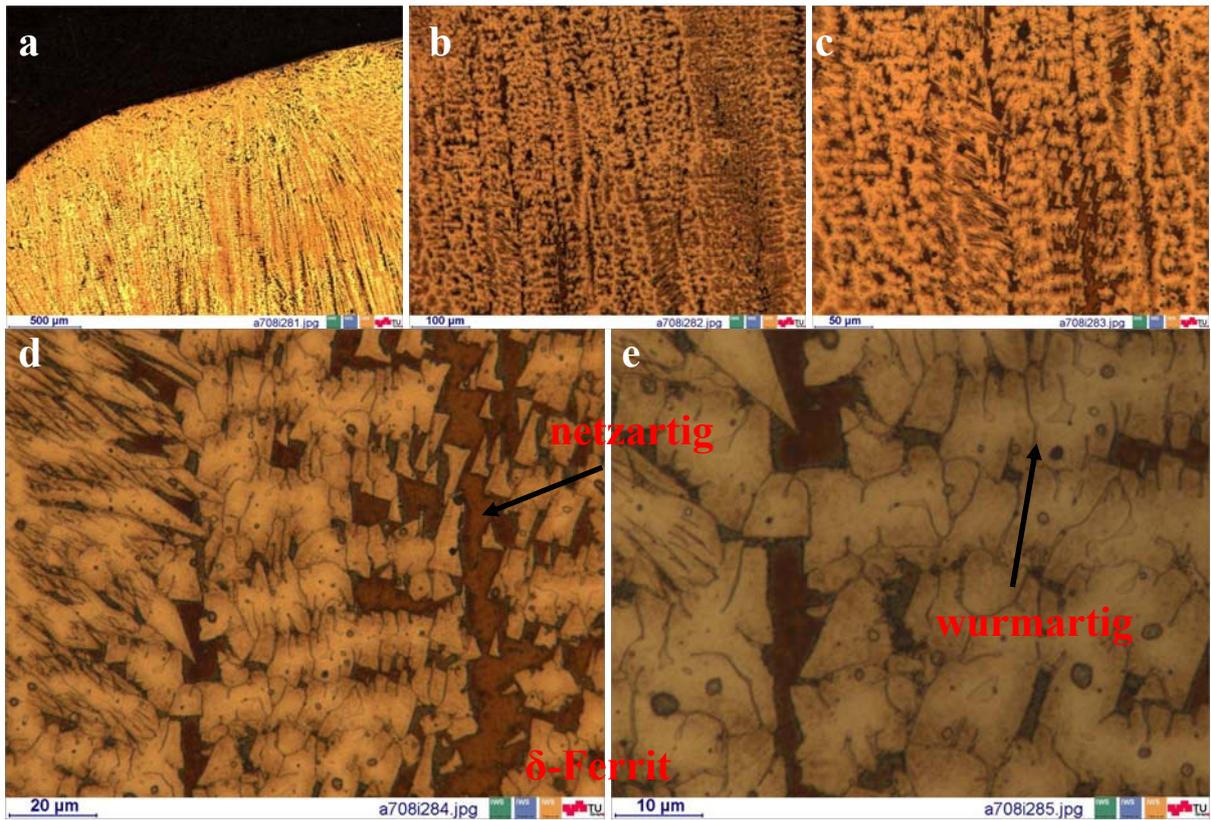


Abbildung 100 a-e) HSDX-MC Ma13 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 99, Delta Ferrit kommt netz-/wurmartig

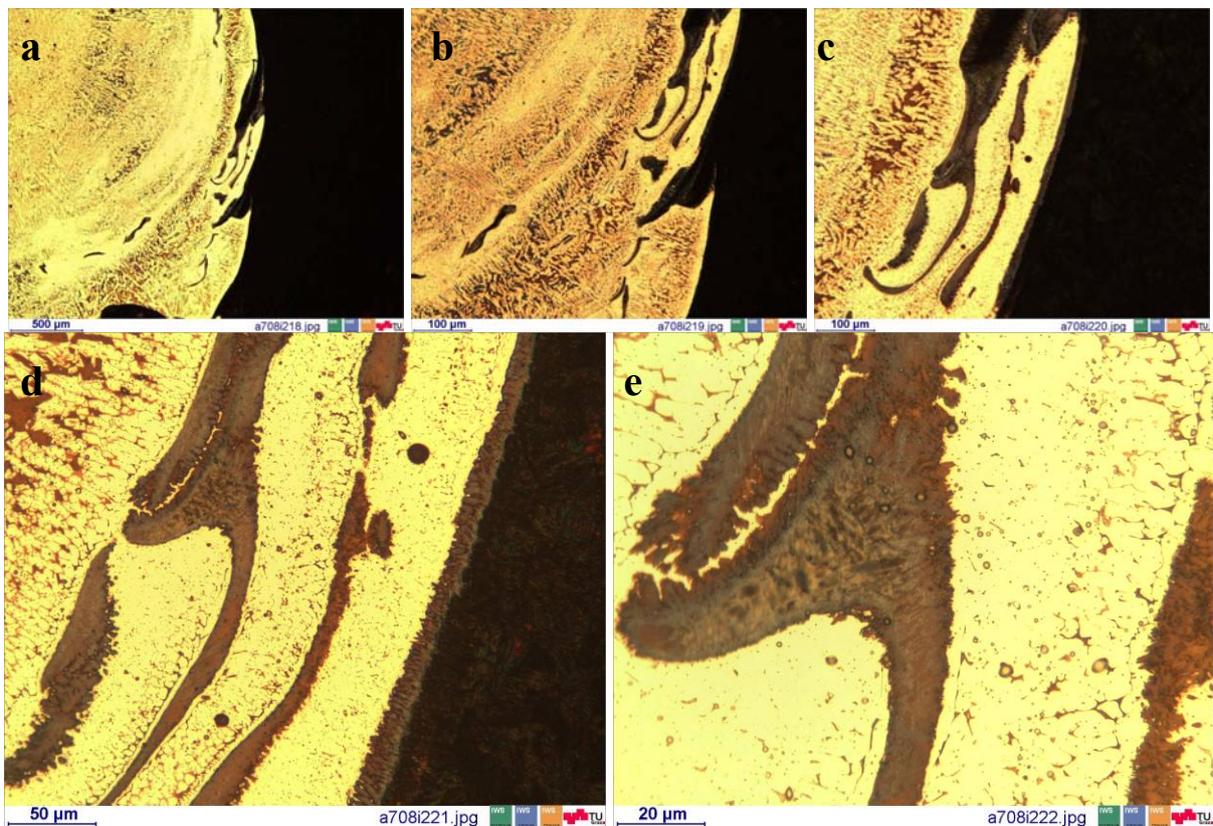
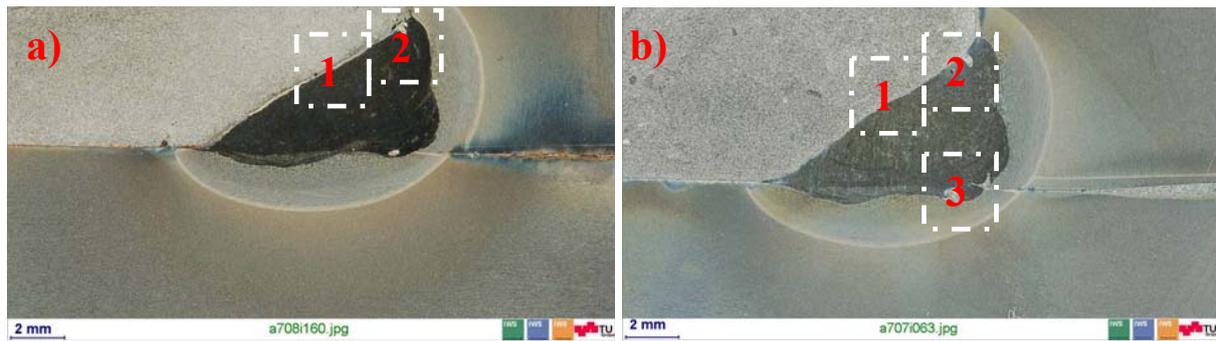


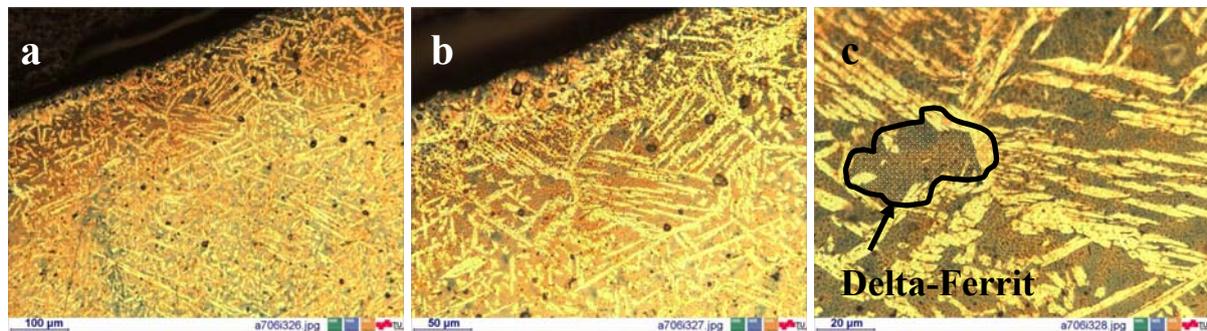
Abbildung 101 a-e) HSDX-MC Ma13 einlagige Kehlnaht, Detail 2/Schmelzlinie aus Abbildung 99

6.4.8.3 HSDX-MC Ma35

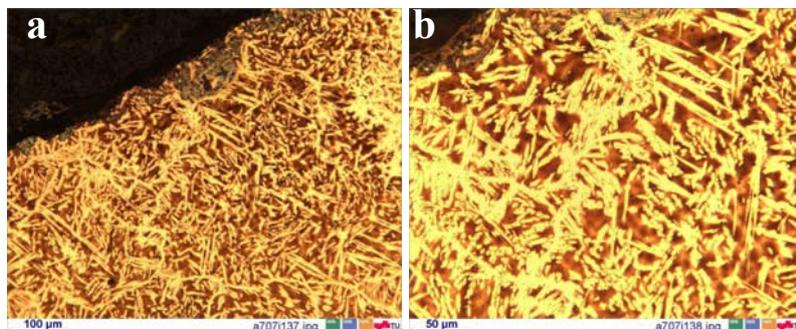


**Abbildung 102** HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnähte, **a)** Schweißung 35/1, **b)** Schweißung 35/2; Zusammensetzung: 0,028C-0,7Si-01,37Mn-31,33Cr-5,18Mo-12,04Ni-0,21N 0,019P/0,014S

In Abbildung 102 sind zwei Kehlnähte leicht stechend geschweißt, zu sehen. Fa. BSGA war mit der Masse Ma13 schweißtechnisch noch nicht zufrieden und deshalb wurde das Legierungskonzept neuerlich geändert. Gegenüber Ma13 wurde bei Ma35 Mn, Si und Mo erhöht. Cr, Ni und N in etwa blieben gleich. Mit dieser Zusammensetzung des Schweißgutes stellte sich ein Delta-Ferritgehalt von ca. 50% ein, siehe Abbildung 103a-c und Abbildung 104a-b. Trotz des neuen Konzeptes traten weiterhin Poren in der Wurzel (Abbildung 107a-c, Abbildung 105a-b, Abbildung 113a-b) auf. Diese Poren wurden am FELMI-TU-Graz<sup>172</sup> untersucht und es stellte sich heraus, dass sich an den Wänden dieser Gasblasen Schlackeereste abgelagert hatten (siehe Abbildung 106). Diese Gasblasen untersuchte die SZA etwas genauer und sie fanden dabei heraus, dass das Schweißgut zu schnell erstarrt war und dadurch der gasförmige Stickstoff nicht mehr aus der Schweißnaht entweichen konnte.



**Abbildung 103 a-c)** HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 102a



**Abbildung 104 a-b)** HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 102b

<sup>172</sup> FELMI...Austrian Centre for Electron Microscopy and Nanoanalysis, Graz

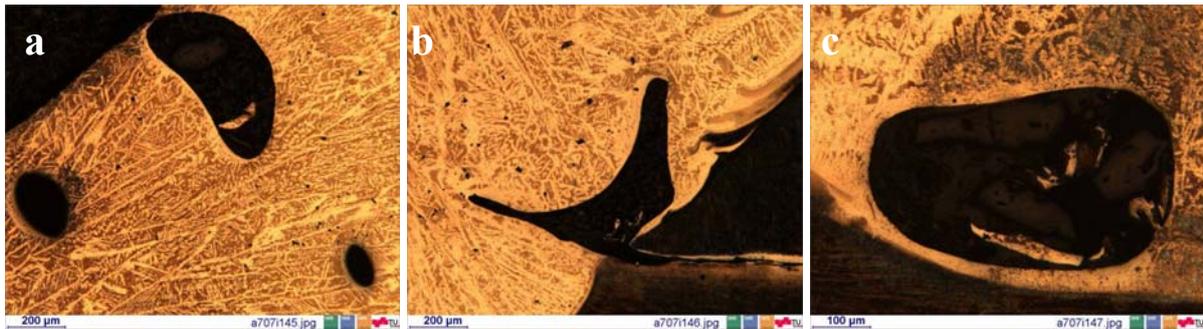


Abbildung 105 a-c) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Porenbildung im Bereich 2 und 3, aus Abbildung 102b

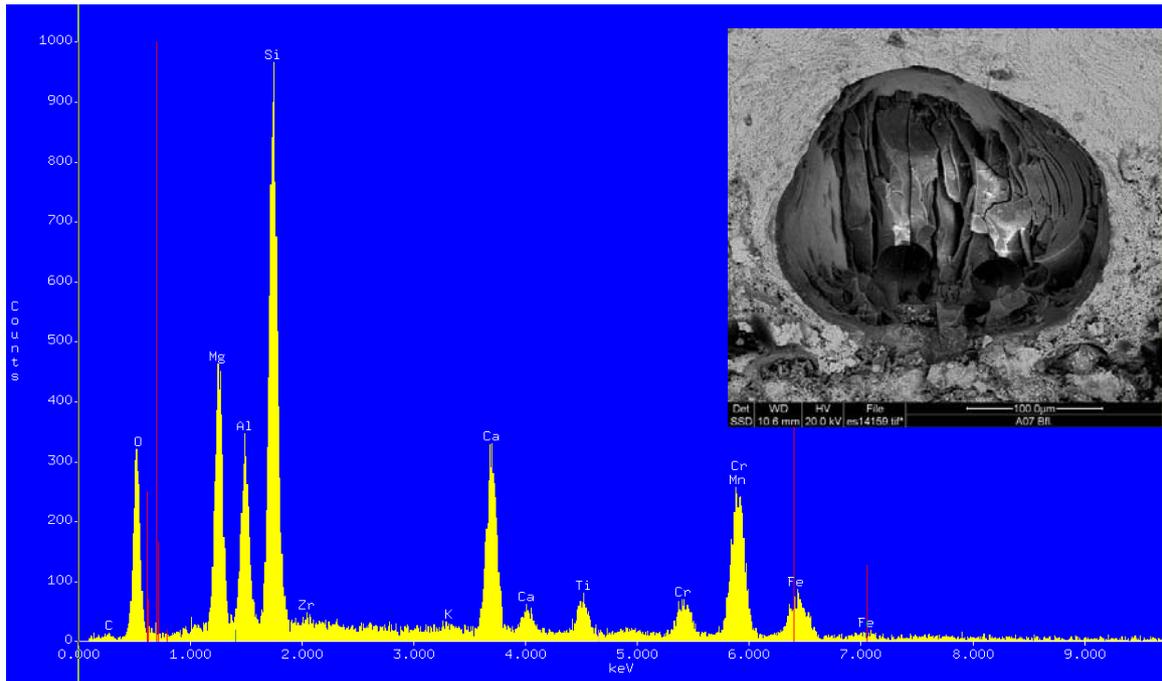


Abbildung 106 HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht: EDX-Analyse an Ablagerung einer Wurzelpore [FELMI ZFE TUG]

Bei den ein- sowie auch den zweilagigen Kehlnähten wurden Einschlüsse (Abbildung 107a-b) sichtbar, welche sich bei der anschließenden EDX–Untersuchung (Abbildung 108) als Einschwemmungen vom Grundwerkstoffes ARMOX® 500T heraus stellten.

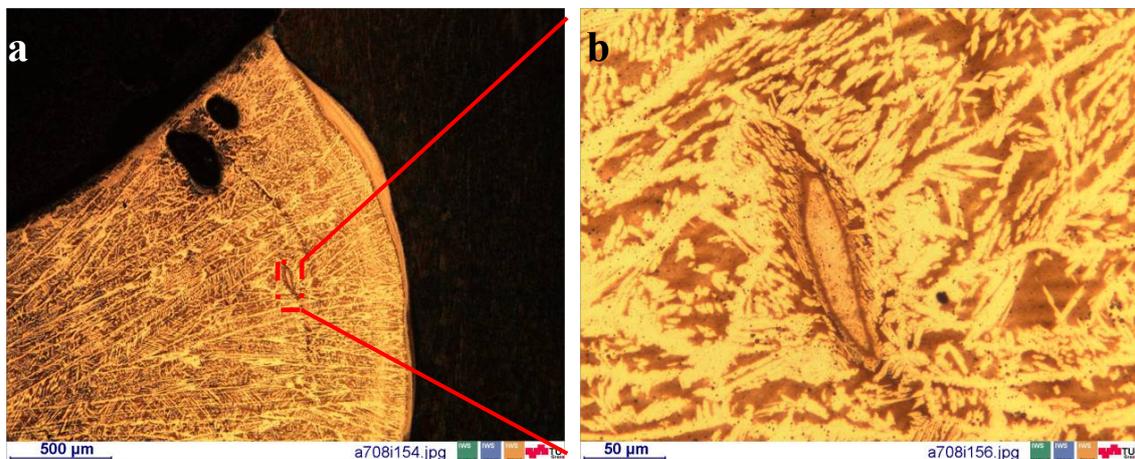
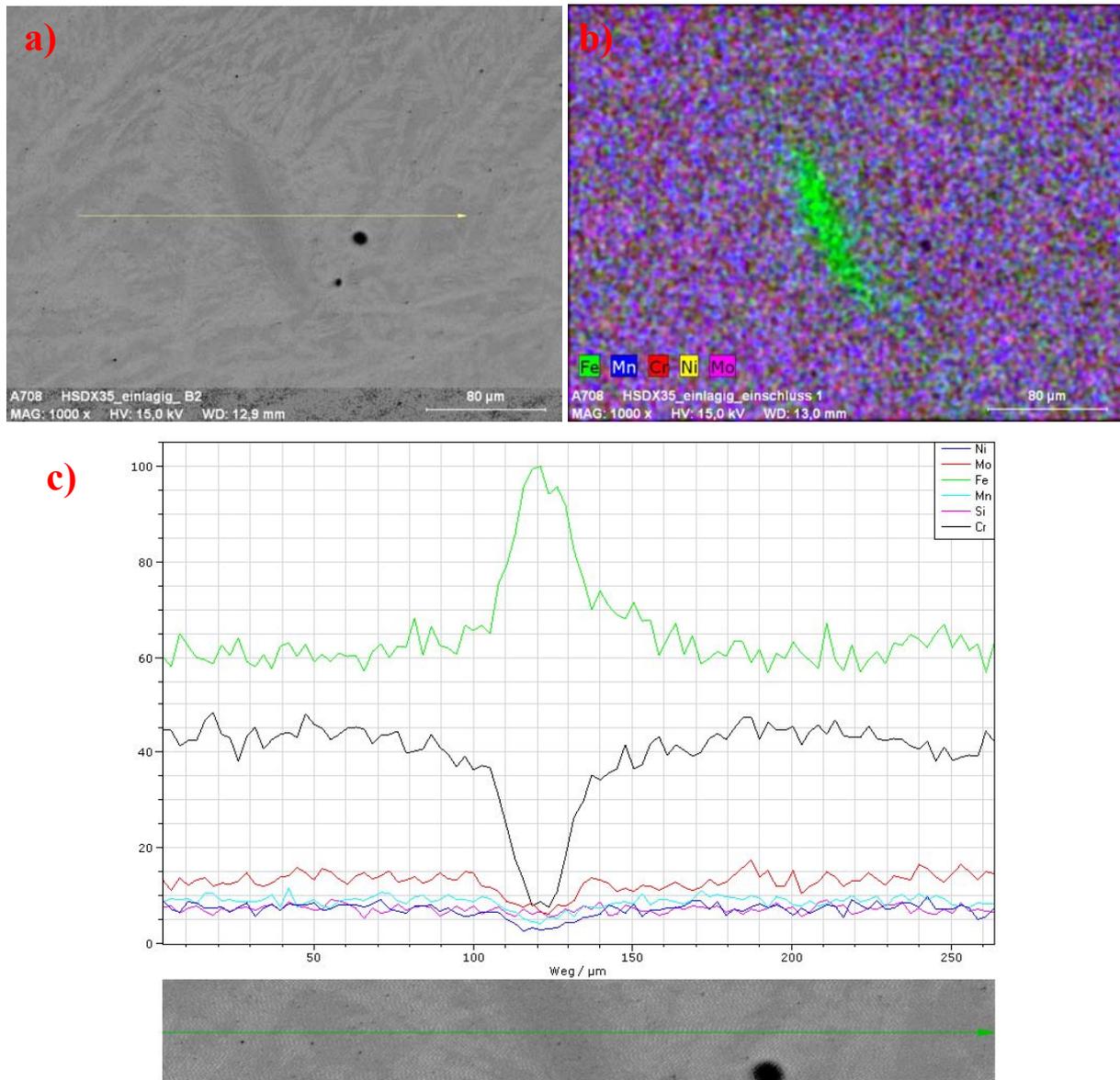


Abbildung 107 a-b) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Einschwemmung im Bereich 2 aus Abbildung 102b



**Abbildung 108 a-c)** HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, **a)** REM-Aufnahmen im Bereich 2 (Linescan), **b)** mapping, **c)** linescan aus Abbildung 102b

Als zusätzliches Projekt-Ziel wurde vom Anwender Fa. SSF das Schweißen zweilagiger Kehlnähte definiert (Abbildung 109a-b). Das Mikrogefüge wies bei den Decklagen ein 50:50 Verhältnis zwischen Austenit und Delta-Ferrit auf (Abbildung 110a-c) und der martensitische Saum war noch immer vorhanden (Abbildung 111a-c). Mit dem HSDX-MC Ma35 traten dabei aber Risse (Abbildung 112a-e) auf, welche mit der Farbeindringprüfung lokalisiert wurden. Die rissbehafteten zweilagigen Kehlnähte wurden mittels der RMC (Zugprüfmaschine im Druckmodus) zu Bruch gebracht und die Bruchfläche im REM untersucht. Es stellte sich heraus, dass es sich dabei um Heißrisse handelt, da der Rissverlauf im Austenit erfolgte, siehe Kapitel 6.7 Seite 129ff.

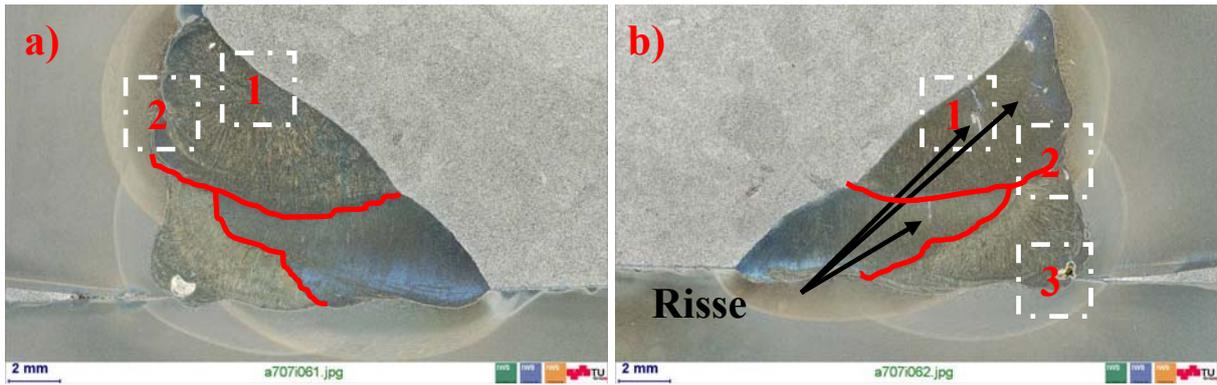


Abbildung 109 a-b) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, a) Schweißung 1, b) Schweißung 2

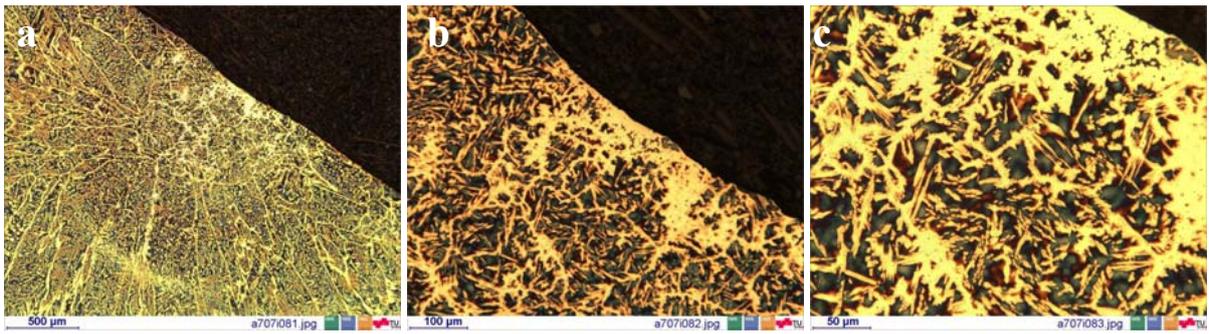


Abbildung 110 a-c) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 109a



Abbildung 111 a-c) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Detail 2 Schmelzlinie aus Abbildung 109a

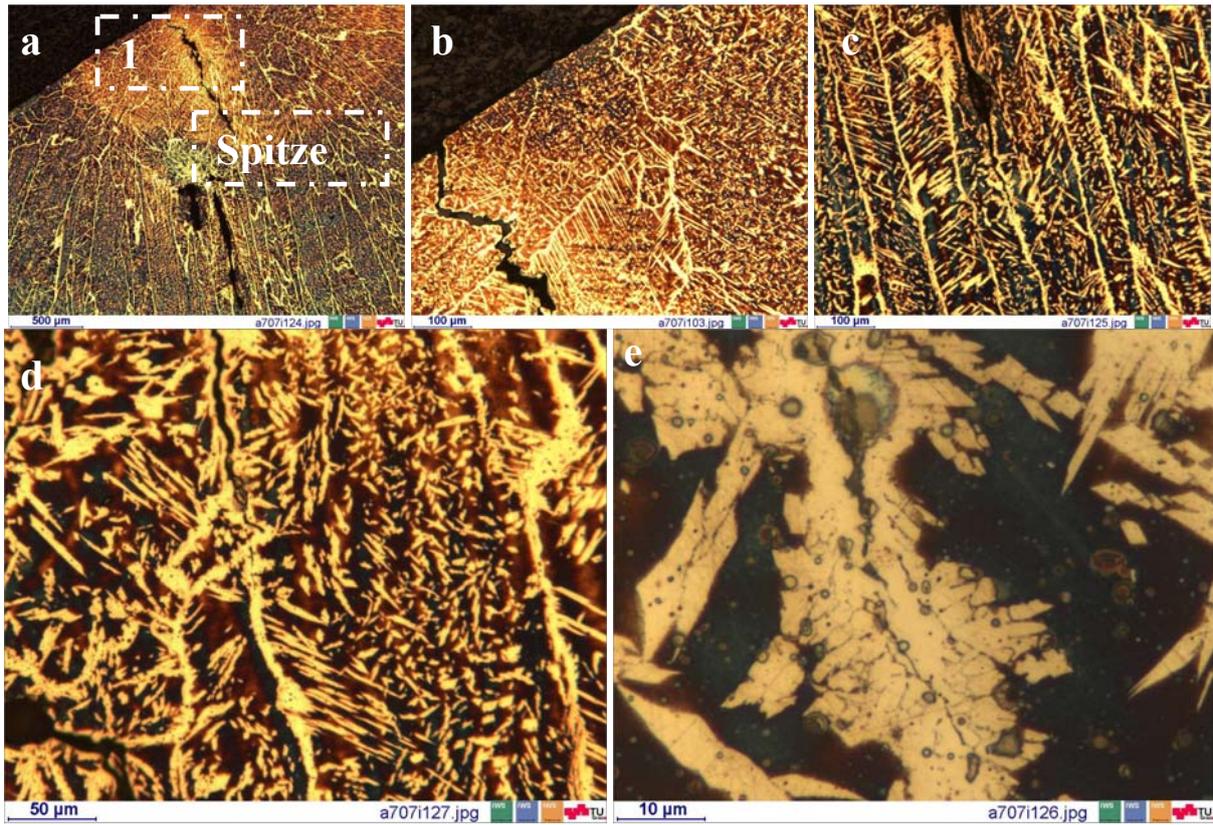


Abbildung 112 a-e) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Schweißung 2, Detail 1 aus Abbildung 109 b-Heißreisse

In Abbildung 113a-b sind Wurzelporen und Poren zwischen den Lagen zu sehen.

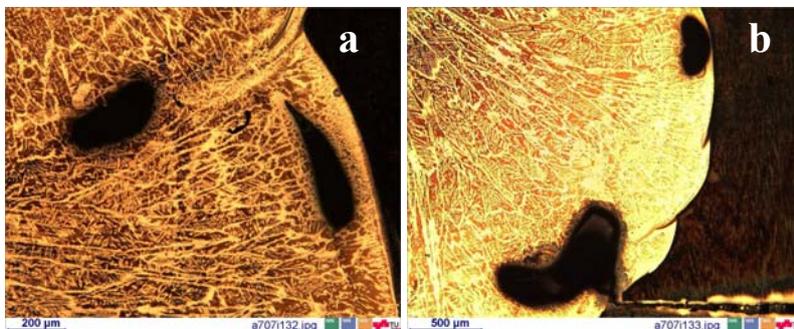
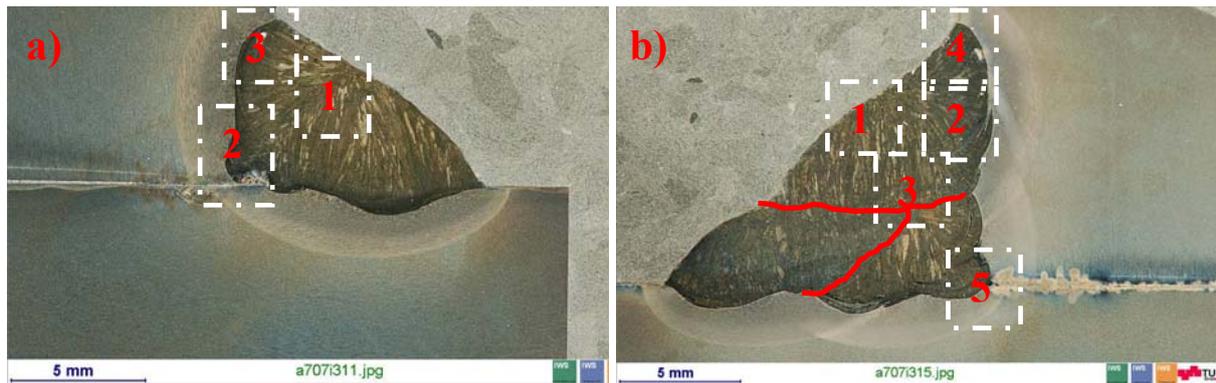


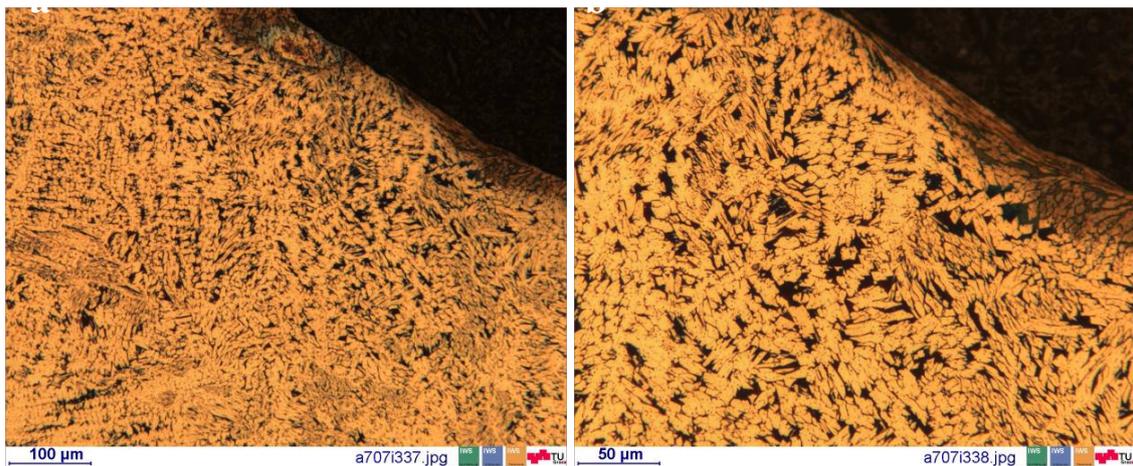
Abbildung 113 a-b) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Schweißung 2, Detail 2 und 3 aus Abbildung 109b

6.4.8.4 HSDX-MC Ma40

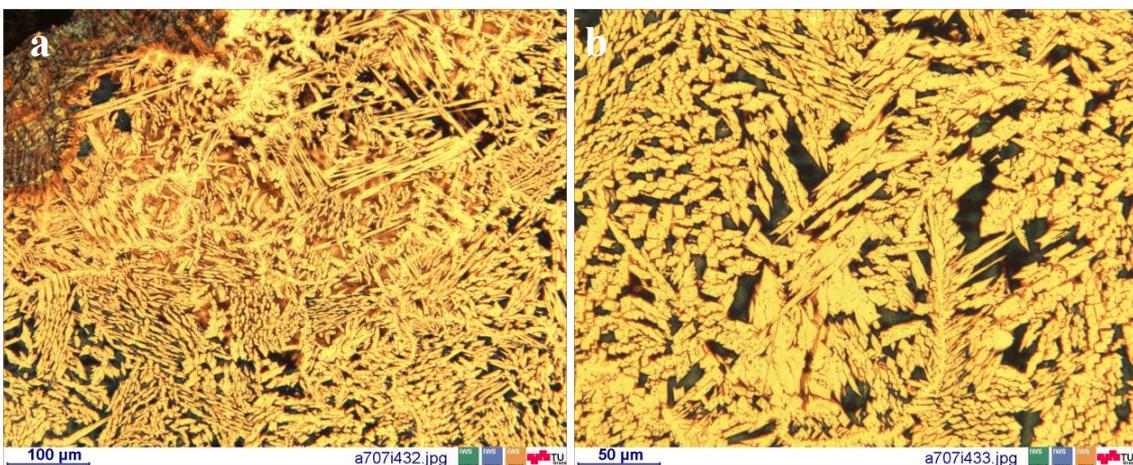


**Abbildung 114** HSDX-MC Ma40: **a)** einlagige, **b)** zweilagige Kehlnaht; Zusammensetzung: 0,025C-0,58Si-1,37Mn-31,9Cr-4,86Mo-12,6Ni-0,21N 0,016P/0,013S

Auf Grund der aufgetretenen Heißrisse beim HSDX-MC Ma35 wurde von BSGA das Legierungskonzept des HSDX-MC gegenüber der Masse Ma35 wie folgt geändert. Es wurde der C- und N-Gehalt leicht, sowie auch der Si- und Mo-Gehalt gesenkt. Mn-Gehalt bleibt hingegen konstant. Um aber wieder einen HSDX-MC zu erreichen, wurde der Cr- und Ni-Gehalt erhöht. Dadurch wurde der Delta-Ferritgehalt gegenüber dem HSDX-MC Ma35 um mindestens 10% gesenkt. Vergleiche hierfür die Abbildung 115a-b und Abbildung 116a-b mit Abbildung 103a-c (Seite 97).



**Abbildung 115 a-b)** HSDX-MC Ma40, einlagige Kehlnaht; Detail 1 aus Abbildung 114a



**Abbildung 116 a-b)**HSDX-MC Ma40, zweilagige Kehlnaht; Detail 1 aus Abbildung 114b

Im Gegensatz zu den Massen Ma9 und Ma13 bildet sich bei der Masse 40 ein geringer martensitischer Saum aus (Abbildung 117a-c und Abbildung 118a-c).



Abbildung 117 a-c) HSDX-MC Ma40, einlagige Kehlnaht, Detail 2 Schmelzlinie aus Abbildung 114a

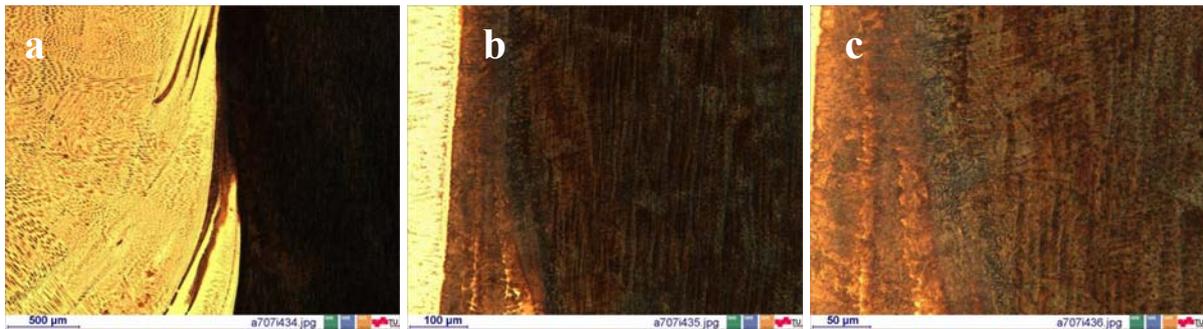


Abbildung 118 a-c) HSDX-MC Ma40 zweilagige Kehlnaht, Detail 2 aus Abbildung 114b

Mit Ma40 wurden anschließend mechanische Versuchsserien durchgeführt und mit den Ergebnissen von A7-MC verglichen.

Bei den metallografischen Untersuchungen wurden wieder Einschwemmungen festgestellt. Neben den Einschlüssen wurde auch hell erscheinende Einlagerungen gefunden (Abbildung 119a-b). Mittels eines Linescan konnte nachgewiesen werden, dass es sich um ein nicht vollständig aufgeschmolzenes Molybdän Teilchen der Füllung handelte (Abbildung 120a und b). Diese Problematik kommt vom zu grobkörnigen Mo-Pulver (hoch schmelzend), das in die Füllung gegeben wird. Feineres Mo-Pulver wird aber wegen der Explosionsgefahr nicht verwendet<sup>173</sup> (Staubexplosion).

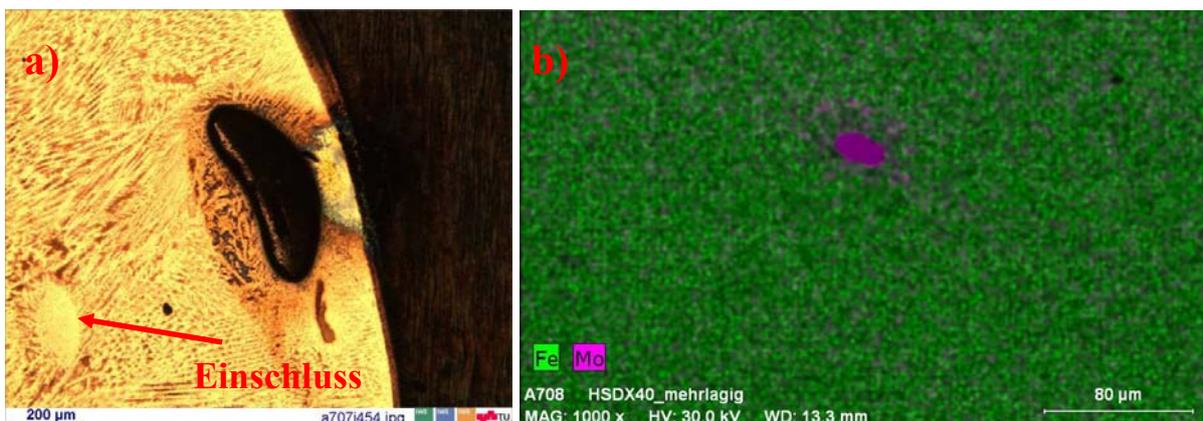


Abbildung 119 a) Einschluss in der Mehrlagen Kehlnahtschweißung; b) Mapping am gefundenen Einschluss

<sup>173</sup> J. Tösch/BSGA, persönliche Mitteilung, 16.10.2008

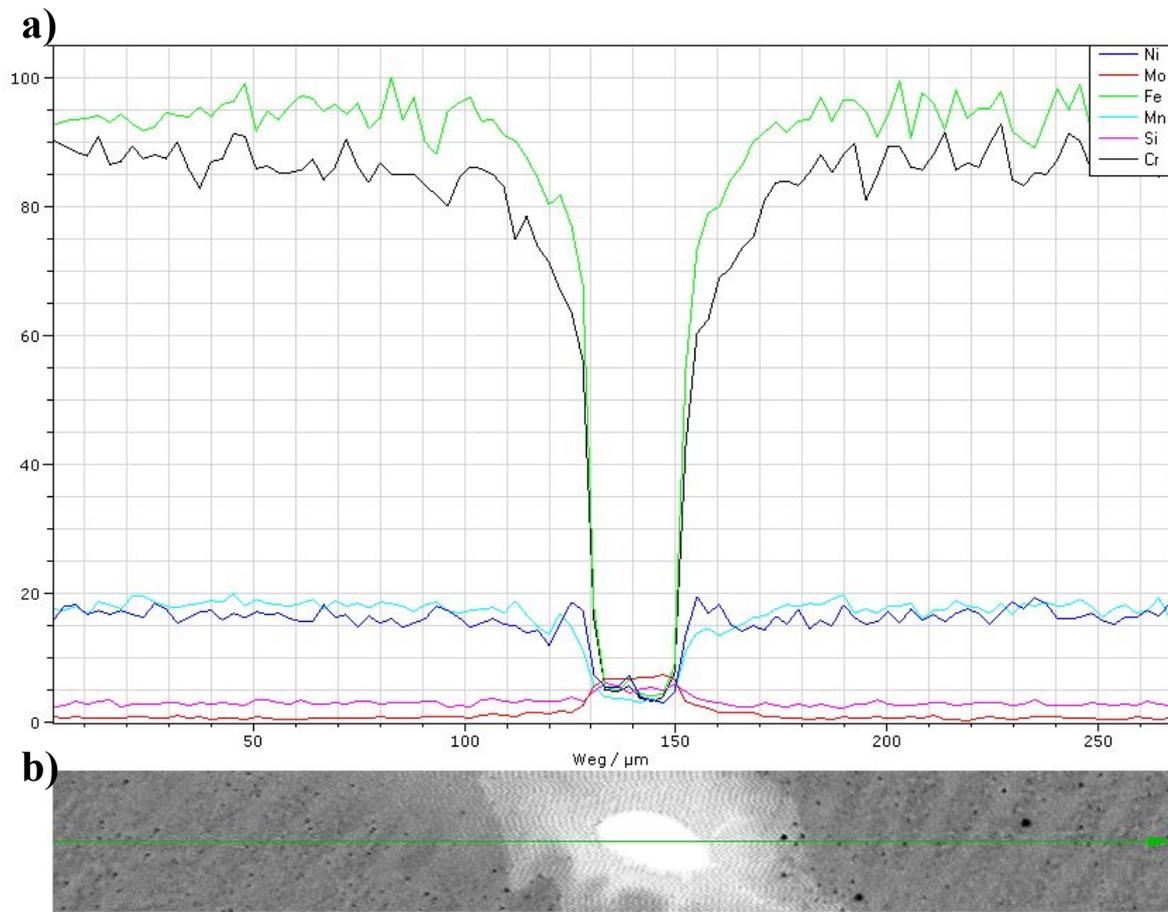


Abbildung 120 a-b) Linescan Einschluss aus Abbildung 119b, HSDX-MC Ma40

Der HSDX-MC Ma40 hat, wie auch Ma35 ein nicht zufriedenstellendes Ausfließverhalten sowie Poren, vor allem in der Wurzel (Abbildung 121a-b und Abbildung 122a-c).

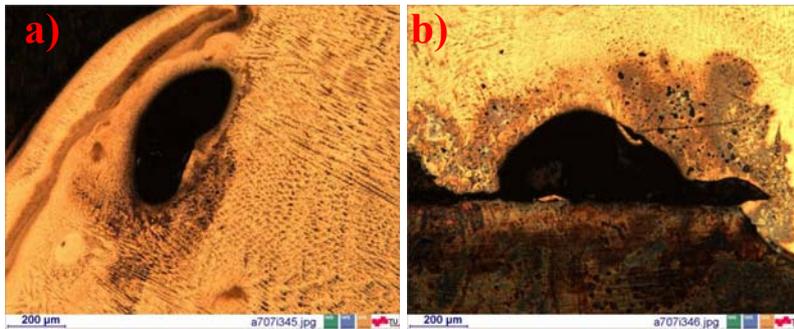


Abbildung 121a-b) HSDX-MC Ma40 einlagige Kehlnaht, a) Detail 2, b) Detail 4 aus Abbildung 114a



Abbildung 122 a-c) HSDX-MC Ma40 zweilagige Kehlnaht, a) Detail 4, b) Detail 4, c) Detail 5 aus Abbildung 114b

### 6.5 Aufmischung und martensitischer Saum

Da das Schweißgut nach dem Schmelzschiessen aus einem Gemisch von abgeschmolzenem Zusatzwerkstoff und aufgeschmolzenem Grundwerkstoff besteht, ist es für die nachfolgenden Gefügeabschätzungen, welche im Kapitel 6.6 (Seite 109) durchgeführt werden, wichtig, die Aufmischung bzw. den Einbrand an den geschweißten Kehlnähten zu bestimmen, siehe Formel 15. Abbildung 123 zeigt 3 prinzipielle Schweißungen [a) Auftragschweißung, b) Stumpfnahschweißung, c) Kehlnahschweißung].

$$Aufmischung = \frac{\text{Aufgeschmolzener Grundwerkstoff}}{\text{ges. Schweißnahtfläche}} \times 100 = \frac{G_1 + \dots + G_n}{\sum G_i + Z} \times 100 = [Vol\%]$$

Formel 15 Aufmischung

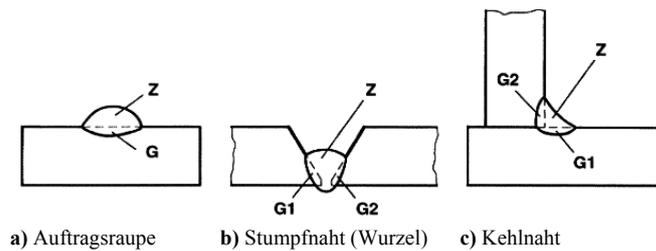


Abbildung 123 Prinzipskizzen zur Ermittlung der Aufmischungen verschiedener Schweißnähte<sup>174</sup>

Formel 15 gilt für die gleichmäßige Vermischung des abschmelzenden Schweißzusatzes mit dem Grundwerkstoff. Da im Schmelzbad Turbulenzen infolge des Tropfenüberganges und der Oberflächenspannung auftreten, kommt es zu Einschwemmungen des Grundwerkstoffes (Aufmischungseinseln). In letzteren sind die Legierungselemente anders verteilt, als im restlichen Schweißgut. In Abbildung 124 sind die Einschwemmungen im HSDX-MC Ma 40 Schweißgut deutlich erkennbar. Weiters ist ersichtlich, dass sich zwischen dem Schweißgut und dem Grundwerkstoff ein martensitischer Saum bildet, der nicht vermeidbar ist<sup>175</sup>.

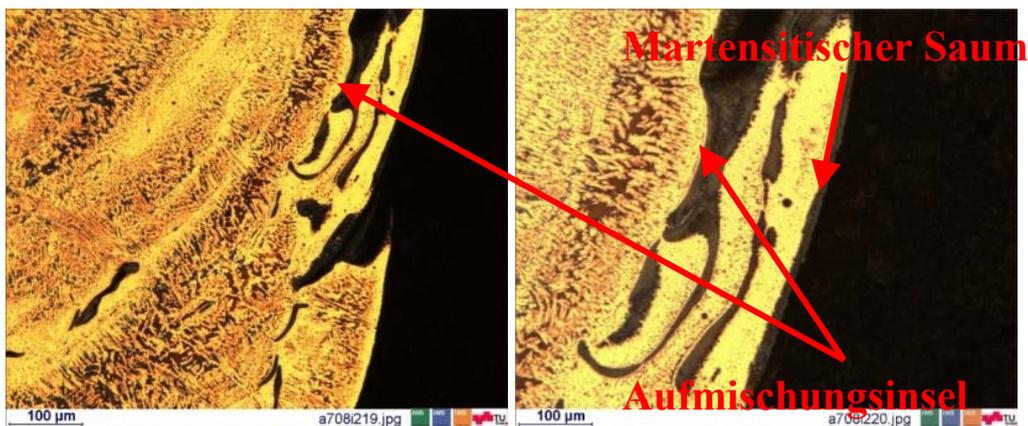


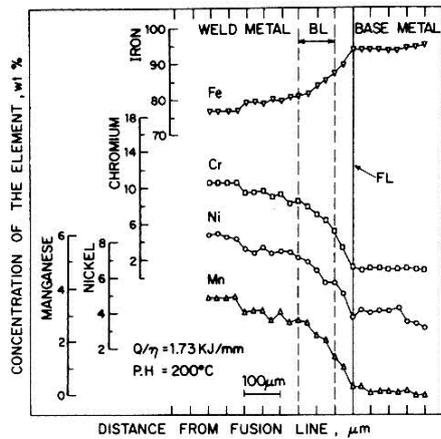
Abbildung 124 Einschwemmung im HSDX-MC Ma40 Schweißgut

Die Bildung dieses martensitischen Saumes ist darauf zurück zu führen, dass es zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut zu starken Konzentrationsänderungen der einzelnen Legierungselemente kommt. Dies geschieht durch Diffusion im flüssigen, aber nicht im festen

<sup>174</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 24

<sup>175</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 25

Zustand und wurde von Ornath<sup>176</sup> mittels EDX-Analysen bestätigt (Abbildung 125). Es ist ersichtlich, dass die Konzentrationen von Ni, Mn und Cr in Richtung der Schmelzlinie (Fusion Line) abnehmen, die von Fe und C nehmen zu. Die Breite dieser Zone lässt sich mit Formel 16 näherungsweise berechnen.



Legende:  
 FL...Fusion Line  
 BL Boundary Layer

Abbildung 125 EDX-Analyse bei Schwarz-Weiß-Verbindungen nach Ornath<sup>177 176</sup>

$$\delta = \frac{D_L}{k} \times R$$

$\delta$ ...Breite der Zone  
 $D_L$ ...Diffusionskoeffizient des Legierungselementes  
 $k$ ...Konzentrationsunterschied Schmelze / Boundary Layer  
 $R$ ...Erstarrungsgeschwindigkeit

Formel 16 Breite der martensitischen Zwischenschicht<sup>177</sup>

Aus Abbildung 126a und b geht hervor, dass sich zwangswise durch die Konzentrationsänderung der einzelnen Legierungselemente, die  $M_s$ -Starttemperatur ändert und daraus das Gefüge. Diese Zusammenhänge sind sehr komplex und wurden bei dieser Arbeit nicht untersucht.

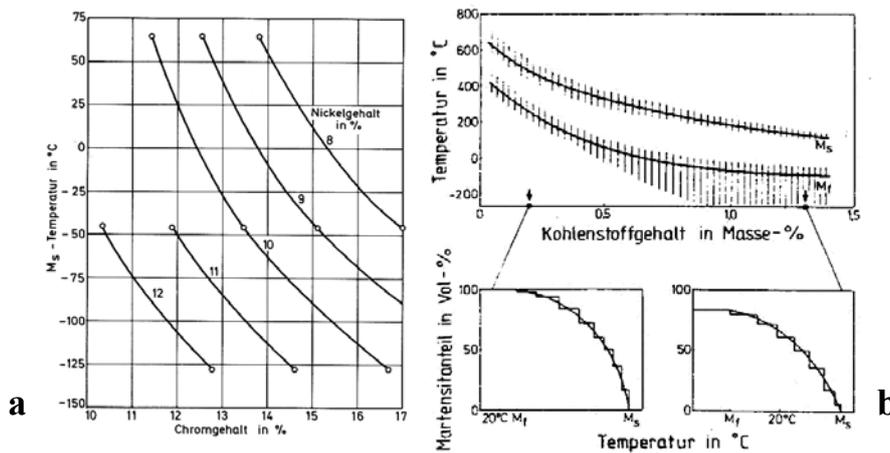


Abbildung 126 a) Einfluss von Ni, Cr auf die  $M_s$ -Temperatur nach Eichelmann und Hull<sup>178</sup>; b) Einfluss von Kohlenstoff auf  $M_s$  und  $M_f$ <sup>1777</sup>

<sup>176</sup> Ornath, F., u.a.: Weld pool segregation during the welding of low alloy steels with austenitic electrodes WDG. J. 60 (1981). S. 227-s/30-s

<sup>177</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 187 und 194

<sup>178</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 15

Die Aufmischung ist von folgenden Parametern abhängig:

- Schweißverfahren (MIG/MAG, WIG,...)
- Parameter (Schweißstrom, -spannung, Schweißgeschwindigkeit, Drahtvorschub)
- Werkstoffeigenschaften (Wärmeleitfähigkeit => Wärmeableitung, Blechdicke, Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur)
- Schutzgas (CO<sub>2</sub>, Argon, Helium)
- Schweißzusatz (Basizität)

### 6.5.1 Auswertung der Aufmischungen mit Programm KS400

Die Auswertung des Einbrandes erfolgte mit dem Bildanalyseprogramm KS-400<sup>179</sup>. Die Oberfläche des Programms ist in Abbildung 127 dargestellt und wird in Kapitel 14.1 beschrieben.

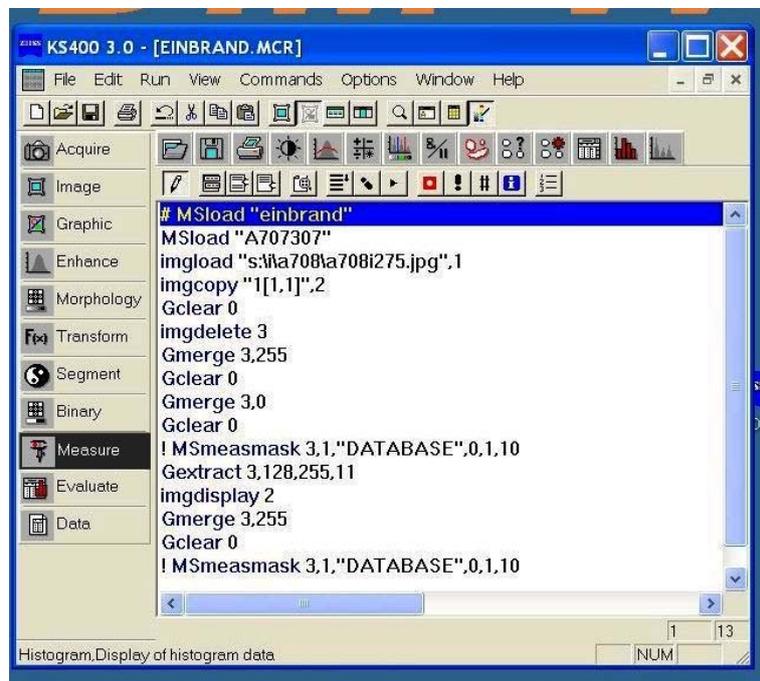


Abbildung 127 KS400 Programm zum Bestimmen der Aufmischung

Die Ergebnisse der Einbrandbestimmung für ein- und zweilagige Kehlnähte sind in Tabelle 38 und Tabelle 39 zusammengefasst. Weiters wurde aus den Messwerten ein Mittelwert gezogen. Es ist ersichtlich, dass bei den einlagigen, sowie auch bei den zweilagigen Kehlnahtschweißungen mit dem A7-MC Draht ein um ca. 6 Flächenprozent geringere Aufmischung erzielt wurde, als mit den HSDX-MC Fülldrähten. Dies ist nach Kapitel 6.3 (Seite 68) auf die höhere Streckenenergie der HSDX-MC (Ma35 und Ma40 ca. 7,44kJ/cm) Drähte zurück zu führen (A7-MC 6,78kJ/cm).

<sup>179</sup> Karl Zeiss Software, seit 1999 am Institut in Verwendung

Schweißzusatz	Bildnummer	A <sub>vert</sub> [mm <sup>2</sup> ]	A <sub>hor</sub> [mm <sup>2</sup> ]	A <sub>ges</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Aufmischung [%]	Mittelwert [%]
A7 MC	a708i274	4,1423	2,1869	25,5881	24,73	
A7 MC	a707i305	4,3299	2,7877	33,9058	20,99	23
HSDX Ma9	a706i001	8,3905	1,8674	37,8265	27,12	
HSDX Ma9	a706i004	8,2627	3,0835	42,1891	26,89	27
HSDX Ma13	a706i002	7,5143	6,1699	37,0051	36,98	
HSDX Ma13	a706i003	6,8244	5,9240	43,4559	29,34	33
HSDX Ma35	a707i054	3,7996	5,1093	32,5244	27,39	
HSDX Ma35	a706i314	1,9627	3,3171	21,6761	24,36	26
HSDX Ma40	a708i275	6,6705	3,9751	35,8242	29,72	
HSDX Ma40	a707i306	8,2559	4,8150	42,1690	31,00	30

**Tabelle 38** Aufmischungsgrad in FI% für einlagige Kehlnähte

Schweißzusatz	Bildnummer	A <sub>vert</sub> [mm <sup>2</sup> ]	A <sub>hor</sub> [mm <sup>2</sup> ]	A <sub>ges</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Aufmischung [%]	Mittelwert [%]
A7-MC	a708i273	9,3908	4,0629	79,9210	16,83	
A7-MC	a707i303	4,7573	9,0982	94,7752	14,62	15,73
HSDX Ma35	a707i052	5,5879	10,4347	84,5726	18,95	
HSDX Ma35	a707i053	6,2097	13,5595	96,6828	20,45	19,70
HSDX Ma40	a708i272	9,4669	7,6700	76,4392	22,42	
HSDX Ma40	a707i304	12,1343	9,7633	90,8900	24,09	23,26

**Tabelle 39** Aufmischungsgrad in FI% für zweilagige Kehlnähte

## 6.6 Delta-Ferrit Bestimmung

### 6.6.1 Schäffler, DeLong und WRC 1992 Diagramme <sup>180 181 182</sup>

Diese Diagramme dienen dazu eine Abschätzung darüber zu geben, welches Gefüge sich durch die Aufmischung des Schweißzusatzes mit dem Grundwerkstoff einstellen wird. Bei einer Schwarz-Weiß-Verbindung ist es das Ziel, im Schweißgut keinen Martensit zu erhalten <sup>1800</sup>.

#### 6.6.1.1 Modifiziertes Schäffler Diagramm

Anfang 1920 entwickelte Maurer und Strauß ein Diagramm, womit man das Gefüge abschätzen konnte <sup>181</sup> (Abbildung 128a).

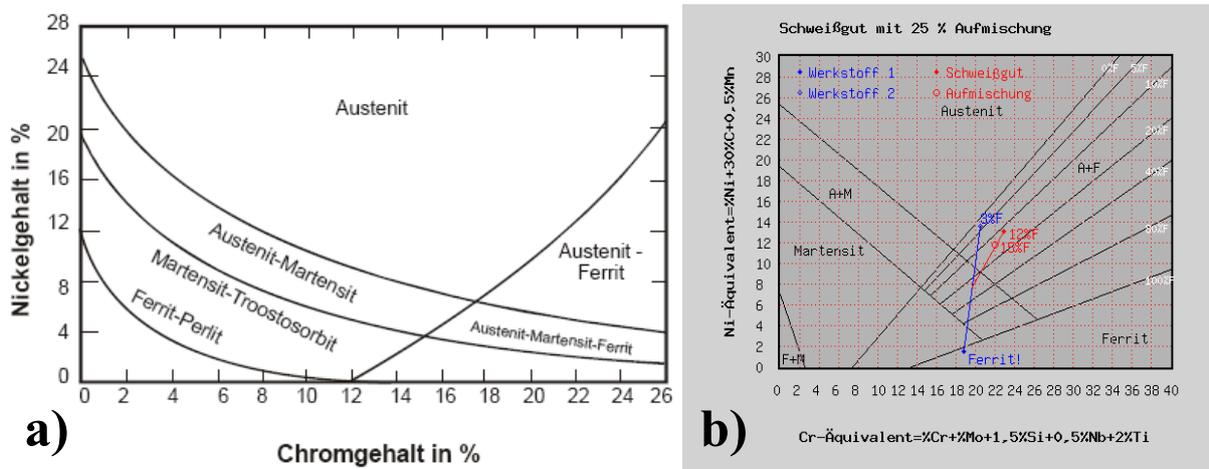


Abbildung 128 a) Maurer Diagramm <sup>183</sup> b) Schäffler Diagramm <sup>184</sup>

Später entwickelte Schäffler (1949), aufbauend den Arbeiten von Maurer und Strauß, sowie von Riedrich und Hoch, zunächst das Chrom- und Nickeläquivalent an Hand von praktischen Schweißversuchen <sup>181</sup>. Er führte die Wirkung aller Legierungselemente auf die Grundelemente Nickel und Chrom zurück. Dabei gewichtete er diese danach, wie stark das jeweilige Element Ferrit- oder Austenit bildend ist <sup>182</sup>. So entstand das Schäffler-Diagramm, mit welchem über die chem. Zusammensetzung des Schweißgutes und des Grundwerkstoffs eine Abschätzung des Gefüges in der Schweißnaht gemacht werden kann (Abbildung 128b). Schäffler teilte sein Diagramm in Austenit, Martensit, Delta sowie Alpha Ferrit und deren Mischbereiche auf. Das Schäffler-Diagramm ist kein Gleichgewichtsdiagramm, und gibt das Gefüge bei Raumtemperatur wieder. Da sich das Schäffler Diagramm aus zwei Systemen zusammensetzt, ergibt sich durch die unterschiedlichen Erstarrungsvorgänge eine Problematik, welche bekannt ist. Einerseits Seite sind es diffusionsgesteuerte Vorgänge, die zu austenitisch-ferritischem Gefüge führen (rechte Seite im Diagramm) und andererseits die diffusionlos durch Gitterumbildung entstehende martensitische Struktur links. Die Systemgrenze liegt bei einem  $Cr_{Aqu}$  von etwa 18 <sup>1800</sup>.

<sup>180</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, Kapitel 4.2.2, S. 26ff

<sup>181</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984; Kapitel 3.3, S. 94ff

<sup>182</sup> John C. Lippold, Damian J. Kotecki; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel; Wiley-Interscience; 2005, Kapitel 3.3; S. 25ff

<sup>183</sup> [http://www.iehk.rwth-aachen.de/fileadmin/user\\_upload/lehre/studium/download/ww/2006-07-25\\_C\\_VF1\\_WWS\\_DPO\\_deutsch.pdf](http://www.iehk.rwth-aachen.de/fileadmin/user_upload/lehre/studium/download/ww/2006-07-25_C_VF1_WWS_DPO_deutsch.pdf), S. 5

<sup>184</sup> <http://www.migweld.de>

Das Schöffler-Diagramm ist ein praktisches Hilfswerkzeug zur Bestimmung des Gefüges in der Schweißnaht. Schöffler wies darauf hin, dass die Streuung des Ferritgehaltes im Bereich von +/- 4% liegt. Ab einen Ferritgehalt von >15% liegt die Streuung noch höher. Sie kann sogar einen Wert von +/- 15% erreichen<sup>181</sup>. Tabelle 40 zeigt den Geltungsbereich des Schöffler-Diagramms für die einzelnen Legierungselemente.

C	Mn	Mo	Si	Nb
<0,2%	<4%	<3%	<1%	<1%

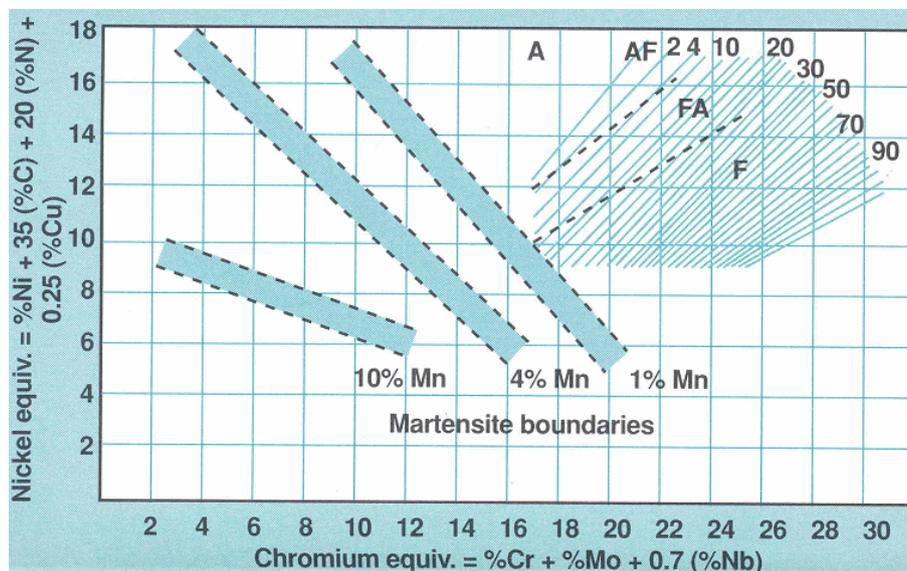
**Tabelle 40** Geltungsbereich des Schöffler Diagramms<sup>180</sup>

Einflussfaktoren auf die Gefügestruktur sind:

- Schweißgeschwindigkeit (geringer Einfluss)
- Abkühlgeschwindigkeit (Umwandlung δ-γ)
- Stickstoff (ab einen Gehalt von 0,1%)
- Mangan, hat ab 2,5% stärkeren ferritischen, als austenitischen Effekt

Da Stickstoff ein sehr starker Austenitbildner ist, wurde das Schöffler-Diagramm daraufhin modifiziert (Abbildung 130). Es gibt die unterschiedlichsten Ansätze, um Stickstoff und andere Legierungselemente zu gewichten. Nachstehend sollen einige genannt werden:

1. Hull: untersuchte den gegenseitigen Einfluss von Legierungselemente für das  $Cr_{\bar{A}qu}$  und  $Ni_{\bar{A}qu}$ . Ab einen Mn-Gehalt von 2,5% ist wie oben erwähnt der ferritische Effekt höher als der austenitische<sup>185</sup>.
2. Kotecki und Szumachowski: kommen auf ein ähnliches Ergebnis. Kotecki sagt, dass mit zunehmendem Mn-Gehalt die Ms-Startlinie flacher und nach links unten verschoben wird (Abbildung 129)<sup>186</sup>.



**Abbildung 129** Einfluss Mangan auf Ms-Linie nach Kotecki<sup>187</sup> im WRC-1992 Diagramm

3. Suutala: berücksichtigt in seiner Formel Titan als Ferritbildner und Cu als Austenitbildner<sup>188</sup>.

<sup>185</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984; Kapitel 3.3, S. 96,97 und 101

<sup>186</sup> John C. Lippold, Damian J. Kotecki; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel; Wiley-Interscience; 2005, Kapitel 3.3; S. 46

<sup>187</sup> [http://nhml.com/i/resources\\_NHML\\_Martensite-Austenitic-Stainless\\_fig2\\_lg.gif](http://nhml.com/i/resources_NHML_Martensite-Austenitic-Stainless_fig2_lg.gif); 24.10.09

4. Beres: größerer Einfluss des Kohlenstoffes auf die Martensitlinie<sup>189</sup>.

L. Beres<sup>189</sup> fand heraus, dass Kohlenstoff eine viel größere Bedeutung hat, als zwar angenommen. Er verschiebt die Ms-Linie mit zunehmendem C-Gehalt nach unten, bei geringerem C-Gehalten nach oben (Abbildung 130).

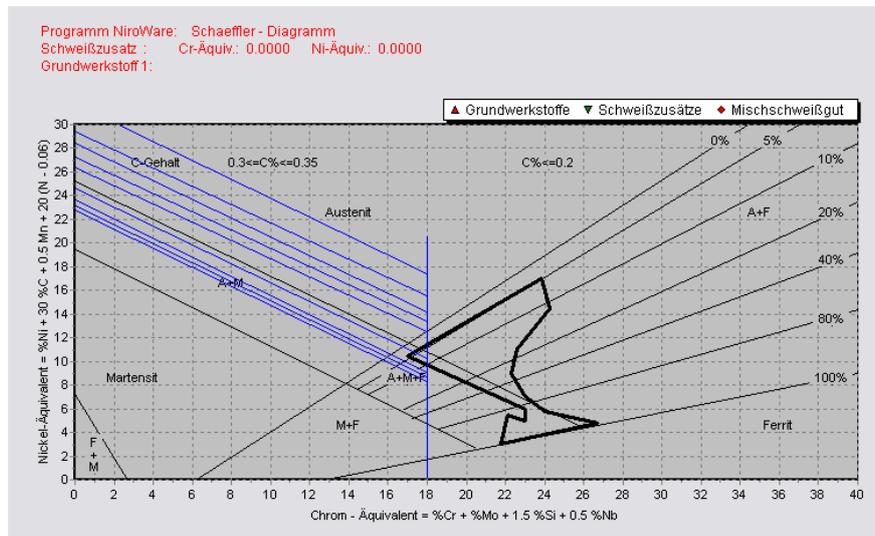


Abbildung 130 Modifiziertes Schaeffler-Diagramm<sup>190, 191</sup>

6.6.1.2 DeLong Diagramm

DeLong schlägt vor, die Delta-Ferrit-Messung auf Standardeichproben durchzuführen. Die Werte weichen aber von der tatsächlichen Delta-Ferritmenge ab (Tabelle 41). Die Messwerte werden nicht mehr in Ferritprozent, sondern in Ferritnummern (FN) angegeben.

Dicke Cu-Schicht [mm]	Ferritnummer (FN)	Delta-Ferritgehalt (%)
	0	0
	2	2
1,778	3	3
	4	4
1,194	5	5
	6	6
	7	7,6
0,610	10	9,2
	12	10,7
	14	12,3
	16	13,8

Tabelle 41 Eichstandard Ferritnummer und Ferrit Gehalt<sup>192, 190, 193</sup>

<sup>188</sup> John C. Lippold, Damian J. Kotecki; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel; Wiley-Interscience; 2005, S. 42 und 34

<sup>189</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 29

<sup>190</sup> Programm Niro Ware®

<sup>191</sup> Im Bild ist ein Fehler aufgetreten. Der C-Gehalt startet nicht erst bei 0,3% sondern schon bei 0,03%<sup>189</sup> und [http://www.kfki.hu/~anyag/tartalom/2002/szept/beres\\_balogh.htm](http://www.kfki.hu/~anyag/tartalom/2002/szept/beres_balogh.htm), 4.11.2009)

<sup>192</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984; S. 99

<sup>193</sup> John C. Lippold, Damian J. Kotecki; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel; Wiley-Interscience; 2005, S. 34

Messprinzip Ferritnummer (FN):

Es wird die Abreißkraft eines Magneten an einem austenitischen Schweißgut gemessen. Die Abreißkraft wird mit zunehmendem Delta-Ferritgehalt größer. Der Grund liegt darin, dass Delta-Ferrit ferromagnetisch ist. Der Rest des Schweißgutes, sprich Austenit, Karbide, Sigma Phase und Einschlüsse sind nicht ferromagnetisch. Die Abreißkraft ist also ein Indikator für den Delta-Ferritgehalt. Diese Abreißkraft wird anschließend mit den Eichstandards verglichen. Dies sind definierte Proben aus unlegiertem Stahl, auf welche unterschiedlich dicke Kupferschichten aufgebracht werden. Zunehmender Cu-Schichtdicken bewirken, dass die Abreißkraft sinkt. Der Streuungsbereich im Delta-Ferrit Bereich liegt bei ca. +/-10%<sup>194</sup>.

DeLong berücksichtigte in seinem Diagramm bereits den Stickstoff, da dieser ein starker Austenitbildner ist (Abbildung 131).

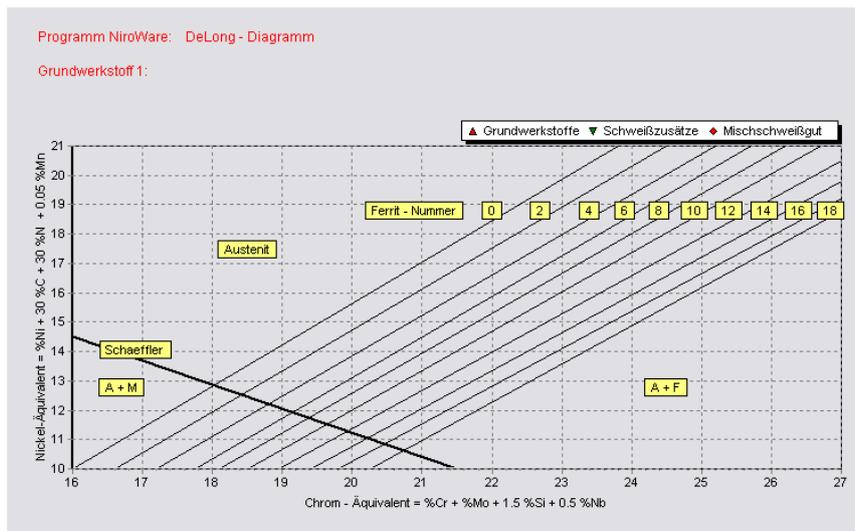


Abbildung 131 DeLong Diagramm<sup>195</sup>

6.6.1.3 WRC-1988 und WRC-1992 Diagramm

Mitte der 1980-iger Jahre begann der Welding Research Council seine Aktivitäten zu verstärken, um neben dem Schaeffler- und DeLong Diagramm ein neues Diagramm zu entwickeln. Mit diesem Diagramm sollte der Delta-Ferritgehalt genauer bestimmt werden. Siewert entwickelte 1988 das WRC-1988 Diagramm (Abbildung 132), mit Ferrit Nummern (FN) von 0-100<sup>196</sup>. Das De-Long Diagramm reicht hingegen nur bis FN 18 (Abbildung 131). Siewerts Untersuchungen stützten sich auf 950 untersuchte Schweißungen. Er formulierte das  $Ni_{\bar{A}qu}$  und das  $Cr_{\bar{A}qu}$  neu (Formel 17). Beim  $Ni_{\bar{A}qu}$  wurde der Einfluss von Mn (kann Ferrit- und Austenitbildner sein) nicht berücksichtigt, da Mn nicht ausschließlich ein Austenitbildner ist (siehe Hull<sup>197</sup>). Weiters eliminierte er die Überbewertung der Ferritnummer (FN) bei hochlegierten Schweißgütern.

$$Ni_{\bar{A}qu} = Ni + 35C + 20N$$

$$Cr_{\bar{A}qu} = Cr + Mo + 0,7Nb$$

Formel 17  $Ni_{\bar{A}qu}$  und  $Cr_{\bar{A}qu}$  nach Siewert

<sup>194</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984; S. 99

<sup>195</sup> Programm NiroWare®

<sup>196</sup> John C. Lippold, Damian J. Kotecki; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel; Wiley-Interscience; 2005, S. 40

<sup>197</sup> Hull; Delta Ferrit and Martensite Formation Stainless Steel. Weld. J. 52,193s 203s, 1973

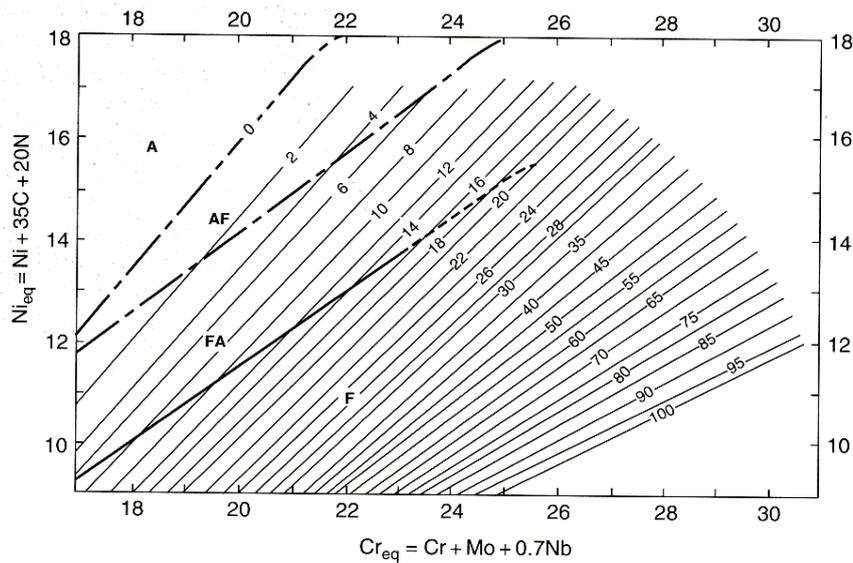


Abbildung 132 WRC 1988<sup>198</sup>

Nach der Einführung des WRC1988, wurde der Einfluss von Kupfer bei der Bildung von Delta-Ferrit erkannt, da Duplex Stähle, welche bis zu 2% Kupfer beinhalten, vermehrt zum Einsatz kamen<sup>198</sup>. Um dieses WRC-1988 weiterhin verwenden zu können, änderten Kotecki und Siewert, das Ni<sub>Aqu</sub> nach Formel 18 ab.

$$Ni_{\text{Aqu}} = Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$$

Formel 18 Ni<sub>Aqu</sub> nach Kotecki und Siewert<sup>198</sup>

So entstand 1992 das WRC-1992 Diagramm (Abbildung 133). Derzeit ist das WRC-1992 das vertrauenswürdigste Diagramm zur Abschätzung des Delta Ferrit Gehaltes<sup>198</sup>.

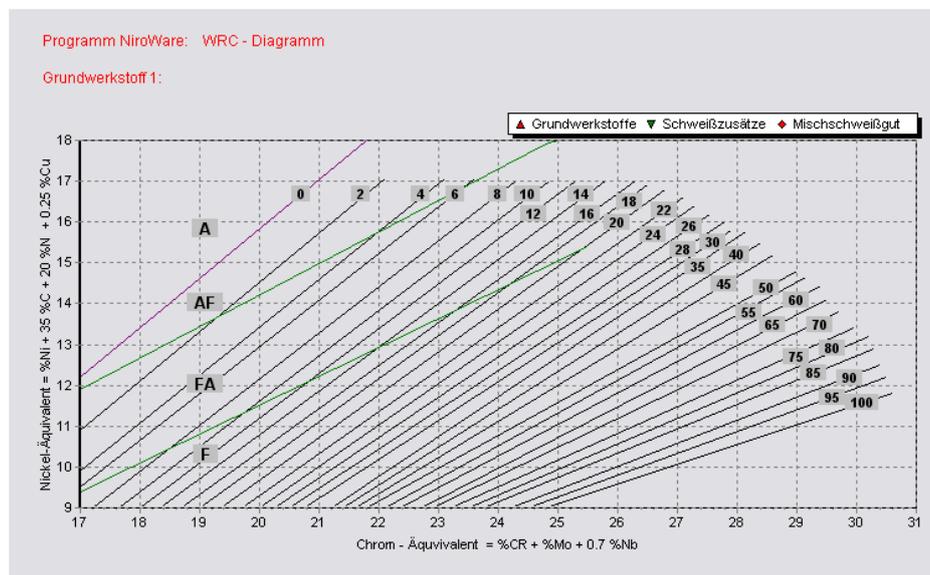


Abbildung 133 WRC 1992 Diagramm<sup>199</sup>

<sup>198</sup> John C. Lippold, Damian J. Kotecki; Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel; Wiley-Interscience; 2005, S. 41

<sup>199</sup> Programm Niro Ware®

6.6.1.4 Gefügestrukturbestimmung mittels Programm NiroWare®

Das Programm NiroWare® stammt von der Schweißtechnischen Lehr- u. Versuchsanstalt M-V GmbH (SLV) aus Rostock. Hierbei handelt es sich um die Version 7.0/2008-10. Der Ablauf des Programms ist in Kapitel 14.2 Seite 212 erklärt. Die Ergebnisse für Delta-Ferrit, welche mit den oben vorgestellten Diagrammen erzielt wurden, sind in Kapitel 14.2.1 Seite 217 ff bildlich und in

	MSG	A7-MC	HSDX-MC Ma9	HSDX-MC Ma13	HSDX-MC Ma35	HSDX-MC Ma40
	Aufmischung [%]	23	27	33	26	30
δ Ferrit	Schäffler [%]	0	10-20	10-20	20-40	10-20%
	DeLong [FN]	0	8-10	>18	>>18	>18
	WRC-1992 [%]	0	8-10	16-18	28-30	24-26

**Tabelle 42** δ-Ferrit Auswertung der Mischschweißgüter mit den dazugehörigen Diagrammen

Untenstehend ein Vergleich der einzelnen Mischschweißgüter:

**A7-MC:**

Hier weist das Schäffler und das DeLong Diagramm für das reine Schweißgut einen Delta-Ferrit-Gehalt von 0% aus. Nur mit dem WRC1992 Diagramm ergibt sich ein geringer Delta-Ferritgehalt von ca. 2%. Für das Mischschweißgut (23% Aufmischung) kommt man bei allen drei Diagrammen aus dem Delta-Ferrit-Gebiet heraus (0% δ-Ferrit), was jedoch durch die Metallografie eindeutig widerlegt werden konnte (siehe Abbildung 88, Seite 89).

**HSDX-MC Massen**

Bei den HSDX-MC Massen ergibt das Schäffler-Diagramm für das reine Schweißgut einen Delta-Ferrit-Gehalt von ca. 50%. Nur die Ma 9 fällt mit einem Delta-Ferrit-Gehalt von unter 40% aus der Reihe, da es sich wie aus den Untersuchungen in Kapitel 6.4.8 (Seite 92) bekannt ist, noch um ein Standardsuperduplex-Schweißgut handelt.

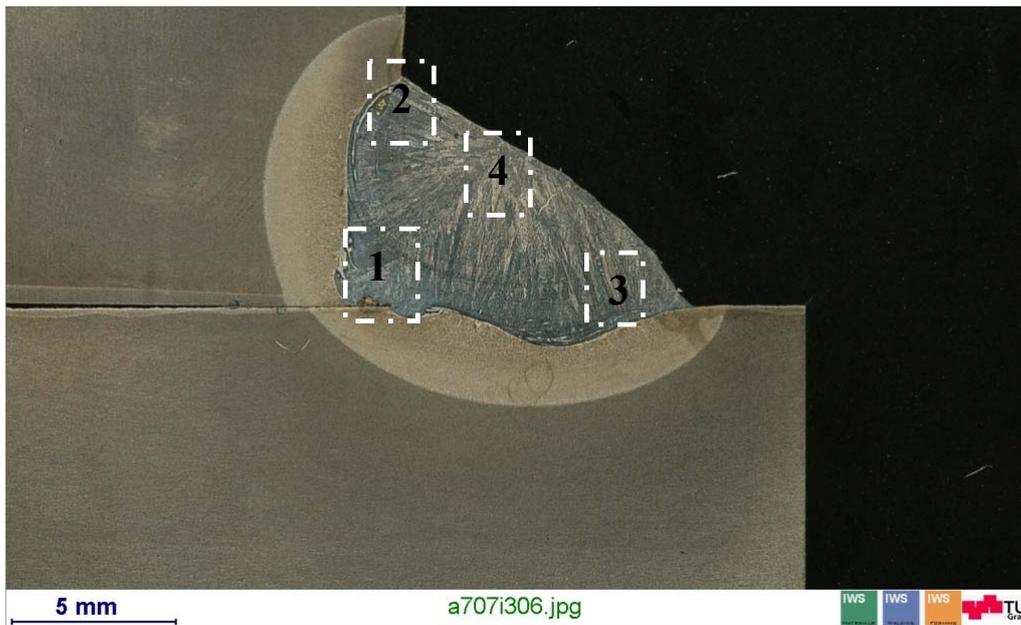
Für die Mischschweißgüter, der verwendeten HSDX-MC Massen, kommt man mit den drei verwendeten Diagrammen zu sehr ähnlichen Ergebnissen. Beim DeLong Diagramm ist nur darauf zu achten, das Ferrit-Nummern (FN) nicht gleich Ferritflächenprozent sind. Die genauesten Angaben im Vergleich zu den metallographischen Auswertungen ergeben sich aus dem WRC1992 Diagramm.

**6.6.2 Quantitative Gefügebestimmung metallografisch**

Die metallografische Auswertung des δ-Ferrit-Gehaltes ist die genaueste, aber auch die aufwendigste. Um die verwendeten Schlitze für die Untersuchung mit dem Programm KS400 durchführen zu können, musste vor der Auswertung noch eine aufwendige Metallografie durchgeführt werden. Dabei wurden die einzelnen Proben geschliffen, auf eine Rautiefe von 1µm poliert und mit dem Farbätzmittel Beraha II geätzt. Anschließend wurden bei der einlagigen Kehlnaht in vier unterschiedlichen Bereichen, im Auflichtmikroskop mef3<sup>200</sup> Bilder fotografiert, siehe Abbildung 134. Daraus ist ersichtlich, dass sich der Delta-Ferrit im Gefüge nicht gleichmäßig verteilt, weiters das es hin zur Schmelzlinie zu einer Abnahme des Delta-Ferrits kommt. Die Ursache dafür ist, dass das Schweißbad wie oben beschrieben

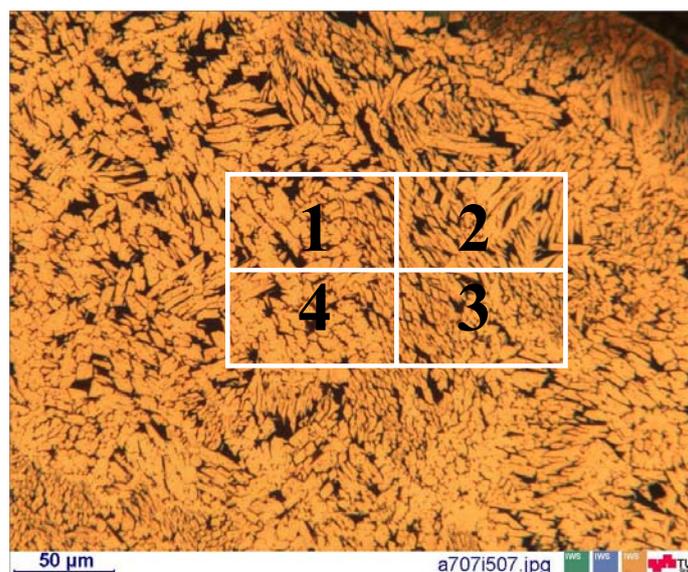
<sup>200</sup> mef3...gestürztes Mikroskop, im Labor des IWS

(Kapitel 6.5, Seite 105) „wellenförmig“ erstarrt und es dadurch zu einem Konzentrationsgradienten hin zum Grundwerkstoff<sup>201</sup> kommt.



**Abbildung 134** Einlage Kehlnaht HSDX-MC Ma40, Delta-Ferrit-Bestimmung aus 4 markierten Bereichen

Bei jedem der vier Bereiche wurde ein Übersichtsbild mit 200facher (Abbildung 135) und vier Bilder mit einer 500fachen Vergrößerung dokumentiert. Die Positionen der 500fachen wurden wie in Abbildung 136 dargestellt, gewählt. Für diese Untersuchung, wurde neben den HSDX-MC Ma40 und A7-MC, noch die HSDX-MC Massen Ma9, Ma13 und Ma35 verwendet. Metallografisch wurden nur Einlagen-Kehlnähte verwendet, da, wie schon oben erwähnt, sich der Delta-Ferrit hin zur Schmelzlinie stark ändert. Dies hat zur Folge, dass es bei mehrlagigen Kehlnähten zu einer Erhöhung des Delta-Ferritgehaltes kommt. Das heißt, in der ersten Lage ist deutlich weniger Delta-Ferrit vorhanden, als in den darauf folgenden Schweißbraunen.



**Abbildung 135** Mikrostruktur Schweißgut HSDX-MC Ma40; Beraha II-Ätzung (orange-Austenit, schwarz-Delta-Ferrit), Vergrößerung 200x

<sup>201</sup> mündliche Diskussion mit Herrn Ing. Tösch und Vallant, beruht auf Untersuchungen des Herrn Fischer ETH Zürich, 12.12.2008

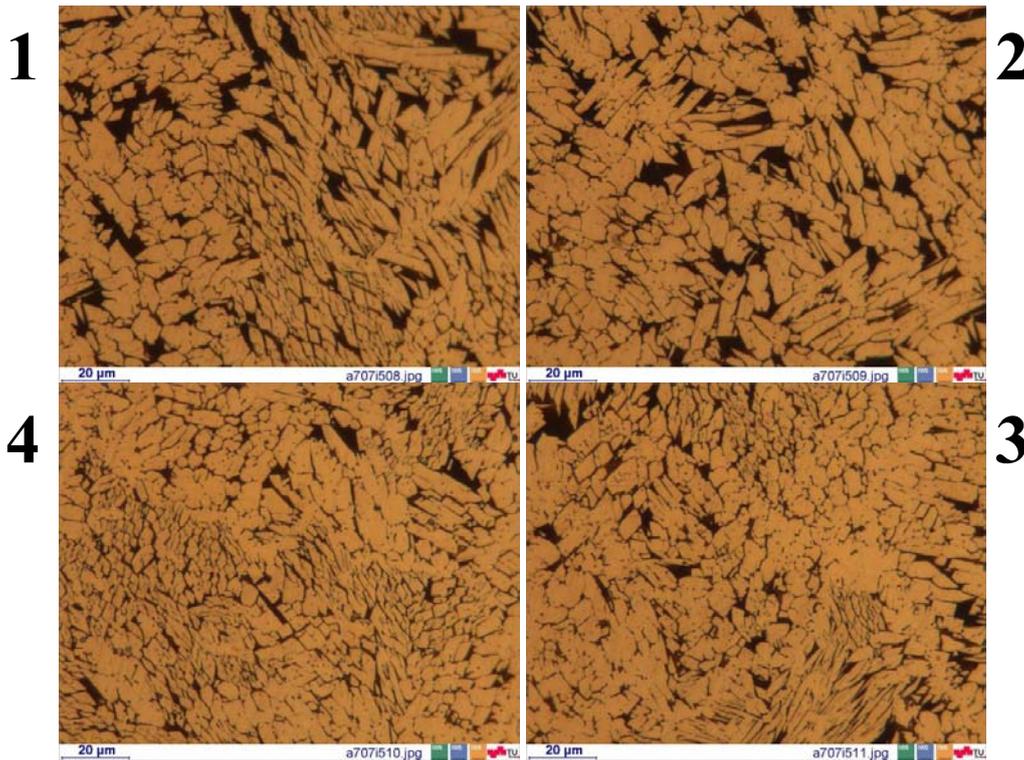


Abbildung 136 Details 1-4 wie in Abbildung 135 markiert zur quantitativen  $\delta$ -Ferritauswertung, Vergrößerung 500x

Die Auswertung des Delta-Ferrits wurde mit der Bildauswertesoftware KS400 von Karl Zeiss durchgeführt. Das KS400 ist ein individuelles Bildauswertungssystem, mit dem verschiedenste Programme zur quantitativen Auswertung erstellt werden können. Jedes einzelne Programm ist speziell auf die Bedürfnisse der einzelnen Nutzer abgestimmt. Die Oberfläche ist in Abbildung 137 dargestellt und wird in Kapitel 14.3, Seite 222 beschrieben.

```

MSsetfeat "REGIONFEAT"

lev1=178
lev2=255
imgsetpath "s:\_Vorjahre\2007\7a707"
# imgload "s:\yrs06\RS06Y107.jpg",1

imgclear 1,0
imgclear 3,0
Gclear 0
imgload "s:\_Vorjahre\2007\7a707\7a707i515.jpg",1
imgRGB2grey 1,2
imgnew 3,1300,1020,1,"Grey"
wincopy 2,3,0,0,1300,1020,0,0
imgdisplay 3
MByesno " Shadingkorrektur ?"
shade=_STATUS
if shade
  lowpass 3,9,49,34
  shadcorr 3,9,8,1,0
  imgcopy 8,3
else

endif
imgdisplay 3
Gclear 0
I dislev 3,4,lev1,lev2,1
# binfil+#! 4,5
binscrap 4,6,0,30,0
Gextract 6,190,255,14
imgdisplay 3
MSmeasmask 6,3,"DATABASE",0,1,10
datalist "DATABASE",0,1
stop

imgcopy 1,7
Gmerge 7,0
# imgsav 9,"d:\kerschil\projekte\rs05_gefügeanteile_meheran\rs05y038_phaseyellow.jpg"
imgsave 7,"c:\ks400\pro\area\klausa707i515_deltaFeyellow.jpg"
    
```

Abbildung 137 Oberfläche KS400 Software zur Delta-Ferrit Bestimmung

Nach der Auswertung werden die herausgelesenen Flächenanteile (Pixel<sup>2</sup>) mittels eines kleinen Excel Programms bestimmt. Die verwendeten Formeln zur Delta-Ferrit Auswertung in Flächenprozent sind in Formel 19 angeführt. Die Ergebnisse der Delta Ferrit Auswertung sind auszugweise in Tabelle 43 dargestellt. Da die eingefärbten Flächen den Austenit darstellen und das Excel Programm auch den Austenit in Prozent errechnet, muss [100-Austenitanteil] gerechnet werden, um den Delta-Ferrit Flächenanteil zu erhalten.

$$A_{Austenit} = \sum \text{Flächen} = [\text{Pixel}^2]$$

$$A_{ges} = 1300 \times 1020 = 1326000 = [\text{Pixel}^2]$$

$$Austenit = \frac{A_{Austenit}}{A_{ges}} \times 100 = [\%]$$

$$\text{DeltaFerrit} = 100 - Austenit = [\%]$$

Formel 19 Bestimmung des Delta-Ferrits

Bild Nr.	a707i509	Bild Nr.	a707i510
Delta-Ferrit [%]	31,62	Delta-Ferrit [%]	28,32
Austenit [%]	68,38	Austenit [%]	71,68
A <sub>ges</sub> [Pixel <sup>2</sup> ]:	1326000	A <sub>ges</sub> [Pixel <sup>2</sup> ]:	1326000
A <sub>Austenit</sub> [Pixel <sup>2</sup> ]:	906756	A <sub>Austenit</sub> [Pixel <sup>2</sup> ]:	950427
Flächen Nr.	A <sub>Austenit</sub> [Pixel <sup>2</sup> ]	Flächen Nr.	A <sub>Austenit</sub> [Pixel <sup>2</sup> ]
1	53	1	152
2	655	2	100
3	3225	3	382
4	4542	4	99
5	261	5	289

Tabelle 43 Auszug aus Excel Programm zur Bestimmung des Delta-Ferrits<sup>202</sup>

In den nachfolgenden Tabellen 44 bis 48 sind die Ergebnisse der Delta-Ferrit Auswertungen der einzelnen Kehlnahtschweißungen ersichtlich.

<sup>202</sup> einfaches Excelprogramm zur Berechnung des Delta-Ferritgehalt in % der Fläche

Schweißzusatz	Bildnummer	Vergrößerung	Position	Bildfolge	δ-Ferrit 500fache Vergrößerung [%]	Mittelwert 500fache Verg.[%]	δ-Ferrit 200fache Vergrößerung [%]
A7-MC							

Tabelle 44 Delta-Ferrit Auswertung des A7-MC<sup>203</sup>, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche

Schweißzusatz	Bildnummer	Vergrößerung	Position	Bildfolge	δ-Ferrit 500fache Vergrößerung [%]	Mittelwert 500fache Verg.[%]	δ-Ferrit 200fache Vergrößerung [%]
HSDX-MC Ma9	a708i169	20/1.25	1	ÜS		14,91	22,78
HSDX-MC Ma9	a708i170	50/1.25	1	1	15,25		
HSDX-MC Ma9	a708i171	50/1.25	1	2	15,12		
HSDX-MC Ma9	a708i172	50/1.25	1	3	14,30		
HSDX-MC Ma9	a708i173	50/1.25	1	4	14,96		
HSDX-MC Ma9	a708i175	20/1.25	2	ÜS		17,24	22,36
HSDX-MC Ma9	a708i176	50/1.25	2	1	21,19		
HSDX-MC Ma9	a708i177	50/1.25	2	2	15,22		
HSDX-MC Ma9	a708i178	50/1.25	2	3	17,30		
HSDX-MC Ma9	a708i179	50/1.25	2	4	15,26		
HSDX-MC Ma9	a708i180	20/1.25	3	ÜS		15,45	16,10
HSDX-MC Ma9	a708i181	50/1.25	3	1	20,08		
HSDX-MC Ma9	a708i182	50/1.25	3	2	15,34		
HSDX-MC Ma9	a708i183	50/1.25	3	3	9,61		
HSDX-MC Ma9	a708i184	50/1.25	3	4	16,76		
HSDX-MC Ma9	a708i185	20/1.25	4	ÜS		14,02	14,87
HSDX-MC Ma9	a708i186	50/1.25	4	1	11,07		
HSDX-MC Ma9	a708i187	50/1.25	4	2	12,51		
HSDX-MC Ma9	a708i188	50/1.25	4	3	17,33		
HSDX-MC Ma9	a708i189	50/1.25	4	4	15,18		
<b>Mittelwert</b>						<b>15,40</b>	<b>19,03</b>

Tabelle 45 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma9, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche

<sup>203</sup> Der Metallpulverfülldraht konnte nicht ausgewertet werden, da sich im Gefüge nur Delta-Ferrit Inseln anzufinden sind

Schweißzusatz	Bildnummer	Vergrößerung	Position	Bildfolge	δ-Ferrit 500fache Vergrößerung [%]	Mittelwert 500fache Verg. [%]	δ-Ferrit 200fache Vergrößerung [%]
HSDX-MC Ma13	a708i197	20/1.25	1	ÜS		24,32	33,80
HSDX-MC Ma13	a708i198	50/1.25	1	1	25,11		
HSDX-MC Ma13	a708i199	50/1.25	1	2	21,12		
HSDX-MC Ma13	a708i200	50/1.25	1	3	24,89		
HSDX-MC Ma13	a708i201	50/1.25	1	4	26,15		
HSDX-MC Ma13	a708i202	20/1.25	2	ÜS		23,40	20,95
HSDX-MC Ma13	a708i203	50/1.25	2	1	29,00		
HSDX-MC Ma13	a708i204	50/1.25	2	2	19,04		
HSDX-MC Ma13	a708i205	50/1.25	2	3	22,67		
HSDX-MC Ma13	a708i206	50/1.25	2	4	22,87		
HSDX-MC Ma13	a708i208	20/1.25	3	ÜS		30,03	26,95
HSDX-MC Ma13	a708i209	50/1.25	3	1	30,36		
HSDX-MC Ma13	a708i210	50/1.25	3	2	28,98		
HSDX-MC Ma13	a708i211	50/1.25	3	3	30,75		
HSDX-MC Ma13	a708i212	20/1.25	4	ÜS		29,50	35,25
HSDX-MC Ma13	a708i213	50/1.25	4	1	25,63		
HSDX-MC Ma13	a708i214	50/1.25	4	2	35,04		
HSDX-MC Ma13	a708i215	50/1.25	4	3	31,35		
HSDX-MC Ma13	a708i216	50/1.25	4	4	25,98		
<b>Mittelwert</b>						<b>26,81</b>	<b>29,24</b>

Tabelle 46 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma13, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche

Schweißzusatz	Bildnummer	Vergrößerung	Position	Bildfolge	δ-Ferrit 500fache Vergrößerung [%]	Mittelwert 500fache Verg. [%]	δ-Ferrit 200fache Vergrößerung [%]
HSDX-MC Ma35	a707i210	20/1.25	1	ÜS		38,45	41,68
HSDX-MC Ma35	a707i211	50/1.25	1	1	35,38		
HSDX-MC Ma35	a707i212	50/1.25	1	2	41,62		
HSDX-MC Ma35	a707i213	50/1.25	1	3	37,82		
HSDX-MC Ma35	a707i214	50/1.25	1	4	38,99		
HSDX-MC Ma35	a707i215	20/1.25	2	ÜS		49,60	50,91
HSDX-MC Ma35	a707i216	50/1.25	2	1	44,55		
HSDX-MC Ma35	a707i217	50/1.25	2	2	47,25		
HSDX-MC Ma35	a707i218	50/1.25	2	3	50,80		
HSDX-MC Ma35	a707i219	50/1.25	2	4	55,80		
HSDX-MC Ma35	a707i220	20/1.25	3	ÜS		45,94	47,69
HSDX-MC Ma35	a707i221	50/1.25	3	1	44,22		
HSDX-MC Ma35	a707i222	50/1.25	3	2	45,55		
HSDX-MC Ma35	a707i223	50/1.25	3	3	46,36		
HSDX-MC Ma35	a707i224	50/1.25	3	4	47,65		
HSDX-MC Ma35	a707i225	20/1.25	4	ÜS		48,79	43,21
HSDX-MC Ma35	a707i226	50/1.25	4	1	42,91		
HSDX-MC Ma35	a707i227	50/1.25	4	2	57,74		
HSDX-MC Ma35	a707i228	50/1.25	4	3	44,95		
HSDX-MC Ma35	a707i229	50/1.25	4	4	49,57		
<b>Mittelwert</b>						<b>45,70</b>	<b>45,87</b>

Tabelle 47 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma35, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche

Schweißzusatz	Bildnummer	Vergrößerung	Position	Bildfolge	δ-Ferrit 500fache Vergrößerung [%]	Mittelwert 500fache Verg. [%]	δ-Ferrit 200fache Vergrößerung [%]
HSDX-MC Ma40	a707i517	20/1.25	1	ÜS		34,07	29,33
HSDX-MC Ma40	a707i518	50/1.25	1	1	29,33		
HSDX-MC Ma40	a707i519	50/1.25	1	2	33,44		
HSDX-MC Ma40	a707i520	50/1.25	1	3	39,60		
HSDX-MC Ma40	a707i521	50/1.25	1	4	33,90		
HSDX-MC Ma40	a707i502	20/1.25	2	ÜS		29,95	29,73
HSDX-MC Ma40	a707i503	50/1.25	2	1	31,05		
HSDX-MC Ma40	a707i504	50/1.25	2	2	29,92		
HSDX-MC Ma40	a707i505	50/1.25	2	3	29,20		
HSDX-MC Ma40	a707i506	50/1.25	2	4	29,61		
HSDX-MC Ma40	a707i512	20/1.25	3	ÜS		24,13	23,89
HSDX-MC Ma40	a707i513	50/1.25	3	1	20,56		
HSDX-MC Ma40	a707i514	50/1.25	3	2	24,11		
HSDX-MC Ma40	a707i515	50/1.25	3	3	26,81		
HSDX-MC Ma40	a707i516	50/1.25	3	4	25,03		
HSDX-MC Ma40	a707i507	20/1.25	4	ÜS		29,01	19,43
HSDX-MC Ma40	a707i508	50/1.25	4	1	29,09		
HSDX-MC Ma40	a707i509	50/1.25	4	2	31,62		
HSDX-MC Ma40	a707i510	50/1.25	4	3	28,32		
HSDX-MC Ma40	a707i511	50/1.25	4	4	27,00		
<b>Mittelwert</b>						<b>29,29</b>	<b>25,60</b>

Tabelle 48 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma40, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche

### 6.6.2.1 Zusammenfassung der Delta-Ferrit-Auswertung

Die Ergebnisse der metallographischen Delta-Ferrit Auswertung sind in Tabelle 49 ersichtlich. Man erkennt, dass die Delta-Ferrit Gehalte bei höherer Vergrößerung im Mikroskop höhere Werte liefern. Der A7-MC Metallpulverfülldraht ist nicht metallographisch auswertbar. Dies ist darauf zurückzuführen, dass er abwechselnd Delta-ferritisch und martensitisch erstarrt und es dadurch mit dem Programm KS400 nicht möglich ist diese beiden Phasen (erscheinen beide schwarz) zu unterscheiden, siehe Abbildung 138a und b. Der HSDX-MC Ma35 weist den höchsten Anteil an Delta-Ferrit. Die Masse 13 und 40 haben hingegen ähnliche  $\delta$ -Ferrit-Gehalte (vgl. Schweißgutzusammensetzung). Die Masse 9 (Standardsuperduplex) hat mit ca. 15% Delta-Ferrit der geringste Anteil.

MSG	Einbrand [%]	$\delta$ -Ferrit 200fache Vergrößerung [%]	$\delta$ -Ferrit 500fache Vergrößerung [%]
A7-MC	23	k.A. <sup>204</sup>	k.A.
HSDX-MC Ma9	27	15,41	19,03
HSDX-MC Ma13	33	26,81	29,24
HSDX-MC Ma35	26	45,70	45,87
HSDX-MC Ma40	30	25,60	29,29

Tabelle 49  $\delta$ -Ferrit Auswertung für einlagige Kehlnähte

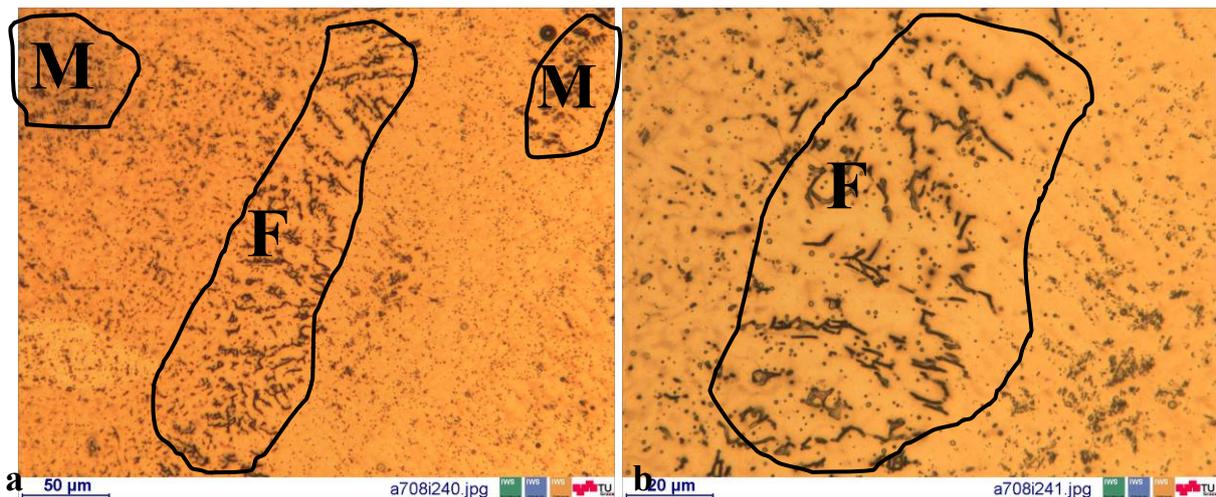


Abbildung 138 a, b) Erstarrungsform des A7-MC Schweißgutes

### 6.6.3 Delta-Ferrit-Bestimmung mittels FERITSCOPE®

Hierzu wurde das FERITSCOPE® MP30E (Abbildung 143) der Fa. Fischer<sup>205</sup> verwendet. Das Messprinzip beruht auf der magnetinduktiven Bestimmung der Permeabilität. Dabei fließt über eine Erregerspule ein Strom ( $i_1$ ), welcher ein magnetisches Feld im Messstift hervorruft (Abbildung 139). Legt man nun ein magnetisches Prüfstück in das Magnetfeld der Erregerwicklung, so tritt das magnetische Feld der Erregerpule in eine Wechselwirkung mit dem magnetischen Anteil des Prüfkörpers. Dadurch kommt es zu einer Änderung des Magnetfeldes. Diese Änderung induziert in der Spule 2 einen Strom  $i_2$ , welcher auf  $i_1$  der Spule 1 beruht.

<sup>204</sup> k.A. ... bedeutet konnte nicht ausgewertet werden

<sup>205</sup> Helmut Fischer GmbH & Co., Sindelfingen

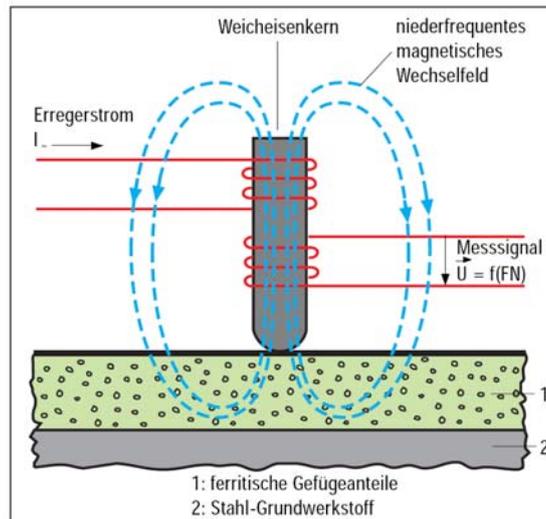


Abbildung 139 Wirkungsweise der magnetinduktiven Messung an Hand einer Plattierung<sup>206</sup>

Diese Stromänderung ruft nach Formel 20 eine Spannungsinduktion  $u_i$  hervor. Diese Spannung hängt von dem induzierten Strom  $i_i$  und der Induktivität  $L$  ab (Formel 21 und Formel 22). Dieses Gerät erfasst also alle magnetischen Änderungen, die vom zu prüfenden Körper herrühren. Das heißt, neben Delta-Ferrit werden auch andere magnetische Anteile (Verformungsmartensit) gemessen.

$$u_i = \frac{d\psi}{dt} = \frac{d(L \times i_i)}{d(t)} = L \times \frac{di_i}{dt}$$

Formel 20 Induzierte Spannung in Spule 2

$$\psi = L \times i_i = N \times \phi = N \times B \times A = N \times \mu_0 \times \mu_r \times \frac{A}{l} \times i_i \times N$$

Formel 21 Flußverkettung allgemein

$$B = \mu \times H = (\mu_0 \times \mu_r) \times \left( \frac{N \times i_i}{l} \right) = \mu \times \frac{\theta}{l}$$

Formel 22 Magnetische Flussdichte<sup>207</sup>

Legende zu Formel 20 und 21:

- $u_i$ ...induzierte Spannung [V]
- $i_i$ ...induzierter Strom in Spule 2 [A]
- $\psi$ ...Flussverkettung [Vs]
- $t$ ...Zeit [sek.]
- $L$ ...Induktivität [Vs/A]=[H]
- $H$ ...magn. Feldstärke /Koezitivfeldstärke [A/m]
- $N$ ...Anzahl der Wicklungen der Spule 2 [-]
- $l$ ...mittlere Feldlinienlänge [m]
- $\theta$ ...Durchflutung [A] oder Amperewindungen
- $\Phi$ ...magnetischer Fluss [Vs]=[Wb]
- $B$ ...magnetische Flussdichte [Vs/m<sup>2</sup>]=[T]
- $A$ ...jene Fläche welche die magnetische Feldlinie einschließt, Hüllfläche [m<sup>2</sup>]
- $\mu_0$ ...Permeabilitätskonstante  $\mu_0=4*\Pi*10^{-7}$  [Vs/Am]
- $\mu_r$ ...Permeabilitätszahl, hängt vom Werkstoff ab [-]

<sup>206</sup> DE\_MP30Fe\_EN\_0902.pdf, 06.11.2009

<sup>207</sup> Rentmeister / Ingruber: Vorlesungsskriptum Elektrotechnik M, WM, VT; Graz; 2008, S. 100ff und 120ff

Abbildung 140a zeigt eine Ummagnetisierungskurve (Hystereseschleife) eines weichmagnetischen Werkstoffes d. h. mit kleiner magn. Feldstärke (H). Im Bild b ist ein hartmagnetischer Werkstoff mit hoher magn. Feldstärke (H).

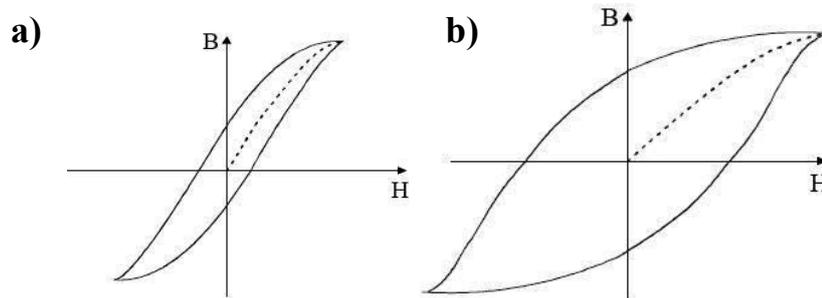


Abbildung 140 Ummagnetisierungskurve a) weich, b) hart magnetischer Werkstoff<sup>208</sup>

Die Ummagnetisierungskurve und somit auch die Permeabilität ( $\mu = \mu_0 + \mu_r$ ) sind von der Temperatur, der mechanischen (Eigen-) Spannungen, Anordnung der magnetischen Phasen abhängig<sup>2088</sup>. Aus diesem Grund muss das FERITSCOPE® Gerät kalibriert werden, um diese Fehlereinflüsse so gering wie möglich zu halten. Die Kalibrierung erfolgt mit eigens dafür gefertigten Kalibrierplatten (Abbildung 142). Dadurch ist es möglich, das Gerät gegebenenfalls mittels Kalibrierkurven nachzujustieren. (Abbildung 141).

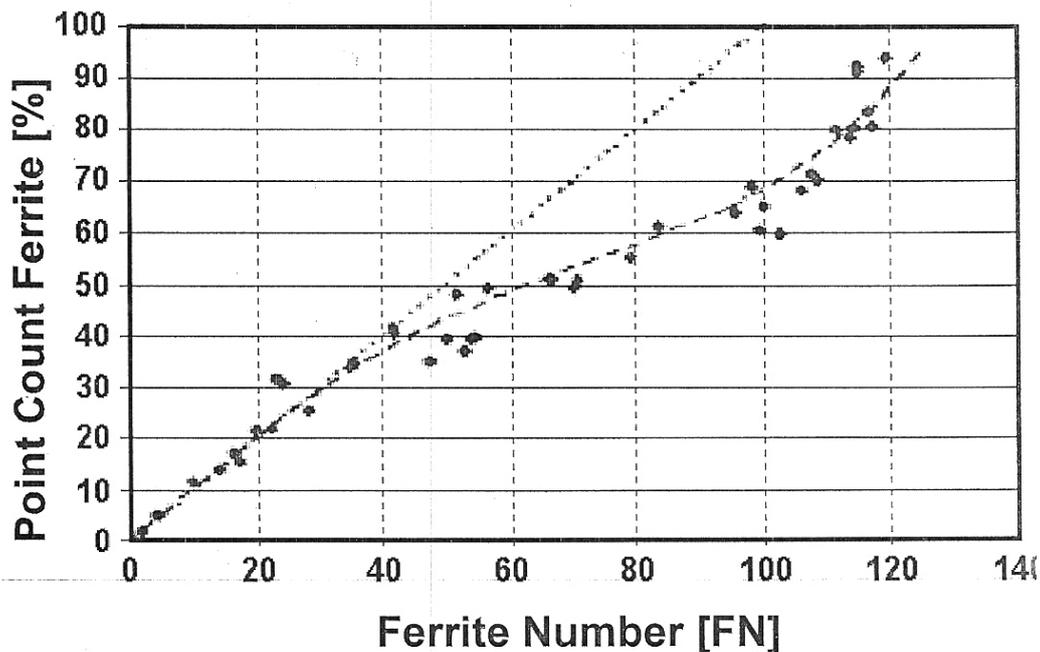


Abbildung 141 Vergleich Delta-Ferrit in % und Ferrit-Nummer<sup>209</sup>

Aus diesen Kalibrierkurven geht hervor, dass der Delta-Ferrit Anteil in Flächen% bis zu einem Gehalt von ca. 30% etwa gleich der FN Nummer ist. Erst darüber hinaus steigt die FN Nummer rascher als das Delta Ferrit in %. Nach Angabe von J. Tösch/BSGA, kann ab einem FN Wert von 30 folgende Umrechnungsformel verwendet werden:

<sup>208</sup> Volker Schoß; Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen; Dissertation; TU Bergakademie Freiberg; 2001; S. 47-48

<sup>209</sup> Auszug aus Kalibrieranleitung der Fa. Fischer für FERITSCOPE® MP30 E (von Fa. BSGA zur Verfügung gestellt)

$$\% \delta - Ferrit = \frac{FN}{1,25}$$

**Formel 23** Umrechnung Delta-Ferrit von FN auf Vol%<sup>210</sup>

Die Kalibrierplatte (Abbildung 142) des FERITSCOPE® ist ein anerkannter Eichstandard des International Institute of Welding. Weiters erfüllt das Gerät die amerikanische Norm ANSI/AWS A4.2<sup>211</sup> und die DIN EN ISO 8249<sup>212</sup>, sowie die Baseler Norm<sup>213</sup>. Die Wirkungstiefe der Messsonde (Abbildung 143) liegt im Bereich von ca. 3mm, d.h. es wird ein Durchschnittswert über eine größere Fläche gebildet.



**Abbildung 142** Kalibrierplatten für FERITSCOPE® der Fa. Fischer inklusive Zertifikat<sup>214</sup>

**Messsonde**



**Abbildung 143** Feritscope® MP30<sup>214</sup>

Die Messtemperatur des Prüfstückes soll aus gerätetechnischen Gründen nicht über T=60°C liegen. Aus diesem Grund wurden die nachfolgenden Messungen bei Raumtemperatur durchgeführt<sup>215</sup>.

<sup>210</sup> persönliche Mitteilung Josef Tösch/BSGA, 12.12.1008

<sup>211</sup> ANSI/AWS A4.2: Standard Procedures for Calibrating Magnetic Instruments to Measure Delta Ferrite Content of Austenitic and Duplex Ferritic-Austenitic Stainless Steel Weld Metal (ISO 8249:2000 Mod.)

<sup>212</sup> EN ISO 8249: Schweißen - Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-) Schweißgut von Cr-Ni-Stählen (ISO 8249:2000); Deutsche Fassung  
EN ISO 8249:2000

<sup>213</sup> BCI N 11.265, Baseler Norm BN2; Baseler Chemische Industrie

<sup>214</sup> <http://www.helmut-fischer.com/ProductDetail.asp?PN=604-300>; 10.12.2009

<sup>215</sup> Volker Schoß; Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen; Dissertation; TU Bergakademie Freiberg; 2001; S. 48

6.6.3.1 Messergebnisse

Die Betriebsanleitung des FERITSCOPE® schreibt 6 Messungen pro Lage vor. Abbildung 144a, b zeigt die Bereiche, in denen die 6 Messpunkte gleichmäßig verteilt werden müssen (weiße Linie).

Aus diesen sechs Messungen wurde anschließend ein Mittelwert gezogen. Tabelle 50 zeigt die Ergebnisse der einlagigen Kehlnähte und Tabelle 51 jene der zweilagigen Kehlnähte. Man erkennt, dass bei Mehrlagenschweißungen der Delta-Ferrit-Gehalt ansteigt, auf Grund des geringeren Einbrandes.

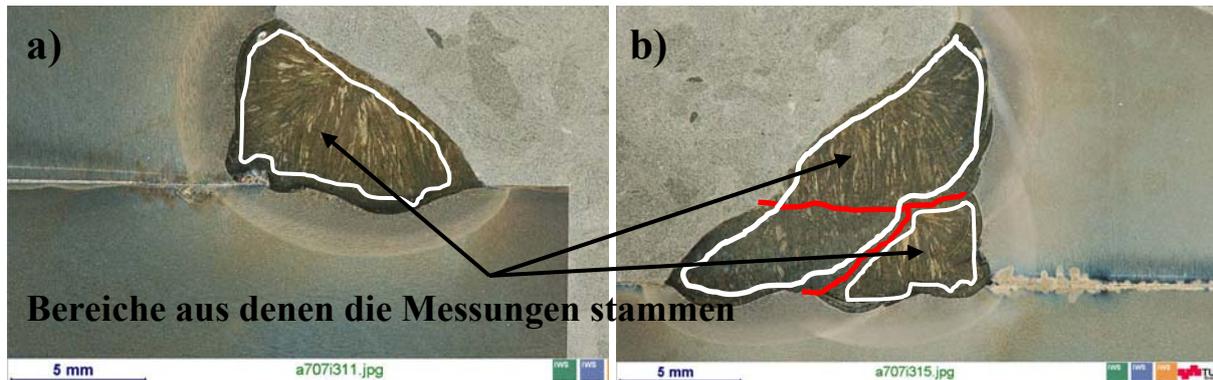


Abbildung 144 Anordnung der Messpunkte des Feritscope® bei: a) einlagige, b) zweilagige Kehlnaht

Probe	M1	M2	M3	M3	M5	M6	Mittelwert	% δ Ferrit
A7-MC	0,40	1,10	0,82	1,20	0,43	0,49	0,74	0,74
HSDX Ma9	10,00	12,60	11,20	10,10	10,80	11,90	11,10	11,10
HSDX Ma13	34,60	35,20	35,70	33,20	34,90	34,40	34,67	27,73
HSDX Ma35	52,20	53,00	51,60	54,80	57,00	55,90	54,08	43,27
HSDX Ma40	23,60	24,30	24,70	24,00	24,10	25,80	24,42	24,42

Tabelle 50 δ-Ferritgehalt einlagiger Kehlnähte, Messungen M1-M6 mit dem FERITSCOPE

Probe	Lage	M1	M2	M3	M4	M5	M6	Mittelwert	%δ Ferrit
A7-MC	Wurzel	3,8	1,7	1,4	0,84	0,64	1,1	1,58	1,58
HSDX Ma35	Wurzel	48,9	46,9	42	48,5	54,9	46	47,87	38,29
HSDX Ma40	Wurzel	29,4	25,5	27,1	23	24,3	24	25,55	25,55
Probe	Lage	M1	M2	M3	M4	M5	M6	Mittelwert	%δ Ferrit
A7-MC	Decklage	0,62	0,55	1	2,9	0,98	0,58	1,11	1,11
HSDX Ma35	Decklage	58,2	62,1	69,7	75	57	60,5	63,75	51,00
HSDX Ma40	Decklage	41,7	38	37,8	39,9	37,9	38,5	38,97	31,17

Tabelle 51 δ-Ferritgehalt 2-lagiger Kehlnähte, Messungen M1-M6 mit dem FERITSCOPE

### 6.6.4 Vergleich der Delta-Ferrit Bestimmungsmethoden

Um den Vergleich zwischen den einzelnen Delta-Ferrit Bestimmungsmethoden etwas konkreter darzustellen, werden die Ergebnisse aus allen vorher verwendeten Verfahren in Tabelle 52 gegenübergestellt.

	MSG	A7-MC	HSDX-MC Ma9	HSDX-MC Ma13	HSDX-MC Ma35	HSDX-MC Ma40
	Einbrand [%]	23	27	33	26	30
δ-Ferrit	Schäffler [%]	0	10-20	10-20	20-40	10-20
	DeLong [FN]	0	10-20	>18	>>18	>18
	WRC-1992 [%]	0	8-10	16-18	28-30	24-26
	Metallografisch [%]		15,40	26,81	45,70	29,29
	FERITSCOPE [FN]	0,74	11,10	34,67	54,08	24,42

Tabelle 52 Vergleich der δ-Ferrit Auswertung mit den unterschiedlichen Verfahren

Wie aus Tabelle 52 ersichtlich, haben die δ-Ferrit Ergebnisse einen ziemlich großen Streubereich. Wenn man die Ergebnisse aus den Diagrammen mit jenen aus der Metallografie oder FERITSCOPE® vergleicht, so weisen die Werte eine erhebliche Abweichung auf. Beim A7-MC kommt hinzu, dass sich im Schweißgut neben Austenit und δ-Ferrit auch noch Martensit zu finden ist. Dies hat zur Folge, dass metallografisch der A7-MC mit dem Programm KS-400 nicht mehr ausgewertet werden kann.

Hingegen stimmen die Ergebnisse aus der Metallografie mit denen des FERITSCOPE® gut überein. Hier ist zu berücksichtigen, dass der δ-Ferrit-Anteil bei De-Long und beim FERITSCOPE® in Ferrit-Nummern FN angegeben.

### 6.6.5 Berechnung des Mischschweißgutes mittels NIROWARE®

Das Programm NiroWare® berechnet automatisch das Mischschweißgut mittels des sog. Hebelgesetzes. Abbildung 145 und Formel 24 zeigen den theoretischen Ansatz zur Berechnung, in Tabelle 53 sind die Ergebnisse dieser Berechnung ersichtlich.



Abbildung 145 Hebelgesetz im Zweistoffsystem

- A...Schweißzusatz
- B...Grundmaterial
- C...Mischschweißgut
- x...Aufmischung

$$C = A \times x + B \times (100 - x)$$

Formel 24 Berechnung Mischschweißgut

Schweißzusatz	A7-MC	HSDX-MC Ma9	HSDX-MC Ma13	HSDX-MC Ma35	HSDX-MC Ma40
Aufmischung [%]	23	27	33	26	30
Cr <sub>Äqu</sub>	23,4138	22,2589	24,9652	28,1013	26,6952
Ni <sub>Äqu</sub>	12,4525	12,2400	13,5284	14,4420	13,8860
C [%]	0,1414	0,0904	0,1052	0,0909	0,0985
Si [%]	0,4833	0,6031	0,5012	0,5856	0,4840
Mn [%]	5,0496	1,0709	0,9305	1,2296	1,2080
Cr [%]	14,5433	18,7538	21,0558	23,3038	22,4680
Mo [%]	0,0913	2,6003	3,1574	3,9190	3,5010
Ni [%]	7,2856	7,2245	8,3671	9,1462	9,0930
Nb [%]	0,0041	0,0003	0,0003	0,0003	0,0003
N [%]	0,0175	0,1484	0,1370	0,1577	0,1217
Cu [%]	0,0637	0,0567	0,0693	0,0546	0,0630
Ti [%]	0,0007	0,0008	0,0010	0,0008	0,0009

Tabelle 53 Auswertung der Mischschweißgüter mittels NiroWare®

### 6.7 Heißrissanfälligkeit

Die Heißrissanfälligkeit ist ein metallurgisches Problem. Betroffen sind vorwiegend CrNi-Stähle, deren Schweißgüter primär austenitisch erstarren. Außerdem sind Mischschweißverbindungen betroffen, bei denen eine Schmelze bzw. ein Schweißgut entsteht, die zu Heißrissen neigt. Heißrisse werden nach ihrem Ort und ihrer Entstehung unterschieden. Deren Entstehung ist stets mit dem Vorliegen niedrigschmelzender Phasen verbunden (z.B. durch Schwefel Verunreinigungen bewirkt).

Grundsätzlich unterteilt man die Heißrisse, wie in Abbildung 146 dargestellt folgend:

- a und b) Erstarrungsrisse: Risse im Schweißgut, primär an Korngrenzen (Abbildung 146)
- c) Wiederaufschmelzrisse: Risse beim Schweißen von Mehrlagenschweißungen oder in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes (Abbildung 146)
- d) Ductility Dip Cracks (DDC) oder Dekohäsions-Heißriss: entstehen in der Wärmeeinflusszone
- e) Dilatations-Heißrisse: entstehen in der Wärmeeinflusszone von Schwarz/Weiß Verbindungen

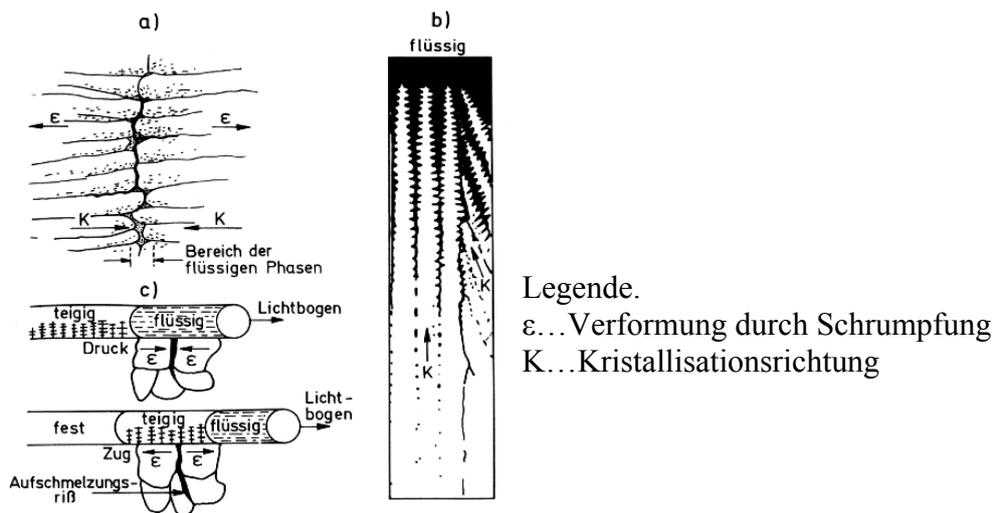
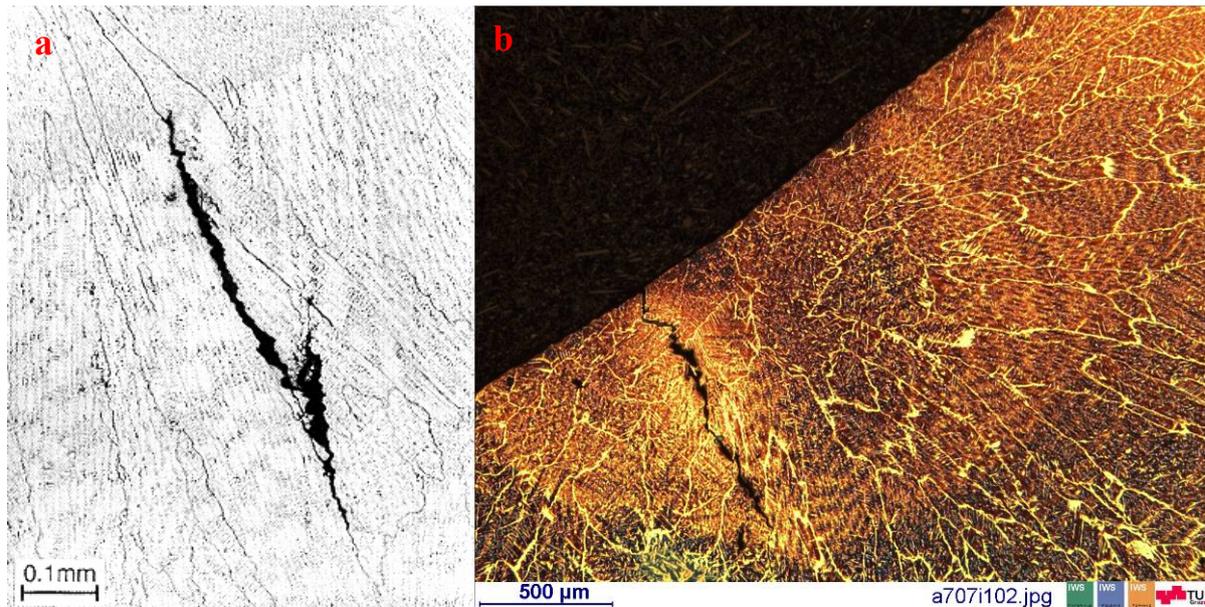


Abbildung 146 Entstehung von Heißrissen<sup>216</sup>

Ein typischer Heißriss erstreckt sich meist über einige Korngrenzen, siehe Abbildung 147a. In Abbildung 147b sieht man als Vergleich den aufgetretenen Riss im HSDX-MC Ma35 Schweißgut. Nur eine hohe Heißrissanfälligkeit (des Materials) und falsche Schweißtechnik führen zu so großen „Nestern“, dass sie sich durch die gesamte Schweißraupe fortsetzen. Bei hoher Heißrissanfälligkeit nimmt erfahrungsgemäß die Anzahl der Risse von Schweißlage zu Schweißlage zu (Pohle<sup>217</sup>).

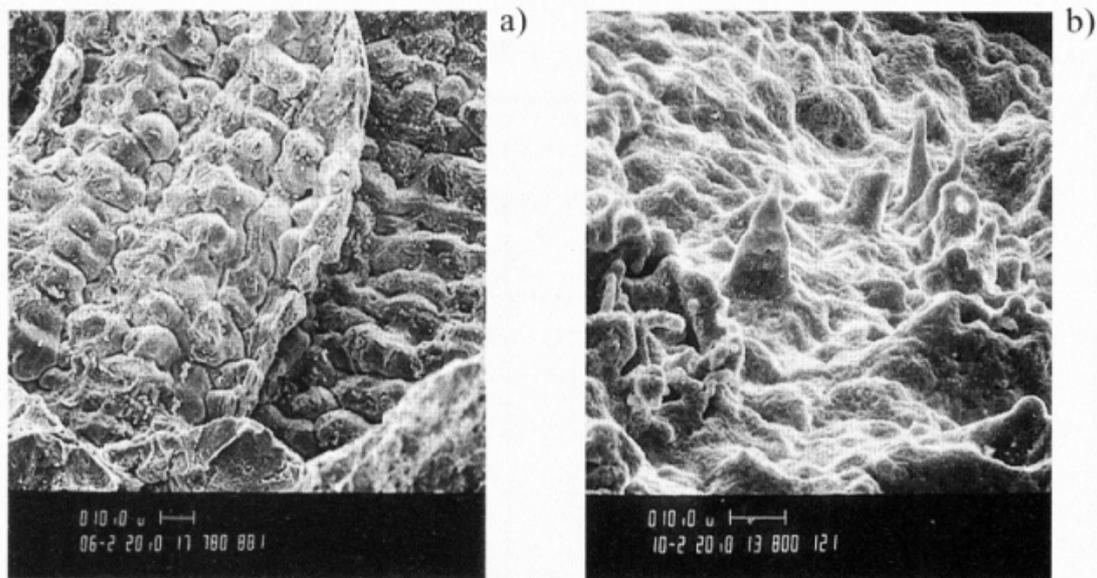
<sup>216</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 154

<sup>217</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 148



**Abbildung 147** a) typischer Heißriss im austenitischen Schweißgut<sup>218</sup>; b) Heißriss im HSDX-MC Ma35 Schweißgut

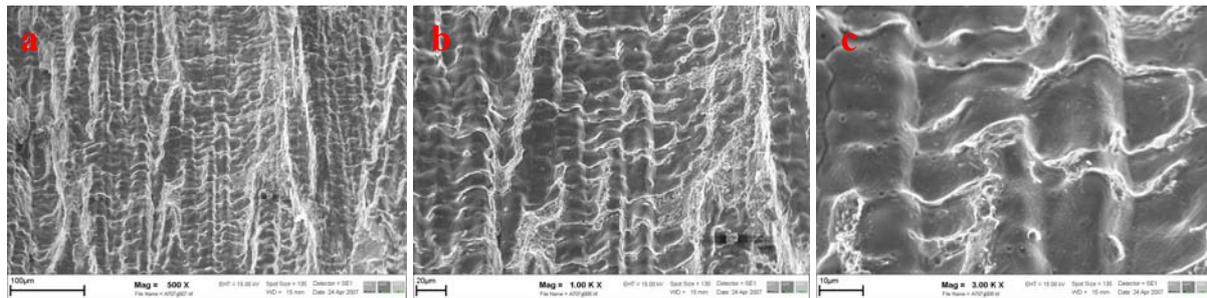
Ob es sich bei der Rissfläche in Abbildung 147b um einen Heißriss handelt, wurde mit dem REM (Abbildung 149a-c) festgestellt. Die Eutektikas erstarren entweder dendritisch (Abbildung 148a) oder das noch flüssige Eutektikum drifftet durch die schrumpfenden Körner schneller auseinander, als Schmelze nachfließen kann. Dabei bilden sich Fäden, welche reißen und als Zipfel erstarren (Abbildung 148b). Bei den aufgetretenen Rissen im Schweißgut des HSDX-MC Ma35 handelt es sich um dendritische Erstarrung, da auf der Rissoberfläche keine Zipfelchen aufgetreten sind. Hier erstarrten die Dendritenköpfe aufgrund ihrer Oberflächenspannung abgerundet (Abbildung 149a-c).



**Abbildung 148** Heißrissflächen im REM. a) dendritische Struktur, b) Zipfelstruktur<sup>219</sup>

<sup>218</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 149

<sup>219</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 150



**Abbildung 149** Auftretender Heißriss im HSDX-MC Ma35 Schweißgut bei einer Mehrlagenschweißung Detail aus Abbildung 147b

Ein wirksames Element, welches den schädlichen Schwefeleinfluss unterbindet, ist Mangan. Mangan bildet, wie bekannt, mit Schwefel Mangansulfid. Dieses Eutektikum liegt bei 1600°C. Dadurch steht der abgebundene Schwefel den niedriger schmelzenden Eutektikas nicht mehr zur Verfügung. Aus mechanisch-technologischen Gründen wird der Mangangehalt auf 6% begrenzt. In Tabelle 54 sind weitere Eutektikas anderer Elemente aufgelistet, welche auch einen Einfluss auf die Heißrissneigung haben.

Element	Löslichkeit im reinen Eisen in Gewichtsprozent				Niedrigschmelzende Phase	
	im Austenit		im Ferrit		Struktur	Schmelzpunkt
	%	°C	%	°C	Eutektikum	°C
Schwefel	0,05	1365	0,14	1365	Fe-FeS	988
					Ni-NiS	630
Phosphor	0,20	1250	1,60	1365	Fe-Fe <sub>3</sub> P	1048
					Ni-Ni <sub>3</sub> P	875
Bor	0,005	1381	0,50	1381	Fe-Fe <sub>2</sub> B	1177
					Fe-Ni <sub>2</sub> B	1140
					(Fe, Cr) <sub>2</sub> B-Austenit	1180
Niob	1,00	1300	4,1	1300	Fe-Fe <sub>2</sub> Nb	1370
					NbC-Austenit	1315
					Nb-Ni-reiche Phasen	1160
Titan	0,36	1300	8,10	1300	Fe-Fe <sub>2</sub> Ti	1290
					TiC-Austenit	1320
Silizium	1,15	1300	10,5	1300	Fe-Fe <sub>2</sub> Si	1212
					NiSi-Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	994
					NiSi	996

**Tabelle 54** Heißrissfördernde Elemente in austenitischen und ferritischen Gefügestrukturen und deren Phasenbildung<sup>220 221</sup>

Ductility Dip Cracks (DDC) entstehen beim Abkühlprozess, wenn dieser das Temperaturintervall der Sprödigkeit (TIS) durchläuft (Abbildung 150). Sinkt die Temperatur, so steigt nach Pohle<sup>222</sup> die Festigkeit der Körner ( $\sigma_{Kf}$ ). Weiters steigen die Bindekräfte zwischen den Körnern (zwischenkristalline Festigkeit  $\sigma_{MK}$ ). Heißrisse entstehen nur, wenn die Belastung ( $\sigma_1$ ) des erstarrenden Metalls stärker ansteigt als  $\sigma_{MK}$ . Bringt man nun die beiden Beanspruchungskurven zum Schnitt, so stellt sich die äquikohäsive Temperatur ( $T_{Äq}$ ) ein.

<sup>220</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 150

<sup>221</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 167

<sup>222</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 151

Stellt sich eine Belastung, wie mit  $\sigma_2$  dargestellt ist, ein, so ist dieser Werkstoff nicht heißbrissanfällig. Heißbrissanfällig sind hingegen Werkstoffe, bei denen die Legierungselemente im Mischkristall nur begrenzt löslich sind und welche sich bei höheren Konzentrationen bereits an den Korngrenzen ausscheiden.

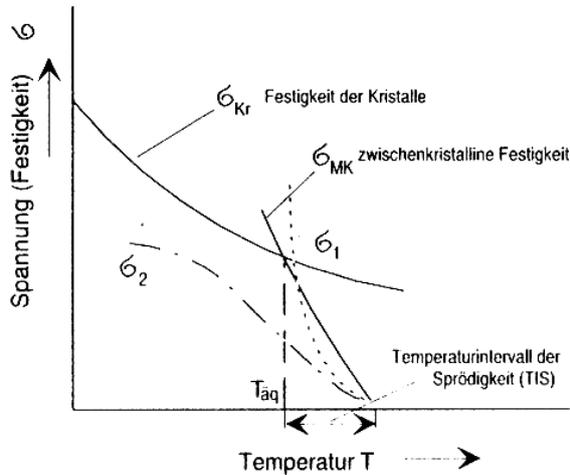


Abbildung 150 Veränderung der Legierungsfestigkeit und der Beanspruchung des Metalls nach Probst und Herold<sup>223</sup>

Die letzte Art von Heißrissen sind die sogenannten Dilatations-Heißrisse. Sie sind eine spezielle Heißrissart bei Schwarz-Weiß-Verbindungen, wenn ein unlegierter, verunreinigter Baustahl niedriger Festigkeit beteiligt ist. Die Bezeichnung Dilatations-Heißriss stammt von Pohle<sup>224</sup>. Sie entstehen bei der Abkühlung aus der Schweißwärme. Der Hauptgrund sind die Schubspannungen, welche durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten resultieren. Sie treten nicht an der Schmelzlinie zum austenitischen Schweißgut auf, sondern einige Kornlagen von ihr entfernt (Abbildung 151).

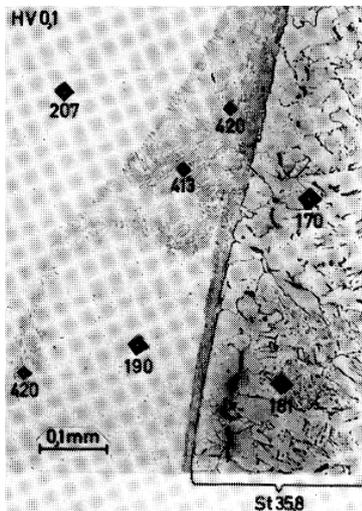


Abbildung 151 Dilatationsriss in der WEZ eines unlegierten Baustahles St 35.8.<sup>225</sup>

<sup>223</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 151

<sup>224</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, Seite 45

<sup>225</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, Seite 45

Liers<sup>226 227</sup> untersuchte diese Rissart an Hand der Schwarz-Weiß-Verbindung Baustahl RSt 37-2 mit austenitischem Stahl X6CrNiTi 18 10 (1.4541). Als Zusatzwerkstoff wurde eine rutilumhüllte hochlegierte, austenitische Elektrode E 23 13 2 R 23 (DIN 8556). Er führte die Schäden auf ein kritisches Mangan/Schwefel Verhältnis zurück, welches lautet:

$$\frac{\text{Magan}}{\text{Schwefel}} = \frac{\%Mn}{\%S} = 8,9 \div 12,8$$

**Formel 25** krit. Mangan/Schwefel Verhältnis<sup>228</sup>

Liegt das Verhältnis über 28, so treten keine Dilatationsrisse auf. Dies ermittelte Liers in seiner Dissertation anhand empirischer Versuche. Daraus wurde eine Formel für die kritische Risslänge, welche von der chemischen Zusammensetzung des Baustahles abhängig gemacht werden kann entwickelt (Formel 26). Wenn  $Y < 0$  ist, sollten keine Dilatationsrisse auftreten. Bei  $Y > 50$  ist mit Rissen zu rechnen. Liegt der Wert zwischen 0 und 50, so ist es möglich, dass es Risse gibt.

$$Y = 153 + 714\%C + 252\%Si + 1855\%P + 2629\%S + 1053\%O_2 + 962\%Mn^2 - 1287\%Mn$$

**Formel 26** Risslänge Y abhängig von der chemischen Zusammensetzung [<sup>2266 2288</sup>]

Ist an Hand der Formel 26 nun ein Baustahl heißrissanfällig, so entstehen auf Grund von Dilatationsspannungen mikroskopische Anrisse, welche zu makroskopischer Größe anwachsen können. Es werden zwei Gruppen von Dilatationsrissen unterschieden:

-  fertigungsbedingte Heißrisse
-  betriebsbedingte Heißrisse (Spannungsrisse)

### 6.7.1 Heißrissprüfung

Bei dieser Prüfung wird als Maß jene Verformungsgeschwindigkeit herangezogen, bei der in der Schweißzone beim Erstarren und Abkühlen gerade noch kein Heißriss auftritt. Diese Verformungsgeschwindigkeit wird mittels unterschiedlichen Prüfverfahren ermittelt. Dadurch kann auf die Heißrisswahrscheinlichkeit geschlossen werden<sup>229</sup>. Auf die einzelnen Prüfverfahren wird in dieser Diplomarbeit nicht näher eingegangen, da es eine Vielzahl davon gibt. Hier wird nur auf die Dissertation von Wolf<sup>230</sup> verwiesen. Grundsätzlich wird bei der Heißrissprüfung zwischen fremdbeanspruchenden und selbstbeanspruchenden Tests unterschieden. In Abbildung 152 und Abbildung 153 sind ausgewählte Heißrissprüfverfahren schematisch dargestellt, ohne auf ihre Aussagefähigkeit einzugehen.

<sup>226</sup> Liers, J.: Heißrisse bei Kehlnahtschweißungen zwischen unlegierten und austenitischen Stahl, 3R international 31 (1992), S. 524 bis 528; (Auszug aus der Dissertation)

<sup>227</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, Seite 46

<sup>228</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 153

<sup>229</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 158

<sup>230</sup> M. Wolf: Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren, Dissertation, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin 2006, S. 39-59

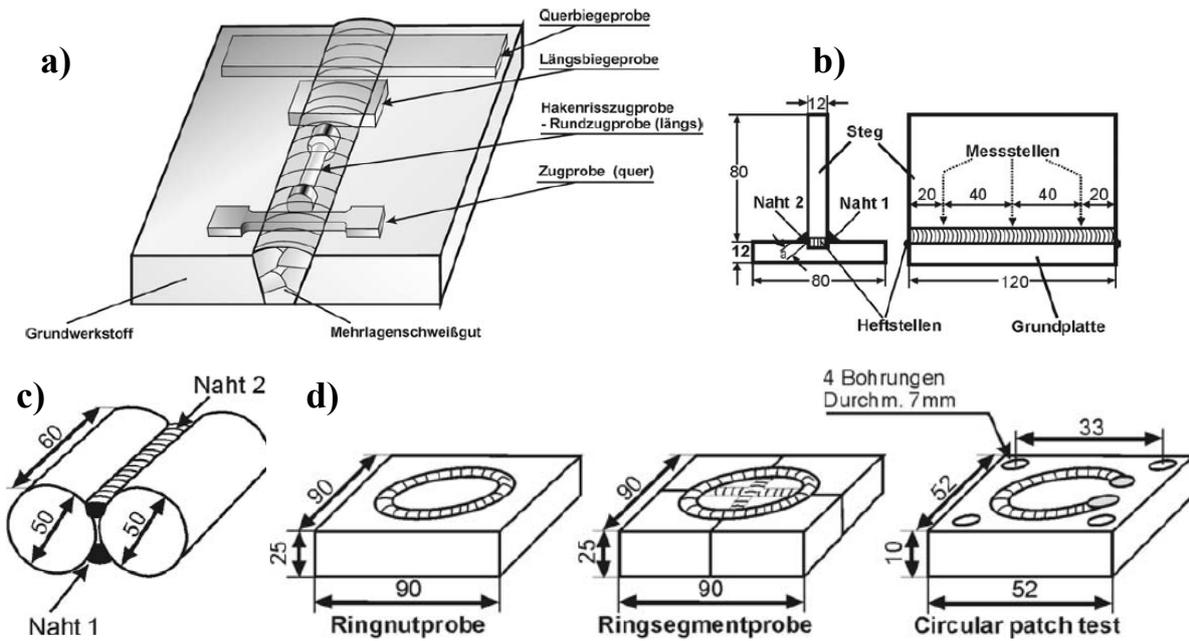


Abbildung 152 Schematische Darstellung selbstbeanspruchenden Heißbrissprüfverfahren. a) Zug- und Biegeprüfung, b) Doppelkehlnahtprobe, c) Zylinderprobe, d) Ringnutprobe, Ringsegmentprobe, Circular Patch Test<sup>230</sup>

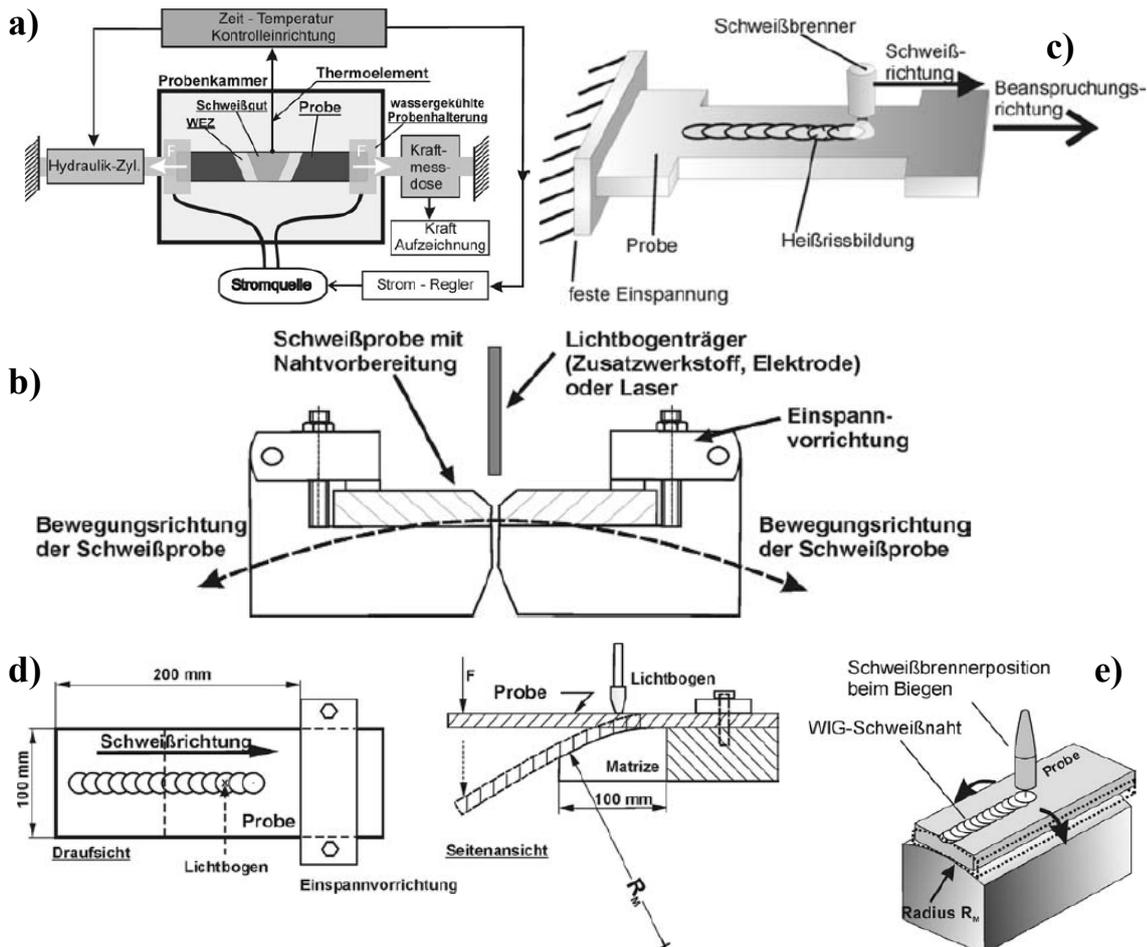


Abbildung 153 Schematische Darstellung fremdbeanspruchter Heißbrissprüfverfahren. a) Heiß-Zug-Versuch in der Gleeble, b) Heiß-Deformationsrate-Versuch (HDR-Test), c) Programmierter Verformungsriß Test (PVR-Test), d) Vareststraint Test, e) Transvareststraint Test<sup>230</sup>

### 6.8 Kaltrissanfälligkeit

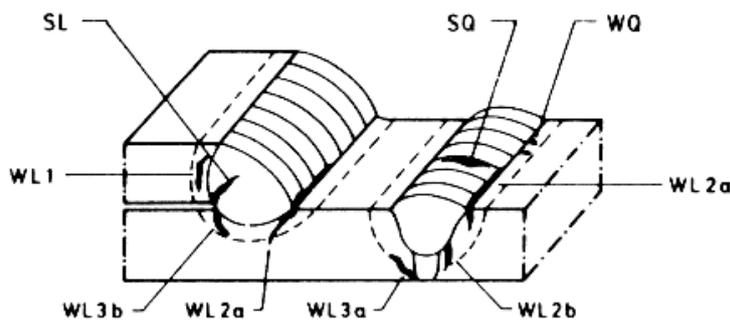
Kaltrisse entstehen nach dem Schweißen und zwar bei Raumtemperatur. Die Gefahr bei diesen Rissen liegt darin, dass Sie zeitverzögert auftreten. Das heißt sie treten erst nach Stunden oder Tagen auf. Der Rissverlauf ist meist interkristallin mit vorwiegend glatten Kornflächen<sup>231</sup> (Riss entlang der Korngrenzen). Kaltrisse sind auch unter den Bezeichnungen Wasserstoffrisse oder Verzugsrisse bekannt<sup>232</sup>.

Diese Rissart wird immer mit Wasserstoff in Verbindung gebracht, weil dieser beim Schweißen über den Lichtbogen in die Schweißnaht gelangt und die Rissbildung begünstigt. Die 3 Faktoren, die für die Kaltrissbildung zugleich vorliegen müssen, sind in Abbildung 154 aufgeschlüsselt.

Faktoren für die Rißbildung		Einflußgrößen
Mikrogefüge		chemische Zusammensetzung
Wasserstoff		Blechedicke Wärmeeinbringen beim Schweißen Umgebungsbedingungen
Spannungen		Schweißzusatzwerkstoffe Schweißprozeß Nahtform metallurgische Einschlüsse

Abbildung 154 Einflussfaktoren für die Kaltrissbildung<sup>233</sup>

Die Klassifizierung (Abbildung 155) der Kaltrisse erfolgt nach IIW/IIS Dokument 384-71<sup>234</sup>. Risse, die im Schweißgut auftreten, sind eher selten und dann meist auf korrosionsbedingten Wasserstoff zurückzuführen. Da in Längsnähten die Längsspannungen größer sind als die Querspannung, können im Schweißgut auch Querrisse auftreten.



- Legende:  
 S...Schweißgut  
 W..Wärmeeinflusszone  
 L...Längsriss  
 Q...Querriss  
 WL1...Unterhauptsriss  
 WL2a...Einbrandkerbe  
 WL2b...Wurzel  
 WL3a...Wurzel  
 WL3b...Wurzel

Abbildung 155 Klassifizierung der Kaltrisse nach IIW - Doc. 384-71<sup>234</sup>

<sup>231</sup> Zusammenfassung Schweiß- und Schneidverfahren; Schweiß- und Schneidverfahren[1].pdf; 12.11.2009

<sup>232</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 48ff

<sup>233</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: Metallkundliche und Fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 155

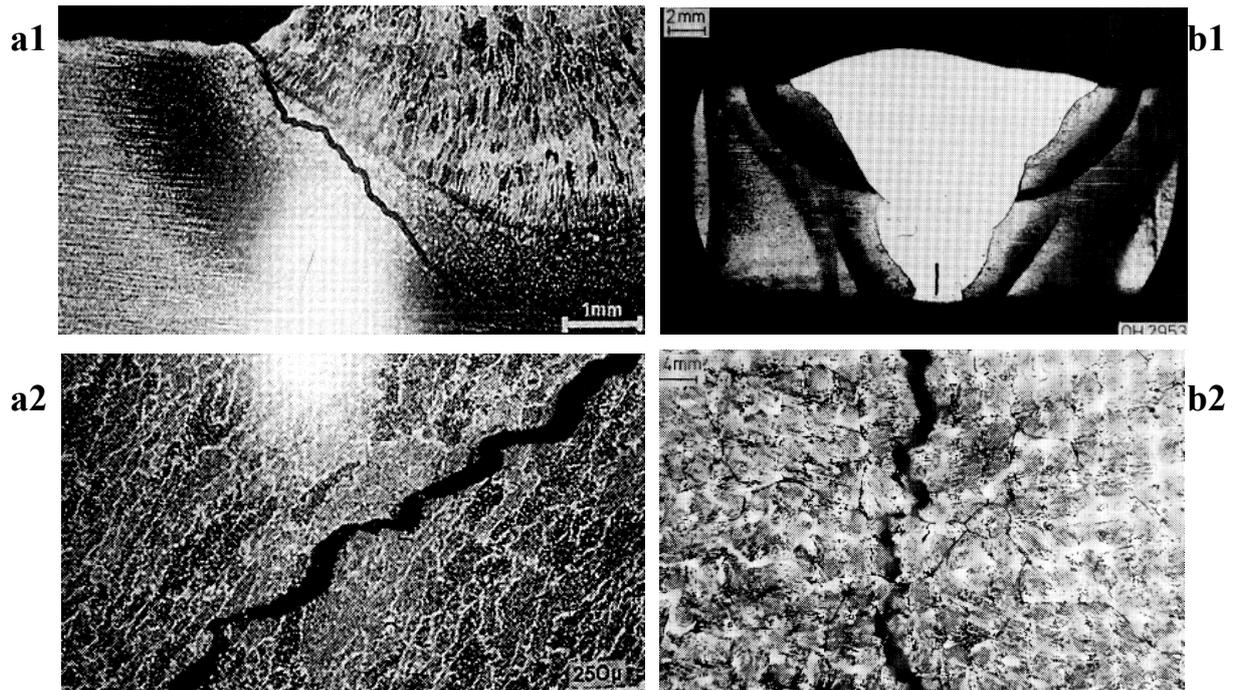
<sup>234</sup> IIW - Doc. 384-71: Cold cracking in the welding of steels; 11/12 1971 of Welding in the World

Erfahrungsgemäß müssen zur Entstehung von Kaltrissen 3 Bedingungen erfüllt sein:

*3-achsiger Spannungszustand - kritisches Härtegefüge (z.B. Martensit) - kritische Menge an atomaren Wasserstoff*

Probleme entstehen bei Verfahren, die Schweißpulver verwenden, da letztere oft Feuchtigkeit enthalten (Stabelektroden und UP Schweißen). Daher sind die vom Hersteller vorgeschriebenen Rücktrocknungsdauern und Temperaturen strikt einzuhalten.

Zwei typische Kaltrisse sind in Abbildung 156 dargestellt. Bild a1 und a2 zeigen einen typischen Verlauf des Kaltrisses in der WEZ von Stählen. Bei den Bildern b1 und b2 handelt es sich um einen Wurzelriss im artfremden Schweißgut (29-9-3Mo).



**Abbildung 156** Kaltrisse: **a1)**<sup>235</sup> in WEZ Unternahttriss; **a2)** Detail / **b1)** in der Wurzel austenitisches Schweißgut 29-9-3 Mo, **b2)**<sup>236</sup> Detail.

### 6.8.1 Schadensmechanismus

Beim Schweißen reichert sich Wasserstoff in sogenannten „traps“ (Haft- bzw. Fehlstellen) an. Der molekulare Wasserstoff wird im Lichtbogen dissoziiert und diffundiert längs der Korngrenzen in Bereichen höherer Mikrozugspannungen ein. Dies setzt die Trennfestigkeit des Stahles herab. Allgemein wird festgestellt, dass der größte Teil des eingebrachten Wasserstoffes unmittelbar nach dem Schweißen aus dem Schweißbad entweicht oder beim Erstarren effundiert, siehe Abbildung 157. Bei den aufsteigenden Bläschen handelt es sich um entweichendes Wasserstoff-Gas.

<sup>235</sup> F.R. Coe: Welding steels without hydrogen cracking; The welding Institute, 1973; S. 6

<sup>236</sup> Gooch, T. G.: Repair welding with austenitic stainless steel MMA electrodes. Met. Constr. 12 (1980), S.622/31



Abbildung 157 Effundierender Wasserstoff aus Schweißnaht<sup>237</sup>

Die Löslichkeit und die Diffusionskoeffizienten des atomaren Wasserstoffes sind in Abbildung 158a und b ersichtlich. Dabei löst der Austenit deutlich mehr Wasserstoff als der Ferrit. Bei Raumtemperatur beträgt der Unterschied mehr als drei Größenordnungen. Die Diffusionsgeschwindigkeit hingegen ist im Austenit geringer als beim Ferrit. Bei 200°C beträgt der Unterschied bereits vier Größenordnungen. Der Grund hierfür ist, dass Austenit ein kfz-Raumgitter besitzt und Ferrit hat ein krz-Raumgitter<sup>238</sup>. CrNi Stähle mit einem Ni Gehalt von 15 bis 35% neigen kaum zu Wasserstoffversprödung. Liegt der Ni Gehalt jedoch unter 15% (metastabile CrNi-Stähle), können diese Martensit bilden (Verformungsmartensit), jedoch ist der Schwellwert für die Rissentstehung sehr hoch<sup>239 240</sup>.

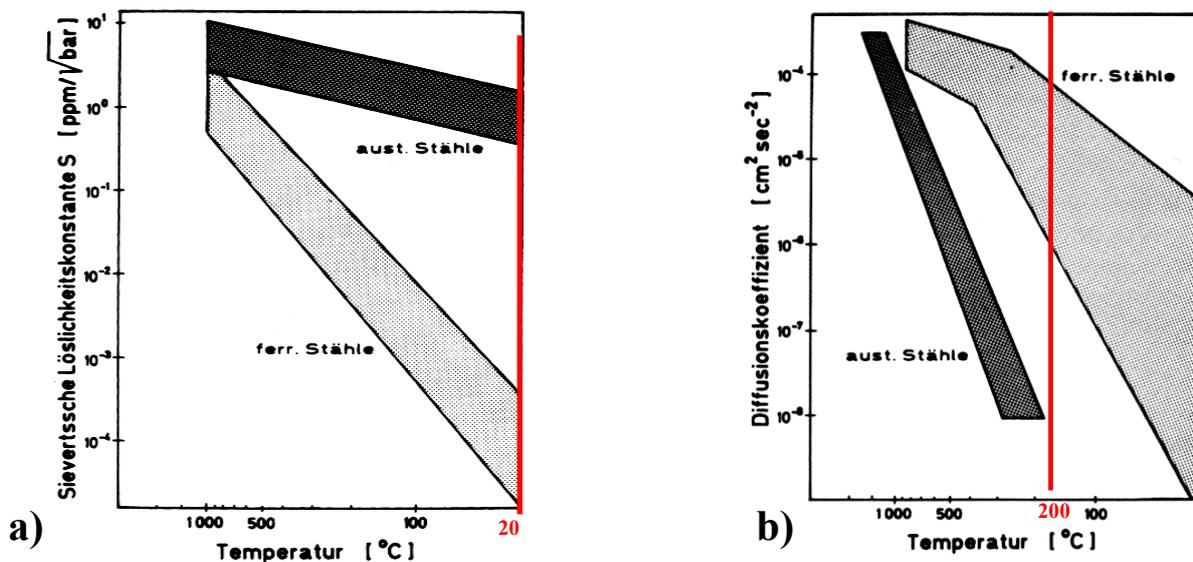


Abbildung 158 a) Wasserstofflöslichkeit in ferritischen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur, b) Diffusionskoeffizient für Wasserstoff in ferritischen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur<sup>241</sup>

<sup>237</sup> Evans, C. M.: Wasserstoffdiffusion in unlegiertem Schweißgut. Oerlikon-Schweißmitteilungen Nr. 67 (1974), S. 4/14

<sup>238</sup> kfz...kubisch flächen zentriert, krz...kubisch raum zentriert

<sup>239</sup> C. Pohle: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 49

<sup>240</sup> Erich Folkhard: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984, S. 53 und 54

<sup>241</sup> Pohle, C.: Zerstörende Werkstoffprüfung in der Schweißtechnik. Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 103. DVS Verlag, Düsseldorf 1990.

Welcher Anteil des eingebrachten Wasserstoffes in die Wärmeeinflusszone diffundiert, wurde durch die Brüder Million<sup>242</sup> untersucht. Die für die Rissbildung erforderliche Wasserstoffmenge ist jene, die in der aufgehärteten WEZ, sprich unterhalb der Schmelzlinie vorhanden ist. Zwischen artgleichen und austenitischen Schweißungen besteht hierbei ein erheblicher Unterschied. Weiters hat bei Baustählen der Kohlenstoff einen Einfluss auf die Rissbildung, siehe Abbildung 159. Hier sei aber zu beachten, dass das Kohlenstoffäquivalent (CET) des Grundwerkstoffes um 0.03% höher sein muss als das CET des Schweißgutes. Ansonst ist dieser Einfluss nicht zu beachten.

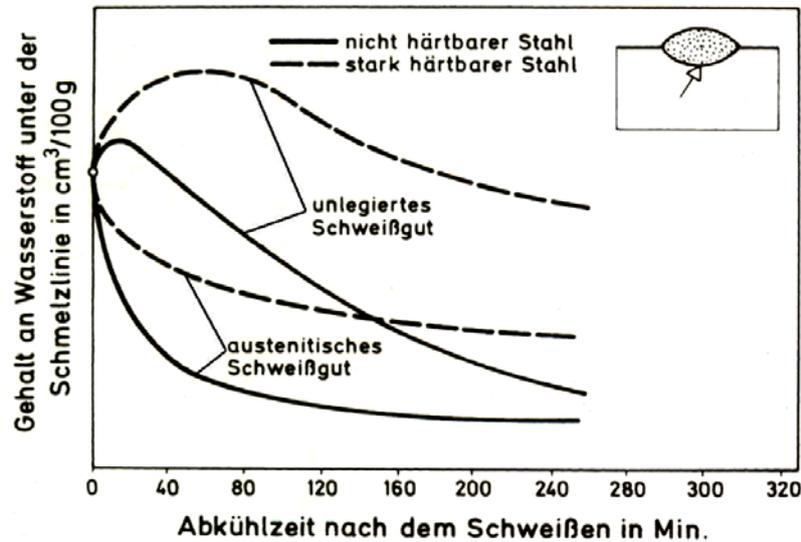


Abbildung 159 Wasserstoffmenge unterhalb der Schmelzlinie mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt<sup>242</sup>

Beim austenitischen Schweißen ist anzunehmen, dass der restliche Wasserstoff im Austenit gelöst bleibt. Nur eine geringe Menge diffundiert in die WEZ. Jene Wasserstoffmenge, die in die WEZ diffundiert, ist zu gering, um den kritischen Wert für die Rissentstehung zu erreichen (siehe Abbildung 159).

### 6.8.2 Vermeidung von Kaltrissen

Folgende Möglichkeiten bestehen, um der Entstehung von Kaltrissen entgegen zu wirken:

- Rücktrocknen der Elektrode/Pulver, um Wasserstoffmenge zu reduzieren
- Vorwärmen des Grundwerkstoffes
- Zwischenlagentemperatur von mind. 150 °C (dadurch wird die Abkühlzeit des Nahtbereiches verlängert und Wasserstoff kann besser effundieren)
- Vermeidung von zu hohen Abkühlgeschwindigkeiten
- Erhöhung der Wärmeeinbringung beim Schweißen oder Begrenzung desselben nach unten
- Soaking: Bauteil für einige Stunden auf ca. 250°C halten, um Wasserstoff Zeit zur Effusion zu geben
- Werkstoffe verwenden, die nicht zu Kaltrissen neigen, z.B. TM Stähle mit geringem Kohlenstoffäquivalent

<sup>242</sup> Million, A., C. Million: L'hydrogene dans les aciers des Joints soudés. DINOD - Verlag, Paris 1971.

### 6.8.3 Prüfung auf Kaltrissneigung nach EN ISO 17642-1:2004<sup>243</sup>

Es gibt folgende Verfahren um die Kaltrissempfindlichkeit von Grundwerkstoff (GW), Schweißgut (SG) und Schweißverbindungen zu bestimmen. Grundsätzlich unterscheidet man zwischen selbstbeanspruchenden und fremdbeanspruchenden Testverfahren (Abbildung 160).

a. Selbstbeanspruchende Prüfung

Hier wird die Prüfbelastung durch die Eigenspannungen, welche bei der Erstarrung (Schrumpfung) des Schweißgutes entstehen, aufgebracht.

b. Fremdbeanspruchende Prüfung

Im Gegensatz zur selbstbeanspruchenden Prüfung erfolgt die Aufbringung der Prüflast extern über eine eigens hierfür konstruierte Vorrichtung. Hier wird eine vordefinierte Spannung erzeugt, welche den Prüfkörper belastet.

Aufgrund des geringeren experimentellen Geräteaufwandes wurde im Rahmen der Diplomarbeit der selbstbeanspruchende CTS-Test (Controlled Thermal Secerity) durchgeführt.

Selbstbeanspruchende Prüfungen EN ISO 17642-2	
Prüfungsart	Anwendungen
CTS-Prüfung (schärfenregulierte thermische Prüfung)	Qualifizierung der Schweißzusatzwerkstoffe, Grundwerkstoffe und Schweißverfahren.
Y-Fugenprüfung (Tekken-Test) U-Fugenprüfung (Lehigh-Test)	Bestimmung: - der niedrigsten Schweißenergie, - der niedrigsten Vorwärmtemperatur, - der niedrigsten Haltetemperatur, - des höchsten diffusiblen Wasserstoffgehaltes
Fremdbeanspruchte Kaltrissprüfung EN ISO 17642-3	
Implantprüfung	Qualifizierungsprüfung von Schweißzusatzwerkstoffen und Grundwerkstoffen. Bestimmung: - der niedrigsten Schweißenergie, - der niedrigsten Vorwärmtemperatur, - der niedrigsten Zwischenlagentemperatur, - der niedrigsten Haltetemperatur, - des höchsten diffusiblen Wasserstoffgehaltes, - der kritischen Spannung

Abbildung 160 Verwendete Kaltrissprüfverfahren und deren Anwendung

#### 6.8.3.1 CTS Prüfung nach EN ISO 17642-2:2005

##### Abmaße des Prüfstückes

Die allgemeinen Bezeichnungen sind der Tabelle 55 zu entnehmen. Aus den nachfolgenden Abbildungen ist ersichtlich, wie das Prüfstück herzustellen ist. In Tabelle 56 sind alle wichtigen Maße eingetragen. Die Herstellung erfolgt durch mechanische Bearbeitung (fräsen, drehen, schleifen). Hierbei ist darauf zu achten, dass nicht zuviel Wärme in das Blech eingebracht wird, da der Grundwerkstoff ARMOX® 500T bereits ab einer Temperatur von ca. 180°C an Festigkeit verliert.

<sup>243</sup> EN ISO 17642-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse. Teil 2: .Selbstbeanspruchte Prüfungen. Ausgabe: 2005-06-01

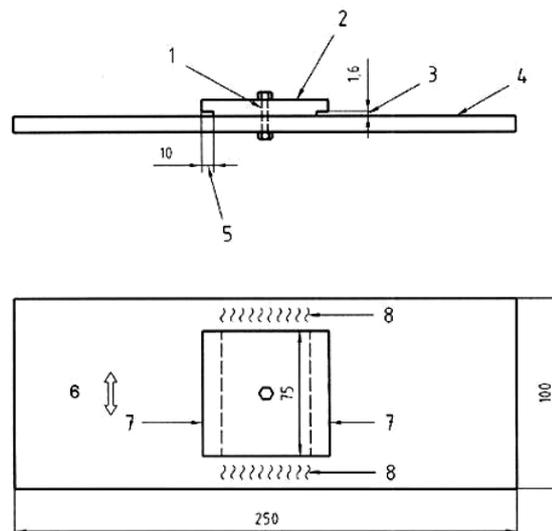
Symbol	Bezeichnung	Einheit
t	Werkstückdicke	mm
L <sub>v</sub>	Senkrechte Schenkellänge	mm
L <sub>h</sub>	Waagrechte Schenkellänge	mm
L	Länge der Prüfraupe	mm
Alle Maße, die in weiterer Folge angegeben sind, beziehen sich auf die Einheit [mm]		

Tabelle 55 Allgemeine Bezeichnungen und Symbole, CTS-Prüfung (Controlled Thermal Severity-Test)

Abmessungen	Wert
oberes Blech	t ≥ 6mm min. 75mm x 75mm x t Toleranz: ±1mm
Grundblech	250mm x 100mm x t Toleranz: ±1mm
Wurzelspalt:	
Spalttiefe	10 ± 0,5mm
Stegabstand	1,6 ± 0,1mm
Drehmoment am Bolzen	100 ± 5Nm
Oberflächengüte der Kontaktfläche	3,2µm Ra max.
Oberflächengüte im Schweißbereich	6,3µm Ra max.
Spalt zwischen oberen und Grundblech	0,05mm max.

Tabelle 56 Abmessungen des CTS-Prüfkörpers

Abbildung 161 zeigt die Konstruktionszeichnung einer CTS- Probe. Sie besteht aus einem Grundblech (4) und einem oberen Blech (2), wobei beide im Flächenschwerpunkt gebohrt werden (1). Die Bleche werden mittels einer Schrauben-Mutter-Verbindung (M12) verschraubt und mit einem vordefinierten Drehmoment (100 +/- 5 Nm) miteinander verspannt. Um eine Verschärfung der Prüfung zu erreichen, wird am oberen Blech rechts und links ein Absatz hineingefräst (5). Dies führt zu einer Erhöhung der Kerbwirkung in den Prüfnähten. In Tabelle 56 sind die Abmaße der CTS- Probe von Abbildung 161 angeführt.



- Legende**
- 1 Bohrungsdurchmesser 13 mm
  - 2 oberes Blech
  - 3 Wurzelspalt
  - 4 Grundplatte
  - 5 Wurzelspalttiefe
  - 6 bevorzugte Hauptwalzrichtung
  - 7 Prüfnähte
  - 8 Ankerinähte

Abbildung 161 Konstruktionszeichnung CTS-Prüfkörper

Grundblech und oberes Blech müssen die gleiche Blechdicke haben. Die Oberflächen müssen der gewünschten Oberflächengüte entsprechen und frei von Rost, Zunder und Fetten sein.

**Schweißen der Ankerschweißnähte**

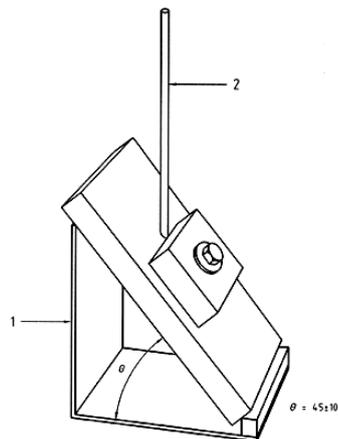
Die Ankerschweißnähte (Abbildung 161) sind mit einem Zusatzwerkstoff herzustellen, welcher eine Streckgrenze gleich oder höher als der zu prüfende Grundwerkstoff aufweisen. Dies gilt für Werkstoffe bis zu einer Streckgrenze von 895N/mm<sup>2</sup>. Liegt diese darüber, so ist es möglich, einen Schweißzusatz zu verwenden, welcher eine Streckgrenze niedriger als jene des Grundwerkstoffes hat. Die Ankernähte müssen 10 (+/-3) mm vor den Ecken des oberen Bleches enden. Die Kehlnähte müssen laut EN ISO 17642-2 (Seite 8) ein gewisses a-Maß haben, welches von den Blechdicken (t) abhängig ist:

- t bis 15mm: a-Maß: 6 mm +/- 1mm
- t > 15mm: a-Maß: 13 mm +/- 1mm

Bei der Fertigung ist darauf zu achten, dass Wasserstoffrisse vermieden werden. Dies kann durch Rücktrocknung, Vorwärmung oder geeignete Zwischenlagentemperatur erfolgen. Nach der Fertigung muss das Prüfstück mindestens 12 Std. gelagert werden. Anschließend ist das Drehmoment der Schrauben-Mutter-Verbindung zu kontrollieren. Erst danach kann die erste Prüfnäht geschweißt werden.

**Prüfnähte**

Wenn eine Vorwärmung<sup>244</sup> erforderlich ist, muss die gesamte Prüfanordnung in einen Ofen gegeben werden. Es ist sicherzustellen, dass die Temperaturdifferenz zwischen oberen und unteren Blech nicht mehr als 5°C beträgt. Beim Schweißen der Prüfnähte ist darauf zu achten, dass diese in Wannelage durchgeführt werden, um eine symmetrische Schweißnaht zu erhalten. Weiters ist die Schweißnaht einlagig mit dem erforderlichen a-Maß auszuführen. Es wird empfohlen eine Vorrichtung, wie sie in Abbildung 162 dargestellt ist, zu verwenden. Die Länge (L) der Schweißnaht soll sich nicht über das Ende der Bleche hinaus erstrecken.



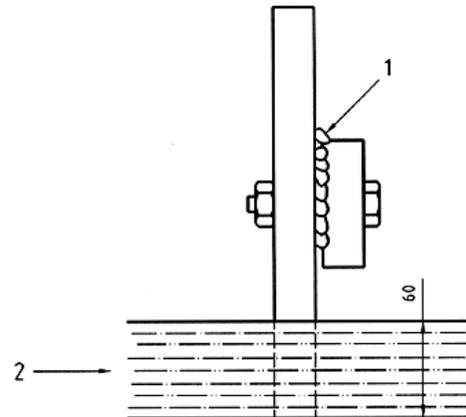
**Legende**  
 1 Prüfvorrichtung  
 2 Schweißzusatzwerkstoff

**Abbildung 162** Vorrichtung zur Herstellung der Prüfnähte

Falls eine Nachwärmung erforderlich ist, ist die Schweißung wieder in einen Ofen zu stellen. Nach dem Schweißen der 1. Raupe (inklusive Nachwärmen) ist diese in ein Wasserbad (Abbildung 163) zu stellen, wobei das Ende der Prüfanordnung gegenüber dem geschweißten Ende liegt. Die Eintauchtiefe beträgt 60 +/- 5mm. Die Wassertemperatur darf dabei eine

<sup>244</sup> Laut Norm ist keine Vorwärmung erforderlich. Außer es wird mit Auftraggeber anders ausgemacht.

Temperatur von 30°C nicht überschreiten. Der Transport des Prüfstückes zum Wasserbad muss innerhalb von 60s erfolgen. Die Prüfanordnung ist so lange im Wasserbad zu belassen, bis sie auf Raumtemperatur abgekühlt ist.



- Legende**  
 1 Prüfnah  
 2 Wasser

**Abbildung 163** Anordnung für Kühlbad

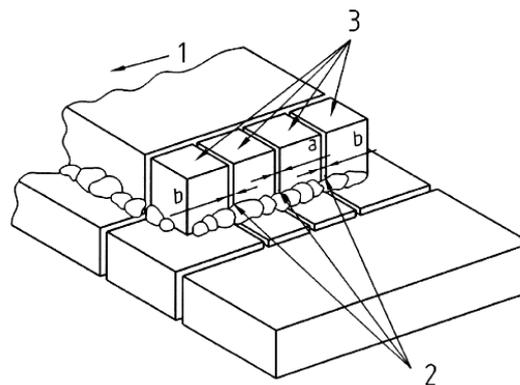
Die zweite Prüfnah darf erst nach einer Auslagerungszeit von min. 48 Stunden geschweißt werden. Diese wird gleich wie Nah 1 ausgeführt.

Weiters muss nach EN ISO 3690 der diffussible Wasserstoff bestimmt werden (ml/100g Schweißgut).

## Prüfergebnisse

### Metallografie

Das Prüfstück wird wie in Abbildung 164 dargestellt zerteilt. Dadurch ergeben sich 6 zu prüfende Oberflächen. Nach dem Schneiden werden die Proben eingebettet, geschliffen, poliert und im Lichtmikroskop auf etwaige Risse untersucht.



- Legende**  
 1 Schweißrichtung  
 2 weist auf Flächen hin, die poliert und auf Risse untersucht worden sind  
 3 Prüfstücke  
 a, b polierte und auf Risse untersuchte Flächen

**Abbildung 164** Zerteilen des Prüfstückes

Dabei wird die zu prüfende Oberfläche mit 50facher Vergrößerung auf Risse untersucht. Wenn ein Riss gefunden wird, muss dieser mit 200facher Vergrößerung bestätigt werden. Treten in der Wurzel Risse auf, welche größer als 5% des a-Maßes sind, so ist dies als Riss im

Protokoll zu vermerken. Treten in der WEZ Risse größer als 5% der Schenkellänge (Abbildung 165b) auf, so ist dies als Riss festzuhalten. Alle sechs Schnittflächen (Abbildung 164) sind auf Risse zu untersuchen.

**Härteprüfung**

Eine in der Mitte liegende Prüffläche aus jeder Prüfnah 2b oder 3a aus Abbildung 164 muss einer Vickershärteprüfung unterzogen werden (HV5 oder HV10). Die Härteeindrücke werden, wie in Abbildung 165a gezeigt, gesetzt; d.h. 10 Eindrücke in der Grobkornzone der WEZ und 3 in der Schweißnaht.

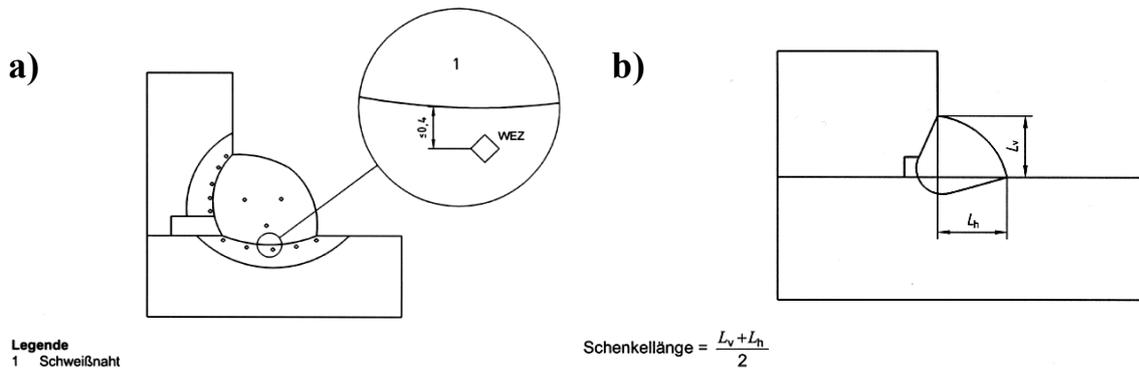


Abbildung 165 a) Lage der Härteeindrücke; b) Messung der Schenkellänge

**6.8.4 Versuchsdurchführung**

Der CTS-Test wurde als Vergleichsuntersuchung an den Schweißgütern A7-MC und HSDX-MC Ma40 durchgeführt. In Tabelle 58 sind die dafür verwendeten Schweißparameter ersichtlich. Weiters sind in dieser Tabelle die Schweißparameter der Ankernähte eingetragen. Für die Ankerschweißnähte wurde wie von der Norm vorgeschrieben ein Zusatzwerkstoff gewählt, welcher ein  $R_m > 895 \text{ N/mm}^2$  besitzt. Somit wurde der hochfeste Metallpulverfülldraht METALO M1100 ausgewählt, welcher ein  $R_m$  von 980-1180MPa besitzt. Die gesamten mech. Eigenschaften des METALO M1100 sind in Tabelle 57 zu finden.

Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Dehnung [%]	Kerbschlagarbeit (ISO-V / Joule)	
			0°C	-20°C
>960	980-1180	>8	>55	>47

Tabelle 57 Mechanische Eigenschaften des METALO M1100<sup>245</sup>

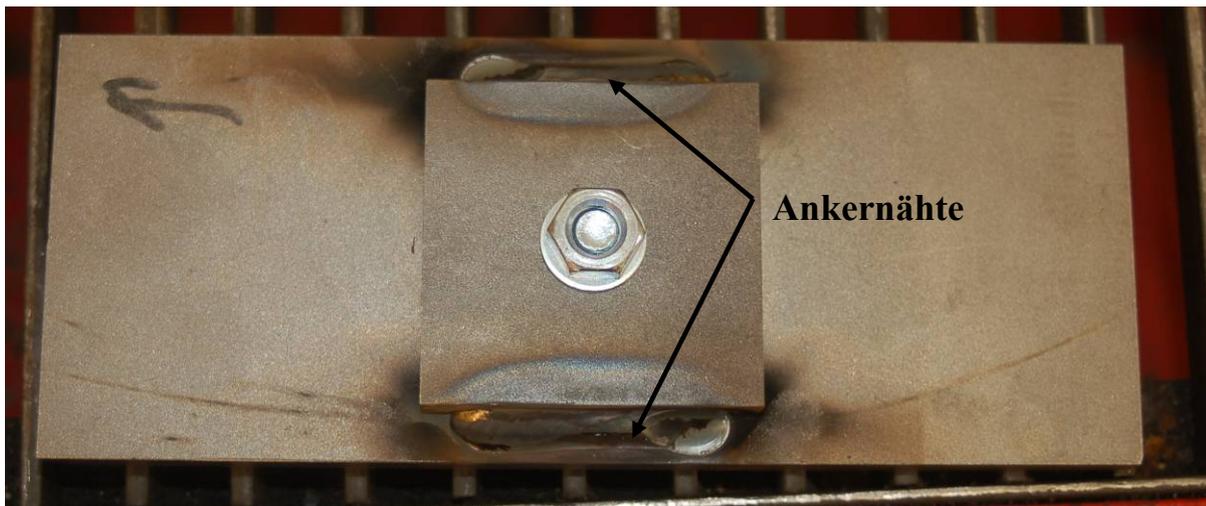
<sup>245</sup> Technisches Kennblatt für das MAG-Schweißen Fülldrahtelektrode METALO-M1100, IF GmbH

Schweißer: He <sup>246</sup> , Ke <sup>247</sup>	Datum: 6.5.2008 und 15.5.2008		Kaltrisstest nach ISO 17642
Versuch-Nr. / -Bez.	Ankernaht	Prüfnaht	Prüfnaht
Verfahren	MAGp (Puls)	MAGp (Puls)	MAGp (Puls)
Stromquelle/-art	Fronius CMT/Puls	Fronius CMT/Puls	Fronius CMT/Puls
Schweißzusatz / Durchmesser [mm]	<b>M1100 / 1,2</b>	<b>A7-MC / 1,2</b>	<b>HSDX-MC Ma40 / 1,2</b>
Schutzgas /-menge [l/min]	Cronigon2/14	Cronigon2/14	Cronigon2/14
Grundwerkstoff /-dicke [mm]	ARMOX 500T	ARMOX 500T	ARMOX 500T
Nahtart	Kehlnaht	Kehlnaht	Kehlnaht
Position	Wannenlage (PA)	Wannenlage (PA)	Wannenlage (PA)
Kontaktrohrabstand [mm]	20	20	20
Kennlinie	FCW Hardfacing	CrNi 19 9 (1,0)	HSDX-MC
Schweißparameter:			
Schweißgeschw.[cm/min]	25	25	25
Drahtvorschub [m/min]	9,2	9	9,5
Spannung [V]	22,5	25	22,8
Schweißstrom [A]	242	193	190
Wärmeeinbringung [kJ/cm] E=[U*I*k*60]/[c*1000]	11,11	9,84	8,84
Die Konstante k ist ein Korrekturwert, der den thermischen Wirkungsgrad des MAG-Schweißverfahren berücksichtigt. Es wurde k=0,85 gewählt.			

**Tabelle 58** Verwendete Schweißparameter für den CTS-Test

a. Versuchsaufbau und Schweißfolge

In Abbildung 166 sind die Ankerschweißnähte erkennbar. Sie wurden mit dem hochfesten Schweißzusatz Metalo M1100 geschweißt. In Abbildung 167 ist ein Wurzelspalttiefe von 10mm erkennbar, was laut NORM vorgeschrieben ist.



**Abbildung 166** Draufsicht CTS-Probe

<sup>246</sup> Herbitschek Leander  
<sup>247</sup> Kerschbaumer Klaus



Abbildung 167 Seitenansicht CTS-Probe

Zum Schweißen der Prüfnähte wurde eine Vorrichtung konstruiert<sup>248</sup>. Dadurch wurde es möglich, die Schweißung in Wannennlage (PA) durchzuführen, siehe Abbildung 168 a und b. Die Schweißungen der ersten Prüfnähte wurden am 8.5.2008 durchgeführt. Nach einer 168-stündigen Auslagerungszeit, wurden am 15.5.2008 die zweiten Prüfnähte geschweißt. Erst nach weiterer Auslagerungszeit von 7 Tagen, wurden die fertigen CTS-Proben (Abbildung 169) der metallografische Untersuchung zugeführt.

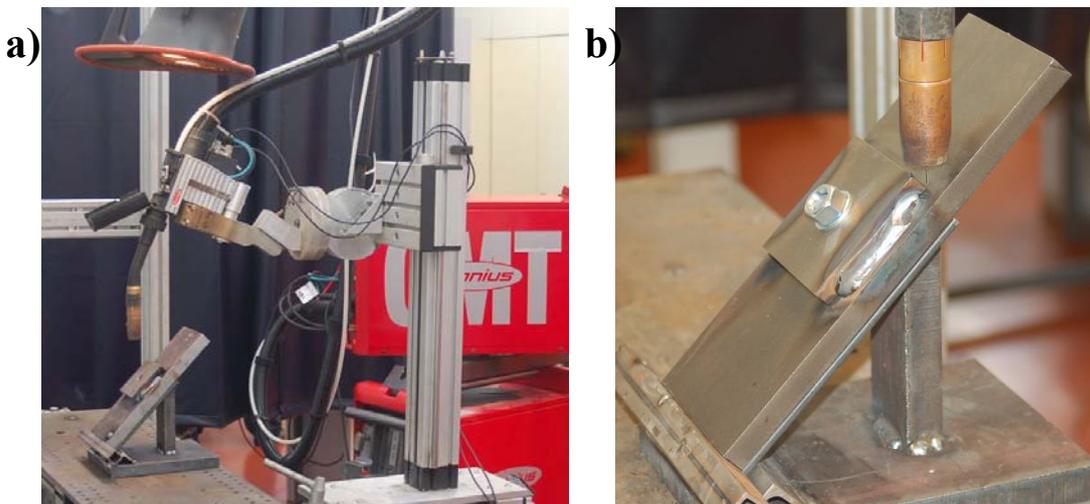


Abbildung 168 a) Prüfaufbau zum Schweißen der Prüfnähte, b) Schweißen in Wannennlage

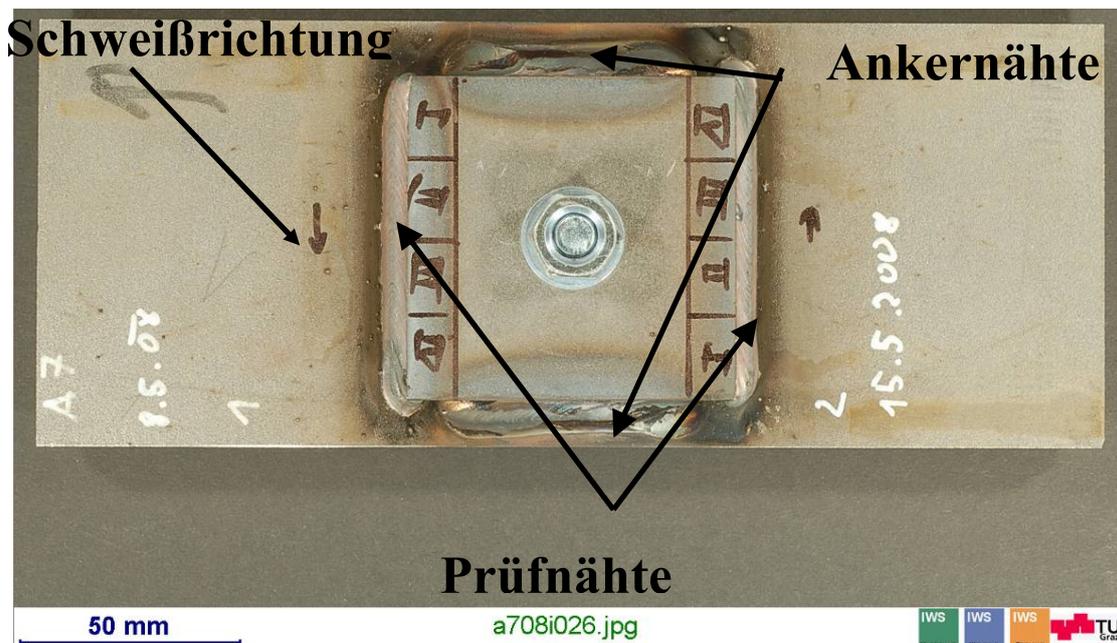
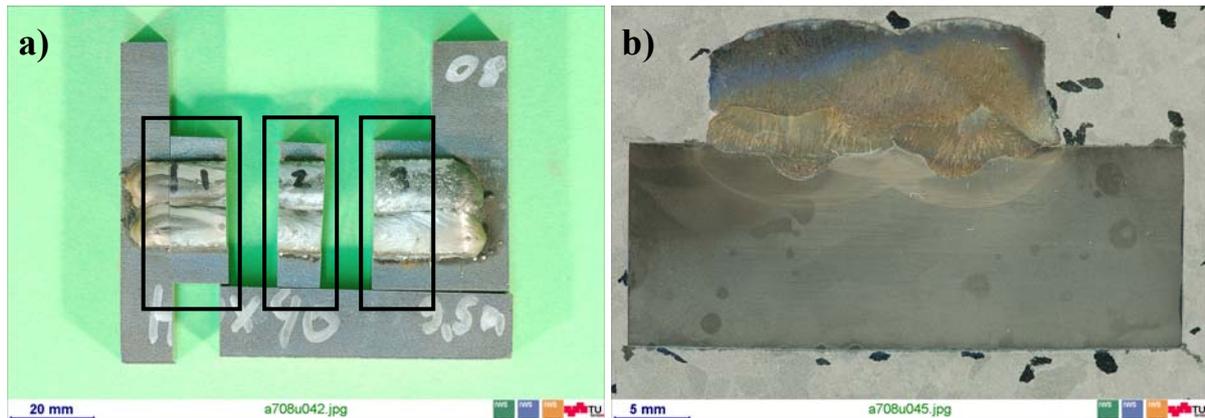


Abbildung 169 Fertiggeschweißte CTS-Probe, Schweißzusatz A7-MC

<sup>248</sup> von L. Herbitschek, IWS TUG

b. Wasserstoffbestimmung nach EN ISO 3690

Bei dieser Prüfung handelt es sich um eine Heißextraktionsprüfung. Diese Prüfung wurde von Fa. Böhler Edelstahl in Kapfenberg durchgeführt. Hierfür wurde mit dem HSDX-MC Ma40 ein frei aufgetragenes Schweißgut hergestellt, Abbildung 170a und b. Aus dieser wurden an drei HSDX-MC Ma40 Proben herausgearbeitet, an denen anschließend die Prüfung durchgeführt wurde<sup>249</sup>. Die Ergebnisse sind in Tabelle 59 ersichtlich. Fa. Böhler Edelstahl lieferte den Wasserstoffgehalt in µg/g Schweißgut. Um aber den Wasserstoff in ml/100g Schweißgut zu erhalten (wie in der Schweißtechnik üblich), wurde mittels Formel 27 umgerechnet<sup>250</sup>.



**Abbildung 170** Frei aufgetragenes Schweißgut HSDX-MC Ma40 auf ARMOX® 500T a) Übersicht, b) Querschnitt der Proben für die Heißextraktionsprüfung

$$\frac{1\mu\text{g}}{\text{g}} = \frac{1\text{ml}}{\text{g}} \times \rho_{\text{H}_2} \quad \text{mit} \quad \rho_{\text{H}_2} = \frac{\text{Molmasse}}{\text{Molvolumen}} \left[ \frac{\mu\text{g}}{\text{ml}} \right] \quad \text{daraus folgt} \quad \frac{1\text{ml}}{100\text{g}} = \frac{1}{\rho_{\text{H}_2}} \times 100 \times \frac{\mu\text{g}}{\text{g}}$$

**Formel 27** Wasserstoffumrechnung von µg/g (Schweißgut) in ml/100 g Schweißgut

Weitere wichtige Daten und Beziehungen zur Umrechnung sind aus Formel 28 zu entnehmen.

$$M_{\text{H}_2} = 2 \times 1,00794 = 2,01588 \left[ \frac{\text{g}}{\text{mol}} \right] \quad \text{M... Molmasse}$$

$$V_{m_{\text{H}_2}} = \frac{M_{\text{H}_2}}{\rho_{\text{H}_2}} = \frac{2,01588}{0,899} = 22,4236 \left[ \frac{\text{l}}{\text{mol}} \right] \quad \text{bei } 1013\text{mbar und } 0^\circ\text{C} \quad V_m \dots \text{Molvolumen}$$

$$\rho_{\text{H}_2} = 0,0899 \left[ \frac{\text{g}}{\text{l}} \right] = 89,9 \left[ \frac{\mu\text{g}}{\text{ml}} \right] \quad \rho \dots \text{Dichte Wasserstoff}$$

$$\text{H}_2 \dots \text{Wasserstoff}$$

**Formel 28** Weitere wichtige Beziehungen zur Umrechnung von µg/g in ml/g

Probe Bezeichnung	Parameter	Wert	Einheit	Wert	Einheit	Gerät
HSDX-MC Ma40-1	Wasserstoff	5,6	µg/g	6,229	ml/100g	Eltra H500
HSDX-MC Ma40-2	Wasserstoff	5,5	µg/g	6,118	ml/100g	Eltra H500
HSDX-MC Ma 40-3	Wasserstoff	5,6	µg/g	6,229	ml/100g	Eltra H500

**Tabelle 59** Ergebnisse der Heißextraktionsprüfung für diffusiblen Wasserstoff durch, Fa. Böhler Edelstahl<sup>251</sup>

<sup>249</sup> da die Probe nicht gekühlt wurde, ist anzunehmen, dass ein Teil des Wasserstoffs effundiert ist.

<sup>250</sup> Raimund Almbauer, Schadstoffausbreitung und Luftgütemodellierung; Vorlesungsskriptum 2004; TU Graz, S. 4

<sup>251</sup> Böhler Edelstahl GmbH&Co KG; 8605 Kapfenberg; Chemisches Labors; Prüfbericht zu Auftrag 08A13283; Bearbeiter Dr. Günter Hochörtler und Wolfgang Steinwender

c. Metallografische Untersuchung

Nach der Auslagerungszeit von 7 Tagen (168 Stunden) wurden, die zu untersuchenden 12 Prüfstücke aus den zwei CTS Proben (a7-MC, HSDX-MC Ma40, siehe Abbildung 169) herausgearbeitet. Nach dem Trennen wurden die Prüfstücke eingebettet, geschliffen, poliert, geätzt und am LIM (mef3)<sup>252</sup> auf etwaige Risse untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass das A7-MC Schweißgut nur Bindefehler (Abbildung 171a) aufweist. Hingegen fanden sich bei jenen von HSDX-MC Ma40 neben den Bindefehlern (Abbildung 171b) noch in zwei Proben Risse im Wurzelspalt (Abbildung 172). Die Risse verlaufen im Austenit, daher kann es sich hierbei nicht um Kaltrisse handeln, martensitisches (ferrisches) Gefüge neben Zugspannungen und diffusiblen Wasserstoff vorhanden sein müssen<sup>253</sup>. Vielmehr könnte es sich hier um Heißrisse handeln (Abbildung 173a und b). Zur Untersuchung der Rissfläche im REM wurde versucht die Risse (nach Abkühlung im flüssigen Stickstoff) aufzubrechen, was auf Grund der geringen Größe aber nicht gelungen ist.

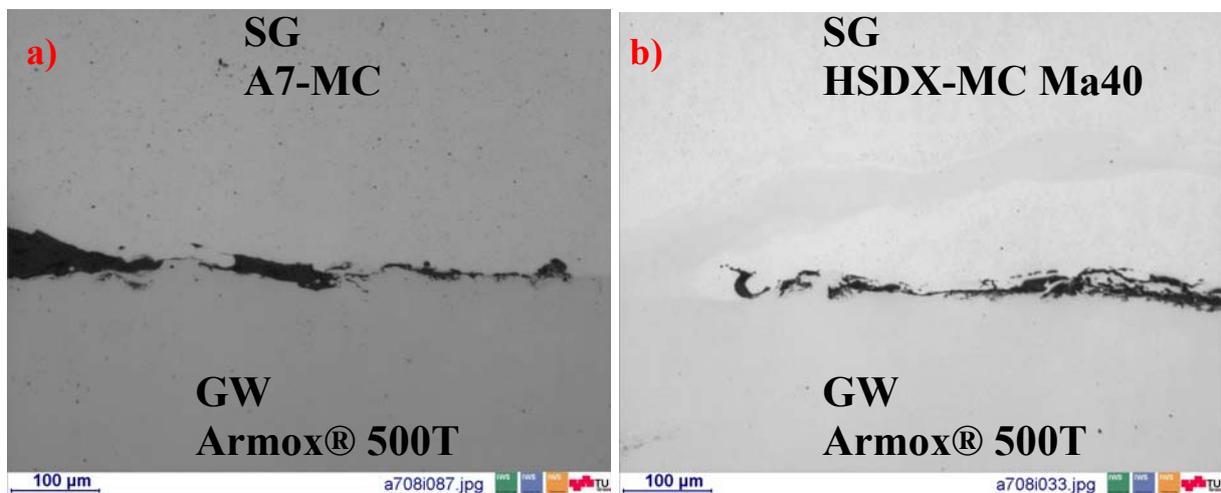


Abbildung 171 CTS-Proben Bindefehler im Wurzelspalt, a) Fülldraht A7-MC, Probe 2a aus Prüfnah 1, b) Fülldraht HSDX-MC Ma40, Probe 1 aus Prüfnah 1



Abbildung 172 Metallographischer Querschliff, Probe 3b, Prüfnah 2, geschweißt mit HSDX-MC Ma40, geätzt mit Beraha II

Die Ergebnisse der metallografischen Untersuchung wurden in Tabelle 60 zusammen gefasst. Die auftretenden Risse wurden mittels den Programm Axio Vision® vermessen, siehe Abbildung 173a.

<sup>252</sup> Auflichtmikroskop von der Fa. Reichert

<sup>253</sup> Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: Metallkundliche und Fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; Kapitel 8.6.2

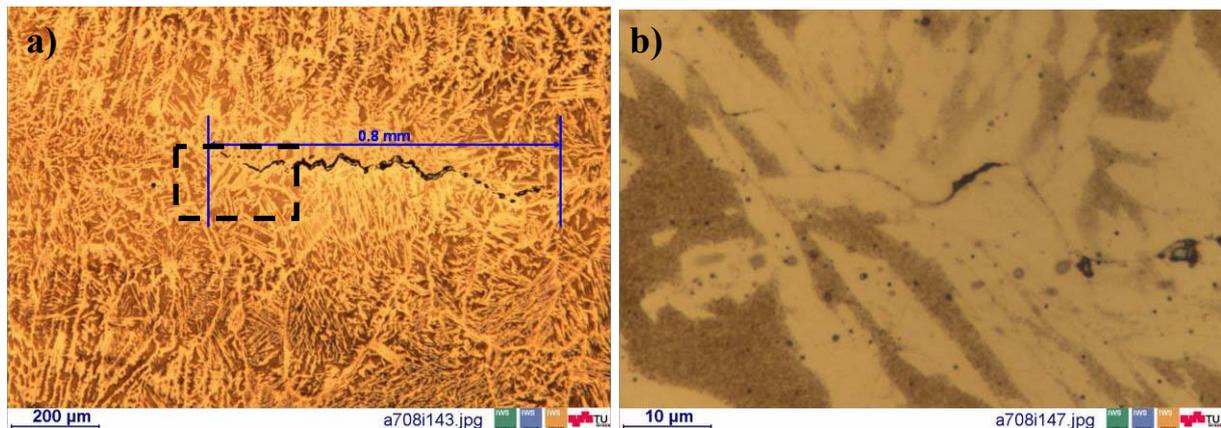


Abbildung 173 Riss in der Wurzel HSDX-Schweißgut; a) Risslängenvermessung mit Axio Vision<sup>254</sup>, b) Rissverlauf

Fülldraht	Probe	Schweißdatum	Auslagerungszeit	Riss	Bemerkung
A7-MC	1	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	2a	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	2b	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	3a	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	3b	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	4	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	1	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	2a	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	2b	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	3a	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	3b	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
A7-MC	4	15.05.2008	125 Std.	ja	Riss<5% vom a-Maß
HSDX-MC Ma40	1	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	2a	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	2b	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	3a	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	3b	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	4	08.05.2008	168 +125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	1	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	2a	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	2b	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	3a	15.05.2008	125 Std.	nein	Bindefehler in Wurzel
HSDX-MC Ma40	3b	15.05.2008	125 Std.	ja	0,8 mm
HSDX-MC Ma40	4	15.05.2008	125 Std.	ja	0,51mm

Tabelle 60 Metallografische Auswertung des CTS-Tests

<sup>254</sup> Standard Vermessungsprogramm mit KS400 (IWS-Labor)

d. Härtemessung HV10

Vor der Härtemessung, wurde an einer 525HV10 Kalibrierplatte eine Kalibriermessung durchgeführt. Diese Messung ergab einen Wert von 522HV10. Anschließend wurde an den Prüfstücken 2b jeder Prüfnah A7-MC und HSDX-MC Ma40 eine Härtemessung durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 63 dargestellt. Dabei wurde jeweils ein Mittelwert von den einzelnen Messungen aus Tabelle 61 und Tabelle 62 gezogen. Weiters wurde die Standardabweichung errechnet.

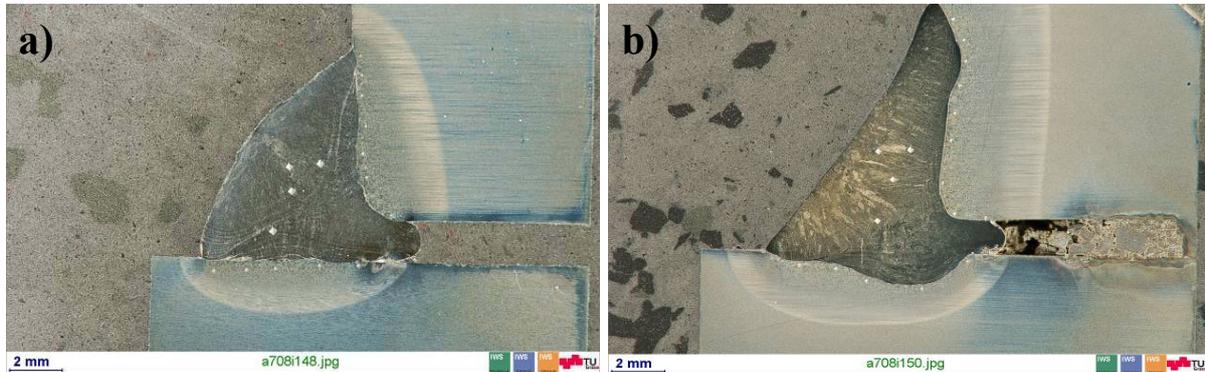


Abbildung 174 Härteprüfung an den Proben 2b, a) A7-MC Prüfnah 2, b) HSDX-MC Ma40 Prüfnah 1

Fülldraht	Probe	Prüfnah	Schweißnah [HV109]	Grobkornzone vertikal [HV10]	Grobkornzone horizontal [HV10]
A7-MC	2b	1	189	503	492
A7-MC	2b	1	162	509	491
A7-MC	2b	1	188	507	490
A7-MC	2b	1	180	528	496
A7-MC	2b	1		513	491
A7-MC	2b	1		512	499
A7-MC	2b	1		522	
A7-MC	2b	1		525	
A7-MC	2b	2	201	498	497
A7-MC	2b	2	177	502	493
A7-MC	2b	2	187	505	499
A7-MC	2b	2	172	504	493
A7-MC	2b	2		525	485
A7-MC	2b	2		527	
A7-MC	2b	2		506	

Tabelle 61 Härtewerte der CTS-Probe nach ÖNORM EN 17642-2; A7-MC Kehl nah

Fülldraht	Probe	Prüfnaht	Schweißnaht [HV10]	Grobkornzone vertikal [HV10]	Grobkornzone horizontal [HV10]
HSDX-MC Ma40	2b	1	261	473	489
HSDX-MC Ma40	2b	1	249	500	501
HSDX-MC Ma40	2b	1	290	501	508
HSDX-MC Ma40	2b	1	298	516	514
HSDX-MC Ma40	2b	1		503	514
HSDX-MC Ma40	2b	1		518	497
HSDX-MC Ma40	2b	1		505	
HSDX-MC Ma40	2b	1		509	
HSDX-MC Ma40	2b	2	256	493	510
HSDX-MC Ma40	2b	2	255	508	513
HSDX-MC Ma40	2b	2	273	529	496
HSDX-MC Ma40	2b	2	273	494	478
HSDX-MC Ma40	2b	2		489	475
HSDX-MC Ma40	2b	2		518	470
HSDX-MC Ma40	2b	2		506	
HSDX-MC Ma40	2b	2		510	

**Tabelle 62** Härtewerte der CTS-Probe nach ÖNORM 17642-2; HSDX-MC Ma40 Kehlnaht

Bei der Härtemessung wurde festgestellt, dass das HSDX-MC Ma40 Schweißgut um ca. 90 HV10 härter ist als das A7-MC Schweißgut. Hingegen konnte bei der Grobkornzone keine nennenswerten Abweichungen bei den Härtewerten festgestellt werden.

Fülldraht	Probe	Prüfnaht	Mittelwert Schweißgut	Mittelwert Grobkornzone vertikal	Mittelwert Grobkornzone horizontal
A7-MC	2b	1	180 <sup>+11</sup>	515 <sup>+8</sup>	493 <sup>+3</sup>
A7-MC	2b	2	184 <sup>+11</sup>	510 <sup>+11</sup>	493 <sup>+5</sup>
HSDX-MC 40	2b	1	275 <sup>+20</sup>	503 <sup>+13</sup>	504 <sup>+9</sup>
HSDX-MC 40	2b	2	264 <sup>+9</sup>	506 <sup>+13</sup>	490 <sup>+17</sup>

**Tabelle 63** Auswertung der Härteprüfung (HV10) und deren Standardabweichung

## 6.9 Mechanische Eigenschaften

In diesem Kapitel werden die mechanischen Eigenschaften des neuen Super Duplex Schweißgutes HSDX-MC Ma40 mit den Eigenschaften des Mn-Austenit A7-MC Schweißgutes verglichen.

Die wichtigsten Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften<sup>255</sup> sind:

- chem. Zusammensetzung des Schweißgutes
- Abkühlung  $t_{8-5}$ :
  - Schweißverfahren (MAG)
  - Wärmeeinbringung (Q)
  - Vorwärmtemperatur ( $T_p$ )
  - Nahtgeometrie / Werkstoffdicke

Hier ist darauf zu achten, dass eine zu schnelle Abkühlung aus dem Austenitgebiet zu großen Verformungen (bei artgleichen Schweißgut) führt. Weiters wird dabei die Gefahr für Kaltrisse die Schweißgüter sind nicht Kaltrissanfällig erhöht. Deshalb wird eine Mindest  $t_{8-5}$  Zeit beim MAG-Schweißen von 5 s.<sup>255</sup>, für artgleiche Schweißgüter, vorgeschrieben. Hingegen führt eine zu langsame Abkühlung aus dem Austenitgebiet zu einem Festigkeitseinbruch des Schweißgutes gegenüber dem Grundwerkstoff. Diese Problematik tritt bei den hier verwendeten austenitischen und austenit-ferritischen Schweißgütern nicht auf.

Folgende Untersuchungen wurden in diesem Kapitel durchgeführt:

- Bruchprüfung nach ÖNORM EN1320
- Härteprüfung nach DIN 50133
- E-Modulbestimmung mittels Ultraschallprüfung
- Bestimmung Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung, Gleichmaßdehnung und Brucheinschnürung an Hand von Minizugproben, Auswertung nach ÖNORM 10002-1
- Erstellung einer Richtreihe zur Umwertung der Härtewerte in Zugfestigkeit
- Prüfung der Schwingfestigkeit nach DIN 50100

### 6.9.1 Bruchprüfung nach ÖNORM EN1320

#### 6.9.1.1 Vorversuche mit Metallpulverfülldraht HSDX-MC Ma35

An geschweißten HSDX-MC Ma35 Eck- und Kehlnähten wurden verschiedene Bruchprüfungen durchgeführt, um einen Standard für die darauf folgenden Versuche mit dem A7-MC und dem HSDX-MC Ma40 festlegen zu können. Für diese Vorversuche wurden von BSGA-Kapfenberg eine Kehlnahtschweißung und eine Ecknahtschweißung, mit jeweils einen a-Maß von min. 4mm und einer Länge von 300mm, geschweißt (Abbildung 175). aus diesen Prüfnähten wurden vier Kehlnahtproben zu je 50mm entnommen. An zwei Proben wurde eine Nut hineingefräst, um ein leichteres Brechen zu ermöglichen. Durch das hochfeste

<sup>255</sup> P. Gerster: MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau, Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg, 2000, S. 5-6

Schweißgut wich der Scheibenfräser von der Mittelachse der Schweißnaht ab (Abbildung 176b).

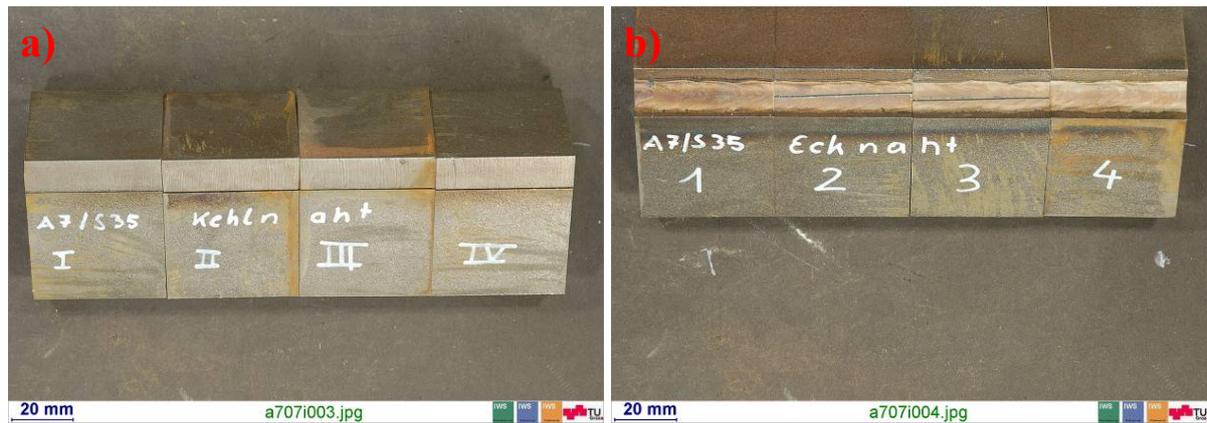


Abbildung 175 Prüflinge für Bruchprüfung, geschweißt mit HSDX-MC Ma35: a) Kehl-naht, b) Eck-naht



Abbildung 176 Prüfstücke für die Bruchprüfung gekerbt und nicht gekerbte Eck- oder Kehl-nahte

Laut ÖNORM EN1320 kann die Bruchprüfung für Kehl-Ecknahte auf zwei verschiedenen Arten durchgeführt werden (Abbildung 177).

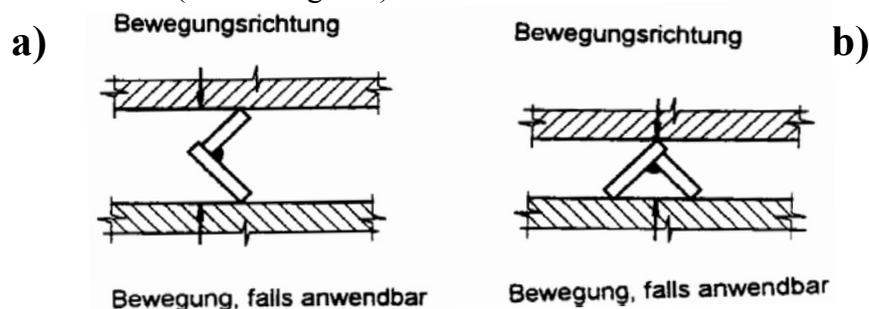


Abbildung 177 Prüfmöglichkeiten einer Kehl-naht<sup>256</sup>

### 6.9.1.1.1 Prüfaufbau der Zugprüfmaschine

Beim ersten Versuch mit einer Kehl-naht ohne Kerbe wurde die Probe, wie in Abbildung 178b gezeigt, in die Zugprüfmaschine eingespannt. Die Einspannvorrichtung (Abbildung 179) bestand aus dem Flachspannzeug der RMC-Zugprüfmaschine, aus jeweils zwei Blechen aus Standard Baustahl und zwei ARMOX® 500T Bleche. Die ARMOX® 500T Platten wurden verwendet, da der ARMOX® 500T der Kehl-naht sich in den Baustahl drückte. Anschließend wurde die Probe belastet, bis die max. Last von 100 kN bei der Bruchprüfung erreicht wurde. Trotz der hohen Last brach die Probe nicht. Daraufhin wurde die Einspannposition nach Abbildung 179 verändert.

<sup>256</sup> ÖNORM EN1320: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen; Bruchprüfung, 1.1.1997

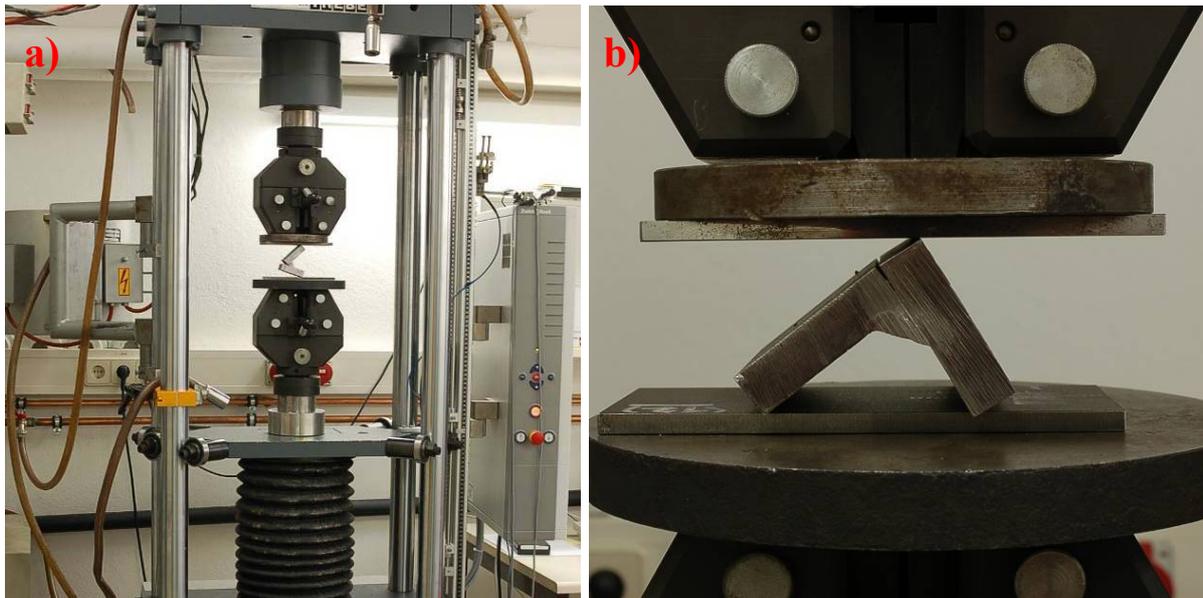


Abbildung 178 a) Zugprüfmaschine RMC 100, Fa. Zwick (IWS TU Graz), b) Einspannung Prüfstück ersten Versuch

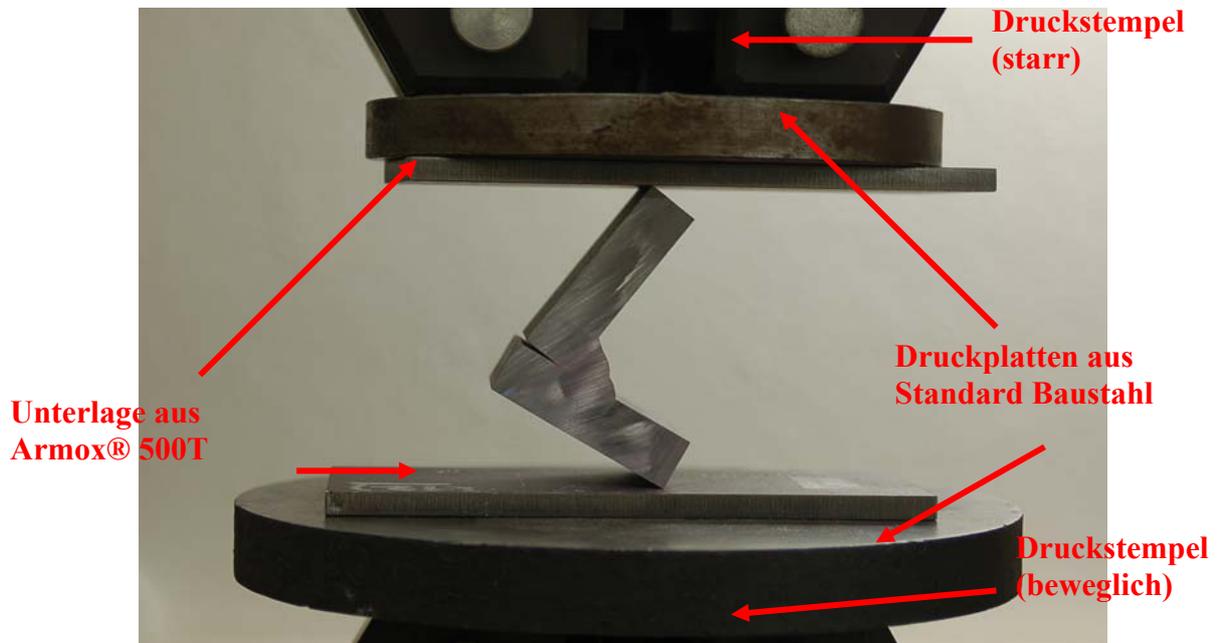
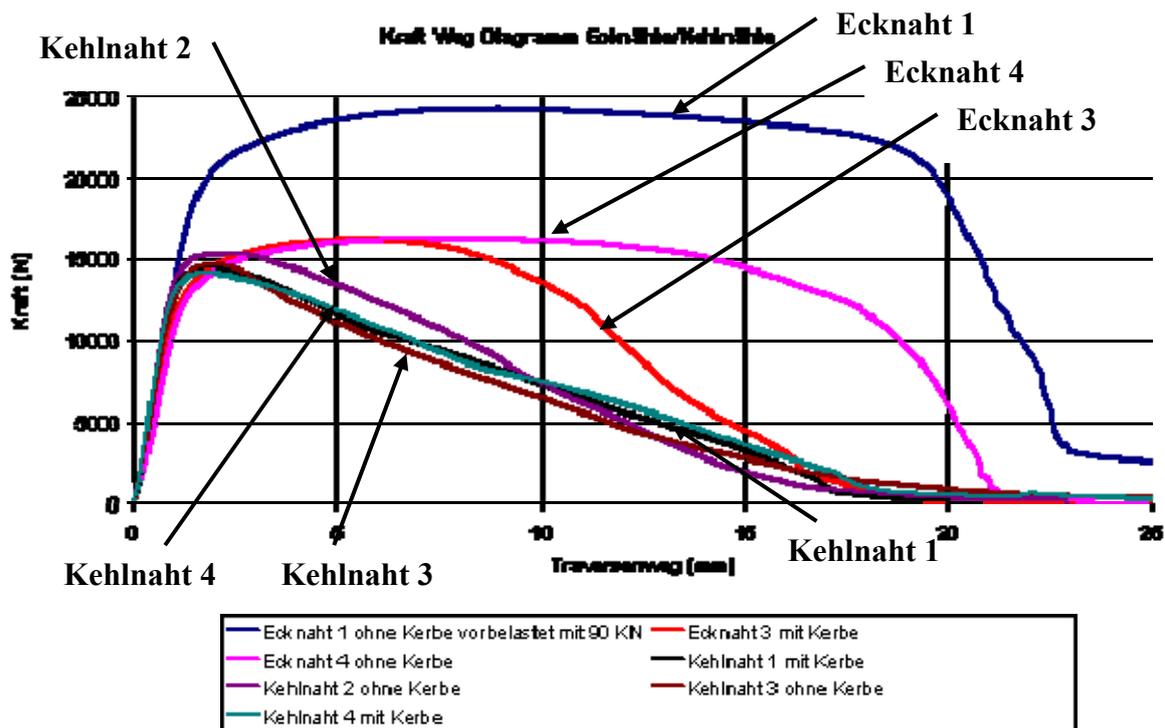


Abbildung 179 Einspannung Prüfstücke, zweiter Versuch

Zusätzlich zur Einspannsituation wurde noch die Probenbreite verändert. Die Ergebnisse dieser Vorversuche sind im Diagramm 1 dargestellt und die Bruchkraft wurde in Tabelle 64 ausgewertet. Ersichtlich ist, dass die gefräste Nut keinen nennenswerten Einfluss auf die maximale Kraft hat. Der Unterschied beträgt max. 1000N bei den Kehlnähten und bei den Ecknähten ist der Unterschied mit 50N sehr gering. Hingegen ist bei der Ecknaht, welche zuerst mit Einspannposition Abbildung 178b vorgeprüft wurde, ein deutlicher Anstieg der max. Kraft zu verzeichnen, da es durch die Vorbelastung zu Verfestigungen im Schweißgut gekommen ist.



**Diagramm 1** Ergebnis der Druckprüfung EN 1320 Vorversuche der einlagigen Kehl­nähte, sowie Eck­nähte mit HSDX-MC Ma35

	Probe	Breite [mm]	F max. [N]	Traversenweg [mm]	Bruchzeit [sec]	Bemerkung
Ecknaht	2	15	25047.8	1,74256	209.93	Einspannung Abbildung 178b, Nut
	2	33	27646.9	1,70249	206.59	Einspannung Abbildung 178b, Nut
	1	50	24306.7	8,90289	1069.69	90 kN vorbelastet
	3	50	16257	5,48272	659.57	Nut
	4	50	16305.7	7,74193	930.11	
Kehlnaht	1	50	14545.6	1,77647	214.87	Nut
	2	50	15336.5	2,07937	250.98	
	3	50	14692	1,85699	224.03	
	4	50	14202.9	1,82880	220.35	Nut

**Tabelle 64** Auswertung der Bruchkraft, an Kehl- und Ecknahtproben nach EN 1320

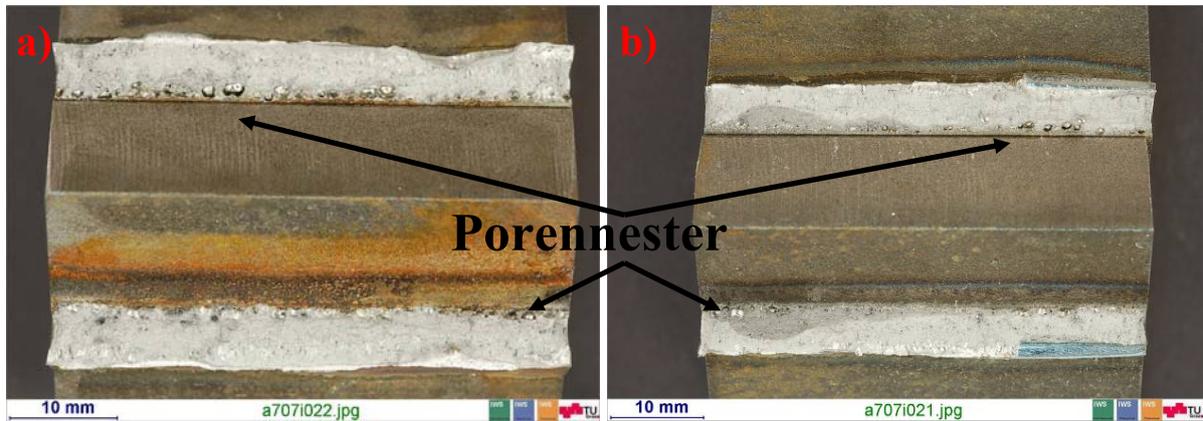
Mit diesen Ergebnissen aus den Vorversuchen wurde nun ein Prüfstandard für die folgenden Untersuchungen mit dem zu vergleichenden Fülldrähten festgelegt:

- Probenlänge: 50mm
- Einspannposition: wie in Abbildung 179
- Prüftemperatur: 20°C
- Traversen-Geschwindigkeit: 0,5mm/min
- Speicherrate 0,3 s, das heißt, alle 0,3 s werden Kraft und Traversenweg in der CPU Einheit der RMC abgespeichert

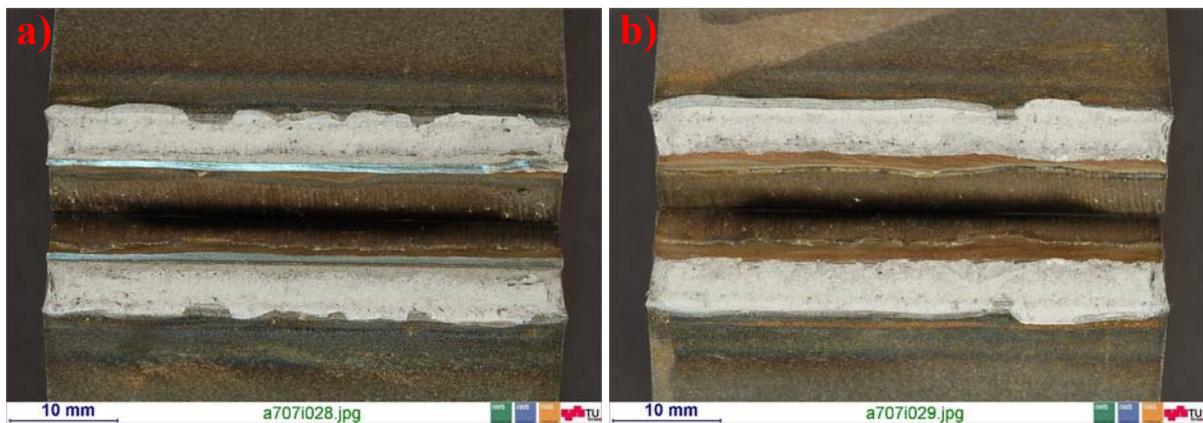
Anschließend an den Bruchversuch wurden die Bruchflächen makroskopisch auf etwaige Unregelmäßigkeiten untersucht, welche nach ÖNORM EN 5817<sup>257</sup> bewertet wurden.

<sup>257</sup> ÖNORM EN5817: Schweißen-Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen)-Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten, 01.02.2004

Abbildung 181 zeigt, dass die Ecknähte keine Poren aufwiesen, hingegen zeigen die Kehlnähte (Abbildung 180) starke Porenbildung in der Wurzel. Dies ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass der Stickstoff bei den Ecknähten nach unten entweichen kann.

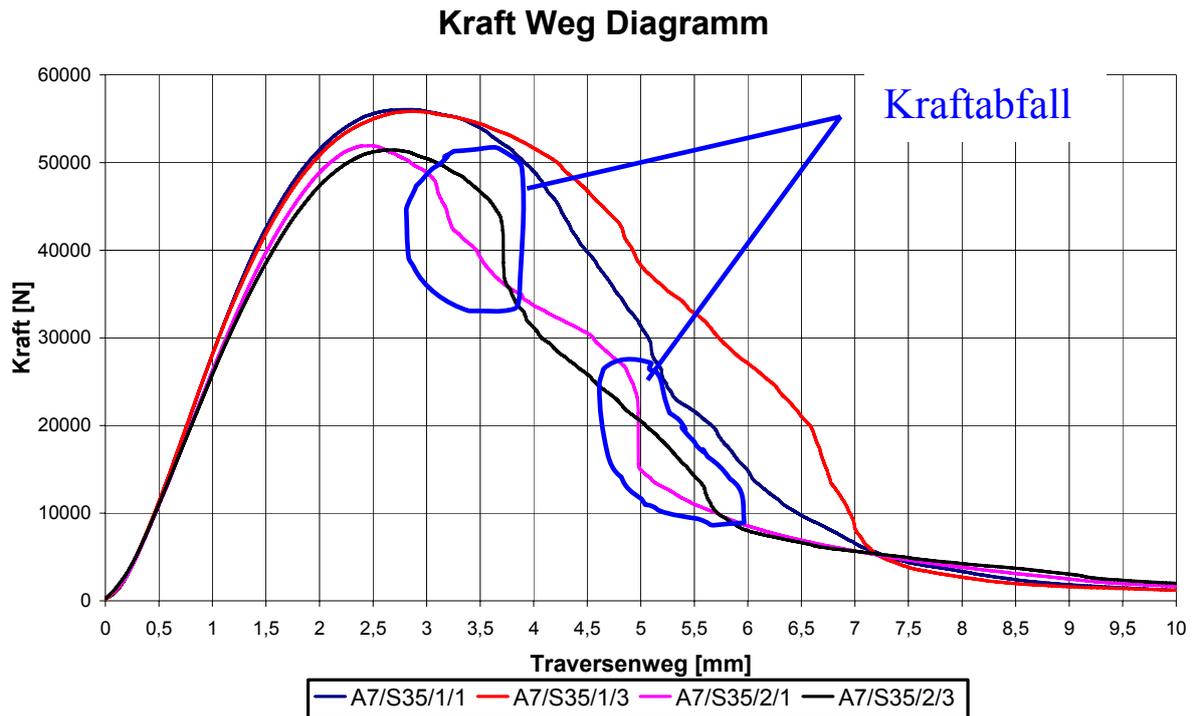


**Abbildung 180** Bruchflächen HSDX-MC Ma35 Schweißgut a) Kehlnahtprobe 2 mit Nut b) Kehlnahtprobe 1 ohne Nut



**Abbildung 181** Bruchflächen des HSDX-MC Ma35 Schweißgutes a) Ecknahtprobe 3 mit Nut b) Ecknahtprobe 4 ohne Nut

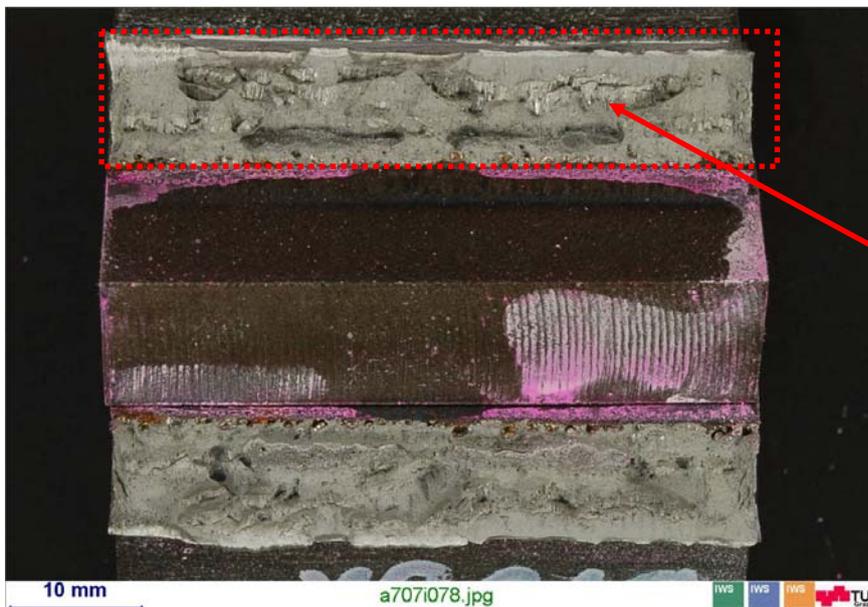
Da im Laufe des Projektes auch zweilagige Kehlnähte untersucht wurden, wurden auch an diesen Bruchprüfungen durchgeführt. Dabei stellte sich heraus, dass es zu plötzlichen Kraftabfällen kam (Diagramm 2). Bei der anschließenden REM-Untersuchung der Bruchflächen wurde festgestellt, dass Heißrisse die Ursache dafür waren (Abbildung 182), Heißrisssproblematik siehe Kapitel 6.7 (Seite 129). Bei den Proben mit Heißrissen wurde eine um ca. 5kN niedrigere max. Kraft gemessen.



**Diagramm 2** Bruchprüfung EN 1320 an zweilagigen Kehlnähten HSDX-MC Ma35, 4 Proben

Probe	Bruchkraft [N]	Traversenweg [mm]	Prüfzeit [sec.]
A7/S35/1/1	56054,2	2,84839	343,71
A7/S35/1/3	55851,5	2,8124	346,16
A7/S35/2/1	51924,4	2,48642	322,29
A7/S35/2/3	51457,2	2,67507	322,29

**Tabelle 65** Ergebnisse der Diagramm 2 Bruchprüfung EN 1320 an zweilagigen Kehlnähten HSDX-MC Ma35, 4 Proben (Diagramm 2)



**Heißbrissfläche**

**Abbildung 182** Bruchfläche der Probe HSDX-MC Ma35 (A7/S35/2/1), zweilagige Kehlnaht

6.9.1.2 Bruchprüfung an den Schweißgütern A7-MC und HSDX-MC Ma40 bei ein- und zweilagigen Kehlnähten

Nach Festlegung des Prüfstandards wurden von Böhler Schweißtechnik die zu vergleichenden ein- und zweilagigen Kehlnähte mit dem Zusatzwerkstoff A7-MC und HSDX-MC Ma40 geschweißt (Abbildung 183 und Abbildung 184) und anschließend nach ÖNORM EN 1320 geprüft. Die Ergebnisse wurden in den Diagrammen 3 und 4 grafisch dargestellt und die maximalen Belastungskräfte sind in Tabelle 66 aufgelistet. Es wurde festgestellt, dass bei einlagigen Kehlnähten, die maximale Belastungskraft des HSDX-MC Ma40 im Mittel um ca. 40% höher liegt als bei A7-MC. Die Steigerung bei den zweilagigen Kehlnähten fiel mit 54% deutlich höher aus.



Abbildung 183 Bruchproben einlagiger Kehlnähte; li. HSDX-MC Ma40, re. A7-MC

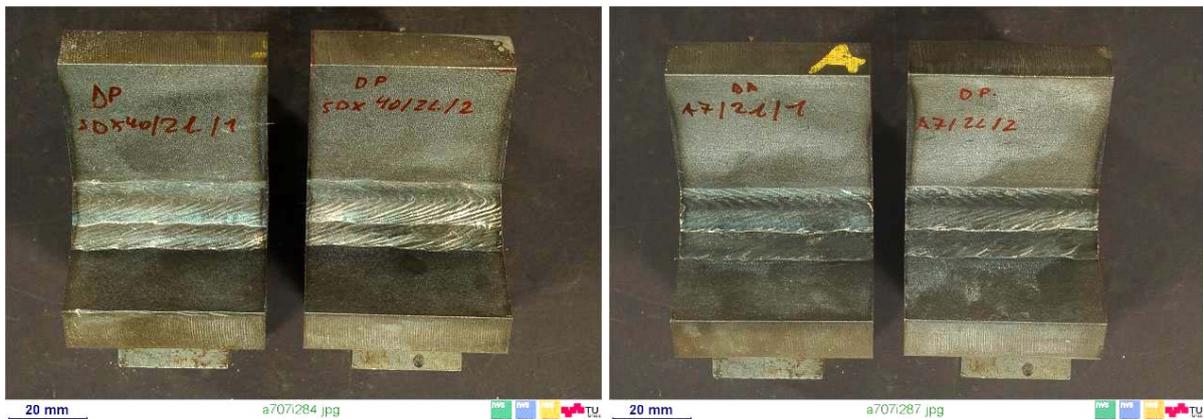


Abbildung 184 Bruchproben zweilagige Kehlnähte; li. HSDX-MC Ma40; re. A7-MC

Probe	Bruchkraft [N]	Traversenweg [mm]	Prüfzeit [sec.]
HSDX-MC Ma40_1L_1	16110,1	2,55843	308,20
HSDX-MC Ma40_1L_2	16483,4	2,30467	277,29
A7-MC_1L_1	11948,6	3,20930	386,57
A7-MC_1L_2	11370,8	3,68764	443,50
HSDX-MC Ma40_2L_1	53606,4	2,45362	295,97
HSDX-MC Ma40_2L_2	51344,1	2,43463	292,89
A7-MC_2L_1	34569,1	3,72239	447,78
A7-MC_2L_2	33574,0	3,75275	451,15

Tabelle 66 Bruchkraftauswertung des A7-MC und des HSDX-MC Ma40 ein- und zweilagige Kehlnähte aus Diagramm 3 und Diagramm 4

### Kraft-Weg Diagramm

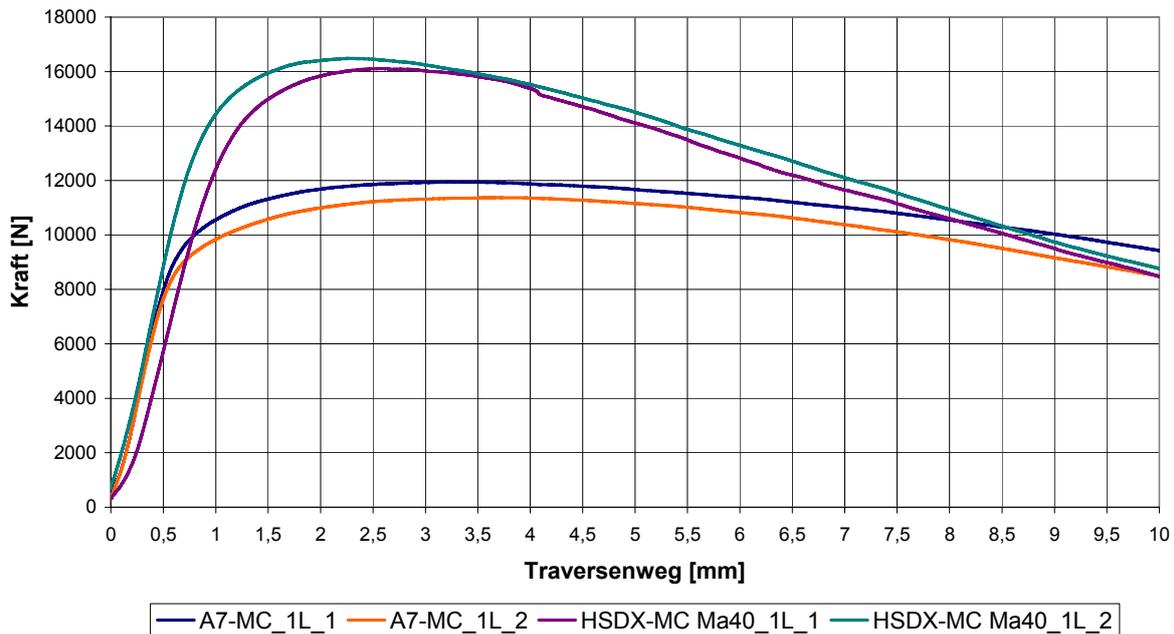


Diagramm 3 Bruchprüfung EN 1320 an einlagigen Kehlnähten A7-MC und HSDX-MC Ma40, je 2 Proben

### Kraft Weg Diagramm

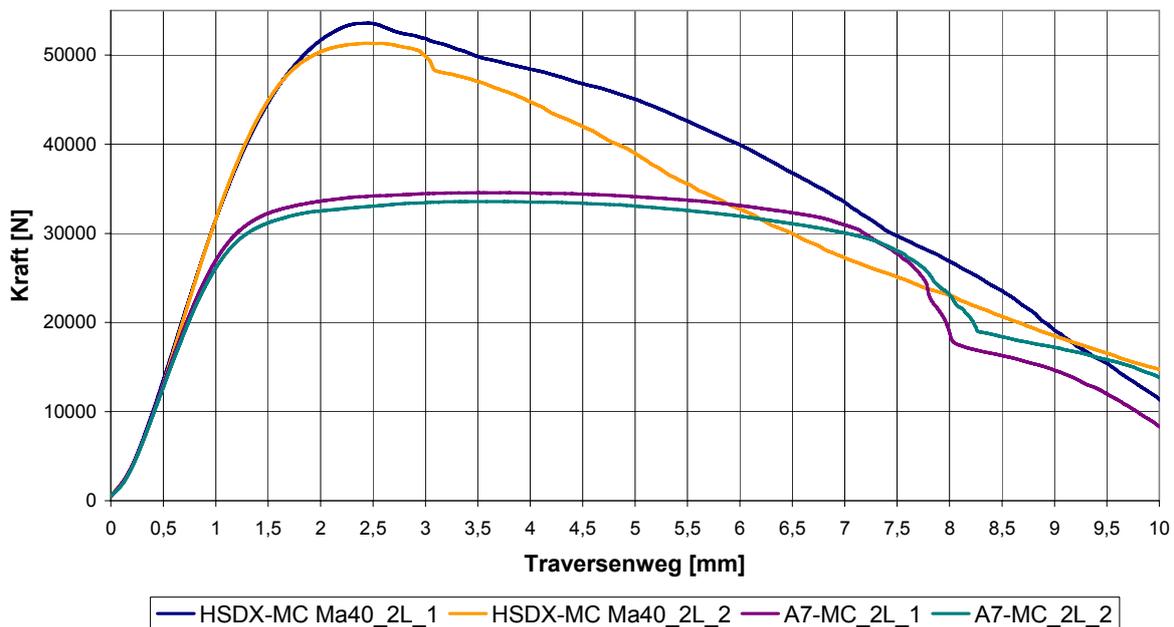


Diagramm 4 Bruchprüfung EN 1320 an zweilagigen Kehlnähten A7-MC und HSDX-MC Ma40, je 2 Proben

Bei der darauf folgenden Bruchflächenanalyse wurde festgestellt, dass die Porenbildung in der Kehlnahtwurzel des HSDX-MC Ma40 (Abbildung 185 und Abbildung 186) noch immer recht hoch ist, aber im Gegensatz zum HSDX-MC Ma35 (Abbildung 180) deutlich verringert werden konnte. Hingegen wiesen die A7-MC Schweißungen kaum Poren auf. Die Poren wurden daher vermutlich durch den Stickstoff, der aus der Fülldrahtfüllung stammt, verursacht. möglicherweise sind die beobachteten Bläschen an der Oberfläche des

Schweißbades (High Speed Aufnahmen der SZA Wien 2009) auch auf den Stickstoff zurückzuführen, siehe Abbildung 187.

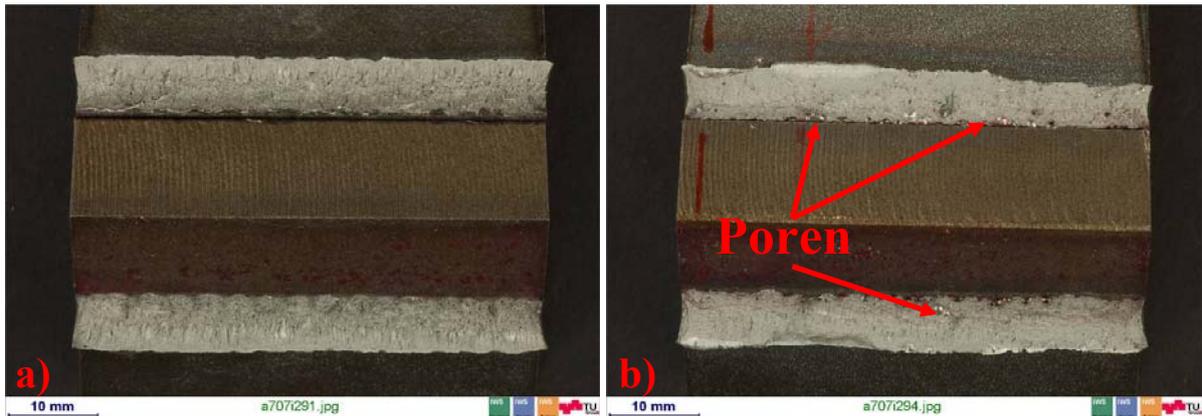


Abbildung 185 Bruchfläche einlagige Kehlnaht; a) A7-MC, b) HSDX-MC Ma40

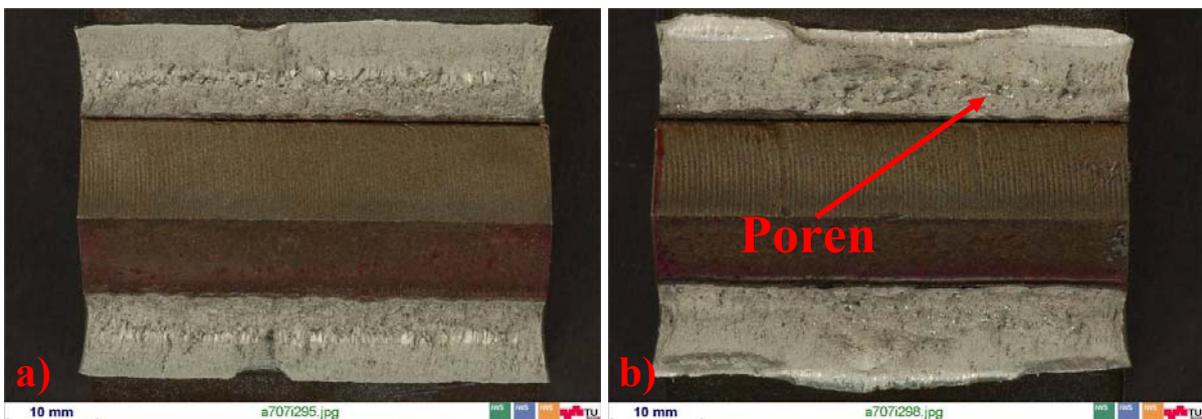


Abbildung 186 Bruchfläche zweilagige Kehlnaht; a) A7-MC, b) HSDX Ma40



Abbildung 187 High Speed Aufnahme von aufsteigenden Stickstoffbläschen beim HSDX-MC Ma40, Schweißparameter: I=266A, U=28,9V

## 6.9.2 Härteprüfung

### 6.9.2.1 Grundlagen

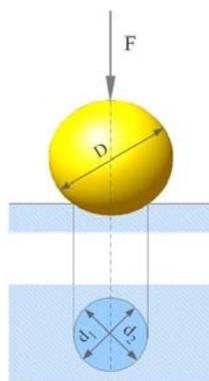
Härte ist jener Widerstand, den ein Stoff gegen das Eindringen eines anderen Körpers entgegenbringt. Da die Eindringtiefe von der Gestalt und der Eigenhärte des Eindringkörpers stark abhängig ist, ist es notwendig die Belastung und das Prüfverfahren anzugeben. Es gibt verschiedenste Möglichkeiten, die Härte eines Werkstoffes zu bestimmen:

- Ritzverfahren (Mohs)
- Eindringverfahren (Vickers, Brinell, Rockwell, Knoop)
- Rückprallprüfung (Schlaghärteprüfung [Poldi-Hammer])
- indirekte Methoden (Messen der Koerzitivfeldstärke, magnetinduktive Methoden)

In der Technik sind die wichtigsten Härteprüfverfahren die Eindringprüfverfahren mit statischer Belastung. Diese werden hier näher ausgeführt.

#### 1. Brinell Härteprüfung (DIN 50351), siehe Abbildung 188

Hier wird mit einer gehärteten Stahl- oder Hartmetallkugel (HBW), welche mit einer vordefinierten Prüfkraft belastet wird, in den Prüfling gedrückt. Die Eindruckdurchmesser werden gemessen und der Mittelwert  $d$  ermittelt. Der Härtewert wird gemäß der unten stehenden Formel errechnet. Der Kugeldurchmesser ist genormt ( $D=10; 5; 2,5; 2; 1\text{mm}$ ). Die Einwirkdauer der Prüfkraft beträgt 10-15 sec. Während dieser Zeit hat das Material Zeit zum Fließen.



- D...Kugeldurchmesser [mm]
- F...Prüfkraft [N]
- $d$ ...mittlerer Eindruckdurchmesser[mm]
- $d_1$ ...größter Eindruckdurchmesser [mm]
- $d_2$ ...kleinster Eindruckdurchmesser

$$HB = \frac{0,102 \times 2 \times F}{\pi \times D \times (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

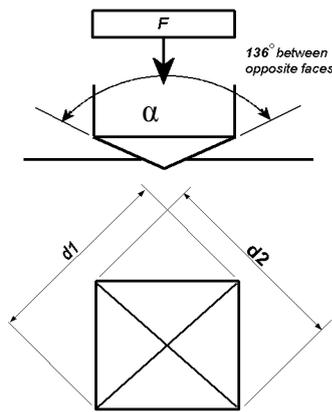
$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

**Abbildung 188** Prinzipskizze Brinell Härteprüfung<sup>258</sup> und der dazugehörigen Formel

#### 2. Vickers Härteprüfung (DIN 50133), siehe Abbildung 189

Bei diesem Verfahren dient eine Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel  $\alpha=136^\circ$  als Eindringkörper. Mit einer vordefinierten Prüfkraft (z.B. HV10 = 10kp (10[kg]\*9,81[m/s<sup>2</sup>] Prüflast) wird der Eindringkörper in das zu prüfende Werkstück gedrückt. Anschließend werden die beiden Diagonalen vermessen und mit der Formel aus Abbildung 189 wird die Härte berechnet. Bei kleineren Prüflasten ergeben sich höhere Härtewerte, da der elastische Anteil der Messung steigt.

<sup>258</sup> <http://www.hpm-cornet.eu/mediawiki/images/321px-BrinellSkizze.jpg>; 10.7.2009



$\alpha$ ... Winkel zwischen gegenüber liegenden Flächen des pyramidenförmigen Eindringkörpers ( $136^\circ$ )  
 F... Prüfkraft [N]  
 d... mittlere Eindringdiagonale [mm]  
 d<sub>1</sub>...Eindringdiagonale 1 [mm]  
 d<sub>2</sub>...Eindringdiagonale 2 [mm]

$$HV = \frac{0,102 \times 2 \times F \times \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \approx 0,1891 \times \frac{F}{d^2}$$

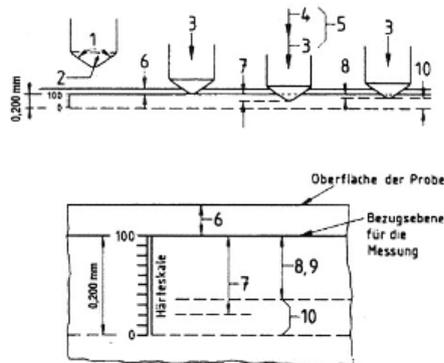
$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

Abbildung 189 Prinzipskizze Vickers Härteprüfung<sup>259</sup> und der dazugehörigen Formel

Die Prüfung nach Knoop ist eine Sonderform der Vickers Härteprüfung. Sie unterscheidet sich nur durch die Geometrie des Eindringkörpers (rhombische Form und Öffnungswinkel  $\alpha=172,5^\circ$ ).

3. Rockwell Härteprüfung (Abbildung 190)

Nach dem Aufbringen der Prüfvorkraft  $F_0$  wird die Messuhr genullt. Anschließend wird die Prüfkraft  $F_1$  aufgebracht, dadurch erhält man die Prüfgesamtkraft  $F=F_0+F_1$ . Diese Kraft  $F$  lässt man 6s einwirken. Danach wird die Kraft  $F$  auf  $F_0$  gesenkt, dadurch kommt es zu einer elastischen Rückfederung. Es bleibt eine bleibende Eindringtiefe zurück, aus welcher die Härte errechnet wird.



**Eindringkörper:** Diamantkegel (Rockwell C, A) od. Stahlkugel (Rockwell B, F)  
 1 ... Kegelwinkel  $120^\circ$   
 2 ... Rundhalbmesser der Kegelspitze 0,200 mm  
 3 ... Prüfvorkraft  $F_0$   
 4 ... Prüfkraft  $F_1$   
 5 ... Prüfgesamtkraft  $F = F_0 + F_1$   
 6 ... Eindringtiefe unter  $F_0 \rightarrow$  Bezugsebene  
 7 ... Eindringtiefe unter  $F$   
 8 ... bleibende Eindringtiefe  $t_b$  bei Kraftminderung von  $F$  auf  $F_0$   
 9 ... bleibende Eindringtiefe  $e$  ausgedrückt in Einheiten von 0,002 mm:  

$$e = \frac{t_b}{0,002} \text{ ,mm}$$
  
 10 ... Rockwellhärte  $HR = 100 - e$

**Beispiel:**  
 45 HRC<sup>1)</sup>:  
 Härte Rockwell C 45, durchgeführt mit Diamantkegel.  
<sup>1)</sup> Buchstaben bestimmen Eindringkörper und Prüfkraft

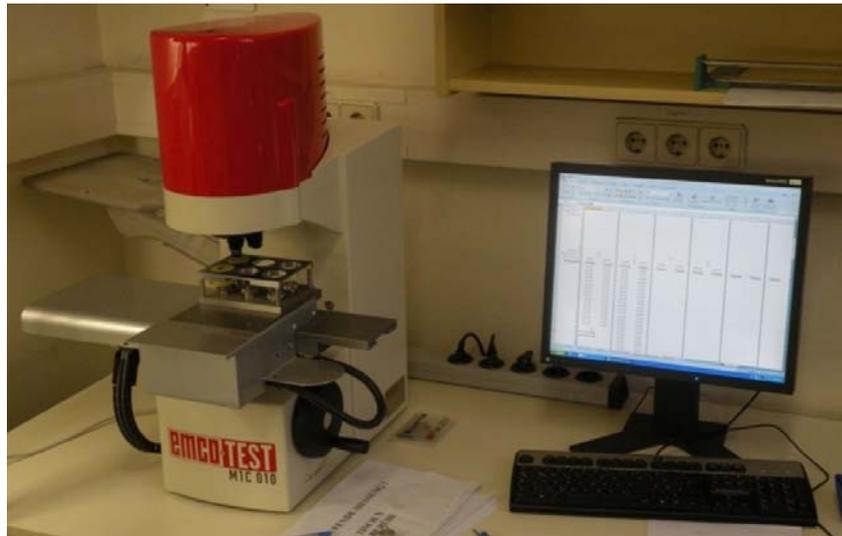
Abbildung 190 Prinzipskizze Rockwell Härteprüfung<sup>260</sup>

6.9.2.2 Vickers Härteprüfung an den untersuchten Kehlnähten

An allen zu Verfügung gestellten Kehlnähten wurde eine Vickers Härteprüfung (Makro Härteprüfung) durchgeführt. Diese wurde mit der automatischen Härteprüfmaschine der Fa. EMCO (Abbildung 191) am IWS Institut durchgeführt.

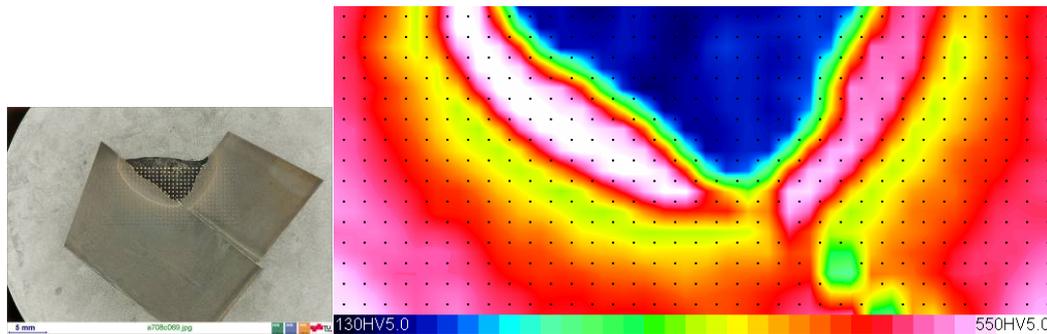
<sup>259</sup> <http://www.gordonengland.co.uk/hardness/vickers.htm>; 10.7.2009

<sup>260</sup> H. Cerjak: Skriptum Werkstoffkunde; Graz; 2001; S. 3-6

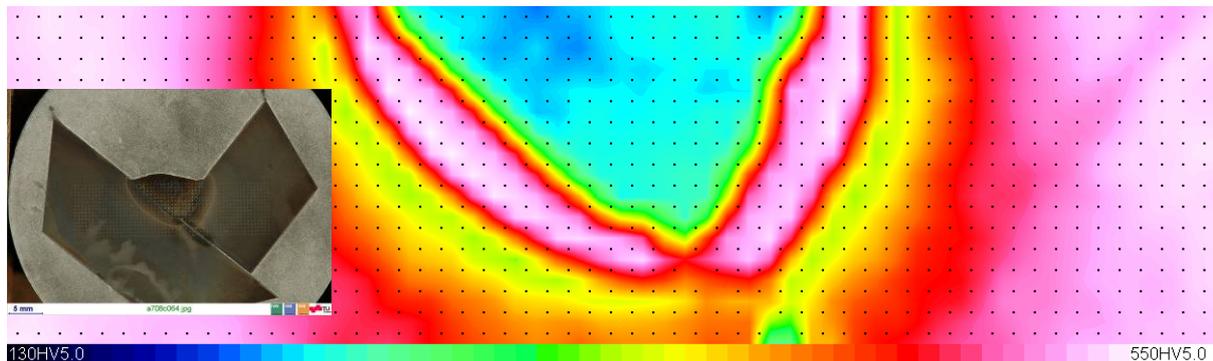


**Abbildung 191** Automatische Härteprüfmaschine EMCO MTC 010

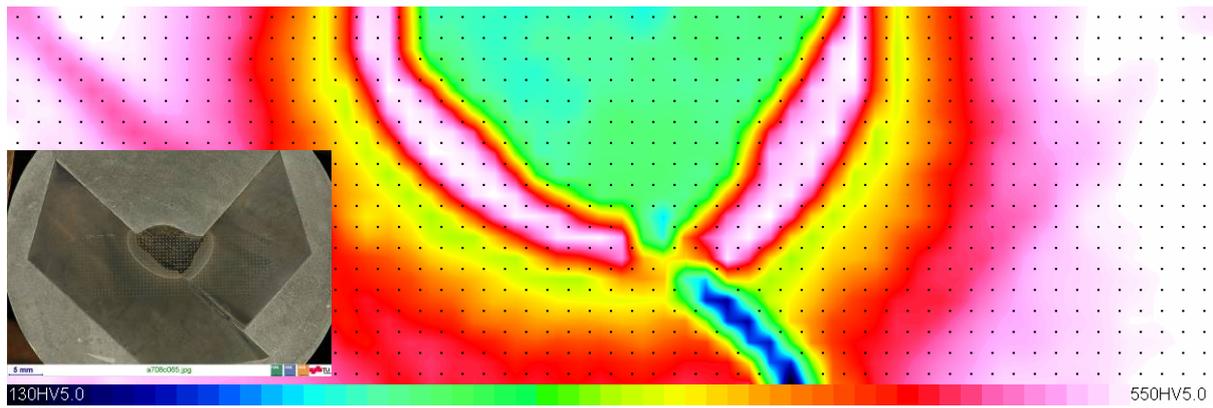
Die Prüflast wurde mit 5 Kilopond (5kg Prüfgewicht) festgesetzt. Die Ergebnisse sind für die ein- und zweilagige Kehlnähte in den Abbildung 192 bis Abbildung 199 grafisch dargestellt. Es konnte festgestellt werden, dass die HSDX-MC Schweißgüter mit einem Mittelwert von ca. 265HV5 um etwa 55HV5 härter sind als das herkömmliche A7-MC Schweißgut. Weiters wurde eine relativ breite Erweichungszone, der sogenannte Härtesack (in Abbildung 192 bis Abbildung 199 gelb/grün), der in dieser Diplomarbeit nicht näher untersucht wurden gefunden.



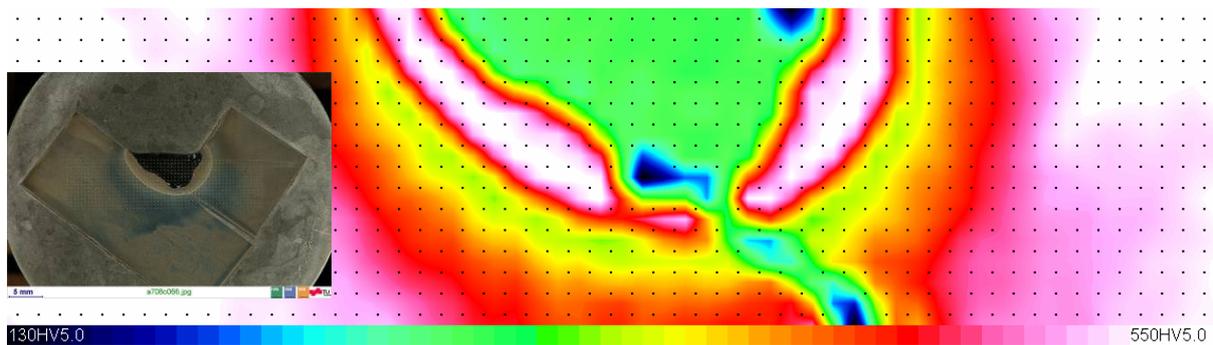
**Abbildung 192** Einlagige Kehlnaht A7-MC und dazugehöriges Härtefeld (HV5)



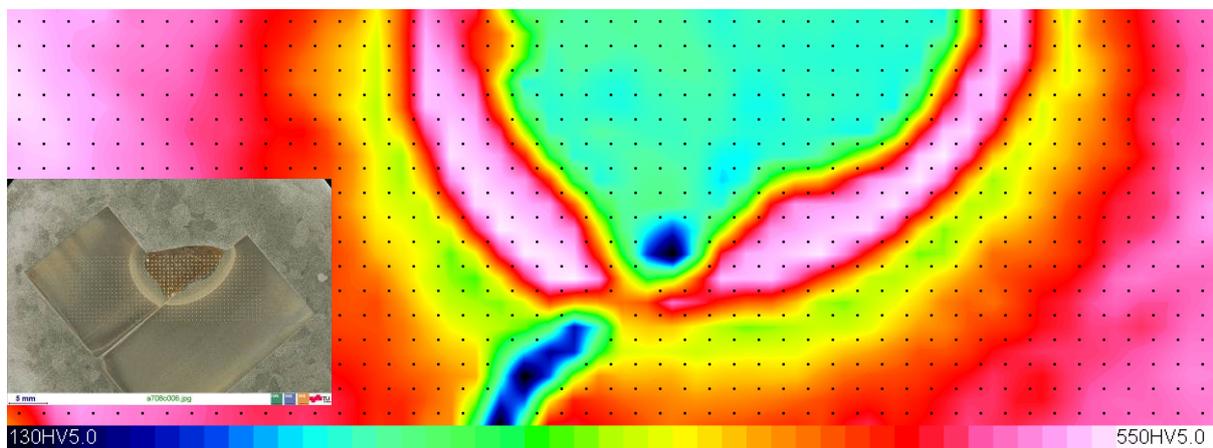
**Abbildung 193** Einlagige Kehlnaht HSDX-MC Ma9 und dazugehöriges Härtefeld (HV5)



**Abbildung 194** Einlagige Kehlnaht HSDX-MC Ma13 und dazugehöriges Härtefeld (HV5)



**Abbildung 195** Einlagige Kehlnaht HSDX-MC Ma35 und dazugehöriges Härtefeld (HV5)



**Abbildung 196** Einlagige Kehlnaht HSDX-MC Ma40 und dazugehöriges Härtefeld (HV5)

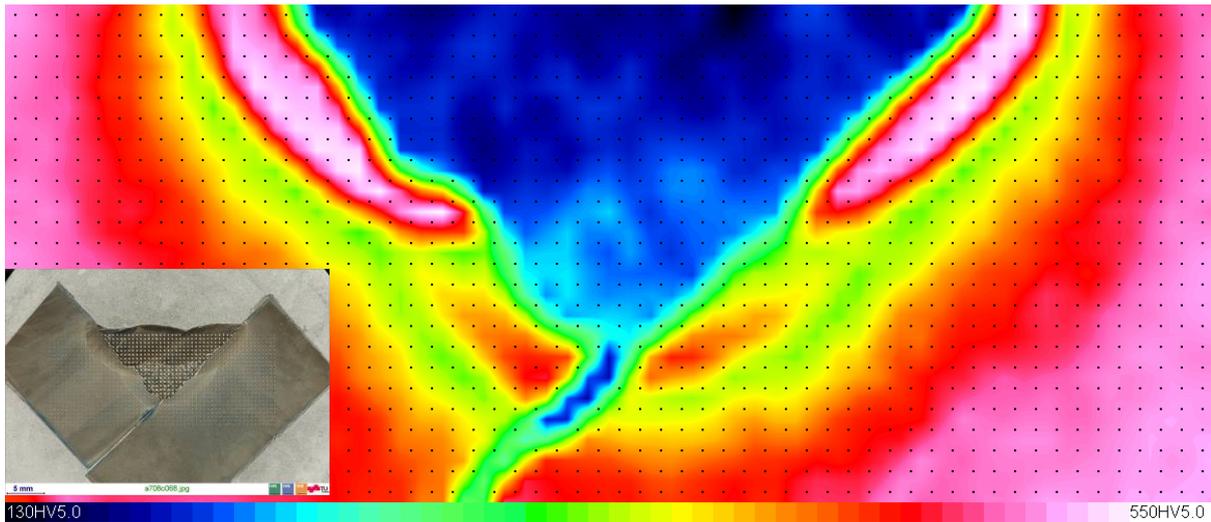


Abbildung 197 Zweilagige Kehlnaht A7-MC und dazugehöriges Härtefeld (HV5)

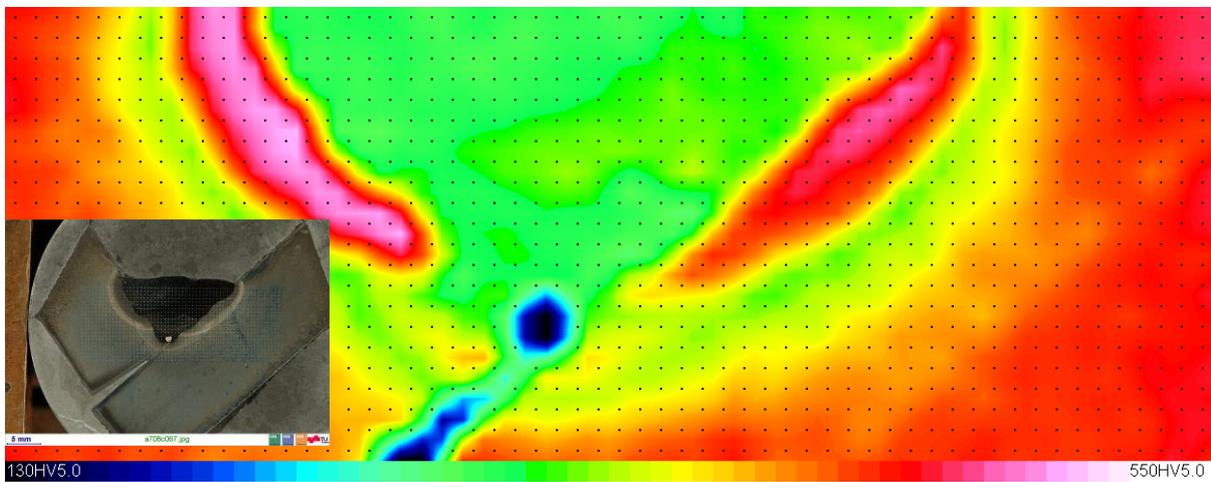


Abbildung 198 Zweilagige Kehlnaht HSDX-MC Ma35 und dazugehöriges Härtefeld (HV5)

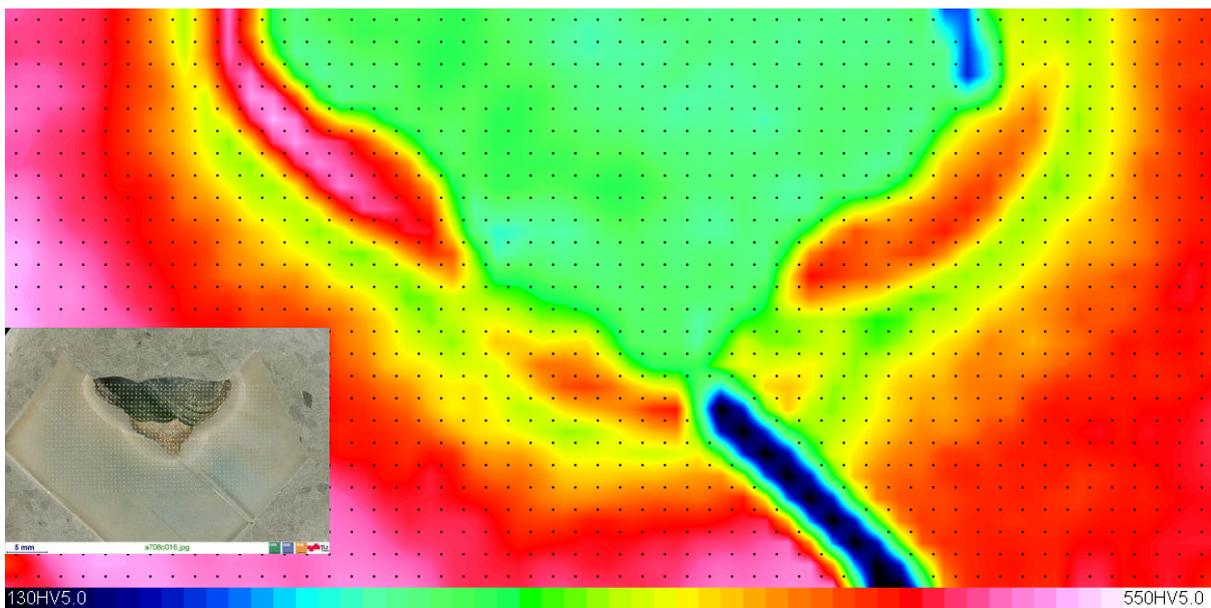


Abbildung 199 Zweilagige Kehlnaht HSDX-MC Ma40 und dazugehöriges Härtefeld (HV5)

### 6.9.3 Bestimmung des E-Moduls mittels Ultraschallprüfung

Die Firma ARC<sup>261</sup>, GmbH Abt. AMAT in Seibersdorf bestimmte für die vorliegende Diplomarbeit die E-Moduli der Schweißgüter A7-MC und HSDX-MC Ma40. Im Folgenden werden die Grundlagen dafür beschrieben (TU-Ilmenau<sup>262</sup> und TU-Wien<sup>263</sup>).

Grundlagen zur Wellenausbreitung im Material

#### Schallgeschwindigkeitsmessung:

$$c_x = c_e \times \frac{d}{d_e}$$

- $c_x$ ...zubestimmende Schallgeschwindigkeit
- $c_e$ ...Schallgeschwindigkeit im Vergleichskörpers
- $d$ ... wahre Dicke des Prüflings
- $d_e$ ...gemessene, scheinbare Dicke

Formel 29 Ermittlung der Schallgeschwindigkeit

#### Longitudinalwelle:

Hierbei wird in einen Stab mit einer Querschnittsfläche (A), Dichte ( $\rho$ ) und Elastizitätsmodul (E) eine Druckwelle induziert. Diese pflanzt sich durch das Material fort, mit der in Formel 30 angegebenen physikalischen Gesetzmäßigkeit. Die Anzahl der Atome in der Z-Ebene ist konstant ( $z=const$ ) und hat die Schwingungsamplitude  $\psi$ . Einen infinitesimalen Schritt  $z+dz$  weiter ist  $\psi+\Delta\psi$  wie folgt.

$$\Psi + d\Psi = \Psi + \frac{\partial\Psi}{\partial z} \times dz$$

Formel 30 Ausbreitung Schallwelle/Schwingungsamplitude

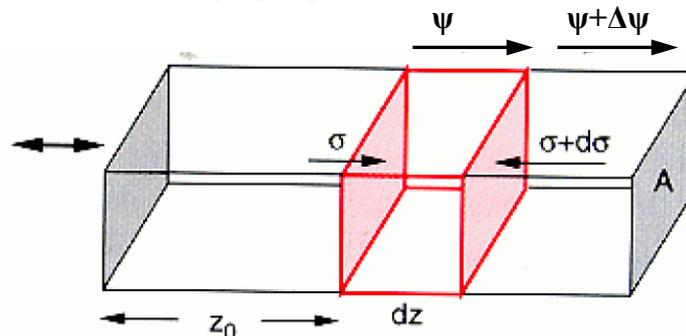


Abbildung 200 Schwingungsamplitude/Spannungsausbreitung

Durch die Schwingungsamplitude ( $\psi$ ) ändert sich auch die Dicke  $dz$  des Volumenelementes  $dV = A \times dz$  um eine Länge  $\frac{\partial\psi}{\partial z} \times dz$ . Für sehr kleine Dehnungen  $\epsilon = \frac{\Delta L}{L}$ , entstehen Zug- oder Druckspannungen  $\sigma = \frac{F}{A}$ , welche proportional zu  $\epsilon$  sind. Dies wird als Hookesches Gesetz  $\sigma = E \times \epsilon$  bezeichnet welches das elastische Verhalten von Festkörpern bestimmt. In dieser Beziehung ist der Elastizitätsmodul E die Proportionalitätskonstante. Gegen diese elastisch induzierten Spannungen baut sich eine rücktreibende Kraft  $F = \sigma \times A$  auf, welche

<sup>261</sup> Austrian Research Center, Seibersdorf (nun mehr AIT)

<sup>262</sup> [http://www.tu-ilmenau.de/fakei/fileadmin/template/i/wt/Institut/Praktika/WSW\\_Sem\\_5/mh/ww\\_ultrasch.pdf](http://www.tu-ilmenau.de/fakei/fileadmin/template/i/wt/Institut/Praktika/WSW_Sem_5/mh/ww_ultrasch.pdf); 5.11.2009

<sup>263</sup> [http://www.ifp.tuwien.ac.at/institut/lva/skripten/138.006%20Grundlagen%20der%20PHYSIK%20II/Mech\\_El\\_ek\\_11Wellen.pdf](http://www.ifp.tuwien.ac.at/institut/lva/skripten/138.006%20Grundlagen%20der%20PHYSIK%20II/Mech_El_ek_11Wellen.pdf); 5.11.2009

der Verschiebungsrichtung entgegen wirkt. Eine Längenänderung  $\frac{\partial \psi}{\partial z} \times dz$  induziert Zug- oder Druckspannungen im Körper wie folgt:

$$\sigma = E \times \varepsilon = E \times \frac{\Delta L}{L} = E \times \frac{\partial \psi}{\partial z} \quad \text{wobei} \quad \varepsilon = \frac{\Delta L}{L} = \frac{(\partial \psi / \partial z) dz}{dz}$$

Am rechten Ende des Volumenelementes ( $z+dz$ ) tritt folgende Spannung auf:

$$\sigma + d\sigma = \sigma + \frac{\partial \sigma}{\partial z} dz = \sigma + E \frac{\partial^2 \psi}{\partial z^2} dz$$

Summiert man nun die auftretenden Kräfte ( $F = \sigma \times A$ ) des Volumenelementes auf, so ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$dF = A \times (\sigma + d\sigma - \sigma) = A \times d\sigma = A \times \frac{\partial \sigma}{\partial z} \times dz = A \times E \times \frac{\partial^2 \psi}{\partial z^2} dz$$

Durch die Verschiebung kommt es zu einer Beschleunigung ( $da = \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2}$ ) des Massenteilchens ( $dm = \rho \times dV$ ). Dadurch ergibt sich folgende Bewegungsgleichung.

$$\text{Bewegungsgleichung: } dF = dm \times \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} = \rho \times dV \times \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} = \rho \times A \times dz \times \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2}$$

wobei  $dV = A \times dz$  ist.

Setzt man die errechneten Kräfte gleich, so erhält man die Wellengleichung.

$$\rho \times A \times dz \times \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} = A \times E \times \frac{\partial^2 \psi}{\partial z^2} dz$$

Bei dieser Gleichung kürzt sich A, dz,  $\partial^2 \psi$  heraus. Durch zusätzliches Umformen kommt man auf die Geschwindigkeit der Longitudinalwellen  $c_l$ .

$$c_l = \frac{\partial \psi}{\partial t} = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

**Formel 31** Ausbreitungsgeschwindigkeit einer longitudinalen Schallwelle in Festkörper

$$\text{Für Querkontraktion gilt: } c_l = \sqrt{\frac{E \times (1 - \mu)}{\rho \times (1 + \mu) \times (1 - 2 \times \mu)}}$$

Hierbei ist  $\mu$  die Querkontraktionskonstante, welche definiert ist als  $\mu = -\frac{\varepsilon_{quer}}{\varepsilon_{längs}}$ . Aus dieser Schallgeschwindigkeitsmessung lässt sich nun der E-Modul rechnerisch ermitteln.

**Transversalwellen:**

Die gleiche Berechnung wie oben wird verwendet, um den Schubmodul G zu berechnen. Die Formel für die Geschwindigkeit der Transversalwellen lautet wie folgt.

$$c_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}} = \sqrt{\frac{E}{2 \times \rho \times (1 + \mu)}}$$

**Formel 32** Ausbreitungsgeschwindigkeit transversal Schallwelle in Festkörper

Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Tabelle 67 zusammengefasst. Für die Ultraschallmessung wurde eine 10mm lange Kehlnahtprobe herangezogen. Es wurde festgestellt, dass das Schweißgut HSDX-MC Ma40 einen höheren E-Modul aufweist, als jenes von A7-MC. Der Grund hierfür ist der höhere Anteil an Ferrit, da reiner  $\alpha$ -Ferrit einen E-Modul von ca. 210GPa hat. Mit diesen Ergebnissen konnte nun an die Auswertung der Minizugproben heran gegangen werden.

Probe	d [mm]	$\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	$c_L$ [m/s]	$c_T$ [m/s]	G [GPa]	$\mu$	E [GPa]
HSDX-MC Ma40	6,45	7,685	5837	2932	66,06	0,331	175,88
A7-MC	5,7	7,726	5616	2815	61,21	0,332	163,10

**Tabelle 67** E-Modul Bestimmung mittels Ultraschall (ARC Seibersdorf GmbH Abt. AMAT)<sup>264</sup>

<sup>264</sup> Bestimmung mechanischer Eigenschaften mittels Ultraschall; ARC GmbH Abt. AMAT; simples A 22A / s 22Q; 06.03.2009



### 6.9.4 Bestimmung der Zugfestigkeit und relevanter Kennwerte aus dem Minizugversuch

#### 6.9.4.1 Der Zugversuch allgemein

Der Zugversuch ist die gängigste Untersuchung, um die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes (Metalls) zu bestimmen. Die Prüfung ist relativ einfach und die Prüflinge (Zugproben) lassen sich im Normalfall auch einfach herstellen.

Hierbei wird eine genormte Zugprobe in die Zugprüfmaschine eingespannt und kontrolliert zu Bruch gebracht. Dabei werden Zugkraft (F) und Probenverlängerung  $\Delta L$  ( $L-L_0$ ) mittels Messeinrichtungen aufgenommen und anschließend in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) wiedergegeben.

Das  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm hat meist einen Verlauf wie in Abbildung 201 dargestellt. Die normgemäßen Bezeichnungen sind in Tabelle 68 aufgelistet.

Bezeichnung NORM	Benennung	Einheit
F	Zugkraft	N
S	Probenquerschnitt	mm <sup>2</sup>
$\sigma$	Zugspannung	MPa
$\sigma_0$	Streckgrenze, Fließspannung	MPa
$\sigma_E$	technische Streckgrenze	MPa
$\sigma$	Proportionalitätsgrenze	MPa
	obere und untere	
$R_{eH}, R_{eL}$	Streckgrenze	MPa
$R_m$	Zugfestigkeit	MPa
$\epsilon$	Dehnung	%
$\epsilon_e$	elastische Dehnung	%
L	Messlänge	mm
A	Bruchdehnung	%
Z	Brucheinschnürung	%

Tabelle 68 Bezeichnungen der Messgrößen beim Zugversuch nach DIN 50145<sup>265</sup>

Bei der Berechnung der Spannung für die Erstellung eines  $\sigma$ - $\epsilon$  Diagramms wird die gemessene Zugkraft (F) durch den Querschnitt (S) der Probe dividiert. Die Spannung kann sich auf den Ausgangsquerschnitt  $S_0$  (Nennspannung), oder auf den aktuellen Querschnitt S (wahre Spannung) beziehen. In Abbildung 201 ist die Nennspannung strichliert und die wahre Spannung durchgehend dargestellt, siehe Formel 33.

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad \sigma_w = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \times (1 + \epsilon)$$

**Formel 33** Nennspannung  $\sigma$  und wahre Spannung  $\sigma_w$  im Zugversuch für Volumenkonstanz  $L_0 \times S_0 = (L_0 + \Delta L) \times S$

<sup>265</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin; 2001; S. 109ff

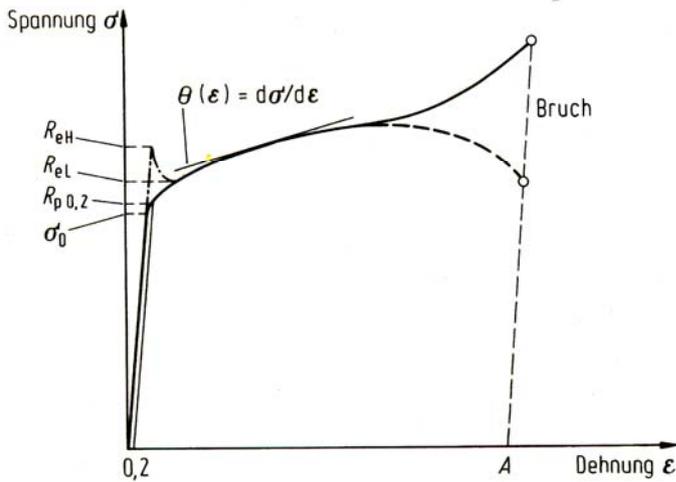


Abbildung 201 Allgemeines Spannung-Dehnungs-Diagramm<sup>266</sup>

Je nachdem, welche Spannung dargestellt ist, wird von einem technischen  $\sigma$ - $\epsilon$  Diagramm oder von einem wahren  $\sigma$ - $\epsilon$  Diagramm gesprochen.

Die Bereiche im  $\sigma$ - $\epsilon$  Diagramm eines zähen Werkstoffes mit ausgeprägter Streckgrenze (z.B. Baustahl) sind in Abbildung 202 dargestellt.

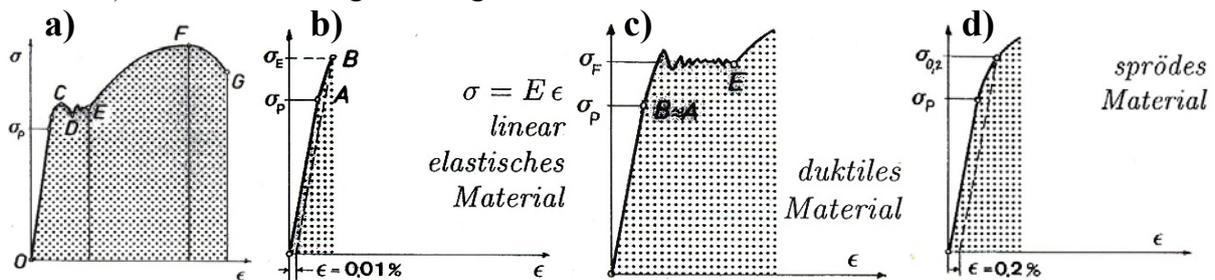


Abbildung 202  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm a) duktiler Werkstoff; b) Bereich 0-B; c) Bereich B-E; d) spröder Werkstoff<sup>267</sup>

Im linear-elastischen Bereich 0-A (Abbildung 202b) herrscht Proportionalität zwischen Spannung und Dehnung und es gilt in diesem Bereich das Hookesche Gesetz ( $E = \sigma / \epsilon$ ), d. h. der Elastizitätsmodul (E) kann direkt aus dem Zugversuch ermittelt werden.

Elastizitätsbereich 0-B (Abbildung 202b):

Bei Belastung über der Proportionalitätsgrenze ( $\sigma_p$ ) weicht der Kurvenverlauf von der Geraden ab. Trotzdem bleibt nach der Entlastung keine messbare Dehnung zurück. Somit ist die technische Elastizitätsgrenze ( $\sigma_E$ ) erreicht, welche eine bleibende Dehnung von 0,01% aufweist. Da  $\sigma_p$  und  $\sigma_E$  fast zusammen fallen, werden diese vereinfacht gleich gesetzt. Somit gilt bis Punkt B das Hookesche Gesetz.

Fließbereich (Streckgrenze) B-E (Abbildung 202c):

Nach einem kurzen Übergangsbereich schließt ein Bereich nahezu konstanter Spannung bei wachsender Dehnung an. Diesen Vorgang bezeichnet man als Fließen und die dazu gehörende Spannung als Fließspannung ( $\sigma_F$ ). Beim Fließen ist die Dehnung im Vergleich zur elastischen Dehnung sehr groß (bis zu 2%). Besitzt der Werkstoff keinen ausgeprägten Fließbereich (wie z. B. legierte Stähle), so wird jene Spannung als Fließspannung definiert, bei der eine bleibende Dehnung von 0,2% nach der Entlastung zurück bleibt ( $\sigma_{0,2}$  oder  $R_{p0,2}$ ).

<sup>266</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin; 2001; S. 109

<sup>267</sup> Skriptum Festigkeitslehre; R. Greimel; 2001; Kapitel 1.2

Verfestigungsbereich E-F (Abbildung 202a):

Nach Überschreitung der Streckgrenze nehmen Spannungen und Dehnungen durch Verfestigung wieder zu. Die Spannungszunahme wird dabei durch den Verfestigungskoeffizienten ( $\theta = d\sigma / d\varepsilon$ ) definiert, wobei die Verfestigungskurve in weiten Bereichen als Parabel angenähert werden kann. Die wahre Dehnung ( $\varepsilon_w$ ) bzw. der Umformgrad ( $\varphi$ ) errechnet sich wie folgt, dabei wird Volumenkonstanz angenommen (Formel 34):

$$\varepsilon_w = \varphi = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L_0} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \left( 1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon)$$

**Formel 34** Wahre Dehnung<sup>268</sup>

Die Spannung wächst bis zu einem Maximum der übertragbaren Kraft an. Das Maximum wird als Zugfestigkeit ( $R_m = F_{\max} / S_0$ ) bezeichnet. Bis dorthin stellt man eine gleichmäßige Abnahme der Querschnittsfläche über die Stablänge fest, dies wird als Gleichmaßdehnung ( $A_g$ ) bezeichnet.

Zerrüttungsbereich F-G (Abbildung 202a):

Nach dem Überschreiten der Gleichmaßdehnung kommt es an einer zufälligen Instabilität bzw. Werkstoffinhomogenität zur Einschnürung. Dadurch fällt der Kurvenast bis zum Bruch ab (bei technischem Spannungsverlauf). Im Einschnürungsbereich geht der einachsige in einen dreiachsigen Spannungszustand über.

Bruchdehnung A:

Die Bruchdehnung A (frz. Allongement) wird aus der Probenverlängerung, d.h. Messlänge ( $\Delta L$ ), beim Zusammenlegen der Bruchfläche bestimmt, bezogen auf die ursprüngliche Messlänge ( $L_0$ ).

$$A = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100 \text{ [%]}$$

**Formel 35** Bruchdehnung

Brucheinschnürung Z:

Diese entspricht der Querschnittsverminderung ( $\Delta S$ ) bezogen auf den Ausgangsquerschnitt ( $S_0$ ).

$$Z = \frac{S_0 - S}{S_0} \times 100 \text{ [%]}$$

**Formel 36** Brucheinschnürung

Bruchdehnung und Brucheinschnürung kennzeichnen die Formänderungsfähigkeit des Werkstoffes (Duktilität). Zugfestigkeit und Bruchdehnung sind Kennwerte aus dem technischen Zugversuch, aber keine physikalischen Größen (Werkstoffkennwerte). Da die Kraft nicht auf den wirklichen Querschnitt bezogen wird und der Bruchdehnungsbetrag durch die Inhomogenität im Einschnürungsbereich keine eindeutige Messgröße darstellt, sind nur die Dehnbeträge im Bereich der homogenen Dehnung (Gleichmaßdehnung) mit Messungen im physikalischen Zugversuch vergleichbar<sup>269</sup>.

<sup>268</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001; S. 227

<sup>269</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001; S. 111

6.9.4.2 Minizugversuch im Vergleich zu Normzugproben (A7-MC)

Die Herausforderung in dem Projekt A7 bestand darin aus einer einlagigen Kehlnaht mit einem a-Maß von 4-5mm eine Zugprobe zu entnehmen. In der Literatur schlägt bereits Leinhos<sup>270</sup> 1965 vor, aus Schweißgütern Minizugproben herzustellen. Bei seinen Untersuchungen fand Leinhos heraus, dass die Ergebnisse aus dem Zugversuch bei Minizugproben für ferritisch/perlitischen, halferritischen und ferritischen Schweißgütern kleiner sind als bei Normzugproben. Hingegen wurde bei austenitischen Schweißgütern festgestellt, dass es fast zu keiner Abweichung der Festigkeitswerte kam. Das kann darauf zurückgeführt werden, dass die zusätzliche Biegebeanspruchung, die durch nicht vollkommene axiale Einspannung bei kurzer Spannlänge um die Festigkeit des aufgemischten Schweißgutes zu bestimmen durch örtliches Fließens des Werkstoffes verbunden mit örtlicher Kaltverfestigung, kompensiert wird<sup>270</sup>. Als Vergleich sei hier der Vorversuch an reinem Schweißgut A7-MC herangezogen<sup>271</sup> (Abbildung 203). Hierbei wurde eine Normzugprobe (Ø10mm, L<sub>0</sub>50mm) hergestellt und anschließend mit der Minizugprobe des A7-MC (Ø 1,2 mm, L<sub>0</sub> 2,5 mm) (Abbildung 204) verglichen. Es wurde festgestellt, dass die Zugfestigkeit der Minizugprobe deutlich erhöht ist (R<sub>m</sub> etwa um 100MPa höher). Dies ist darauf zurückzuführen, dass es sich bei der Minizugprobe um ein Mischschweißgut handelt. Hingegen ist die Normzugprobe reines Schweißgut.

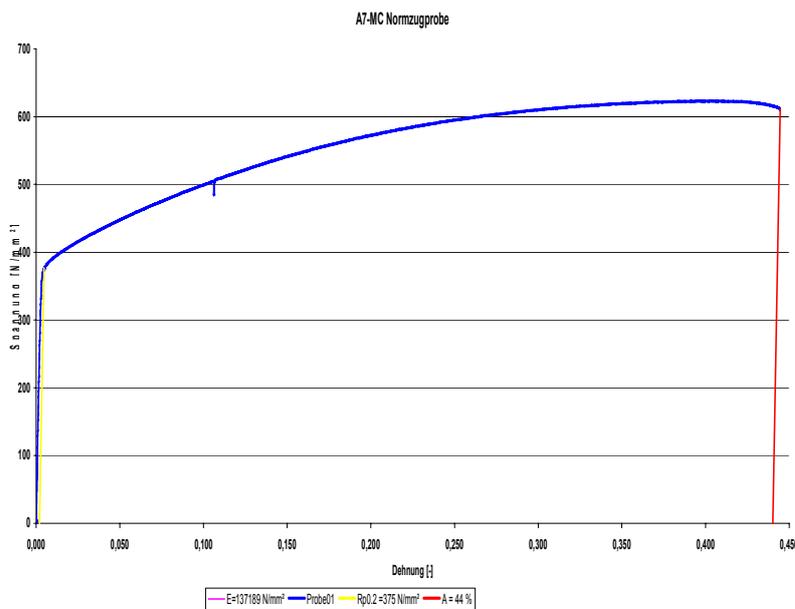
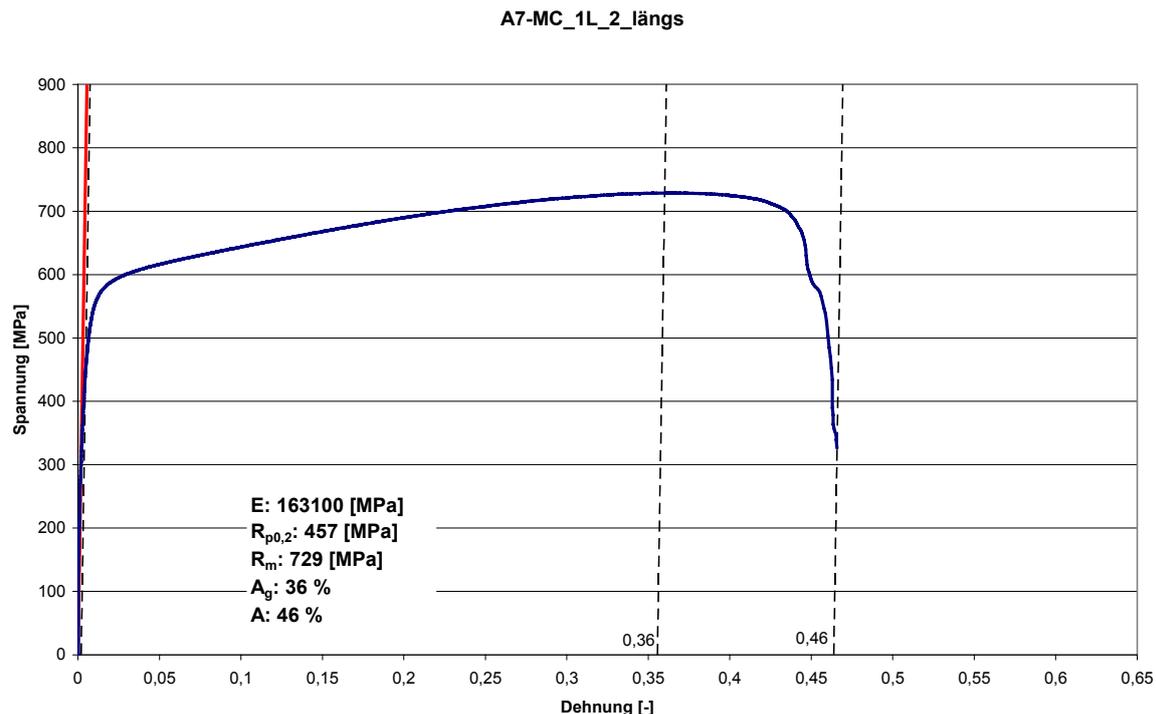


Abbildung 203 Normzugprobe Ø10mm, L<sub>0</sub>50mm A7-MC (2005)<sup>271</sup>

<sup>270</sup> E. Leinhos: Zum Cr-Ni-Schweißgutgefügediagramm und seiner Anwendung in der Praxis I und II; Zentralinstitut für Schweißtechnik der DDR, Halle/Saale; Heft 8; 1965, S. 362

<sup>271</sup> IWS TU Graz, RMC Zugversuch 12.7.2005, Standardzugversuch Schweißgut, Prüfer: H. Penker / Messdateien: Standardzugversuch\_RT\_Lage\_Join\_A605.zs2



**Abbildung 204** Minizugprobe aus Kehlnaht A7-MC, E-Modul aus US-Messung

Wenn diese Ergebnisse (Tabelle 69) mit der Literatur verglichen werden, so kann festgestellt werden, dass Streckgrenze und Zugfestigkeit aus dem Minizugversuch mit dem Makrozugversuch vergleichbar sind. Hingegen liegt die Streuung der Brucheinschnürung beim Minizugversuch bei mehr als 10%. Für die Bruchdehnung lag diese noch höher, wodurch keine gesicherte statistische Auswertung möglich war<sup>272</sup>. Bei der Verformbarkeit sind hier die nichtmetallischen Einschlüsse verantwortlich, welche den Querschnitt der Mikrozugprobe in Relation stärker schwächen als bei Makro-Proben<sup>272</sup>. Die Erkenntnisse aus der Literatur entsprechen den Ergebnissen, welche für den A7-MC im Mikro- und Makrozugversuch ermittelt wurden (Tabelle 69).

Probenart	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	Ag [%]	A [%]
Makro	375	640	40	44
Mikro	>345	635-729	>36	>46

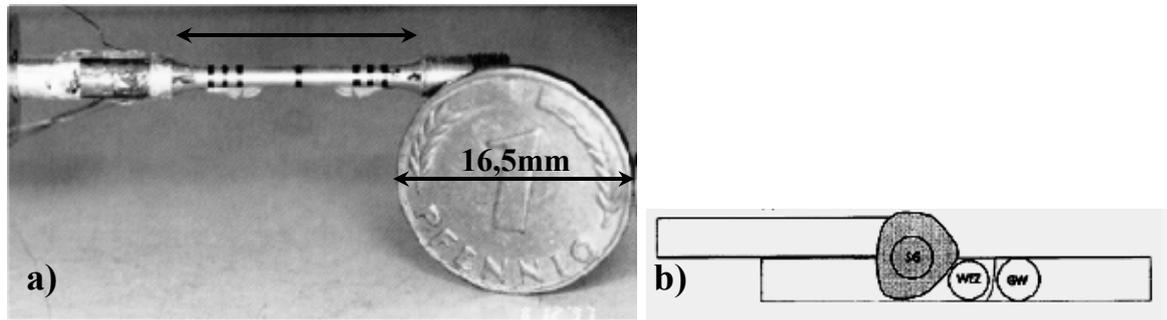
**Tabelle 69** Vergleich Mikro- mit Makrozugversuch anhand des A7-MC Schweißzusatzes

Ein weiterer Grund, warum Minizugproben zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte verwendet wurden ist, dass in der heutigen Zeit fast alle Bauteile (z.B. Druckguß) einer FE-Berechnung unterzogen werden<sup>273</sup>. Um hier lokal genaue Werkstoffkenndaten zu erhalten, wird der Einsatz von Minizugproben vorangetrieben. Abbildung 205b zeigt mögliche Entnahmenstellen bei den untersuchten Überlappnähten. Dadurch lassen sich bei einer anschließenden FE-Rechnung die Fugstellen genauer modellieren und es können

<sup>272</sup> L. Dorn, G. Niebuhr, G. Wawer: Aussagen des Mikrozug- und Mikroscherversuchs zum Festigkeits- und Verformungsverhalten von Stählen, insbesondere von einzelnen Bereichen einer Schweißverbindung; Schweißen und Schneiden; 1977; Heft 7; DVS 131; S. 246-249

<sup>273</sup> Sindelar, Junginger, Böhme, Blauel, Hiermaier: Hochdynamische Messtechnik zur Entwicklung von Werkstoffparametern für prognosefähige Stoffgesetze für die Crash-Simulation; crash techn 2003; 13.05.2003; S. 1

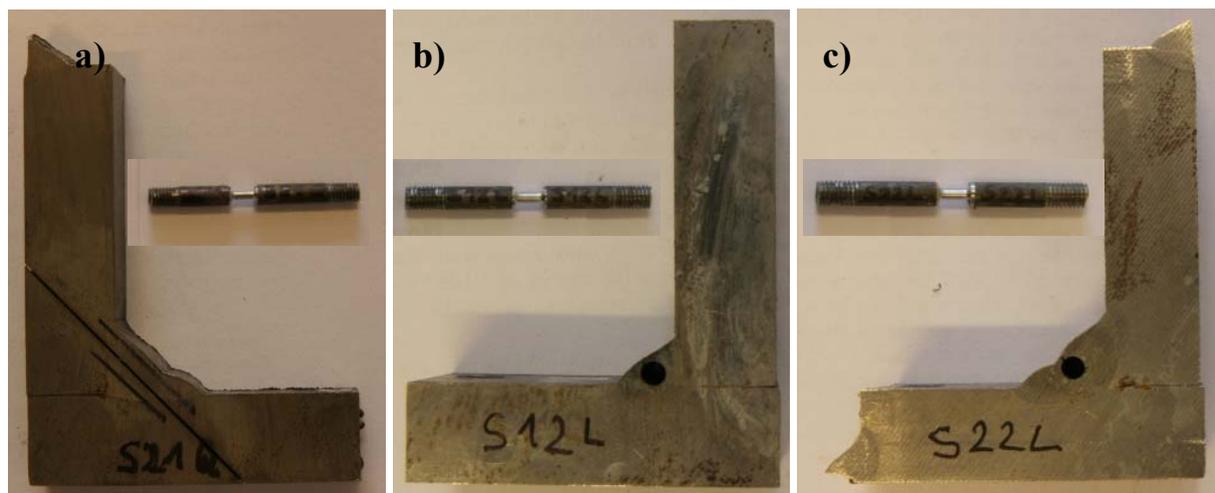
Vorhersagen getroffen werden, wie sich ein Bauteil, z.B. in einer Crashsituation verhält. Abbildung 205a zeigt das Größenverhältnis heutiger Kleinstzugproben.



**Abbildung 205** a) Kleinstzugprobe, b) Entnahmestellen Kleinstzugproben zur Bestimmung lokaler Werkstoffeigenschaften<sup>274</sup>

### 6.9.4.3 Versuchdurchführung

Die Zugversuche an Minizugproben wurden bei voestalpine Stahl/Linz, an einer Kleinlastzugprüfmaschine, ZWICK/ROLL Z020 (Abbildung 207a bis c), durchgeführt. Die Zugproben wurden aus der Schweißnaht in Längs- (Abbildung 206b und c) sowie in 45° Querrichtung (Abbildung 206a) heraus erodiert und anschließend wie in Abbildung 208 dargestellt bearbeitet.



**Abbildung 206** Probenentnahmestellen der Minizugproben; a) 45° quer zur Schweißnaht, b) einlagige Längsprobe, c) zweilagige Längsnaht

<sup>274</sup> Sindelar, Junginger, Böhme, Blauel, Hiermaier: Hochdynamische Messtechnik zur Entwicklung von Werkstoffparametern für prognosefähige Stoffgesetze für die Crash-Simulation; crash techn 2003; 13.05.2003; S. 3

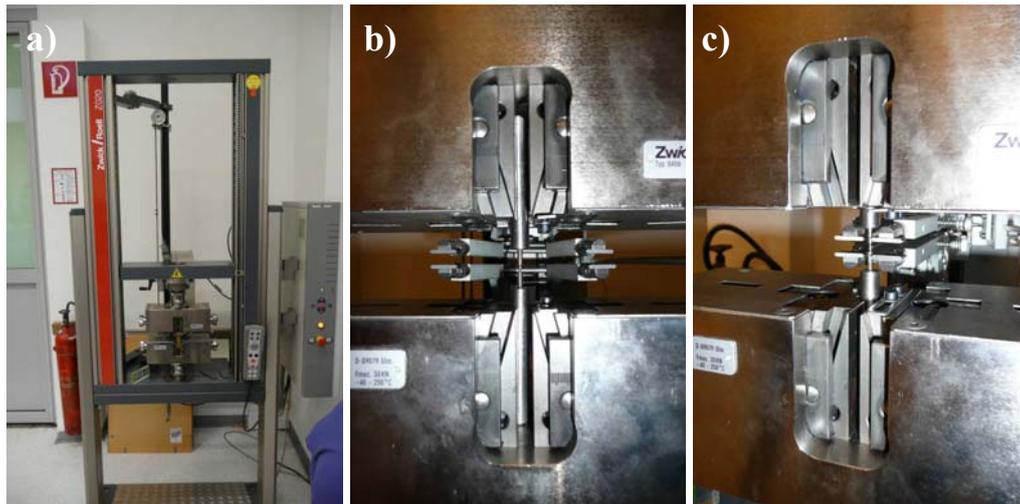


Abbildung 207 a) Zugprüfmaschine ZWICK/ROLL Z020, Fa. voestalpine Stahl GmbH, b) und c) Eingespannte Minizugprobe

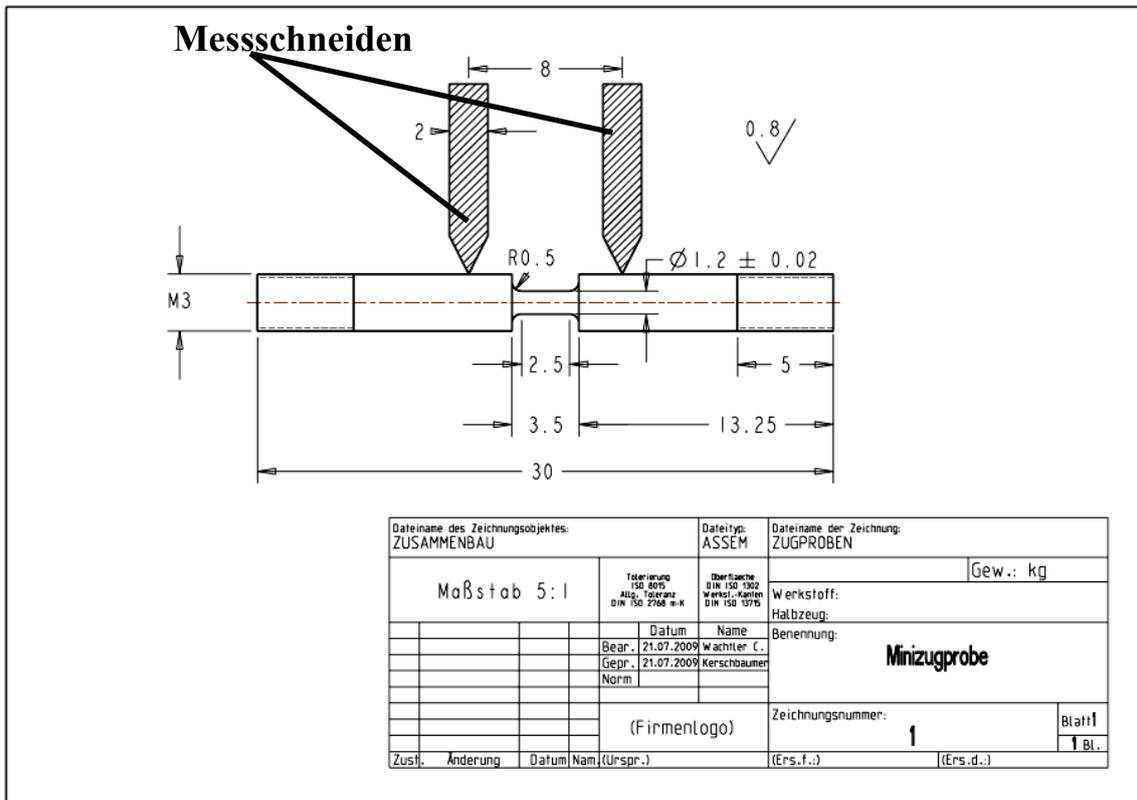


Abbildung 208 Geometrie der Minizugprobe<sup>275</sup>

Um die Auswertung für das  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm zu erleichtern wurden die gesammelten Messdaten mittels eines einfachen Excel Programms (Abbildung 209) reduziert, d.h. die aufgezeichneten Messwerte in das Programm geladen und durch Angabe einer Schrittweite von 16000 auf 4000 reduziert. D. h. es wurde Schrittweite 4 gewählt, (jeder vierte Messwert verwendet wird, 3 gelöscht).

<sup>275</sup> Zeichnung Ch. Wachtler

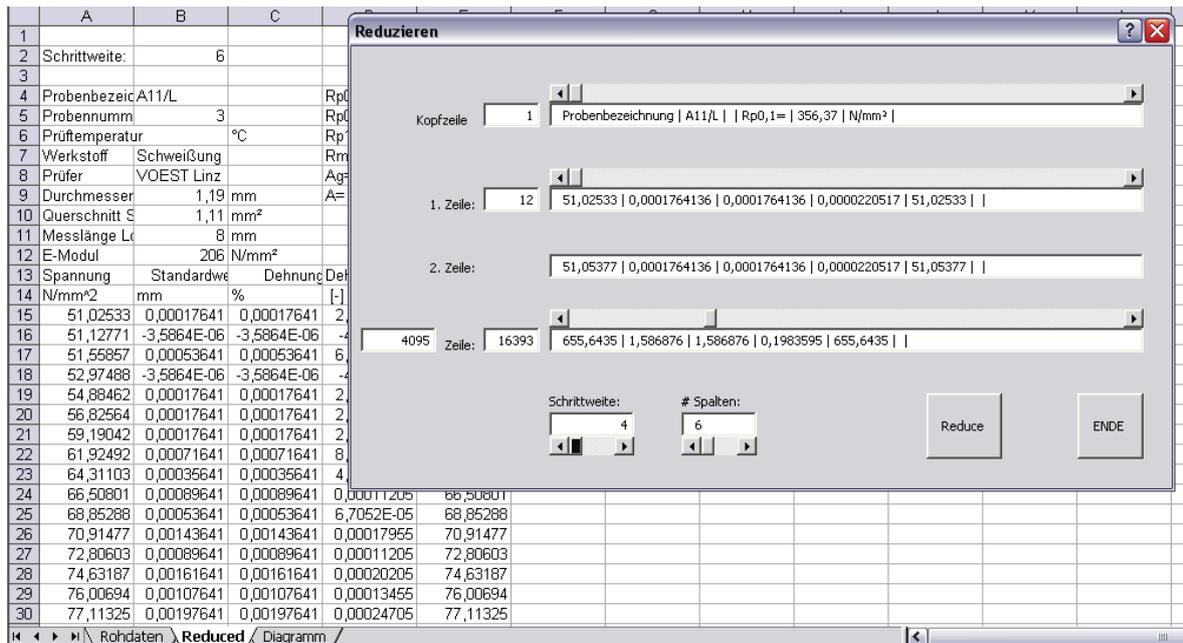


Abbildung 209 Datenreduktionsprogramm, Excel

Um einen gleichmäßigen Kurvenverlauf zu erreichen, wurden die Spannungs-Dehnungs-Kurven weiters mit einem Excel Programm geglättet. Hier wird z. B. aus den ersten 6 Messwerten ein Mittelwert gezogen. Der zweite Mittelwert wird dann aus den Messwerten 2-7 gebildet usw., d.h. Reduzierung der Messwerte um Faktor 4.

Zusätzlich musste beim Spannungs-Dehnungs-Diagramm eine Offset Korrektur durchgeführt werden, da der Startpunkt der Messung nicht bei Null lag. Die Probe muss vorbelastet werden, da ansonsten das Programm (Prüfmaschine) schon beim Start annimmt, dass die Probe gebrochen ist.

Nach den programmtechnischen Korrekturen wurden die Spannungs-Dehnungs-Kurven (Abbildung 210), nach ÖNORM EN10002-1<sup>276</sup> ausgewertet. Da zuerst nur die Bestimmung der Zugfestigkeit vorrangig war, wurde auf die Messlänge ( $L_0=2,5\text{mm}$ ) keine Rücksicht genommen. Bei der zusätzlichen Bestimmung der Streckgrenze ( $R_{p0,2}$ ), Gleichmaßdehnung ( $A_g$ ), Bruchdehnung ( $A$ ), sowie der Brucheinschnürrung ( $Z$ ), handelt es sich somit um Abschätzungen.

<sup>276</sup> ÖNORM EN10002-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch; Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 01.01.2002

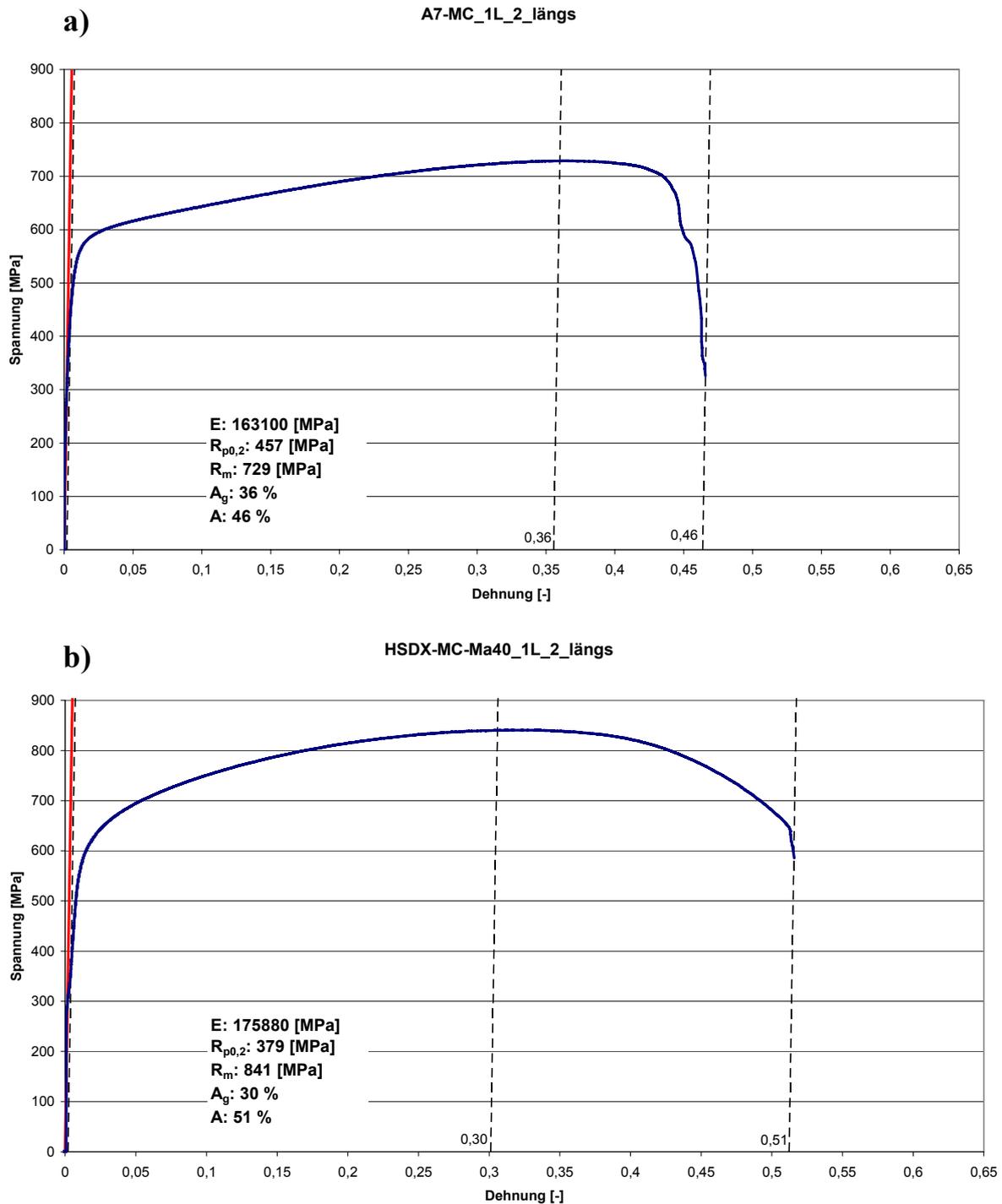
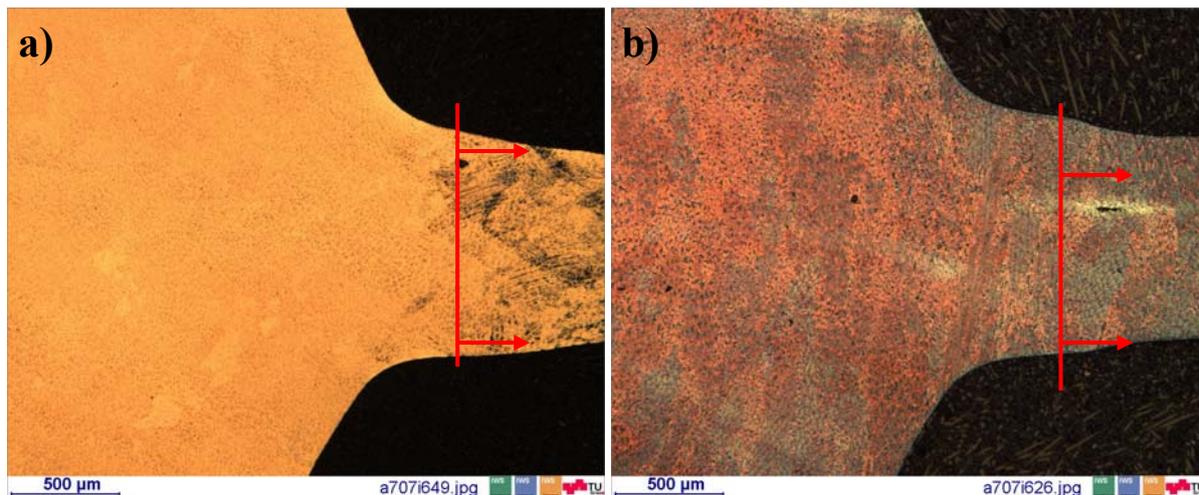


Abbildung 210 Minizugproben  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm; a) A7-MC, b) HSDX-MC, E-Modul aus US-Messung

Für die Auswertungen, von  $R_{p0,2}$ ,  $A_g$  und  $A$  wurde die Ausgangslänge mit  $L_0=2,5\text{mm}$  festgesetzt, da metallografische Untersuchungen ergaben, dass sich die gesamte Dehnung im eingedrehten Bereich innerhalb der Messlänge abspielt. In Abbildung 211a, b ist erkennbar, dass die Dehnung ausschließlich im reduzierten Querschnitt stattfindet. Die Grenzen der plastischen Verformung sind mit roten Pfeilen gekennzeichnet. Beim A7-MC ist  $L_0$  etwas größer als 2,5mm, was für diese Abschätzung aber als vernachlässigbar eingestuft werden kann.



**Abbildung 211** Metallografische Untersuchung der Minizugprobe (Längsschliff) zur Bestimmung der Messlänge  $L_0$ ; **a)** A7-MC, **b)** HSDX-MC Ma40; geätzt mit Beraha II

Die Ergebnisse aus den Minizugversuchen sind in Tabelle 70 dargestellt. Die dazu gehörigen Spannungs-Dehnungs-Diagramme und deren Auswertung findet man in Kapitel 14.4.6 (Seite 239). Zusätzlich wurden die Brucheinschnürung (Z) metallografisch und die Bruchdehnung (A) stereomikroskopisch ausgewertet. Dabei wurde die Brucheinschnürung mittels der Software KS400 aus den REM-Aufnahmen ermittelt. Die Bruchdehnung wurde im Stereo Mikroskop vermessen. Die gesamten Ergebnisse dieser Untersuchung sind in den Kapiteln 14.4.4 (Seite 233) und 14.4.5 (Seite 236) zu finden. Die Ergebnisse in Tabelle 70 und Tabelle 71 sind minimal Werte für  $R_{p0,2}$ ,  $A_g$ , A und Z, bei  $R_m$  sind min./max. Werte angeführt. Hierbei wurden in Längsrichtung jeweils 4 Proben und in 45° Querrichtung jeweils 2 Proben analysiert. Bei der Auswertung kam es zu einer großen Streuung, welche in Kapitel 14.4.6 (Seite 239) zu entnehmen ist.

Schweißzusatz	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	A [%]	A manuell [%]	Z manuell [%]
A7-MC	>345	635-729	>36	>46	>40	>54
HSDX-MC	>379	841-931	>17	>34	>44	>55

**Tabelle 70** Minizugproben Ergebnisse aus dem Zugversuch und Vergleich zur metallografischen Auswertung

Schweißzusatz	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	A [%]	A manuell [%]	Z manuell [%]
A7-MC	>427	753-762	>28	>38	>47	>50
HSDX-MC	>572	923-1058	>7	>32	>37	>54

**Tabelle 71** Minizugproben Ergebnisse Querzugversuch

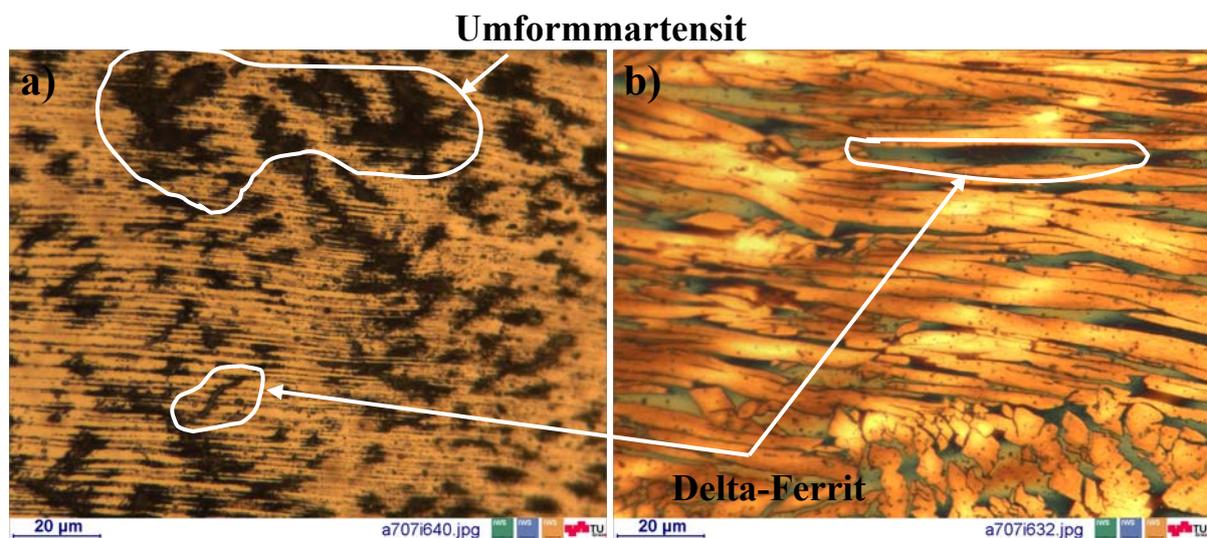
Anhand der Ergebnisse der Längszugproben (Tabelle 70) von HSDX-MC und A7-MC, kann gesagt werden, dass die **Zugfestigkeit** um mindestens 206MPa auf 841MPa (+32%) gesteigert werden konnte. Bei der **Streckgrenze** steigt der Minimalwert von 345MPa auf 379MPa (+10%). Die Schwachstelle des neuen Schweißgutes HSDX-MC liegt in den Dehnungswerten. Hierbei sinkt der Minimalwert der **Gleichmaßdehnung** um 19%-Punkte auf 17% und **Bruchdehnung** um 12%-Punkte auf 34% ab. Bei der **manuellen** Vermessung der **Bruchdehnung** kommt man auf ein anderes Ergebnis: Demnach würde die **Bruchdehnung** um 4%-Punkte ansteigen und die **Brucheinschnürung** wäre mit 55% (+1%-Punkt) fast ident zu den Werten aus dem Zugversuch.

Ganz anders sind die Ergebnisse unter 45° quer zur Schweißrichtung (Tabelle 71). Hier wurde bei eine Zunahme der **Zugfestigkeit** um mindestens 170MPa auf 923MPa (+23%) und eine

Erhöhung des Minimalwertes der **Streckgrenze** auf 572MPa (+34%) verzeichnet. Hingegen fiel die **Gleichmaßdehnung** auf 7%, dies ist gegenüber dem A7-MC eine Abnahme von 21%-Punkten, ab. Bei der **Bruchdehnung** sind die Verluste mit -6%-Punkten auf 32% geringer ausgefallen. Hingegen konnten die Verluste der **Bruchdehnung**, bei der manuellen Vermessung, von -10%-Punkten gegenüber A7-MC nahe dem Ergebnis aus der Zugprüfung gehalten werden. Wiederum konnte bei der **Brucheinschnürung** für den HSDX-MC im Vergleich zu A7-MC eine Zunahme von +4%-Punkte auf 54% verzeichnet werden.

Der Vergleich zwischen Längs- und Querszugprüfung ergibt, dass nur die Zugfestigkeit qualitativ miteinander vergleichbar ist. Alle anderen Ergebnisse ( $A_g$ ,  $A$  und  $R_{p0,2}$ ) weisen erhebliche Unterschiede hinsichtlich ihrer Entnahmestellen auf. Die manuell ermittelten Werte der Bruchdehnungen werden überschätzt, da die Zugproben duktil und die Bruchfläche beim Zusammenlegen nicht gut zusammen.

Weiters wurde bei ausgewählten Minizugproben, eine metallografische Untersuchung durchgeführt. Abbildung 212a und b zeigen die plastisch verformten Zonen der Minizugproben. Beim A7-MC ist deutlich der Verformungsmartensit (Martensit) erkennbar, der bei HSDX-MC Ma40 nicht erkennbar ist. Dafür erkennt man deutlich die Streckung der Matrix des HSDX-MC. Die gesamten mikroskopischen Untersuchungen sind in Kapitel 14.4.7 (Seite 240) zusammengefasst.



**Abbildung 212** Minizugproben Mikrostruktur in der Plastisch verformten Zone (Beraha II Ätzung): **a)** HSDX-MC, **b)** A7-MC; Matrix: Austenit

### 6.9.5 Erstellen einer Richtreihe zur Umwertung Härte-Zugfestigkeit

Härtewerte sind nicht exakt in Zugfestigkeit umwertbar. Dabei handelt es sich stets um Abschätzungen. Die Umwertungen sind in ÖNORM EN ISO 18265:2004 für verschiedene Stähle und NE-Metalle genormt. In den Abschnitten 6.9.4.3 (Seite 173), 6.9.2 (Seite 160) und 6.8.4 (Seite 143) wurden Werte für die Zugfestigkeit der Minizugproben und Härte [HV5, HV10] ermittelt, aus welchen eine Richtreihe für die Umwertung erstellt werden konnte, siehe Formel 37. In der Literatur wurden für den Faktor X, je nach Werkstoff, verschiedene Werte gefunden, siehe Tabelle 72. Dabei stellte sich heraus, dass sich für Stähle (krz) ein Faktor zwischen 3,38 bis 3,4\*HV ergibt.

Literatur	R <sub>m</sub>	Gültigkeits-Bereich
Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988; S.115	3,38*HV	80-650HV
H. Braun; Fachkunde Metall, 53. Auflage, FS Fachbuchreihe, Verlag und Vertriebs GmbH, Wien; 1999; S. 310	3,5*HB	k.A.
Ing. C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 120	3,4*HV	80-600HV
Ing. C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999; S. 120	3,5*HB	80-450HB
W. Jäniche, W. Dahl, H.-F- Klärner, W. Pitsch, D. Schauwinhold, W. Schlüter, H. Schmitz: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984; S. 261	3,5*HB	k.A.
<a href="http://www.gemmologie.at/mediaCache/Haerte_Pruefverfahren_27_5172.pdf">http://www.gemmologie.at/mediaCache/Haerte_Pruefverfahren_27_5172.pdf</a> ; 13.7.2009	3,5*HB	k.A.

**Tabelle 72** Umwertungsfaktor x für Härte HV auf die Zugfestigkeit für ferritischen Stahl; k.A....keine Angabe

$$R_M = \text{Faktor} \times \text{Härtewert [HV5] oder [HV10]}$$

**Formel 37** Umrechnung Härte auf Zugfestigkeit

Für die Schweißgüter A7-MC und HSDX-MC wurde festgestellt, dass der Umwertungsfaktor zwischen 3,19 und 3,97 \*HV liegt (Tabelle 73). Der Umrechnungsfaktor für das aufgemischte HSDX-Schweißgut in einlagigen Kehlnähten ist mit 3,44\*HV5 fast ident mit der Literatur (Tabelle 72) für ferritische Stähle. Hingegen weist der A7-MC mit einem Umrechnungsfaktor von 3,91\*HV einen leicht höheren Umwertungsfaktor auf.

Hierbei handelt es sich bei X1, X2, Y1, Y2 um die Umwertungsfaktoren und bei N1, N2, M1, M2 sind die daraus gezogenen Mittelwerte.

### Einlagen Kehlnahtschweißung

Schweißgut	Rm [N/mm <sup>2</sup> ]	Rm [N/mm <sup>2</sup> ]	Härte [HV5]	X1	X2	N1	N2	Härte [HV10]	Y1	Y2	M1	M2
A7-MC	729,05	668,65	190	3,84	3,52	3,68		189	3,86	3,54	3,70	
			187	3,90	3,58	3,74		162	4,50	4,13	4,31	
			180	4,05	3,71	3,88		188	3,88	3,56	3,72	
			158	4,61	4,23	4,42		180	4,05	3,71	3,88	
			185	3,94	3,61	3,78		201	3,63	3,33	3,48	
			171	4,26	3,91	4,09		177	4,12	3,78	3,95	
			187	3,90	3,58	3,74		187	3,90	3,58	3,74	
			158	4,61	4,23	4,42	<b>3,97</b>	172	4,24	3,89	4,06	<b>3,85</b>
HSDX-MC Ma40	869,52	840,81	249	3,49	3,38	3,43		261	3,33	3,22	3,28	
			235	3,70	3,58	3,64		249	3,49	3,38	3,43	
			232	3,75	3,62	3,69		290	3,00	2,90	2,95	
			230	3,78	3,66	3,72		298	2,92	2,82	2,87	
			233	3,73	3,61	3,67		256	3,40	3,28	3,34	
			237	3,67	3,55	3,61		255	3,41	3,30	3,35	
			216	4,03	3,89	3,96		273	3,19	3,08	3,13	
			230	3,78	3,66	3,72	<b>3,68</b>	273	3,19	3,08	3,13	<b>3,19</b>

**Tabelle 73** Härtewert und Umwertungsfaktor [X1, X2 (N1, Mittelwert aus X1 und X2, N2 Gesamtmittelwert)] in Zugfestigkeitswerte

## 6.9.6 Schwingungsprüfung

### 6.9.6.1 Grundlagen<sup>277 278</sup>

Bei Schwingungsprüfungen treten zumeist periodisch veränderliche Belastungen auf. Ein Beanspruchungs-Zeit-Verlauf wird auch als „Schwingspiel“ oder Periodendauer (T) bezeichnet. Die Anzahl der durchlaufenen Schwingspiele ist die Schwingspielzahl (N). Die Schwingprüfung wird durch die Kenngrößen Mittelspannung  $\sigma_m$ , Oberspannung  $\sigma_o$  (Maximalspannung  $\sigma_{max}$ ), Unterspannung  $\sigma_u$  (Minimalspannung  $\sigma_{min}$ ) und Spannungsamplitude  $\sigma_a$  bestimmt (Abbildung 213) und ist nach DIN 50100<sup>279</sup> definiert.

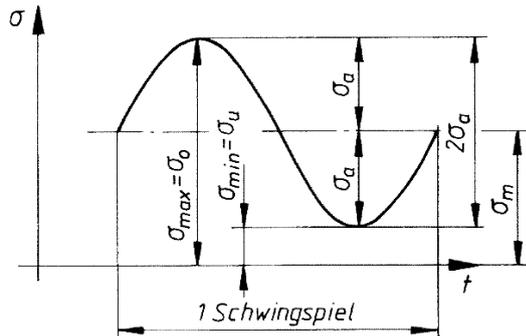


Abbildung 213 Kenngrößen schwingender Beanspruchung<sup>280</sup>

Es bestehen folgende Zusammenhänge:

$$\text{Spannungsamplitude} \rightarrow \sigma_a = \sigma_o - \sigma_m = \left( \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \right)$$

$$\text{Mittelspannung} \rightarrow \sigma_m = \frac{(\sigma_o + \sigma_u)}{2}$$

$$\text{Spannungsverhältnis} \rightarrow R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o}$$

Hier gilt:  $-\infty < R < 1$ .

Ist  $R < 0$ , so handelt es sich um eine Wechselbeanspruchung. Das heißt  $\sigma_a$  wechselt bei jedem Schwingdurchlauf sein Vorzeichen. Ist hierbei  $\sigma_m$  gleich 0, also  $R = -1$ , so spricht man von „reiner Wechselbeanspruchung“ (Abbildung 214). Liegt  $R$  über Null so spricht man von einer „Schwellbeanspruchung“. Hierbei liegt eine „reine Schwellung“ dann vor, wenn  $\sigma_u$  genau 0 ist ( $R = 0$ ). Ist  $R = +1$  wird von statischer Beanspruchung gesprochen.

<sup>277</sup> Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988; S. 103ff

<sup>278</sup> E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001, S. 131ff

<sup>279</sup> DIN-Taschenbuch 19: Materialprüfnormen für metallische Werkstücke 1; Beuth Verlag; 13. Auflage; Juli 2000; DIN 50100; Dauerschwingversuch; S. 39ff

<sup>280</sup> Wilhelm Matek, Dieter Muhs, Herbert Wittel, Manfred Becker; Roloff/Matek Maschinenelemente; Vieweg-Verlag; 13. überarbeitete Auflage; 1994, S. 37

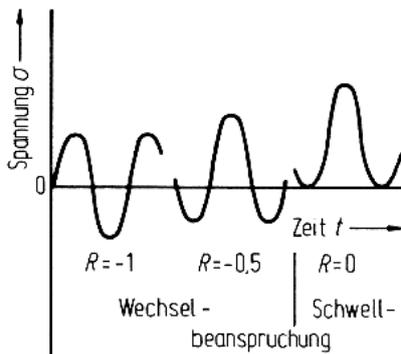


Abbildung 214 Beanspruchungsarten im Dauerschwingversuch<sup>281</sup>

### 6.9.6.2 Wöhlerversuch

Bei Dauerfestigkeitsprüfungen wird zwischen einstufiger und die mehrstufiger Beanspruchungsprüfung (Betriebsfestigkeitsprüfung) unterschieden. Der Unterschied liegt also darin, dass bei der einstufigen Prüfung  $\sigma_m$  und  $\sigma_a$  bis zum Ende des Versuchs konstant gehalten werden. Bei der mehrstufigen Prüfung hingegen. Die mehrstufige Prüfung wird bei der Auslegung für Betriebsfestigkeit von Konstruktionen verwendet.

Beim nachstehenden Wöhlerversuch handelt es sich um eine einstufige Beanspruchungsprüfung, Ergebnisse siehe Tabelle 74 (Seite 186). Hier wird die Probe durch schwingende Belastungen zu Bruch gebracht. Ihre Lebensdauer entspricht der Bruchschwingzahlen ( $N_B$ ) bei den jeweiligen Ausschlagsspannungen. Durch Eintragen in ein  $\sigma_a$ - $N$  Diagramm erhält man die sog. Wöhler Kurve (Abbildung 215). Bei kleinen Amplituden kann die Lebensdauer so groß werden, dass der Versuch bei der Grenzschwingzahl ( $N_G$ ) abgebrochen wird. Diese Proben werden als „Durchläufer“ bezeichnet.

Die Wöhlerlinie wird durch ihren charakteristischen Verlauf in drei Bereiche eingeteilt (Abbildung 215), wobei die Abgrenzungen zwischen diesen nicht eindeutig definiert sind:

- Kurzzeitfestigkeit (K) / Low Cycle Fatigue (LCF)  $N < 10^4$
- Zeitfestigkeit (Z) / High Cycle Fatigue (HCF)  $10^4 < N < 10^6$
- Dauerfestigkeit (D)  $N > 10^6 (10^8)$

Bei schwingend beanspruchten Proben wird hinsichtlich Risseinleitung und Rissausbreitung unterschieden. Werkstoffe mit niedriger Festigkeit verhalten sich so, dass die Risseinleitung sehr früh einsetzt, während die Lastspielzahl bis zum Bruch hoch sein kann, insbesondere bei solchen, die zur Kaltverfestigung neigen (wie hier das Schweißgut A7-MC). Bei hochfesten Werkstoffen ist dies umgekehrt.<sup>282</sup>

<sup>281</sup> Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988; S. 103ff

<sup>282</sup> C. Pohle: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999, S. 122

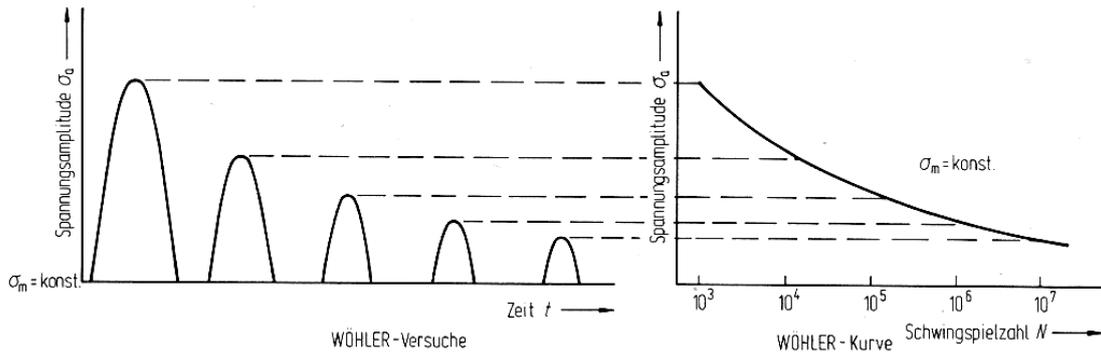


Abbildung 215 Allgemeine Wöhlerkurve beim einstufigen Verfahren<sup>283</sup>

In der Praxis ergeben die Schwingversuche daher starke Streuungen in den Ergebnissen. Um eine zuverlässige Wöhler-Kurve zu erhalten, ist ein hoher Prüfaufwand (Probenanzahl) vonnöten. Durch statistische Auswertung kann die Bruch-(P<sub>b</sub>) oder Überlebenswahrscheinlichkeit (P<sub>Ü</sub>) eingezeichnet werden. In Abbildung 216 bedeutet P<sub>Ü</sub>=90% eine 90-prozentige Überlebenswahrscheinlichkeit. Am schwierigsten ist die Auswertung beim Übergang in den Dauerfestigkeitsbereich. Hier wurden spezielle Versuchsverfahren entwickelt, um die Probenanzahl zu verringern.

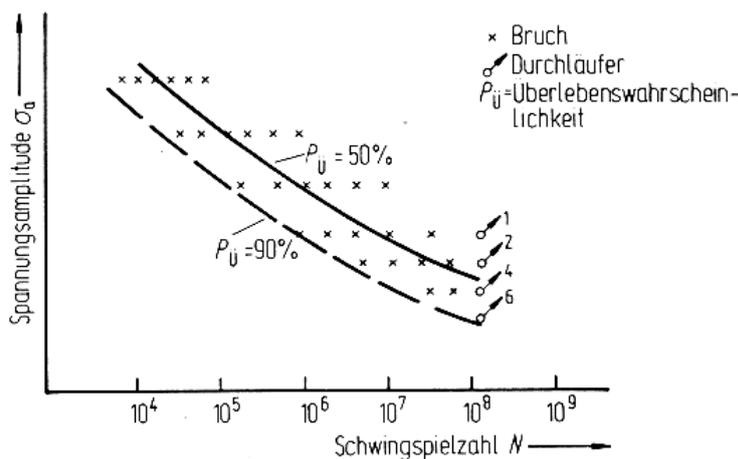


Abbildung 216 Streuung der Ergebnisse von Schwingversuchen<sup>283</sup>

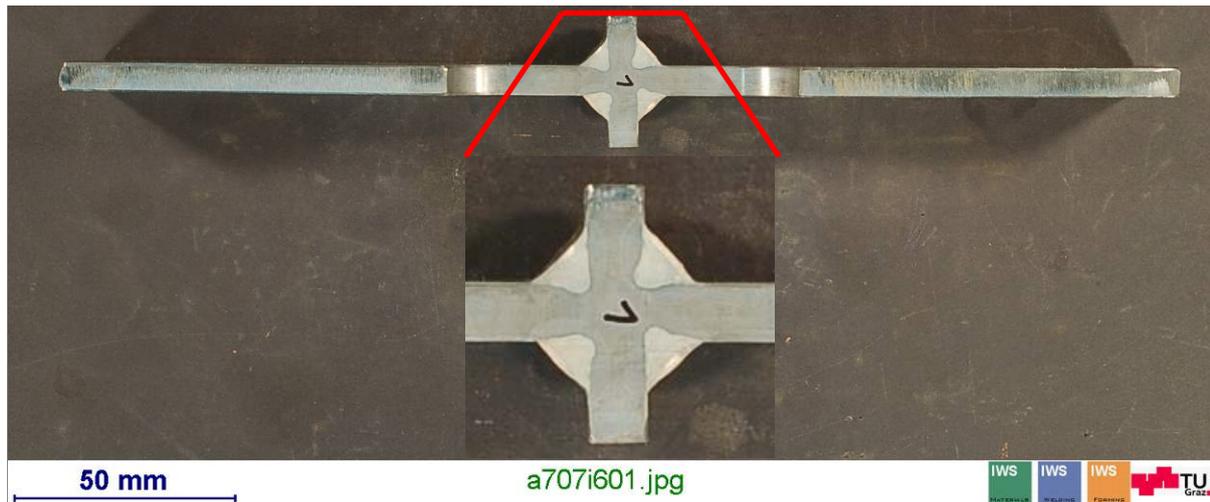
### 6.9.6.3 Schwingungsprüfung an Doppel-T-Proben

Die Proben für diese Versuche wurden von Fa. SSF geschweißt und an der SZA Wien geprüft. Bei den Proben handelt es sich um Doppelkehlnahtproben, mit durchgehendem Steg (Abbildung 217). Die Querschnittsfläche (A<sub>ges</sub>) beträgt 140mm<sup>2</sup> (siehe Formel 38). Die Nahtflanke bei den Serien 0 bis D (Abbildung 218a) wurde an den Schweißnahtflanken nicht ausgeschliffen. Der Grund hierfür liegt darin, dass man praxisnahe Prüfungen durchführen wollte, da man in der Produktion die Kosten für zusätzliche Arbeitsschritte einsparen wollte. Hingegen wurde als Vergleich bei Serie E die Schweißnahtoberfläche verschliffen (Abbildung 218b).

$$A_{ges} = (a - Ma\beta) * Breite * 4$$

Formel 38 Berechnung der gesamten Schweißnahtfläche

<sup>283</sup> Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988; S. 103ff



**Abbildung 217** Doppelkehlnahtprobe, Grundwerkstoff ARMOX®500T, Schweißzusatz A7-MC bzw. HSDX-MC



**Abbildung 218** Kehlnahtoberflächen: **a)** nicht verschliffen Serie 0, A, B, C, D; **b)** verschliffen Serie E

Nach der Schweißung wurden die Proben an die SZA-Wien überstellt und dort mittels eines hochfrequenten Pulsators (Abbildung 219a) einer Zug-Schwellbelastung ( $R=0,1$ ) unterzogen. Die Last wurde über wechselbare Gewichte, welche im Kopf der Prüfmaschine angebracht werden, eingestellt. Um die Prozessdurchlaufzeit gering zu halten, wurde mit einem Probenwechselroboter (Abbildung 219b), gearbeitet.

Beim Schwingversuch wird zuerst mittels Anschwingen für jede Proben deren Frequenzband (inkl. Eigenfrequenzen) festgestellt. Anschließend wird eine Frequenz nahe der Eigenfrequenz ausgewählt. Die Last und die Schwingfrequenz werden aufgezeichnet und sind mit der Bedienersoftware zu überprüfen. Beim Auftreten eines Risses senkt sich die Frequenz, welche durch die Steuerung (Abbildung 220) erfasst wird. Wenn dieser Frequenzabfall  $>10\%$  ist, stellt die Steuerung den Pulsator ab.

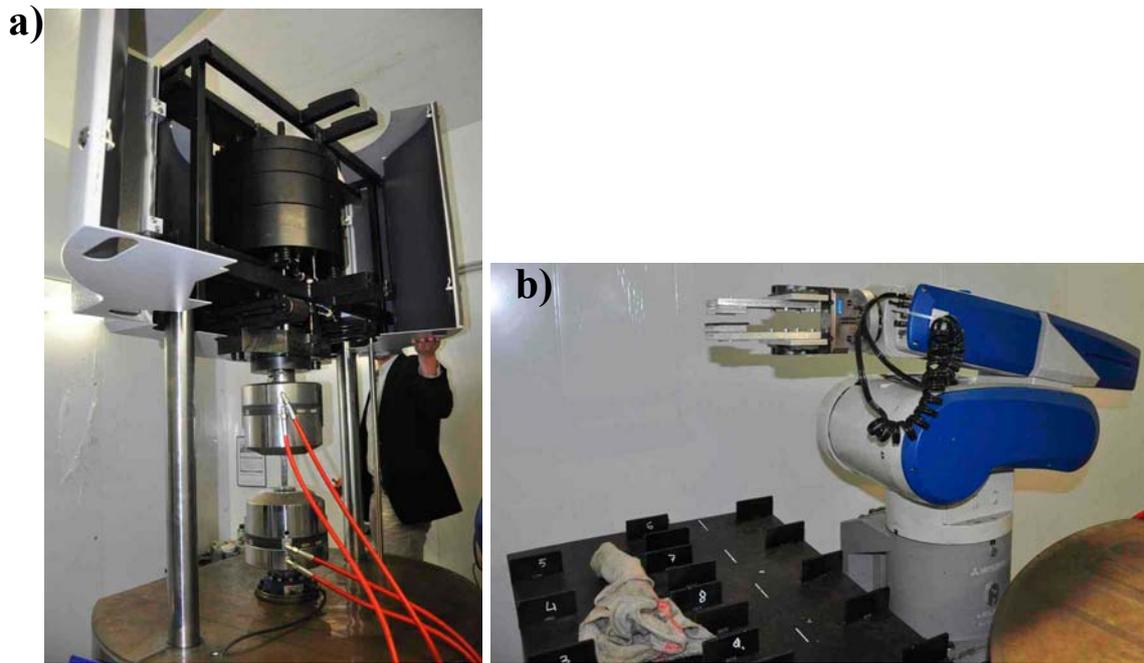


Abbildung 219 a) Pulsator<sup>284</sup>, Fa. SZA-Wien, b) Probenwechsel-Roboter



Abbildung 220 Bedienoberfläche, Pulsator Software E-Motion II

#### 6.9.6.4 Ergebnisse Dauerschwingversuche

Bei dieser Untersuchung wurde ein Spannungsverhältnis  $R=0,1$  angewendet. Dies bedeutet, dass die Versuche an den Doppelkehlnahtproben schnellend durchgeführt wurden. Die Auswertung der Dauerschwingversuche erfolgte durch Fa. SZA, wie in Tabelle 74 für die Serie E dargestellt.

<sup>284</sup> Sinotec® Power Swing MAG 150kn

<b>JOIN A7</b>											
<b>Serie: E</b>								<b>R=0.1</b>			
Nr.	Probe	H	B	A	$\sigma_a$	$\Delta\sigma$	$F_a$	$F_m$	$F_o$	$F_u$	LW
		[mm]	[mm]	[mm <sup>2</sup> ]	[N/mm <sup>2</sup> ]	[N/mm <sup>2</sup> ]	[kN]	[kN]	[kN]	[kN]	[1]
1	SSF09/7	6,9	20,0	138,00	70	140	9,66	11,81	21,47	2,15	410.495
2	SSF09/8	6,9	20,0	138,00	170	340	23,46	28,67	52,13	5,21	15.229
3	SSF09/9	6,9	20,0	138,00	170	340	23,46	28,67	52,13	5,21	33.379
4	SSF09/10	6,9	20,0	138,00	170	340	23,46	28,67	52,13	5,21	30.434
5	SSF09/11	6,9	20,0	138,00	170	340	23,46	28,67	52,13	5,21	26.070
7	SSF09/13	6,9	20,0	138,00	170	340	23,46	28,67	52,13	5,21	31.613
8	SSF09/14	6,9	20,0	138,00	70	140	9,66	11,81	21,47	2,15	615.559
9	SSF09/15	6,9	20,0	138,00	70	140	9,66	11,81	21,47	2,15	776.278
10	SSF09/16	6,9	20,0	138,00	70	140	9,66	11,81	21,47	2,15	898.072
11	SSF09/17	6,9	20,0	138,00	70	140	9,66	11,81	21,47	2,15	239.047
12	SSF09/18	6,9	20,0	138,00	70	140	9,66	11,81	21,47	2,15	507.748
13	SSF09/19	6,9	20,0	138,00	145	290	20,01	24,46	44,47	4,45	79.026
14	SSF09/20	6,9	20,0	138,00	145	290	20,01	24,46	44,47	4,45	36.874
15	SSF09/21	6,9	20,0	138,00	145	290	20,01	24,46	44,47	4,45	56.916
16	SSF09/22	6,9	20,0	138,00	145	290	20,01	24,46	44,47	4,45	78.778
17	SSF09/23	6,9	20,0	138,00	145	290	20,01	24,46	44,47	4,45	16.713
18	SSF09/24	6,9	20,0	138,00	145	290	20,01	24,46	44,47	4,45	63.443
19	SSF09/25	6,9	20,0	138,00	120	240	16,56	20,24	36,80	3,68	74.712
20	SSF09/26	6,9	20,0	138,00	120	240	16,56	20,24	36,80	3,68	174.898
21	SSF09/27	6,9	20,0	138,00	120	240	16,56	20,24	36,80	3,68	156.160
22	SSF09/28	6,9	20,0	138,00	120	240	16,56	20,24	36,80	3,68	157.472
23	SSF09/29	6,9	20,0	138,00	120	240	16,56	20,24	36,80	3,68	70.929
24	SSF09/30	6,9	20,0	138,00	120	240	16,56	20,24	36,80	3,68	87.792
25	SSF09/31	6,9	20,0	138,00	95	190	13,11	16,02	29,13	2,91	613.380
26	SSF09/32	6,9	20,0	138,00	95	190	13,11	16,02	29,13	2,91	273.070
27	SSF09/33	6,9	20,0	138,00	95	190	13,11	16,02	29,13	2,91	474.523
28	SSF09/34	6,9	20,0	138,00	95	190	13,11	16,02	29,13	2,91	147.450

Tabelle 74 Auszug aus dem Auswertungsprotokoll der SZA (für Serie E, HSDX-MC Ma40) / Doppelkehlnahtproben

**Legende zu Tabelle 74:**

H...Blechdicke	B...Schweißnahtbreite	LW...Lastwechsel
A...Querschnittsfläche der Schweißnähte normal zur Belastung		
$\sigma_a$ ...Ausschlagsspannung	$\Delta\sigma=2\sigma_a$	$F_a$ ...Ausschlagskraft
$F_m$ ...Mittelkraft	$F_o$ ...Oberkraft	$F_u$ ...Unterkraft
LW...Lastwechsel		

Die Ergebnisse sind in Diagramm 5 ersichtlich. Es zeigt sich deutlich, dass der A7-MC eine höhere Schwingenspielzahl aufweist als der HSDX-MC Ma40. Bei den zwei HSDX-MC Ma40 Serien wurden weiters festgestellt, dass die Serie E über der Serie D liegt. Verantwortlich hierfür ist, dass bei der Serie E der Schweißnahtübergang zum Grundwerkstoff verschliffen wurde (Abbildung 221b). Dadurch wurde der Kerbfall im Übergang gemindert<sup>285 286</sup>.

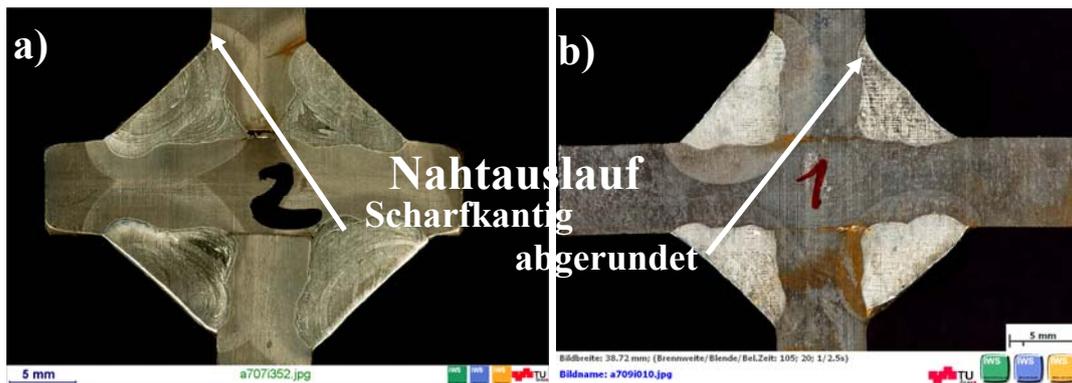
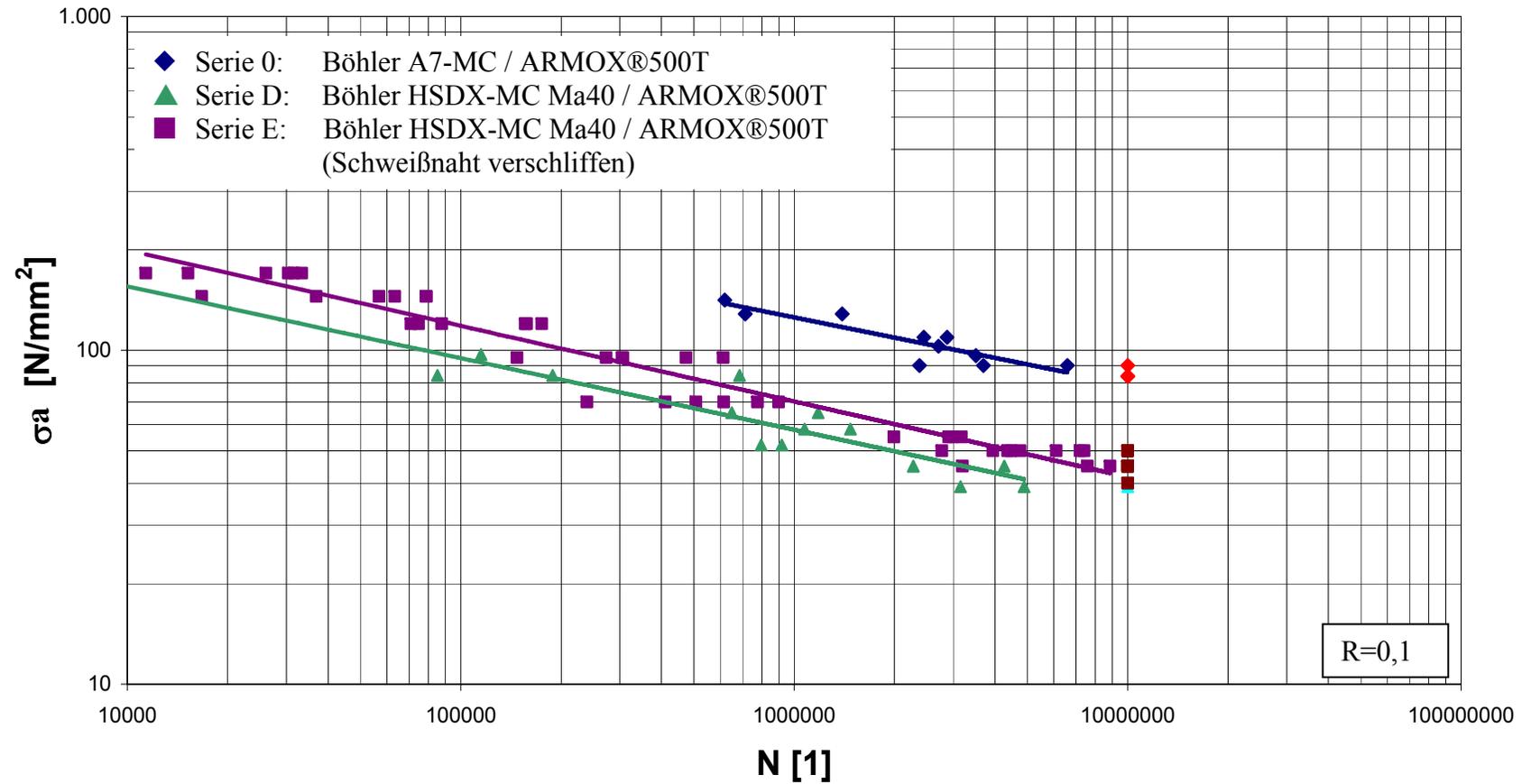


Abbildung 221 Verringerung des Kerbfalls beim Schweißnahtübergang; a) Serie D; b) Serie E (verschliffen)

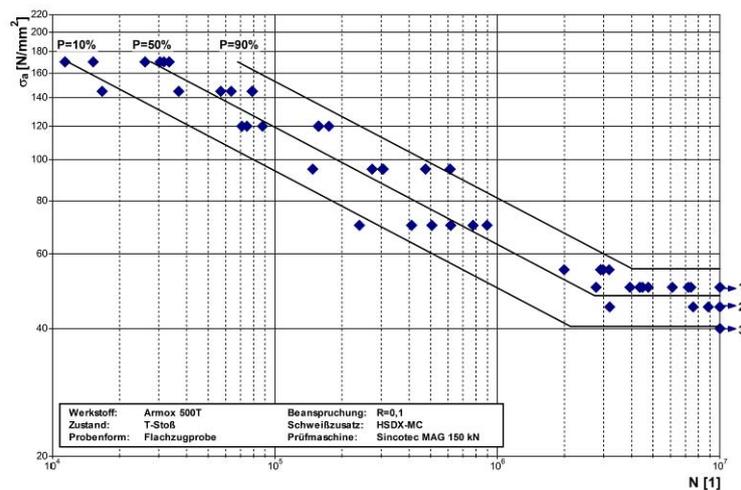
<sup>285</sup> Wilhelm Matek, Dieter Muhs, Herbert Wittel, Manfred Becker; Roloff/Matek Maschinenelemente; Vieweg-Verlag; 13. überarbeitete Auflage; 1994, S. 47

<sup>286</sup> Alfons Esderts, Johannes Willen, Clausthal-Zellerfeld; Lebensdauerabschätzung für Kehlnahtverbindungen; Carl Hanser Verlag, München, MP Materialprüfung, Jahrgang 48 (2009) 9

## Dauerschwingversuch



**Diagramm 5** Wöhlerlinien 8ausgleichsgerade9 von Doppel-T-Kehlnahtproben der zu vergleichenden Schweißzusätze, A7-MC und HSDX\_MC Ma40 unverschliffen und verschliffen

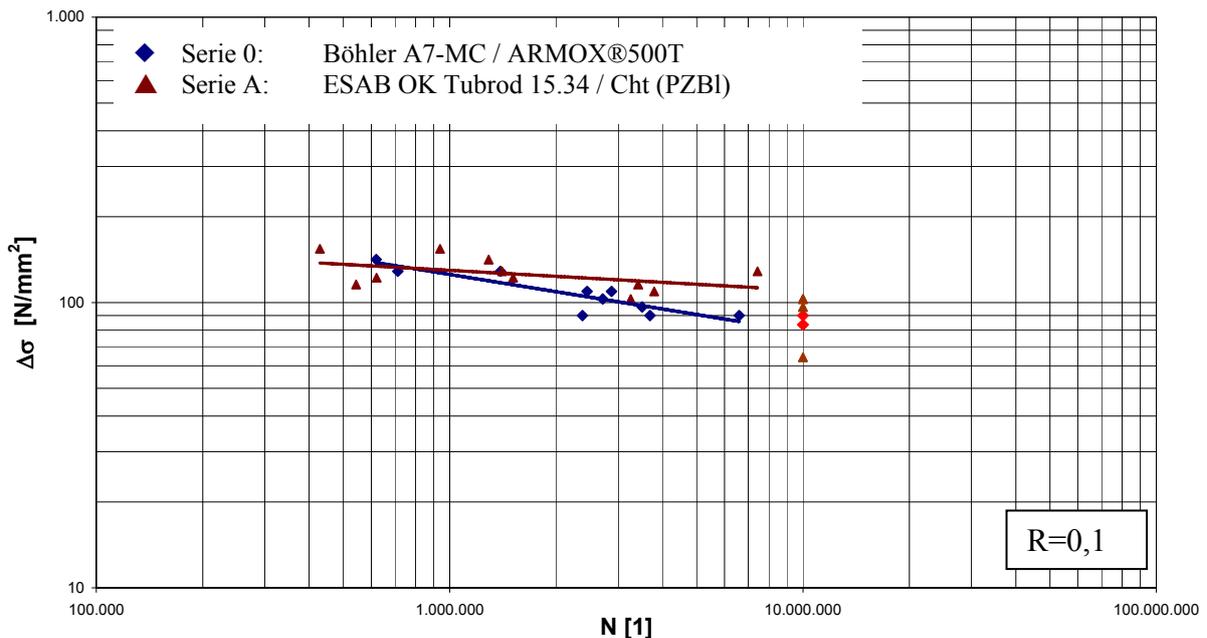


**Diagramm 6** Wöhlerkurve der Serie E des HSDX-MC Ma 40, verschliffen von SZA Wien (Angabe der Versagenswahrscheinlichkeit)

6.9.6.5 Vergleich Schwingfestigkeit Böhler A7-MC und ESAB OK Tubrod 15.34

Als Vergleich seien hier nur die Dauerfestigkeitschaubilder (Diagramm 7), der beiden konkurrierenden Hersteller Böhler A7-MC und ESAB Tubrod 15.34 Fülldraht gegenüber gestellt. Hierbei handelt es sich um dasselbe Legierungskonzept 18/8Mn (Manganaustenit). Im Vergleich schneiden der A7-MC sowie der Tubrod 15.34 ähnlich gut ab. Wobei der A7-MC etwas geringere Werte bei höheren Schwingungszahlen zeigt (steileren Abfall). Es muss aber beachtet werden, dass der Tubrod 15.34 mit dem Grundwerkstoff Cht(PZBl) verschweißt wurde, der von den mechanischen Eigenschaften vermutlich nicht dem Armox® 500T entspricht.

**Dauerschwingversuch Vergleich Serie 0 und A**



**Diagramm 7** Wöhler-Linie der Doppel-T-Kehlnahtproben A7-MC und ESAB OK Tubrod 15.34

6.9.6.6 Statistische Auswertung der Risslagen

Hierbei wurde festgestellt, dass die Risse an zwei markanten Stellen beginnen. In Abbildung 222 ist zu erkennen, dass diese entweder an der Nahtflanke (Übergang Schweißgut / Grundwerkstoff) oder in der Wurzel, besonders wenn Poren vorhanden sind eingeleitet werden. Die Risseinleitung bzw. -bildung kann aber auch an beiden Stellen erfolgen (Abbildung 222c). Bei den überschlifften Proben aus der Serie E HSDX-MC Ma40 ändert sich zwar der Rissausgangsbereich nicht markant, aber es ist ersichtlich, dass bei diesen die kombinierte Risseinleitung (Wurzel und Nahtflanke) häufiger auftritt. Dies konnte mit Tabelle 75 gezeigt werden. Markante Risseinleitungspunkte sind im Kapitel 14.5 (Seite 244) für die jeweiligen Serien zu entnehmen.



Abbildung 222 Stellen der Risseinleitung; a) Nahtflanke Serie 0 A7-MC, b) Wurzel Serie A ESAB OK Tubrod 15.34, c) Wurzel mit Nahtflanke Serie E HSDX-MC Ma40

Serie	Proben- flanke verschliffen ja/nein	Anzahl der Proben					
		Proben- anzahl	Bruch- anzahl und Bruchlage	Durchläufer kein Bruch	Risseinleitung		
					Naht- flanke (GW)	Wurzel (SG)	Nahtauslauf +Wurzel (GW/SG)
0	nein	14	3 (GW)	3	7	0	1
A	nein	15	4 (3GW,1SG)	4	5	1	1
B	nein	19	1 (GW)	2	14	0	2
C	nein	25	0	5	9	8	3
D	nein						
E	ja	60	3 (GW)	15	17	14	11

Tabelle 75 Dauerschwingversuch Kehlnahtproben; Stellen der Risseinleitung, statistische Auswertung

- 0...A7-MC mit Armox® 500T
- A...ESAB OK Tubrod 15.34 mit Cht (PZBI)
- B...HSDX-MC Ma35 mit Armox® 500T
- C...HSDX-MC Ma35 mit Armox® 440T
- D...HSDX-MC Ma40 mit Armox® 500T
- E...HSDX-MC Ma40 mit Armox® 500T

## 7 Zusammenfassung

In dieser Diplomarbeit wurden prozessbegleitende Untersuchungen bei der Neuentwicklung eines Metallpulverfülldrahtes zum Verbinden hochfester thermo-mechanischer-Stähle, hier speziell des Armox® 500T, ohne Wärmevor- und Wärmenachbehandlung durchgeführt. Hierbei wurden vier Entwicklungsmassen hochfester Superduplex Metallpulverfülldrähte (HSDX-MC) und eine A7-MC (Typ 18-8Mn) Masse der Firma Böhler Schweißtechnik Kapfenberg (BSGA) hinsichtlich Ausfließverhalten, Einbrand, Metallurgie und Kaltrissanfälligkeit des Mischschweißgutes untersucht. Weiters wurden die mechanischen Eigenschaften der Kehlnähte an Hand von Bruchprüfungen und Minizugproben untersucht und miteinander verglichen.

### A7-MC (18/8Mn):

Ist ein altbewährter Mn-legierter austenitischer Schweißzusatz, welcher vor allem zum Verbinden von hochfesten Werkstoffen verwendet wird. Er ist heißrissicher verschweißbar, da er einen Delta-Ferrit-Gehalt von bis zu 5% aufweist. Zusätzlich ist der Austenit instabil, d.h. dieser bildet Umformmartensit wobei sich, das Mischschweißgut bei Verformung verfestigt.

### HSDX-MC:

Ist ein neuartiger Schweißzusatz, hoch Cr-haltig, Ni-, Mo- und N-legiert, welcher den A7-MC vor allem auf Grund der höheren Festigkeit ablösen soll (Projektausgangssituation). Er sollte eine zu A7-MC vergleichbare Bruchdehnung aufweisen, wobei die Festigkeit um >30% gesteigert werden soll. Die Legierung baut auf dem Standard Duplex System 25/9CuT (25%Cr, 9%Ni) auf. Zur Festigkeitssteigerung musste ein überlegiertes Superduplex-System entwickelt werden, dessen Eigenschaften sich erst durch die Aufmischung des Grundwerkstoffes einstellen. Dadurch wurde das Legierungskonzept des Standard Duplex 25/9CuT nach 40 Entwicklungsmassen zum HSDX-MC Ma40 modifiziert.

## **Vergleichende Untersuchungen A7-MC mit HSDX-MC**

### Herstellung der Kehlnahtproben

Die Kehlnähte geschweißt mit dem A7-MC sowie den HSDX-MC Metallpulverfülldrähten wurden an einer MAG-Schweißanlage TPS5000 (BSGA) bzw. einer CMT Schweißanlage (Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik TU Graz) durchgeführt.

Dabei wurden die Parameter Schweißgeschwindigkeit, Schweißstrom und -spannung annähernd konstant gehalten, d. h. die Streckenenergie lag jeweils bei ca. 7kJ/cm. Der Einbrand beim HSDX-MC betrug ca. 30% gegenüber ca. 23% bei A7-MC.

### Ätzversuche bei HSDX-MC, Masse 35:

Ein schwieriges Unterfangen war die Findung eines geeigneten Ätzmittels für die Metallografie. Dabei war es nicht möglich, ein Ätzmittel zu finden, welches den martensitischen Grundwerkstoff Armox® 500T und das Superduplexschweißgut gleich gut und vor allem bei gleichen Ätzzeiten kontrastiert. Die einzige Möglichkeit bestand darin, die Proben in zwei Durchläufen zu ätzen. Dadurch war es möglich, bei größerem Arbeitsaufwand, den Grundwerkstoff sowie das Schweißgut sehr gut zu kontrastieren. Da man für die metallografische Untersuchungen aber hauptsächlich gute Gefügebilder des Schweißgutes benötigte, entschied man sich am Ende für das Niederschlagsätzmittel (Farbätzmittel) Beraha II.

### Metallografie:

Bei den metallografischen Untersuchungen wurde bei HSDX-MC Kehlnähten gegenüber dem A7-MC ein schlechteres Ausfließverhalten (Benetzung) festgestellt. Zusätzlich tritt beim HSDX-MC Porenbildung in der Wurzel auf. Dies ist auf den nicht effundierenden Stickstoff, von den Nitriden der Füllung stammend, zurückzuführen. Auch im Schweißgut treten bei HSDX-MC vereinzelt Poren auf. Bei A7-MC treten nur geringfügige Poren in der Wurzel auf. Der A7-MC sowie auch der HSDX-MC weisen eindeutig Einschwemmungen vom Grundwerkstoff her auf. Zusätzlich wurden beim HSDX-MC nicht aufgeschmolzene Mo-Teilchen, aus der Füllung stammend, lokalisiert.

### Delta-Ferrit-Bestimmung:

Hinsichtlich des Delta-Ferrit-Gehaltes kann gesagt werden, dass sich dieser von ca. 5% (A7-MC) auf fast 30% (HSDX-MC Ma40) erhöht. Diese Untersuchung stützt sich auf drei angewandten Analysemethoden. Dabei wurde festgestellt, dass mit den Ni-Cr-Äquivalent-Diagrammen (Schäffler, De-Long, WRC 1992) nur eine grobe Abschätzung hinsichtlich des Delta-Ferrit-Gehaltes gemacht werden kann. Hingegen stimmen die metallografischen und die Untersuchungen mit dem Fischer FERITOSCOPE MP30® für den HSDX-MC Ma 40 gut überein (29% bzw. 24%  $\delta$ -Ferrit). Die HSDX-MC Massen 9 und 13 weisen mit 15 und 26% weniger Delta-Ferrit auf als die fertige Entwicklungsmasse Ma40. Masse HSDX-MC Ma35 weist einen Delta-Ferrit-Gehalt von ca. 45% auf. Bei dieser wurden jedoch Probleme hinsichtlich Heißriss-Anfälligkeit festgestellt.

### Kaltrisstest CTS (schärfenregulierte thermische Prüfung):

Bei der Kaltrissuntersuchung des Mischschweißgutes wurde mit dem selbstbeanspruchenden CTS-Test festgestellt, dass weder der A7-MC noch der HSDX-MC Ma40 Fülldraht Kaltrisse aufwies. Beim HSDX-MC wurden zwar Risse im Wurzelspalt lokalisiert, dabei handelt es sich jedoch um Heißrisse, da der Riss eindeutig im austenitischen Gefügebestandteil verläuft.

### Bestimmung mechanischer Eigenschaften:

Bei der Bruchprüfung nach ÖNORM EN 1320 schnitt der HSDX-MC sehr gut gegenüber dem A7-MC ab. Eine Steigerung der Bruchkraft um 40%, auf ca. 16kN wurde bei der 50mm langen einlagigen Kehlnaht erreicht. Bei den zweilagigen Kehlnähten wurde die Bruchkraft sogar auf >51kN (+54%) gesteigert. Die Bruchflächen lagen hierbei in den Schweißgütern.

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Mischschweißgutes wurden aus den Kehlnähten Minizugproben erodiert. Die Zugfestigkeit stieg bei HSDX-MC längs der Schweißnaht auf mindestens 841MPa (+30%), und quer dazu (45°) sogar auf min. 923MPa an im Vergleich zu A7-MC. Die Beibehaltung der Bruchdehnung von 46% (A7-MC) konnte nicht erreicht werden. Der Minimalwert lag für HSDX-MC bei 34%.

Die Steigerung der Zugfestigkeit spiegelt sich auch bei der Vickershärteprüfung wieder, d.h. Zunahme von ca. 162HV10 (A7-MC) auf 249HV10 (HSDX-MC) bzw. von 210HV5 auf 265HV5. Der ermittelte Umwertungsfaktor von Härte auf Zugfestigkeit liegt bei den Schweißgütern bei 3,44\*HV.

### Schwingungsprüfung an Doppel-T-Proben:

Die Schwingfestigkeit wurde an Hand von Wöhler-Linien bestimmt. Hier sank im Vergleich zu A7-MC die ertragbare Ausschlagspannung für HSDX-MC um ca. 60MPa. Bei den Risseinleitungsstellen wurde festgestellt, dass diese bei A7-MC zumeist an der Nahtflanke lagen. Hingegen entstehen bei HSDX-MC Risse zumeist an zwei Stellen, an der Nahtflanke und an der Wurzel. Für die Schwingungsfestigkeit bzw. Lebensdauer einer Schweißnaht ist der Kerbfaktor entscheidend. Dies wurde bei der letzten Prüfsérie des HSDX-MC ersichtlich: Hierbei wurde die Schweißnaht verschliffen. Dies brachte eine Steigerung der Ausschlagspannung um ~10MPa mit sich.

## 8 Ausblick

Durch die Neueinführung des Minizugversuches wurde es möglich, genaue Zugversuchsdaten des Mischschweißgutes an artfremden Kehlnähten zu erhalten. Diese sind bei einer FE-Berechnung sehr hilfreich, siehe als Beispiel Marc Mentat (Abbildung 223 und Abbildung 224). Es wurde hier ansatzweise versucht, die Spannungen nach Mises bei einer simulierten Bruchprüfung abzubilden. Dabei wurde aber kein Versagenskriterium definiert, da mit dieser Simulation gezeigt werden sollte, welches Potenzial in den Minizugversuchen steckt. Mit diesen Versuchen ist es möglich, nicht nur das Mischschweißgut und den Grundwerkstoff, sondern auch die gesamte Wärmeeinflusszone und die weiche Zone mechanisch-technologisch abzubilden.

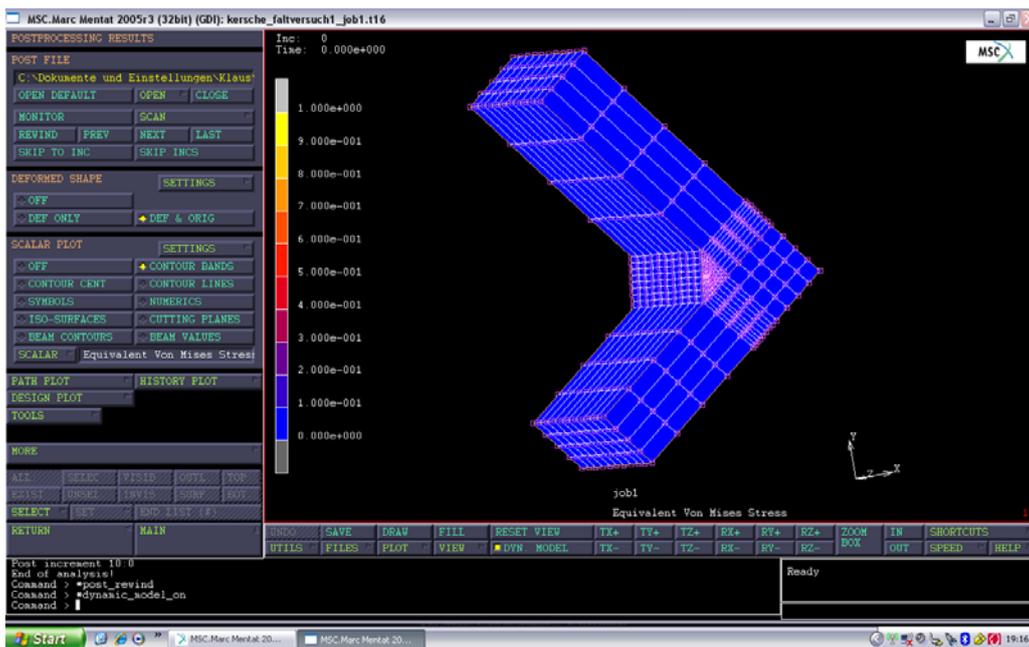


Abbildung 223 Simulationsvorstudie für HSDX-MC und ArmoX® 500T<sup>287</sup>

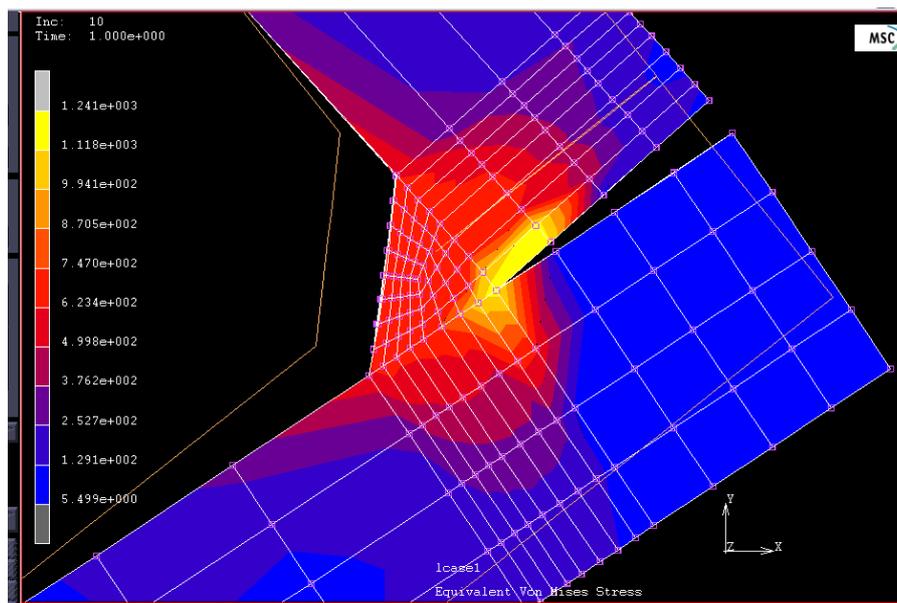


Abbildung 224 Simulationsvorstudie für HSDX-MC und ArmoX® 500T; Schweißnaht Detail

<sup>287</sup> Simulation durch Unterstützung von Hrn. Maierbrugger, TUG

## 9 ABBILDUNGSVERZEICHNIS

Abbildung 1 Entwicklung der TM Stähle .....	5
Abbildung 2 Logo der fusionierten 3 Firmen <sup>20</sup> .....	10
Abbildung 3 Produkte der Firma SSF, (li) Schützenpanzer Ulan, (mitte) Radpanzer Pandur, (re) Geschützturm SP 30 <sup>20</sup> .....	11
Abbildung 4 Aufbau einer Hochofenanlage.....	13
Abbildung 5 Schematischer Aufbau eines Hochofens .....	15
Abbildung 6 Windfrischverfahren .....	16
Abbildung 7 a) Henry Bessemer (1813-1898) b) Sidney Gilchrist Thomas (1850-1885) .....	16
Abbildung 8 a) Friedrich Siemens (1826-1904) b) Pierre Emile Martin (1824-1915).....	17
Abbildung 9 Aufbau eines Siemens Martin Ofen .....	18
Abbildung 10 LD-Konverter.....	18
Abbildung 11 Elektrolichtbogen-Verfahren.....	19
Abbildung 12 Aufbau einer Stranggussanlage.....	21
Abbildung 13 Stahlgussblöcke a) unberuhigter Stahl, b) halbberuhigter Stahl, c) beruhigter Stahl .....	21
Abbildung 14 a) Schema Quartowalzwerk, b) Quartowalzen.....	22
Abbildung 15 Mögliche Verfahren zur Grobblechherstellung .....	23
Abbildung 16 Verschiedene Abkühlmodi beim TM-Walzen .....	24
Abbildung 17 Verschiedene Abkühlraten eines Stahles (0,15%C, 1,4%Mn, 0,04Nb) <sup>49</sup> .....	24
Abbildung 18 Fließgrenze von $\alpha$ -Eisen in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte $\rho_{53}$ <sup>53</sup> .....	25
Abbildung 19 Verformbarkeit im Grobkorn- und Feinkornbaustahl .....	26
Abbildung 20 Einfluss einzelner Legierungsbestandteile auf die Streckgrenze im Eisen.....	27
Abbildung 21 Temperatureinfluss auf die Streckgrenze einzelner Legierungsbestandteile <sup>58</sup> .....	27
Abbildung 22 a) Schneiden kohärenter, b) Umgehen inkohärenter Teilchen .....	28
Abbildung 23 Härtemechanismus in Abhängigkeit der Teilchengröße. $\tau_0$ ... Orowan-Spannung, $\tau_s$ ... Schneidspannung .....	29
Abbildung 24 In acht Schritten zum fertigen Stahlblech .....	30
Abbildung 25 Längsschliff Armox® 500T, Beraha II Ätzung .....	35
Abbildung 26 Arbeitsprinzip optisches Emissionsspektrometer .....	36
Abbildung 27 Schäfflerdiagramm a) chem. Analyse Böhler b) Magna Graz .....	37
Abbildung 28 Aufbau einer Fülldrahtelektrode .....	40
Abbildung 29 Schema des Tropfenübergangs beim MAG-Schweißen mit Fülldrahtelektrode .....	40
Abbildung 30 Querschnittsformen von Fülldrähten.....	41
Abbildung 31 Produktionsablauf bei der Fülldrahtherstellung .....	42
Abbildung 32 Tropfenübergang bei Massivdraht und Fülldrahtelektrode .....	43
Abbildung 33 Lichtbogenarten bei Metallpulverfülldraht .....	43
Abbildung 34 Funktionsprinzip des Elektronenstrahles im REM.....	44
Abbildung 35 Energieschalen eines Atoms.....	45
Abbildung 36 EDX-Spektrum A7-MC Fülldraht.....	46
Abbildung 37 Fülldraht A7-MC a) BSE-Bild; b) Mapping .....	47
Abbildung 38 Fülldraht HSDX-MC Ma35, a) BSE-Bild; b) Mapping .....	47
Abbildung 39 Fülldraht HSDX-MC Ma40, a) BSE-Bild; b) Mapping .....	47
Abbildung 40 Flächenberechnung mit KS400-Software .....	48
Abbildung 41 Übersicht Schweißverfahren .....	49
Abbildung 42 MAG-Schweißanlage.....	50
Abbildung 43 Prozessregelung der CMT-Anlage.....	51
Abbildung 44 Aufbau einer CMT-Schweißanlage.....	51
Abbildung 45 a) Bildung eines Lichtbogen b) Vorgänge im Lichtbogen .....	53
Abbildung 46 $\Delta I$ -Regelung beim MAG-Schweißen und dazugehöriges Blockschaltbild.....	53
Abbildung 47 Kräfte beim Tropfenübergang.....	54
Abbildung 48 Formen des Tropfenüberganges .....	55
Abbildung 49 Tropfenübergang bei a) Mischgas und b) CO <sub>2</sub> .....	55
Abbildung 50 Lichtbogen Einsatzbereiche .....	55
Abbildung 51 Sprühlichtbogen .....	56
Abbildung 52 Langlichtbogen <sup>122</sup> .....	56
Abbildung 53 Kurzlichtbogen <sup>122</sup> .....	56
Abbildung 54 Impulslichtbogen.....	57
Abbildung 55 Gleichrichtwert <sup>125</sup> .....	58
Abbildung 56 Brückenschaltung und dazugehöriger Strom- und Spannungsverlauf <sup>126</sup> .....	59

Abbildung 57 a) Impulsfrequenz b) Impulshöhe und Impulsdauer ..... 59

Abbildung 58 Tropfenübergang HSDX Ma 40 Fülldraht ..... 60

Abbildung 59 Strom-/Spannungsverlauf des HSDX-MC Ma40 ..... 61

Abbildung 60 Auswertung des Stromimpulses bei 70 ms aus Abbildung 59 ..... 61

Abbildung 61 Linsen- und plattenförmige Cr<sub>2</sub>N-Ausscheidungen (ε) an der δ/γ-Phasengrenze. TEM-Aufnahme (SDX-Schweißgut 0,012C-0,23Si-0,83Mn-28,8Cr-8,1Ni-2,03Mo-0,03Cu-0,39N) ..... 62

Abbildung 62 Ausscheidungsverhalten Duplexschweißgut ..... 63

Abbildung 63 Bildung Sekundäraustenit im Schweißgut HSDX-MC Ma35 ..... 63

Abbildung 64 a) Zustandschaubild Eisen-Chrom, b) Bildung von sekundärem Austenit γ<sub>2</sub> und σ-Phase durch Wärmebehandlung 850°C/810s (SDX-Schweißgut 0,012C-0,23Si-0,83Mn-28,8Cr-8,1Ni-2,03Mo-0,03Cu-0,39N) ..... 64

Abbildung 65 Phasenschaubild Duplex-Stahl X2CrNiMoN22 5 3 ..... 65

Abbildung 66 Dreistoffsystem Eisen-Nickel-Chrom ..... 67

Abbildung 67 Konzentrationschnitte bei verschiedenen Cr:Ni Verhältnissen ..... 68

Abbildung 68 Gebildeter Sekundäraustenit im Mischschweißgut HSDX-MC Ma40 ..... 68

Abbildung 69 Probenentnahme a) ein- und b) zweilagige Kehlnahtschweißung A7-MC ..... 71

Abbildung 70 Probenentnahme Einlagen-Kehlnahtschweißung HSDX-MC Ma35 ..... 71

Abbildung 71 Probenentnahme zweilagige Kehlnahtschweißungen HSDX-MC Ma35 ..... 71

Abbildung 72 Probenentnahme a) ein- und b) zweilagige Kehlnahtschweißung HSDX-MC Ma40 ..... 71

Abbildung 73 Methoden der metallografischen Probenentnahme ..... 72

Abbildung 74 Mögliche Probeneinspannhalterungen ..... 72

Abbildung 75 Erstarrungsprinzip Kalt- und Warmeinbettmittel ..... 73

Abbildung 76 Warmeinbettpresse CitoPress® 20, Fa. Struers ..... 73

Abbildung 77 Elektro- Gravierer Signograph® ..... 74

Abbildung 78 Methoden zum Schleifen und Polieren ..... 74

Abbildung 79 Schleif- und Poliersystem TegraPol-31 und MD-System ..... 75

Abbildung 80 NAP-Tuch, Polierpaste und Kühlmedium (Diamantsuspension), von links nach rechts ..... 76

Abbildung 81 Aufbau oberflächennaher Bereich eines geschliffenen und polierten Anschliffes ..... 76

Abbildung 82 Methoden zum metallographischen Ätzen ..... 77

Abbildung 83 Gefügebilder Armox® 500T: li. richtige Ätzung, re. Überätzung (zu lange Ätzzeit) ..... 79

Abbildung 84 Schematischer Aufbau elektrolytisches Ätzen ..... 80

Abbildung 85 Stromdichte-Potenzial-Kurve<sup>162</sup> ..... 80

Abbildung 86 A7-MC: a) einlagige; b) zweilagige Kehlnahtschweißung; ; Zusammensetzung: 0,103C-0,55Si-6,31Mn-18,75Cr-9,19Ni-0,024N<sub>2</sub> 0,014P/0,011S ..... 88

Abbildung 87 A7-MC einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 86a, Matrix orange: Austenit, Martensit und Delta-Ferrit schwarz ..... 88

Abbildung 88 A7-MC einlagige Kehlnaht, Detail 2 aus Abbildung 86a, Martensit M und Delta-Ferrit F ..... 89

Abbildung 89 A7-MC Wurzelporen: a) einlagige b) zweilagige Kehlnahtschweißung ..... 89

Abbildung 90 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 86b (Decklagen) ..... 90

Abbildung 91 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 2 aus Abbildung 86b (Decklagen) ..... 90

Abbildung 92 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 3 (Wurzel) aus Abbildung 86b ..... 90

Abbildung 93 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 4 aus Abbildung 86b ..... 91

Abbildung 94 A7-MC zweilagige Kehlnaht, Detail 5 aus Abbildung 86b ..... 91

Abbildung 95 Lage 25/9 Schweißgut im Schäffler Diagramm, mit eingezeichnetem Super Duplex Gebiet ..... 92

Abbildung 96 HSDX-MC Ma9 einlagige Kehlnaht, Probe 19g stehend geschweißt, gependelt; Zusammensetzung: 0,024C-0,735Si-1,16Mn-25,52Cr-3,44Mo-9,56Ni-0,2N 0,022P/0,016S ..... 93

Abbildung 97 HSDX-MC Ma9 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 96 ..... 93

Abbildung 98 HSDX-MC Ma9 einlagige Kehlnaht, Detail 2 martensitischer Saum (Einschwemmung) ..... 94

Abbildung 99 HSDX-MC Ma13 einlagige Kehlnaht, Probe 2s stehend geschweißt; Zusammensetzung: 0,024C-0,62Si-0,98Mn-31,2Cr-4,55Mo-12,04Ni-0,2N 0,019P/0,01S ..... 95

Abbildung 100 a-e) HSDX-MC Ma13 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 99, Delta Ferrit kommt netz-/wurmartig ..... 96

Abbildung 101 a-e) HSDX-MC Ma13 einlagige Kehlnaht, Detail 2/Schmelzlinie aus Abbildung 99 ..... 96

Abbildung 102 HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnahte, a) Schweißung 35/1, b) Schweißung 35/2; Zusammensetzung: 0,028C-0,7Si-01,37Mn-31,33Cr-5,18Mo-12,04Ni-0,21N 0,019P/0,014S ..... 97

Abbildung 103 a-c) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 102a ..... 97

Abbildung 104 a-b) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 102b ..... 97

Abbildung 105 a-c) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Porenbildung im Bereich 2 und 3, aus Abbildung 102b ..... 98

Abbildung 106 HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht: EDX-Analyse an Ablagerung einer Wurzelpore [FELMI ZFE TUG] ..... 98

Abbildung 107 a-b) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, Einschwemmung im Bereich 2 aus Abbildung 102b ..... 98

Abbildung 108 a-c) HSDX-MC Ma35 einlagige Kehlnaht, a) REM-Aufnahmen im Bereich 2 (Linescan), b) mapping, c) linescan aus Abbildung 102b ..... 99

Abbildung 109 a-b) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, a) Schweißung 1, b) Schweißung 2 ..... 100

Abbildung 110 a-c) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Detail 1 aus Abbildung 109a ..... 100

Abbildung 111 a-c) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Detail 2 Schmelzlinie aus Abbildung 109a ..... 100

Abbildung 112 a-e) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Schweißung 2, Detail 1 aus Abbildung 109b-Heißreisse ..... 101

Abbildung 113 a-b) HSDX-MC Ma35 zweilagige Kehlnaht, Schweißung 2, Detail 2 und 3 aus Abbildung 109b ..... 101

Abbildung 114 HSDX-MC Ma40: a) einlagige, b) zweilagige Kehlnaht; Zusammensetzung: 0,025C-0,58Si-1,37Mn-31,9Cr-4,86Mo-12,6Ni-0,21N 0,016P/0,013S ..... 102

Abbildung 115 a-b) HSDX-MC Ma40, einlagige Kehlnaht; Detail 1 aus Abbildung 114a ..... 102

Abbildung 116 a-b) HSDX-MC Ma40, zweilagige Kehlnaht; Detail 1 aus Abbildung 114b ..... 102

Abbildung 117 a-c) HSDX-MC Ma40, einlagige Kehlnaht, Detail 2 Schmelzlinie aus Abbildung 114a ..... 103

Abbildung 118 a-c) HSDX-MC Ma40 zweilagige Kehlnaht, Detail 2 aus Abbildung 114b ..... 103

Abbildung 119 a) Einschluss in der Mehrlagen Kehlnahtschweißung; b) Mapping am gefundenen Einschluss ..... 103

Abbildung 120 a-b) Linescan Einschluss aus Abbildung 119b, HSDX-MC Ma40 ..... 104

Abbildung 121 a-b) HSDX-MC Ma40 einlagige Kehlnaht, a) Detail 2, b) Detail 4 aus Abbildung 114a ..... 104

Abbildung 122 a-c) HSDX-MC Ma40 zweilagige Kehlnaht, a) Detail 4, b) Detail 4, c) Detail 5 aus Abbildung 114b ..... 104

Abbildung 123 Prinzipskizzen zur Ermittlung der Aufmischungen verschiedener Schweißnähte ..... 105

Abbildung 124 Einschwemmung im HSDX-MC Ma40 Schweißgut ..... 105

Abbildung 125 EDX-Analyse bei Schwarz-Weiß-Verbindungen nach Ornath<sup>178 177</sup> ..... 106

Abbildung 126 a) Einfluss von Ni, Cr auf die  $M_s$ -Temperatur nach Eichelmann und Hull; b) Einfluss von Kohlenstoff auf  $M_s$  und  $M_f$ <sup>178</sup> ..... 106

Abbildung 127 KS400 Programm zum Bestimmen der Aufmischung ..... 107

Abbildung 128 a) Maurer Diagramm b) Schöffler Diagramm ..... 109

Abbildung 129 Einfluss Mangan auf  $M_s$ -Linie nach Kotecki im WRC-1992 Diagramm ..... 110

Abbildung 130 Modifiziertes Schöffler-Diagramm ..... 111

Abbildung 131 DeLong Diagramm ..... 112

Abbildung 132 WRC 1988 ..... 113

Abbildung 133 WRC 1992 Diagramm ..... 113

Abbildung 134 Einlagige Kehlnaht HSDX-MC Ma40, Delta-Ferrit-Bestimmung aus 4 markierten Bereichen ..... 115

Abbildung 135 Mikrostruktur Schweißgut HSDX-MC Ma40; Beraha II-Ätzung (orange-Austenit, schwarz-Delta-Ferrit), Vergrößerung 200x ..... 115

Abbildung 136 Details 1-4 wie in Abbildung 135 markiert zur quantitativen  $\delta$ -Ferritauswertung, Vergrößerung 500x ..... 116

Abbildung 137 Oberfläche KS400 Software zur Delta-Ferrit Bestimmung ..... 116

Abbildung 138 a,b) Erstarrungsform des A7-MC Schweißgutes ..... 122

Abbildung 139 Wirkungsweise der magnetinduktiven Messung an Hand einer Plattierung ..... 123

Abbildung 140 Ummagnetisierungskurve a) weich, b) hart magnetischer Werkstoff ..... 124

Abbildung 141 Vergleich Delta-Ferrit in % und Ferrit-Nummer ..... 124

Abbildung 142 Kalibrierplatten für FERITSCOPE® der Fa. Fischer inklusive Zertifikat ..... 125

Abbildung 143 Feritscope® MP30<sup>215</sup> ..... 125

Abbildung 144 Anordnung der Messpunkte des Feritscope® bei: a) einlagige, b) zweilagige Kehlnaht ..... 126

Abbildung 145 Hebelgesetz im Zweistoffsystem ..... 127

Abbildung 146 Entstehung von Heißrissen ..... 129

Abbildung 147 a) typischer Heißriss im austenitischen Schweißgut; b) Heißriss im HSDX-MC Ma35 Schweißgut ..... 130

Abbildung 148 Heißrissflächen im REM. a) dendritische Struktur, b) Zipfelstruktur ..... 130

Abbildung 149 Auftretender Heißriss im HSDX-MC Ma35 Schweißgut bei einer Mehrlagenschweißung Detail aus Abbildung 147b ..... 131

Abbildung 150 Veränderung der Legierungsfestigkeit und der Beanspruchung des Metalls nach Probst und Herold ..... 132

Abbildung 151 Dilatationsriss in der WEZ eines unlegierten Baustahles St 35.8. .... 132

Abbildung 152 Schematische Darstellung selbstbeanspruchenden Heißrissprüfverfahren. a) Zug- und Biegeprüfung, b) Doppelkehlnahtprobe, c) Zylinderprobe, d) Ringnutprobe, Ringsegmentprobe, Circular Patch Test <sup>231</sup> ..... 134

Abbildung 153 Schematische Darstellung fremdbeanspruchter Heißrissprüfverfahren. a) Heiß-Zug-Versuch in der Gleeble, b) Heiß-Deformationsrate-Versuch (HDR-Test), c) Programmierter-Verformungsriß Test (PVR-Test), d) Vareststraint Test, e) Transvareststraint Test <sup>231</sup> ..... 134

Abbildung 154 Einflussfaktoren für die Kaltrissbildung ..... 135

Abbildung 155 Klassifizierung der Kaltrisse nach IIW - Doc. 384-71 ..... 135

Abbildung 156 Kaltrisse: a1) in WEZ Unternahtriss; a2) Detail / b1) in der Wurzel austenitisches Schweißgut 29-9-3 Mo, b2) Detail ..... 136

Abbildung 157 Effundierender Wasserstoff aus Schweißnaht ..... 137

Abbildung 158 a) Wasserstofflöslichkeit in ferritischen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur, b) Diffusionskoeffizient für Wasserstoff in ferritischen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur ..... 137

Abbildung 159 Wasserstoffmenge unterhalb der Schmelzlinie mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt ..... 138

Abbildung 160 Verwendete Kaltrissprüfverfahren und deren Anwendung ..... 139

Abbildung 161 Konstruktionszeichnung CTS-Prüfkörper ..... 140

Abbildung 162 Vorrichtung zur Herstellung der Prüfnähte ..... 141

Abbildung 163 Anordnung für Kühlbad ..... 142

Abbildung 164 Zerteilen des Prüfstückes ..... 142

Abbildung 165 a) Lage der Härteeindrücke; b) Messung der Schenkellänge ..... 143

Abbildung 166 Draufsicht CTS-Probe ..... 144

Abbildung 167 Seitenansicht CTS-Probe ..... 145

Abbildung 168 a) Prüfaufbau zum Schweißen der Prüfnähte, b) Schweißen in Wannennlage ..... 145

Abbildung 169 Fertiggeschweißte CTS-Probe, Schweißzusatz A7-MC ..... 145

Abbildung 170 Frei aufgetregenes Schweißgut HSDX-MC Ma40 auf ARMOX® 500T a) Übersicht, b) Queransicht der Proben für die Heißextraktionsprüfung ..... 146

Abbildung 171 CTS-Proben Bindefehler im Wurzelspalt, a) Fülldraht A7-MC, Probe 2a aus Prüfnah 1, b) Fülldraht HSDX-MC Ma40, Probe 1 aus Prüfnah 1 ..... 147

Abbildung 172 Metallographischer Querschliff, Probe 3b, Prüfnah 2, geschweißt mit HSDX-MC Ma40, geätzt mit Beraha II ..... 147

Abbildung 173 Riss in der Wurzel HSDX-Schweißgut; a) Risslängenvermessung mit Axio Vision, b) Rissverlauf ..... 148

Abbildung 174 Härteprüfung an den Proben 2b, a) A7-MC Prüfnah 2, b) HSDX-MC Ma40 Prüfnah 1 ..... 149

Abbildung 175 Prüflinge für Bruchprüfung, geschweißt mit HSDX-MC Ma35: a) Kehlnah, b) Ecknah ..... 152

Abbildung 176 Prüfstücke für die Bruchprüfung gekerbt und nichtgekerbte Eck- oder Kehlnähte ..... 152

Abbildung 177 Prüfmöglichkeiten einer Kehlnah ..... 152

Abbildung 178 a) Zugprüfmaschine RMC 100, Fa. Zwick (IWS TU Graz), b) Einspannung Prüfstück ersten Versuch ..... 153

Abbildung 179 Einspannung Prüfstücke, zweiter Versuch ..... 153

Abbildung 180 Bruchflächen HSDX-MC Ma35 Schweißgut a) Kehlnahprobe 2 mit Nut b) Kehlnahprobe 1 ohne Nut ..... 155

Abbildung 181 Bruchflächen des HSDX-MC Ma35 Schweißgutes a) Ecknahprobe 3 mit Nut b) Ecknahprobe 4 ohne Nut ..... 155

Abbildung 182 Bruchfläche der Probe HSDX-MC Ma35 (A7/S35/2/1), zweilagige Kehlnah ..... 156

Abbildung 183 Bruchproben einlagigen Kehlnähte; li. HSDX-MC Ma40, re. A7-MC ..... 157

Abbildung 184 Bruchproben zweilagige Kehlnähte; li. HSDX-MC Ma40; re. A7-MC ..... 157

Abbildung 185 Bruchfläche einlagige Kehlnah; a) A7-MC, b) HSDX-MC Ma40 ..... 159

Abbildung 186 Bruchfläche zweilagige Kehlnah; a) A7-MC, b) HSDX Ma40 ..... 159

Abbildung 187 High Speed Aufnahme von aufsteigenden Stickstoffbläschen beim HSDX-MC Ma40, Schweißparameter: I=266A, U=28,9V ..... 159

Abbildung 188 Prinzipskizze Brinell Härteprüfung und der dazugehörenden Formel ..... 160

Abbildung 189 Prinzipskizze Vickers Härteprüfung und der dazugehörenden Formel ..... 161

Abbildung 190 Prinzipsskizze Rockwell Härteprüfung ..... 161

Abbildung 191 Automatische Härteprüfmaschine EMCO MTC 010 ..... 162

Abbildung 192 Einlagige Kehlnah A7-MC und dazugehörendes Härtefeld (HV5) ..... 162

Abbildung 193 Einlagige Kehlnah HSDX-MC Ma9 und dazugehörendes Härtefeld (HV5) ..... 162

Abbildung 194 Einlagige Kehlnah HSDX-MC Ma13 und dazugehörendes Härtefeld (HV5) ..... 163

Abbildung 195 Einlagige Kehlnah HSDX-MC Ma35 und dazugehörendes Härtefeld (HV5) ..... 163

Abbildung 196 Einlagige Kehlnah HSDX-MC Ma40 und dazugehörendes Härtefeld (HV5) ..... 163

Abbildung 197 Zweilagige Kehlnaht A7-MC und dazugehörendes Härtefeld (HV5)..... 164

Abbildung 198 Zweilagige Kehlnaht HSDX-MC Ma35 und dazugehörendes Härtefeld (HV5)..... 164

Abbildung 199 Zweilagige Kehlnaht HSDX-MC Ma40 und dazugehörendes Härtefeld (HV5)..... 164

Abbildung 200 Schwingungsamplitude/Spannungsausbreitung ..... 165

Abbildung 201 Allgemeines Spannung-Dehnungs-Diagramm ..... 169

Abbildung 202  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm a) duktiler Werkstoff; b) Bereich 0-B; c) Bereich B-E; d) spröder Werkstoff... 169

Abbildung 203 Normzugprobe  $\varnothing$ 10mm, L<sub>0</sub>50mm A7-MC (2005)..... 171

Abbildung 204 Minizugprobe aus Kehlnaht A7-MC, E-Modul aus US-Messung..... 172

Abbildung 205 a) Kleinstzugprobe, b) Entnahmestellen Kleinstzugproben zur Bestimmung lokaler Werkstoffeigenschaften ..... 173

Abbildung 206 Probenentnahmestellen der Minizugproben; a) 45° quer zur Schweißnaht, b) einlagige Längsprobe, c) zweilagige Längsnaht ..... 173

Abbildung 207 a) Zugprüfmaschine ZWICK/ROLL Z020, Fa. voestalpine Stahl GmbH, b) und c) Eingespannte Minizugprobe ..... 174

Abbildung 208 Geometrie der Minizugprobe ..... 174

Abbildung 209 Datenreduktionsprogramm, excel ..... 175

Abbildung 210 Minizugproben  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm; a) A7-MC, b) HSDX-MC, E-Modul aus US-Messung ..... 176

Abbildung 211 Metallografische Untersuchung der Minizugprobe (Längsschliff) zur Bestimmung der Messlänge L<sub>0</sub>; a) A7-MC, b) HSDX-MC Ma40; geätzt mit Beraha II ..... 177

Abbildung 212 Minizugproben mikrostruktur in der Plastisch verformten Zone (Beraha II Ätzung): a) HSDX-MC, b) A7-MC; Matrix: Austenit..... 178

Abbildung 213 Kenngrößen schwingender Beanspruchung ..... 181

Abbildung 214 Beanspruchungsarten im Dauerschwingversuch ..... 182

Abbildung 215 Allgemeine Wöhlerkurve beim einstufigen Verfahren ..... 183

Abbildung 216 Streuung der Ergebnisse von Schwingversuchen<sup>284</sup> ..... 183

Abbildung 217 Doppelkehlnahtprobe, Grundwerkstoff ARMOX®500T, Schweißzusatz A7-MC bzw. HSDX-MC..... 184

Abbildung 218 Kehlnahtoberflächen: a) nicht verschliffen Serie 0, A, B, C, D; b) verschliffen Serie E ..... 184

Abbildung 219 a) Pulsator, Fa. SZA-Wien, b) Probenwechsel-Roboter..... 185

Abbildung 220 Bedienoberfläche, Pulsator Software E-Motion II ..... 185

Abbildung 221 Verringerung des Kerbfalls beim Schweißnahtübergang; a) Serie D; b) Serie E (verschliffen) 187

Abbildung 222 Stellen der Risseileitung; a) Nahtflanke Serie 0 A7-MC, b) Wurzel Serie A ESAB OK Tubrod 15.34, c) Wurzel mit Nahtflanke Serie E HSDX-MC Ma40 ..... 190

Abbildung 223 Simulationsvorstudie für HSDX-MC und Armox® 500T ..... 193

Abbildung 224 Simulationsvorstudie für HSDX-MC und Armox® 500T; Schweißnaht Detail ..... 193

## 10 TABELLENVERZEICHNIS

Tabelle 1 Projekt Ausgangssituation; Ist-/Soll Zustand vom Projekt A7	6
Tabelle 2 Mögliche metallurgische Konzepte für höherfeste Schweißzusätze	6
Tabelle 3 Die Geschichte der Fa. Böhler; Teil 1	8
Tabelle 4 Die Geschichte der Fa. Böhler; Teil 2	9
Tabelle 5 Die Geschichte der Fa. Böhler; Teil 3	10
Tabelle 6 Geschichte der Fa. Steyr Spezial Fahrzeug, Teil 1	11
Tabelle 7 Geschichte der Fa. SSF, Teil 2	12
Tabelle 8 Einige Eisenerze und deren Eisen-Gehalte	13
Tabelle 9 Grundmechanismen zur Steigerung der Festigkeit	25
Tabelle 10 Kombinationen der Grundmechanismen	29
Tabelle 11 Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 1	31
Tabelle 12 Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 2	32
Tabelle 13 Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 3	33
Tabelle 14 Wirkungsweise von Eisenbegleitern; Teil 4	34
Tabelle 15 Vor- und Nachteile von TM-DQ-Stählen	35
Tabelle 16 Chemische Zusammensetzung des Armox® 500T	36
Tabelle 17 Mech. Eigenhaften des Armox® 500 T	37
Tabelle 18 Geltungsbereich der Legierungselemente für CET	38
Tabelle 19 Zulässige Blechdicke zum Schweißen ohne Vorwärmung	38
Tabelle 20 Geltungsbereich CEM	39
Tabelle 21 Chem. Analyse der verwendeten Schweißgüter	44
Tabelle 22 Flächenbestimmung der verwendeten Fülldrähte	48
Tabelle 23 Auftretende Phasen im System Fe-Ni-Cr-(Mo)	62
Tabelle 24 Molybdänhaltige Phasen	65
Tabelle 25 Projekt Ausgangssituation; Ist-/Soll Zustand	66
Tabelle 26 Schweißparameter der verwendeten Schweißzusätze	69
Tabelle 27 Körnungsbezeichnung für SiC-Nassschleifpapier	75
Tabelle 28 Elektrochemische Spannungsreihe	78
Tabelle 29 Beschreibung der getesteten Ätzmittel (1)	81
Tabelle 30 Beschreibung der getesteten Ätzmittel (2)	82
Tabelle 31 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (1)	83
Tabelle 32 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (2)	84
Tabelle 33 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (3)	85
Tabelle 34 Mikrostrukturelle Gefügebilder der verwendeten Ätzmittel (4)	86
Tabelle 35 Ergebnistabelle für die verwendeten Ätzmittel (1)	86
Tabelle 36 Ergebnistabelle für die verwendeten Ätzmittel (2)	87
Tabelle 37 Chem. Analyse der verwendeten Schweißgüter, Angaben in Massenprozent, Rest auf 100% ist Fe	92
Tabelle 38 Aufmischungsgrad in F1% für einlagige Kehlnähte	108
Tabelle 39 Aufmischungsgrad in F1% für zweilagige Kehlnähte	108
Tabelle 40 Geltungsbereich des Schöffler Diagramms <sup>181</sup>	110
Tabelle 41 Eichstandard Ferritnummer und Ferrit Gehalt <sup>191</sup>	111
Tabelle 42 $\delta$ -Ferrit Auswertung der Mischschweißgüter mit den dazugehörigen Diagrammen	114
Tabelle 43 Auszug aus Excel Programm zur Bestimmung des Delta-Ferrits	117
Tabelle 44 Delta-Ferrit Auswertung des A7-MC, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche	118
Tabelle 45 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma9, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche	118
Tabelle 46 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma13, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche	119
Tabelle 47 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma35, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche	120
Tabelle 48 Delta-Ferrit Auswertung des HSDX-MC, Ma40, metallographisch in Flächen% der Schweißnahtquerschnittsfläche	121
Tabelle 49 $\delta$ -FERRIT Auswertung für einlagige Kehlnähte	122
Tabelle 50 $\delta$ -Ferritgehalt einlagiger Kehlnähte, Messungen M1-M6 mit dem FERITSCOPE	126
Tabelle 51 $\delta$ -Ferritgehalt 2-lagiger Kehlnähte, Messungen M1-M6 mit dem FERITSCOPE	126
Tabelle 52 Vergleich der $\delta$ -Ferrit Auswertung mit den unterschiedlichen Verfahren	127
Tabelle 53 Auswertung der Mischschweißgüter mittels NiroWare®	128

Tabelle 54 Heißrissfördernde Elemente in austenitischen und ferritischen Gefügestrukturen und deren Phasenbildung	131
Tabelle 55 Allgemeine Bezeichnungen und Symbole, CTS-Prüfung (Controlled Thermal Severity-Test)	140
Tabelle 56 Abmessungen des CTS-Prüfkörpers	140
Tabelle 57 Mechanische Eigenschaften des METALO M1100	143
Tabelle 58 Verwendete Schweißparameter für den CTS-Test	144
Tabelle 59 Ergebnisse der Heißextraktionsprüfung für diffusiblen Wasserstoff durch, Fa. Böhler Edelstahl	146
Tabelle 60 Metallografische Auswertung des CTS-Tests	148
Tabelle 61 Härtewerte der CTS-Probe nach ÖNORM EN 17642-2; A7-MC Kehlnaht	149
Tabelle 62 Härtewerte der CTS-Probe nach ÖNORM 17642-2; HSDX-MC Ma40 Kehlnaht	150
Tabelle 63 Auswertung der Härteprüfung (HV10) und deren Standardabweichung	150
Tabelle 64 Auswertung der Bruchkraft, an Kehl- und Ecknahtproben nach EN 1320	154
Tabelle 65 Ergebnisse der Diagramm 2 Bruchprüfung EN 1320 an zweilagigen Kehlnähten HSDX-MC Ma35, 4 Proben (Diagramm 2)	156
Tabelle 66 Bruchkraftauswertung des A7-MC und des HSDX-MC Ma40 ein- und zweilagige Kehlnähte aus Diagramm 3 und Diagramm 4	157
Tabelle 67 E-Modul Bestimmung mittels Ultraschall (ARC Seibersdorf GmbH Abt. AMAT)	167
Tabelle 68 Bezeichnungen der Messgrößen beim Zugversuch nach DIN 50145	168
Tabelle 69 Vergleich Mikro- mit Makrozugversuch anhand des A7-MC Schweißzusatzes	172
Tabelle 70 Minizugproben Ergebnisse aus dem Zugversuch und Vergleich zur metallografischen Auswertung	177
Tabelle 71 Minizugproben Ergebnisse Querzugversuch	177
Tabelle 72 Umwertungsfaktor x für Härte HV auf die Zugfestigkeit für ferritischen Stahl; k.A....keine Angabe	179
Tabelle 73 Härtewert und Umwertungsfaktor [X1, X2 (N1, Mittelwert aus X1 und X2, N2 Gesamtmittelwert)] in Zugfestigkeitswerte	180
Tabelle 74 Auszug aus dem Auswertungsprotokoll der SZA (für Serie E, HSDX-MC Ma40) / Doppelkehlnahtproben	186
Tabelle 75 Dauerschwingversuch Kehlnahtproben; Stellen der Risseinleitung-statistische Auswertung	190

## 11 Formelverzeichnis

Formel 1 Spannungserhöhung durch Kaltverfestigung .....	25
Formel 2 Steckgrenzenerhöhung durch Feinkornhärtung .....	26
Formel 3 Streckgrenzenerhöhung durch Mischkristallverfestigung .....	26
Formel 4 Spannungserhöhung durch schneidbare Teilchen .....	28
Formel 5 Spannungserhöhung durch Umgehen von Teilchen <sup>59</sup> .....	28
Formel 6 Fließgrenzenerhöhung durch die verschiedenen Verfestigungsmöglichkeiten .....	29
Formel 7 Kohlenstoffäquivalent nach IIW .....	38
Formel 8 Kohlenstoffäquivalent nach Uwer und Höhne .....	38
Formel 9 Kohlenstoffäquivalent nach PCM .....	39
Formel 10 Kohlenstoffäquivalent nach CEM .....	39
Formel 11 Kohlenstoffäquivalent nach CEN .....	39
Formel 12 Stromdichte S und Fläche A eines durchflossenen Leiters .....	42
Formel 13 Berechnung des Gleichrichtwertes .....	58
Formel 14 Gleichrichtwertberechnung eines gesteuerten Phasengleichrichters .....	59
Formel 15 Aufmischung .....	105
Formel 16 Breite der martensitischen Zwischenschicht .....	106
Formel 17 $Ni_{\bar{A}qu}$ und $Cr_{\bar{A}qu}$ nach Siewert .....	112
Formel 18 $Ni_{\bar{A}qu}$ nach Kotecki und Siewert <sup>199</sup> .....	113
Formel 19 Bestimmung des Delta-Ferrits .....	117
Formel 20 Induzierte Spannung in Spule 2 .....	123
Formel 21 Flußverkettung allgemein .....	123
Formel 22 Magnetische Flussdichte .....	123
Formel 23 Umrechnung Delta-Ferrit von FN auf Vol% .....	125
Formel 24 Berechnung Mischschweißgut .....	127
Formel 25 krit. Mangan/Schwefel Verhältnis .....	133
Formel 26 Risslänge Y abhängig von der chemischen Zusammensetzung [ <sup>227 229</sup> ] .....	133
Formel 27 Wasserstoffumrechnung von $\mu\text{g/g}$ (Schweißgut) in ml/100 g Schweißgut .....	146
Formel 28 Weitere wichtige Beziehungen zur Umrechnung von $\mu\text{g/g}$ in ml/g .....	146
Formel 29 Ermittlung der Schallgeschwindigkeit .....	165
Formel 30 Ausbreitung Schallwelle/Schwingungsamplitude .....	165
Formel 31 Ausbreitungsgeschwindigkeit einer longitudinalen Schallwelle in Festkörper .....	166
Formel 32 Ausbreitungsgeschwindigkeit transversal Schallwelle in Festkörper .....	167
Formel 33 Nennspannung $\sigma$ und wahre Spannung $\sigma_w$ im Zugversuch für Volumenkonstanz $L_0 \times S_0 = (L_0 + \Delta L) \times S$ .....	168
Formel 34 Wahre Dehnung .....	170
Formel 35 Bruchdehnung .....	170
Formel 36 Brucheinschnürung .....	170
Formel 37 Umrechnung Härte auf Zugfestigkeit .....	179
Formel 38 Berechnung der gesamten Schweißnahtfläche .....	183

## 12 Diagrammverzeichnis

Diagramm 1 Ergebnis der Druckprüfung EN 1320 Vorversuche der einlagigen Kehlnähte, sowie Ecknähte mit HSDX-MC Ma35 .....	154
Diagramm 2 Bruchprüfung EN 1320 an zweilagigen Kehlnähten HSDX-MC Ma35, 4 Proben .....	156
Diagramm 3 Bruchprüfung EN 1320 an einlagigen Kehlnähten A7-MC und HSDX-MC Ma40, je 2 Proben...	158
Diagramm 4 Bruchprüfung EN 1320 an zweilagigen Kehlnähten A7-MC und HSDX-MC Ma40, je 2 Proben	158
Diagramm 5 Wöhlerlinien 8ausgleichsgerade9 von Doppel-T-Kehlnahtproben der zu vergleichenden Schweißzusätze, A7-MC und HSDX_MC Ma40 unverschiffen und verschiffen .....	188
Diagramm 6 Wöhlerkurve der Serie E des HSDX-MC Ma 40, verschiffen von SZA Wien (angabe der Versagenswahrscheinlichkeit) .....	189
Diagramm 7 Wöhler-Linie der Doppel-T-Kehlnahtproben A7-MC und ESAB OK Tubrod 15.34.....	189

## 13 Literaturverzeichnis

Aichele, Smith: MAG-Schweißen, Band 65, DVS-Verlag, 1975.

Almbauer R.: Schadstoffausbreitung und Luftgütemodellierung, Vorlesungsskriptum 2, TU-Graz, 2004.

Anik S. und Dorn L.: Schweißbeignung metallischer Werkstoffe, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 122. DVS-Verlag, Düsseldorf 1995.

Bargel/Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage - Düsseldorf, VDI-Verlag, 1988.

Bauer F.: Skriptum International Welding Engineer IWE-I, Legierungen und Phasendiagramme, Graz 2008.

Beckert Klemm: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1966.

Beitz W. und Küttner K.H.: Dubbel, Taschenbuch für den Maschinenbau, 15. korrigierte und ergänzte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 1983.

Berglund T., Meyer A.: Handbuch der metallographischen Schleif-, Polier- und Ätzverfahren, Verlag von Julius Springer, Berlin 1940.

Böhler Schweißtechnik: Wissenswertes für den Schweißer, Böhler Schweißtechnik, 2003.

Braun H.: Fachkunde Metall, 53. Auflage, FS Fachbuchreihe, Verlag und Vertriebs GmbH, Wien, 1999.

Bruckner J.: Cold Metal Transfer (CMT), Ein neuer Prozess in der Fügetechnik, Fronius 1/2005.

Celigoj C.: Skriptum Festigkeitslehre, TU Graz, 2004.

Cerjak H., Enzinger N., Pasic O.: Skriptum zur Vorlesung Schweißtechnik. TU Graz, 2001/2006.

Cerjak H.: Skriptum Werkstoffkunde, TU Graz; 2001.

Coe F.R.: Welding steels without hydrogen cracking, The Welding Institute, 1973, S. 6.

DE\_MP30Fe\_EN\_0902.pdf, 06.11.2009.

Dorn L., Niebuhr G., Wawer G.: Aussagen des Mikrozug- und Mikroscherversuchs zum Festigkeits- und Verformungsverhalten von Stählen, insbesondere von einzelnen Bereichen einer Schweißverbindung, Schweißen und Schneiden, 1977, Heft 7, DVS 131.

DVS Merkblatt 2518: Schweißtechnische Kriterien beim Einsatz von Feinkornstählen im Nutzfahrzeugbau / -reparatur, September 2006.

Esderts A., Willen J., C Zellerfeld C.: Lebensdauerabschätzung für Kehlnahtverbindungen. Carl Hanser Verlag, München, MP Materialprüfung, Jahrgang 48 , 2009-9.

Folkhard E.: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle; Springer-Verlag Wien New York; 1984.

Gerster P.: MAG-Schweißen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau, Große Schweißtechnische Tagung, Nürnberg, 2000.

Greimel R.: Skriptum Festigkeitslehre, TU Graz, 2001.

- GUY, Albert G: Metallkunde für Ingenieure, 4. Auflage - Wiesbaden, Akademische Verlagsgesellschaft, 1983.
- Haider T.: Qualitative und quantitative Einflüsse auf das Schweißergebnis beim Schweißen mit Fülldrahtelektroden, Dissertation, TU Graz, 2002.
- Hochfester Stahl im Stahl- und Maschinenbau: Neues aus Forschung und Anwendung, 13.12.2006, Dillingen.
- Hornbogen E., Warlimont H.: Metallkunde, 4. neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001.
- Hull: Delta Ferrite and Martensite Formation Stainless Steel. Weld. J. 52,193s-203s, 1973.
- IIW - Doc. 384-71: Cold cracking in the welding of steels; 11/12 1971 of Welding in the World.
- IWS TU Graz: RMC Zugversuch 12.7.2005, Standardzugversuch Schweißgut, Prüfer: H. Penker / Messdateien: Standardzugversuch\_RT\_Lage\_Join\_A605.s2.
- Jäniche W., Dahl W., Klärner H.F., Pitsch W., Schauwinhold D., Schlüter W., Schmitz H.: Werkstoffkunde Stahl Band 1. Grundlagen, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Springer Verlag, 1984.
- JOIN Projekt A.7: „Entwicklung eines hochlegierten Metallpulverfülldrahtes für die Verbindung hochfester Stähle“, Kooperationsvertrag, Version V1.02, 17. Nov. 2005; K-net - Kompetenznetzwerk für Fügetechnik.
- Gregori A. and Nilsson J. O.: Decomposition of Ferrite in Commercial Superduplex Stainless Steel Weld Metals; Micro structural Transformations above 700°C / Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, April 2002; pp. 1009-1018.
- Kulmburg A., Buchmayr B.: Skriptum Werkstoffkunde Stahl, TU Graz, 1999.
- Leinhos E.: Zum Cr-Ni-Schweißgutgefügediagramm und seiner Anwendung in der Praxis I und II, Zentralinstitut für Schweißtechnik der DDR; Halle/Saale, Heft 8, 1965.
- Lippold J.C., Kotecki D.J.: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel, Wiley-Interscience, 2005.
- Matek W., Muhs D., Wittel H., Becker M.: Roloff/Matek Maschinenelemente, Vieweg-Verlag, 13. überarbeitete Auflage, 1994.
- Matthes K.J., Richter E.: Schweißtechnik, Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen, Hanser Verlag, 4. überarbeitete Auflage, 2008.
- Nilsson M.: Constitutive Model for ArmoX 500T and ArmoX 600T at Low and Medium Strain Rates, FOI-R--1068--Se, ISSN 1650-1942, Technical report, December 2003.
- Perteneder E., Rabensteiner G., Schabereiter H., Tösch J.: Einfluss der Primärkristallisation und des Deltaferrits auf das Heißrißverhalten, Sonderdruck aus der Schweißtechnik, Wien 1979 Nummer 3.
- Petzow G.: Metallographisches-Keramisches-Plastographisches Ätzen, Gebrüder Bornträger Berlin/Stuttgart 1994.
- Pohle C.: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994.
- Pohle C.: Schweißen von Werkstoffkombinationen: metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele / Conrad Pohle. DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999.

Posch G., Panzenböck M., Tösch J., Pölzl S.: Gefügeausbildung in der ersten Lage von austenitischen Plattierungen auf un- und niedrig legierten Stählen, 11. Int. Metallographie-Tagung 2002, Leoben 2002.

Ranftl H.M.: Gefügeentwicklung beim Thermomechanischen Umformen der Nickelbasis-Legierung Inconel 718-Mikroskopische Gefügeuntersuchungen und digitale Bildanalyse, Diplomarbeit, TU Graz 2002.

Rauch R.: Thermomechanisch behandelte Stähle, SZA Lehrgang EWE, Wien, 2001.

Rentmeister / Ingruber: Vorlesungsskriptum Elektrotechnik M, WM, VT; TU Graz, 2008.

Schmidt D., Dehmel R. und Horn G.: Kühltechnologien für hochfeste Bleche, Zeitschrift Stahl und Eisen, Düsseldorf, Verlag Stahleisen GmbH, 8/2008.

Schoß V.: Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, 2001.

Schumann H., Oettel H.: Metallografie, 14. Auflage, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005.

Sindelar, Junginger, Böhme, Blauel, Hiermaier: Hochdynamische Messtechnik zur Entwicklung von Werkstoffparametern für prognosefähige Stoffgesetze für die Crash-Simulation, crash techn, 2003, 13.05.2003.

SSAB Oxelösund: Plate 1.04, SSAB.

SSAB Oxelösund: Vom Erz zum Stahlblech, SSAB, 2004.

SSAB: Werkstoffblatt ARMOX 500 T, SSAB, 2000-06-06.

VDE Bezirksverein Kassel: Bericht Exkursion zur Salzgitter GmbH in Salzgitter, Bericht 06.09.2005.pdf.

Untersuchung Join A7\_09\_01\_v0.doc, Kerstin Pfandl, Abb. 8, 07.01.2009.

Weck E., Leistner E.: Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren Teil I: Farbätzen nach Beraha und ihre Abwandlungen, Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf 1983.

Wolf M.: Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren, Dissertation, Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Berlin 2006, S. 39-59.

### **Verwendete Software**

Karl Zeiss Software: KS400, Copyright.

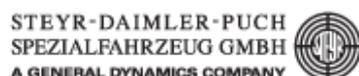
NiroWare 7.0/2008-10: copyright: SLV M-V GmbH, Rostock, and Dr. Ing. A. Scharff, Dipl. Ing. C. Köthe.

### **Normen**

DIN-Taschenbuch 19: Materialprüfnormen für metallische Werkstücke 1, Beuth Verlag; 13. Auflage, Juli, 2000.

ÖNORM EN 970: Zerstörungsfreie Prüfung von Schmelzschweißnähten, Sichtprüfung, 01.05.1997.

ÖNORM EN 1320: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen, Bruchprüfung, 1.1.1997.



ÖNORM EN 1993-1-1: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten, Teil 1-1, Allgemeine Bemessungsregeln und Regeln für den Hochbau, 01.10.2006.

ÖNORM EN 5817: Schweißen-Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen)-Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten, 01.02.2004.

ÖNORM EN 10002-1: Metallische Werkstoffe Zugversuch, Teil, Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 01.01.2002.

EN ISO 17641-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse. Teil 1: Allgemeines, 2004-10-01.

EN ISO 17641-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse. Teil 1: Selbstbeanspruchende Prüfungen, 2005-06-01.

EN ISO 17641-3: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse. Teil 1: Fremdbbeanspruchte Prüfungen, 2005-06-01.

EN ISO 17642-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse. Teil 1: Allgemeines. Ausgabe, 2004-10-01.

EN ISO 17642-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse. Teil 2: .Selbstbeanspruchte Prüfungen. Ausgabe, 2005-06-01.

ASTM E 517-00: Standard Test method for Plastic strain Ratio r for Sheet Metal.

ANSI/AWS A4.2: Standard Procedures for Calibrating Magnetic Instruments to Measure Delta Ferrite Content of Austenitic and Duplex Ferritic-Austenitic Stainless Steel Weld Metal (ISO 8249:2000 Mod.).

EN ISO 8249: Schweißen - Bestimmung der Ferrit-Nummer (FN) in austenitischem und ferritisch-austenitischem (Duplex-) Schweißgut von Cr-Ni-Stählen (ISO 8249:2000); Deutsche Fassung EN ISO 8249:2000.

BCI N 11.265: Baseler Norm BN2; Baseler Chemische Industrie.

### Internet

<http://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Bild:Walzenpaar01.jpg&filetimestamp=20070317194926>

<http://home.arcor.de/colossus1187/HP%202/AnhangHAB-Dateien/image002.jpg#>

<http://www.boehmshome.de>

[http://de.wikipedia.org/wiki/Henry\\_Bessemer](http://de.wikipedia.org/wiki/Henry_Bessemer)

[http://de.wikipedia.org/wiki/Sidney\\_Thomas](http://de.wikipedia.org/wiki/Sidney_Thomas)

[http://www.wissen.de/wde/generator/substanzen/bilder/signalink/b/be/bes\\_/bessemerverfahren\\_3836959,property=zoom.jpg](http://www.wissen.de/wde/generator/substanzen/bilder/signalink/b/be/bes_/bessemerverfahren_3836959,property=zoom.jpg)

[http://de.wikipedia.org/wiki/Friedrich\\_Siemens](http://de.wikipedia.org/wiki/Friedrich_Siemens)

[http://de.wikipedia.org/wiki/Pierre-%C3%89mile\\_Martin](http://de.wikipedia.org/wiki/Pierre-%C3%89mile_Martin)



<http://www.physik.uni-augsburg.de/~ferdi/skript/teil2/node8.html>  
[http://www.boehler-welding.com/german/34\\_DEA\\_HTML.htm](http://www.boehler-welding.com/german/34_DEA_HTML.htm)  
<http://www.steyr-ssf.com/>  
[http://de.wikipedia.org/wiki/Steyr-Daimler-Puch\\_Spezialfahrzeug](http://de.wikipedia.org/wiki/Steyr-Daimler-Puch_Spezialfahrzeug)  
<http://www.steyr-mannlicher.com/index.php?id=91>  
[http://www.boehler-uddeholm.com/2812\\_DEU\\_HTML.htm](http://www.boehler-uddeholm.com/2812_DEU_HTML.htm)  
[http://www.boehler-uddeholm.com/2810\\_DEU\\_HTML.htm](http://www.boehler-uddeholm.com/2810_DEU_HTML.htm)  
<http://de.wikipedia.org/wiki/B%C3%B6hler-Uddeholm>  
<http://www.erl-gmbh.de/>  
[http://www.iehk.rwth-aachen.de/fileadmin/user\\_upload/lehre/studium/download/ww/2006-07-25\\_C\\_VF1\\_WWS\\_DPO\\_deutsch.pdf](http://www.iehk.rwth-aachen.de/fileadmin/user_upload/lehre/studium/download/ww/2006-07-25_C_VF1_WWS_DPO_deutsch.pdf)  
<http://www.erl-gmbh.de/home/fachwissen/berechnungen/kohlenstoffaequivalent/erklaerungen.html>  
<http://www.migweld.de/cont/122.html?&type=98>  
[http://nhml.com/i/resources\\_NHML\\_Martensite-Austenitic-Stainless\\_fig2\\_lg.gif](http://nhml.com/i/resources_NHML_Martensite-Austenitic-Stainless_fig2_lg.gif)  
<http://www.weldplanwin.de/Fuelldraht/Fuelldraechte%20fuer%20allgemeine%20Baustaehle.html>  
<http://www.welding-alloys.com/germany/legierungstechnik/schjtub.html>  
<http://www.welding-alloys.com/germany/legierungstechnik/schfabfil.html>  
<http://lernen.schule.at/gefuehrtes-lernen/media/files/pdf/ft/Schweissverfahren.pdf>  
<http://www.cfx-berlin.de/de/anwendungen/elektromagnetik/img/arcphase.jpg>  
<http://www.ewm-handel.de/downloads/wm009300.pdf>  
[http://www.htw-dresden.de/~kuehne/fuegetechnik/index.php?navigation=schweisslabor&navigation\\_sl=lichtbogenarten](http://www.htw-dresden.de/~kuehne/fuegetechnik/index.php?navigation=schweisslabor&navigation_sl=lichtbogenarten)  
[http://www.werkzeugforum.de/uploads/pics/mag\\_01.gif](http://www.werkzeugforum.de/uploads/pics/mag_01.gif)  
<http://www.helmut-fischer.com/ProductDetail.asp?PN=604-300>  
[http://www.sulzerinnotec.com/de/DesktopDefault.aspx/tabid-69/119\\_read-226/](http://www.sulzerinnotec.com/de/DesktopDefault.aspx/tabid-69/119_read-226/)  
<http://www.iwt-bremen.de/wt/oft/labor.php>  
<http://www.weldplanwin.de/Fuelldraht/Fuelldraechte%20fuer%20allgemeine%20Baustaehle.html>  
<http://www.gordonengland.co.uk/hardness/vickers.htm>  
[http://www.imwf.uni-stuttgart.de/lehre/vd/wkp/02\\_Haertepreuefung/Haertepreuefung.htm](http://www.imwf.uni-stuttgart.de/lehre/vd/wkp/02_Haertepreuefung/Haertepreuefung.htm)  
[http://www.linde-gase.de/produkte/industriegase/industriegase/cronigon\\_2.html](http://www.linde-gase.de/produkte/industriegase/industriegase/cronigon_2.html)  
<http://de.wikipedia.org/wiki/F%C3%BClldraht>  
[http://www.boehler-welding.com/german/34\\_DEA\\_HTML.htm](http://www.boehler-welding.com/german/34_DEA_HTML.htm)

<http://www.maschinenmarkt.vogel.de/themenkanale/produktion/umformtechnik/maschinen/articles/43744/>

<http://www.hpm-cornet.eu/mediawiki/images/321px-BrinellSkizze.jpg>

### **Sekundärliteratur**

Düren C.: Konzepte zur Bewertung des Kaltrißverhaltens von Stählen - Beispiele im Bereich der Großrohrstähle, 3R international, 28. Jahrgang, Juli 1989, Heft 6, S. 385 – 391.

Evans C. M.: Wasserstoffdiffusion in unlegiertem Schweißgut. Oerlikon-Schweißmitteilungen Nr. 67 (1974), S. 4/14.

Ito Y. und Bessyo, K.: Weldability Formula of High Steels, Related to Heat-Affected Zone Cracking, Sumintomo Search, 1 (1969), H. 5, p. 59 -70.

Keh A.S.: Direct observation of imperfections in crystals. J. B. Newkirk and J. H. Wernick, New York, London 1962 (Metallurgical Society Conferences Vol14.).

Liers J.: Heißrisse bei Kehlnahtschweißungen zwischen unlegierten und austenitischem Stahl, 3R international 31 (1992), s. 524 bis 528; (Auszug aus der Dissertation).

Million A. und C. Million: L'hydrogene dans les aciers des joints soudés. DINOD - Verlag, Paris 1971.

Ornath F.: Weld pool segregation during the welding of low alloy steels with austenitic electrodes, Welding Journal WDG. J. 60 (1981). p. 227-s/230-s.

Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088; Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schweißen, 4. Ausgabe, April 1993, Verlag Stahleisen, Düsseldorf.

Technical Report 1967, IIW Doc. IX-535-67.

Uwer D. und Höhne H.: Charakterisierung des Kaltrißverhaltens von Stählen beim Schweißen. Schweißen und Schneiden 43 (1991), Heft 4, S. 195 – 199.

Uwer D. und Höhne H.: Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen für das kaltrißsichere Schweißen von Stählen. Schweißen und Schneiden 43 (1991), Heft 5, S. 282 – 286.

Yurioka N.: Study on Carbon Equivalents to Assess Cold Cracking Tendency and Hardness in Steel Welding, Australian Weld. Res. Ass. Melbourne 19.-20.03.81, Paper 10, p. 1 – 18.

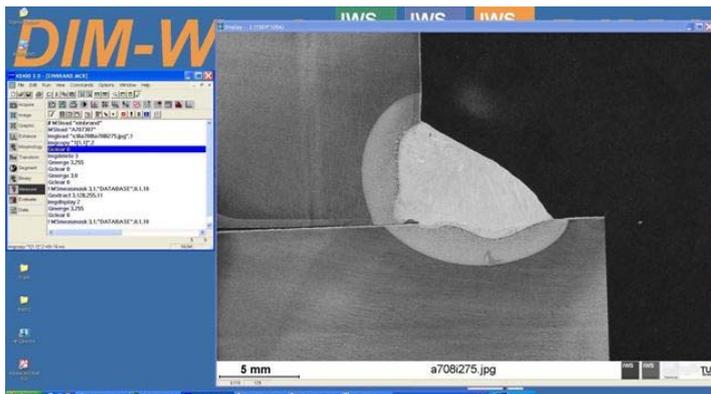
## 14 Anhang

### 14.1 Programmablauf KS400 für Einbrandbestimmung

1. Programmname: Einbrand.mcr
2. Laden des Maßstabes: A707307
3. Laden des zu vermessenden Bildes und abspeichern in den Bildspeicher Nr. 1



4. Bild in ein schwarz weiß Bild konvertieren und im Bildspeicher 2 abspeichern



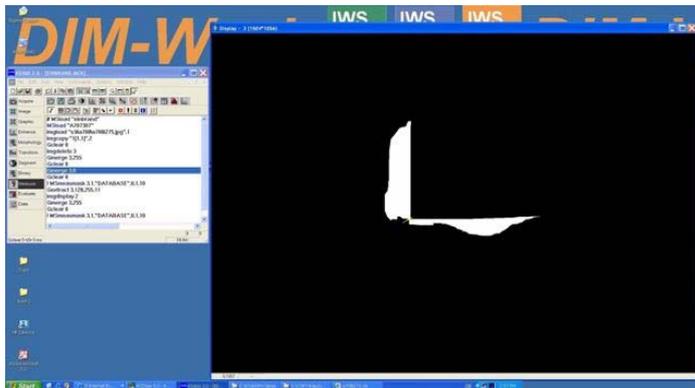
5. Grafikspeicher 0 löschen
6. Diverse Zeichen löschen, welche sich im Speicher 3 befinden
7. Aufmischungsflächen einzeichnen und im Speicher 3 speichern



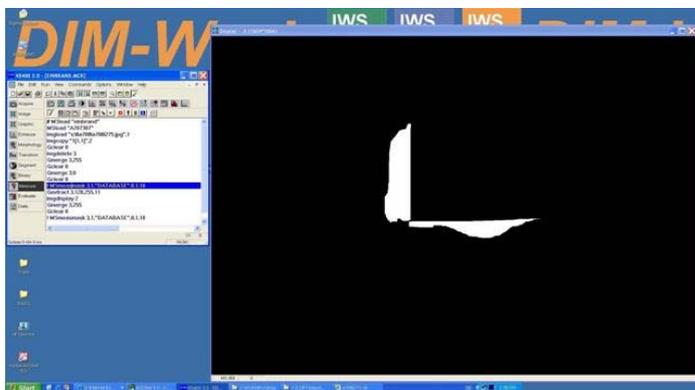
8. Hintergrundbild löschen => nur Aufmischungsflächen bleiben zurück



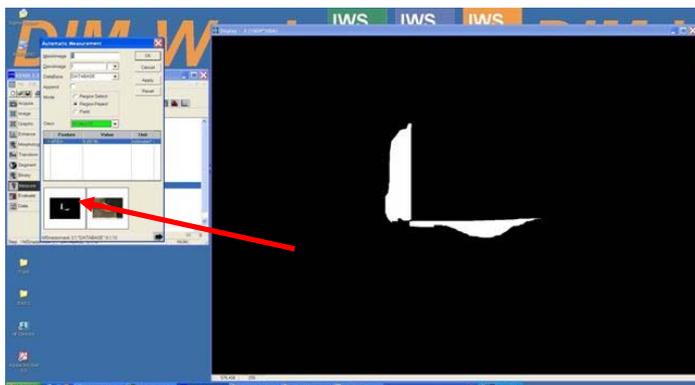
9. Horizontale und vertikale Flächen durch Einzeichnen einer Zusatzfläche trennen



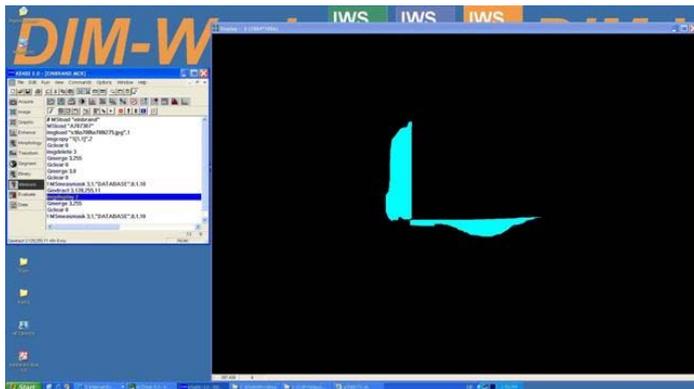
10. Trennfläche herauslöschen



11. Horizontale und vertikale Flächen ablesen (mit Cursor über die gewünschte Fläche fahren)



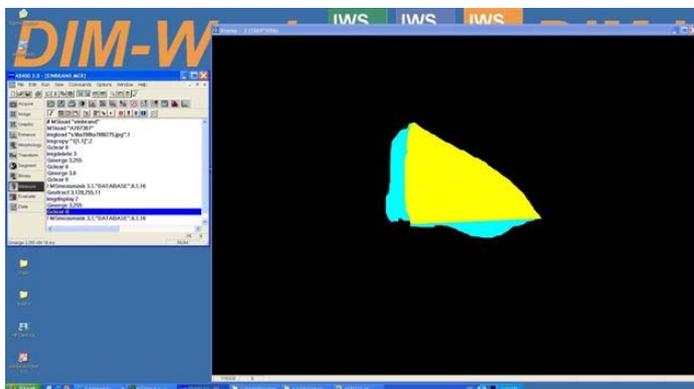
12. Flächen im Speicher 3 einfügen und anders färben



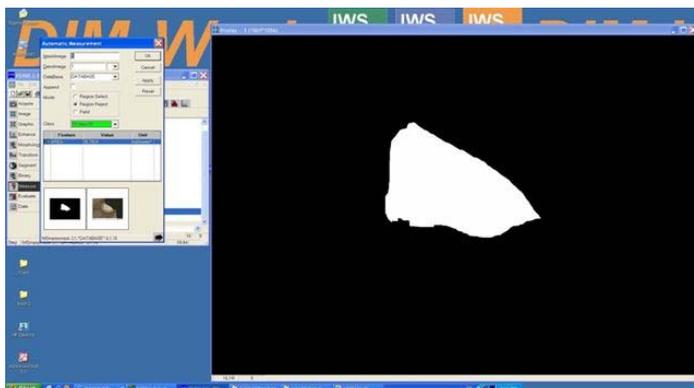
13. Speicher 3 über Speicher 2 legen und in Speicher 2 einfügen. Restliche Schweißnahtfläche einzeichnen



14. Hintergrundbild löschen

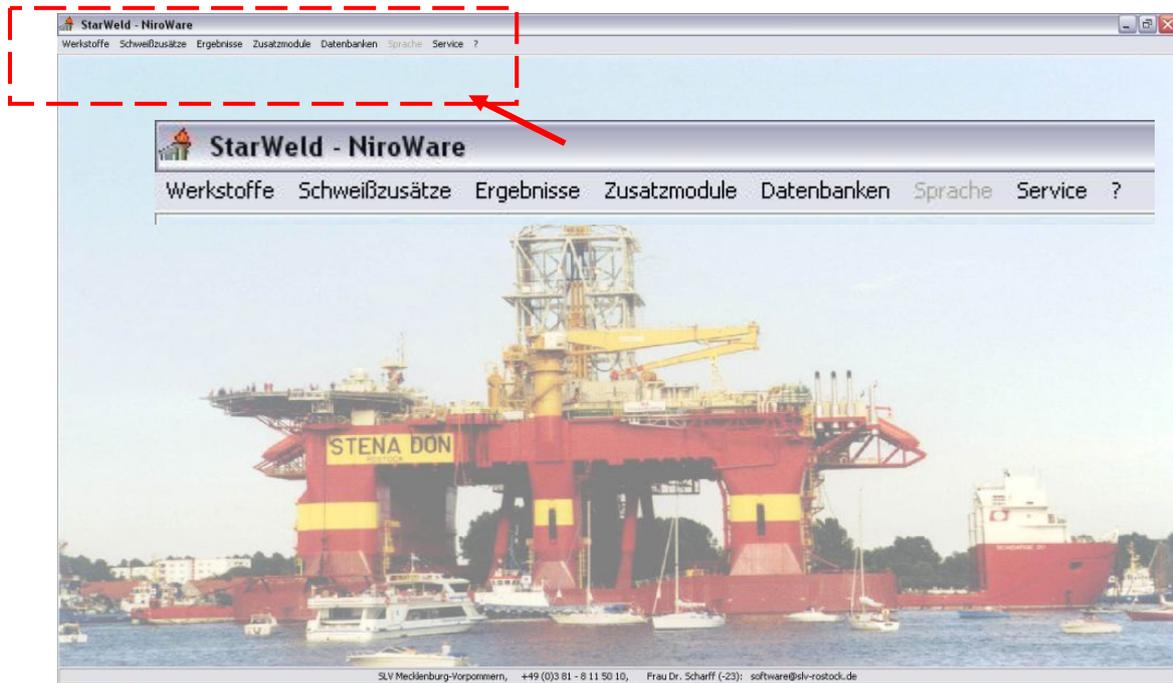


15. Flächenfarben auf weiß umstellen und Gesamtfläche ablesen (gleich wie Punkt 11)



## 14.2 Programmablauf Niro Ware®

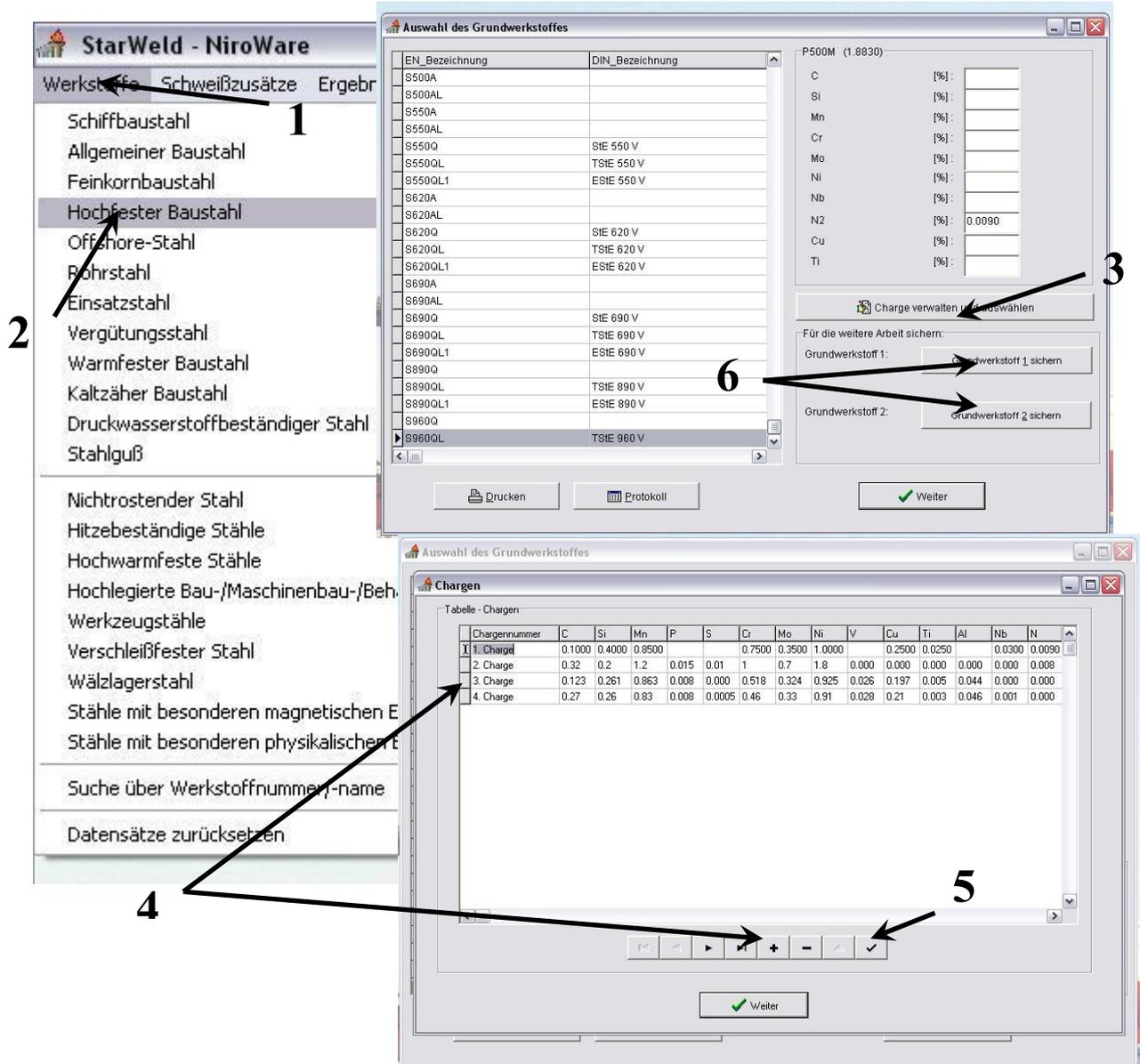
### Schritt 1: Startfenster



### Schritt 2: Festlegung des Grundwerkstoffes

Da die Stahlqualität ARMOX® 500T nicht in der Datenbank dieses Programms ist, muss man chemische Zusammensetzung wie folgt eigenhändig eingeben:

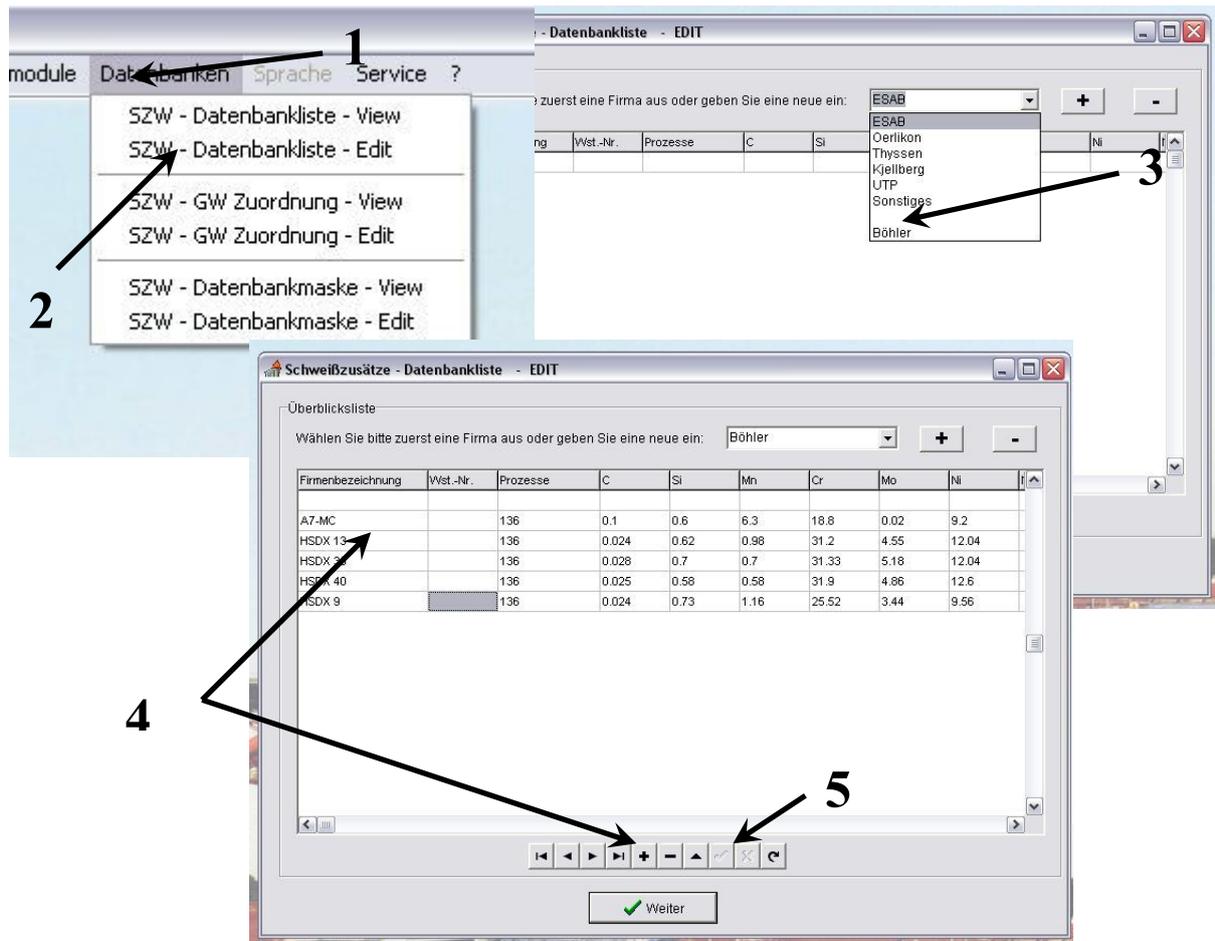
Im Hauptmenü den Menüpunkt Werkstoffe (1) öffnen. Anschließend die Rubrik für „Hochfesten Stahl (2)“ öffnen. Dort wird der S960QL ausgewählt. Um nun die Daten des ARMOX® 500T eingeben zu können, wird „auf Charge verwalten und auswählen“ (3) gegangen. Nun erscheint ein Menüfenster, in dem bereits Chargen eingetragen sind. Damit ist es möglich, neue Chargen hinzufügen oder auch zu löschen. Mit dem Drücken der + Taste (4), ist es möglich die Werte der Charge zu ändern, indem man auf das gewünschte Legierungselement klickt und den Wert ändert (Vorsicht: Programm akzeptiert als Komma nur den „.“). Nach vollständiger Eintragung, wird mit dem Haken (5) alles bestätigt. Als letzten Schritt noch die ausgewählte Charge als Grundwerkstoff bestätigen (6).



Schritt 3: Eingabe eines neuen Zusatzwerkstoffes

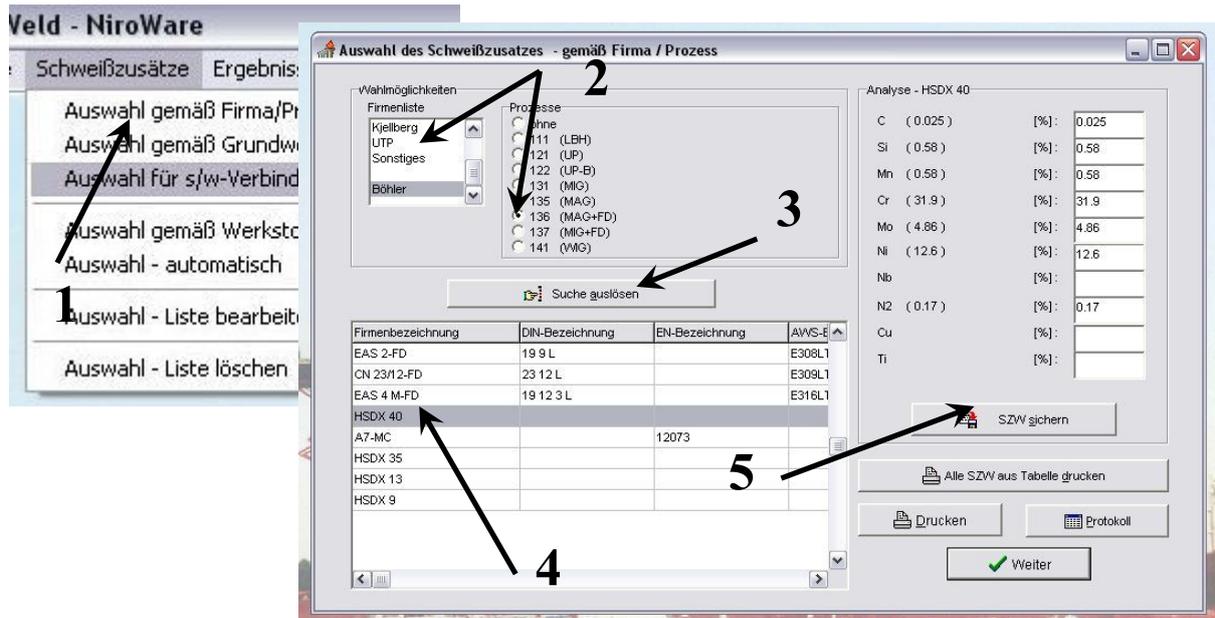
Wenn der Zusatzwerkstoff bekannt ist, auf Schritt 4 zu wechseln.

Um einen neuen Schweißzusatz eingeben zu können, geht man auf Datenbanken (1). Dort wird „SZW Datenbankliste Edit (2)“ ausgewählt. Der Schweißzusatz wird in der gleichen Weise wie der Grundwerkstoff eingegeben. Am Ende, wiederum mit dem Haken (5) bestätigen. Dadurch werden die Daten im Programm abgespeichert.



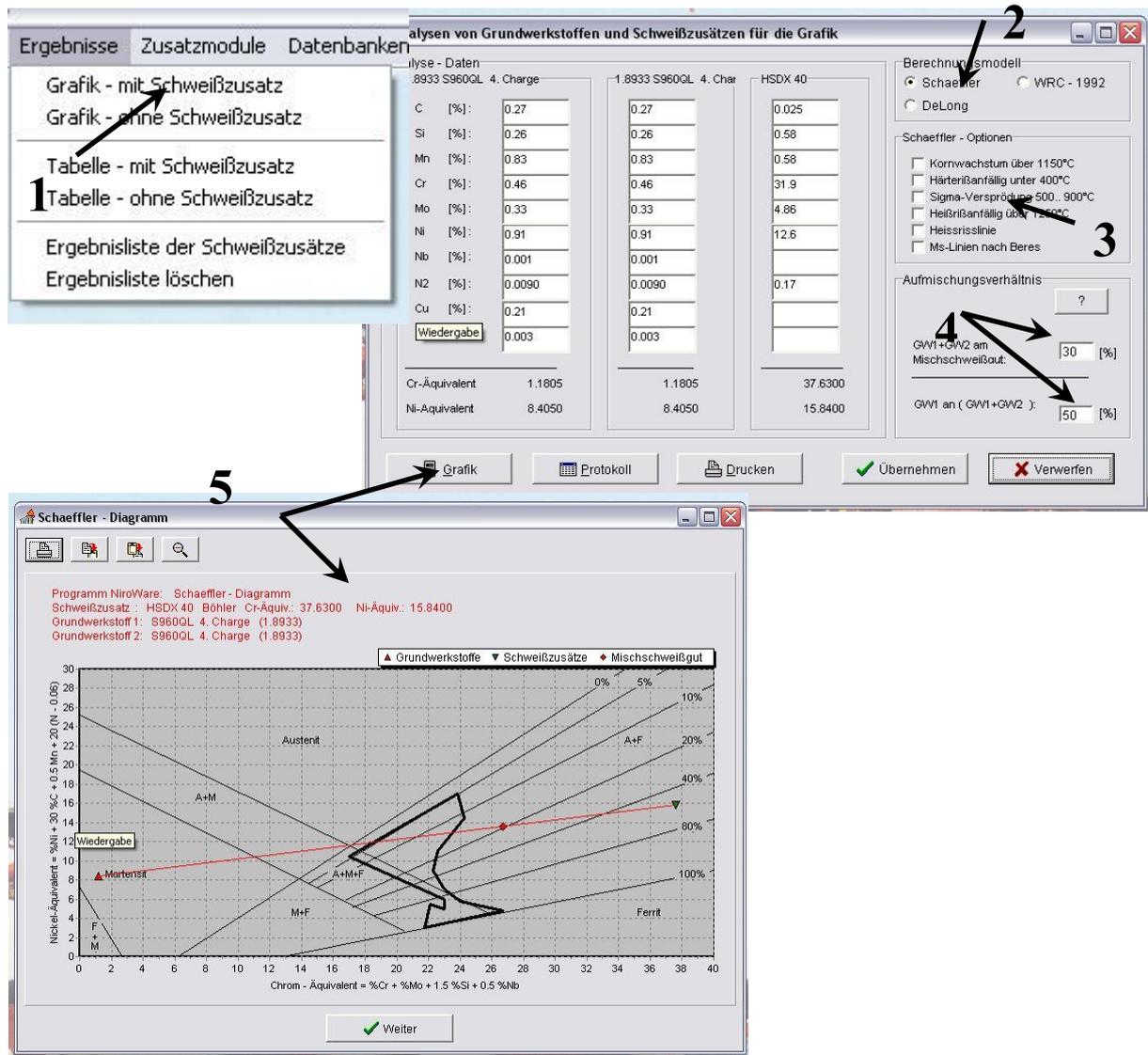
Schritt 4: Zusatzwerkstoff auswählen

Der Schweißzusatz wird über den Menüpunkt „Schweißzusätze“ ausgewählt. Folgen Sie einfach den Schritten der nächsten Abbildung und sie kommen schnell an ihr gewünschtes Ziel. Wenn Sie ihren gewünschten Schweißzusatz ausgewählt haben gehen sie auf „Weiter“.



Schritt 5: Auswertung des Ergebnisses

Im Punkt 2 wählen Sie das gewünschte Rechenmodell aus. Dabei stehen drei zur Auswahl. Dies sind: „Das modifizierte Schäßler, DeLong oder WRC 1992“. Wenn das Schäßler ausgewählt wird, können zusätzliche Zonen im Diagramm etwas deutlicher dargestellt werden. Unter 4 ist es unbedingt notwendig die Aufmischung einzutragen, welche im Kapitel 6.5 bestimmt wurde. Wenn alles ausgewählt ist, wird es mit der Taste „Übernehmen“ bestätigt und das Programm errechnet die zu erwartende Gefügezusammensetzung. Als fünften und letzten Schritt gehen Sie auf das Diagramm. Hier ist ersichtlich, wo sich das Mischschweißgut befindet.



Eine weitere Möglichkeit ist es, eine Bestimmung des Mischschweißgutes durchzuführen. Dies kann auch mittels NiroWare® gemacht werden. Hier wählt man im Menü, „optionale Ergebnisanzeige“ die Schweißgutzusammensetzung aus. Anschließend wird auf „Neue Rechnung“ gedrückt und das Programm errechnet die Schweißgutzusammensetzung. Die Ergebnisse der Mischschweißgutberechnung sind in Kapitel 6.6.5 zu finden.

Ergebnisse Zusatzmodule Datenbanken **Grundwerkstoffen und Schweißzusätzen**

harge 1.8933 S960QL 4. Char HSDX 40 Analyse - MSG

27	0.27	0.025	0.0985
.26	0.26	0.58	0.4840
.83	0.83	0.58	0.6550
.46	0.46	31.9	22.4680
.33	0.33	4.86	3.5010
.91	0.91	12.6	9.0930
.001	0.001		0.0003
.0090	0.0090	0.17	0.1217
.21	0.21		0.0630
	0.003		0.0009

Ti [%]:	0.003		
Cr-Äquivalent	1.1805	1.1805	37.6300
Ni-Äquivalent	8.4050	8.4050	15.8400
Austenit	-	-	X
Ferrit	-	-	-
Martensit	X	X	-
Warnung Härterisanfällig < 400*	Härterisanfällig < 400°C	Sigmaversprödung	Sigmaversprödung
Anteil D-Ferrit	-	40..60	20..40
Lochfraßindex			
Spaltkorrosionsindex			

Optionale Ergebnisanzzeige

- Schweißgutsammensetzung
- Gefügestruktur
- Delta-Ferritanteil
- Lochfraßindex
- Spaltkorrosionsindex

Cr- / Ni- Äquivalent

- Schaeffler
- De Long
- WRC

Aufmischungsverhältnis

GW1+GW2 am Mischschweißgut:  [%]

GW1 an ( GW1+GW2 ):  [%]

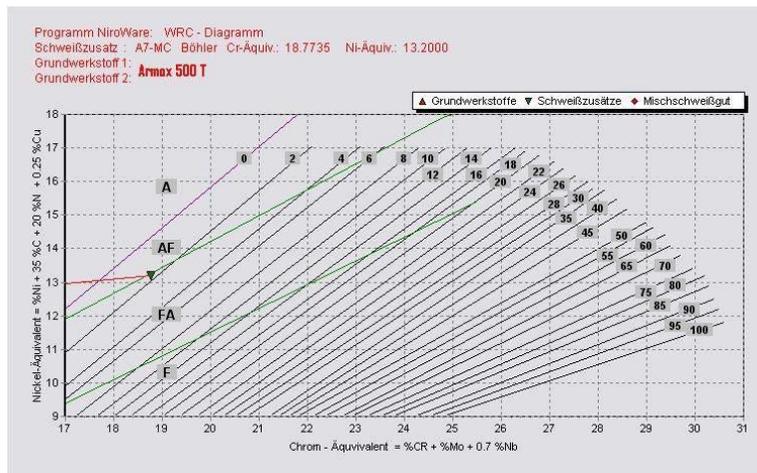
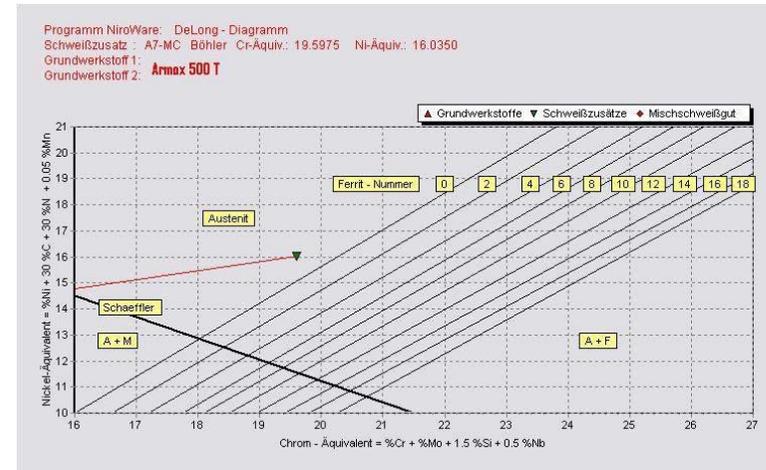
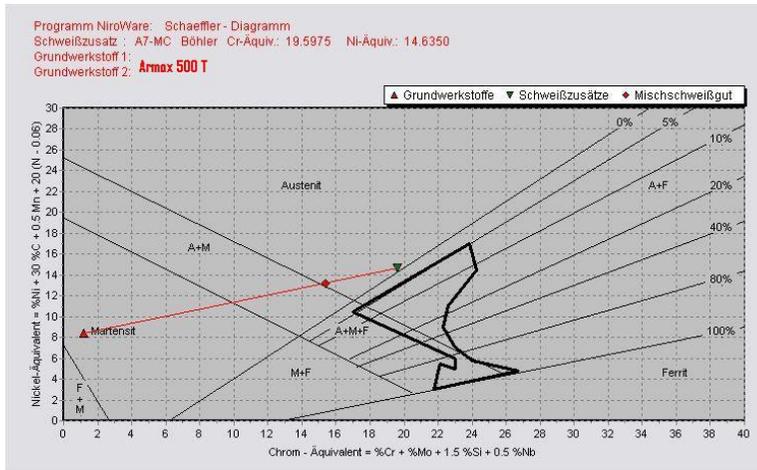
Neue Rechnung

Drucken Übernehmen

Protokoll Verwerfen

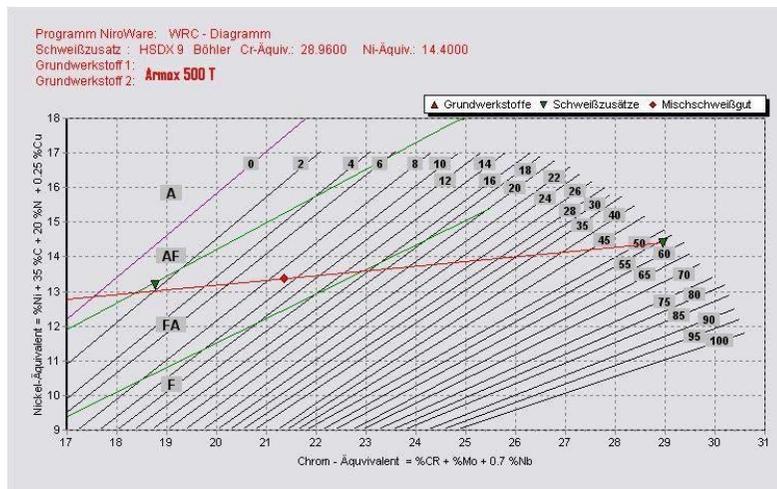
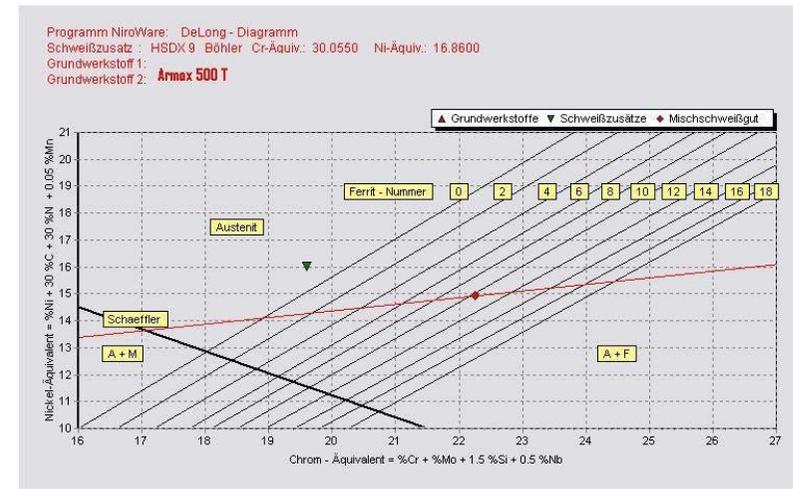
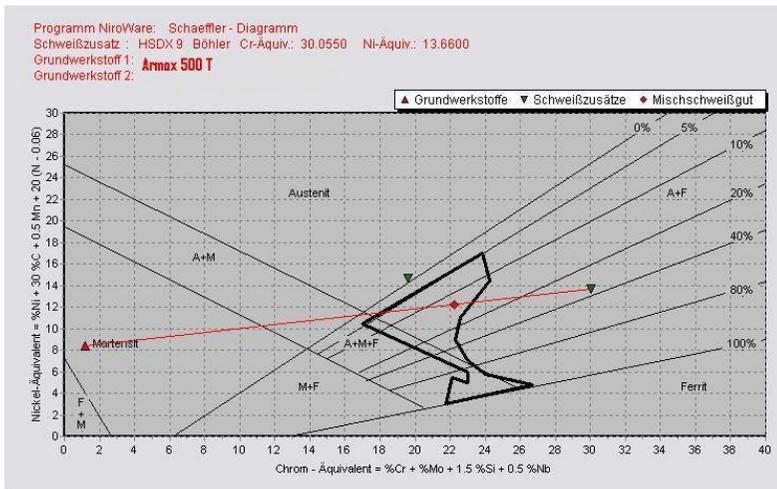
## 14.2.1 Ergebnisse der Delta-Ferrit Bestimmung mit verschiedenen Cr-Ni-Äquivalent-Konzepten

### 14.2.1.1 A7-MC



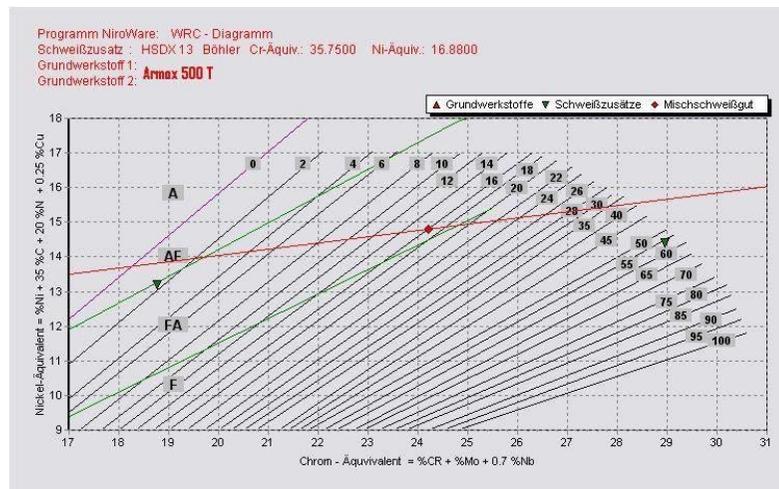
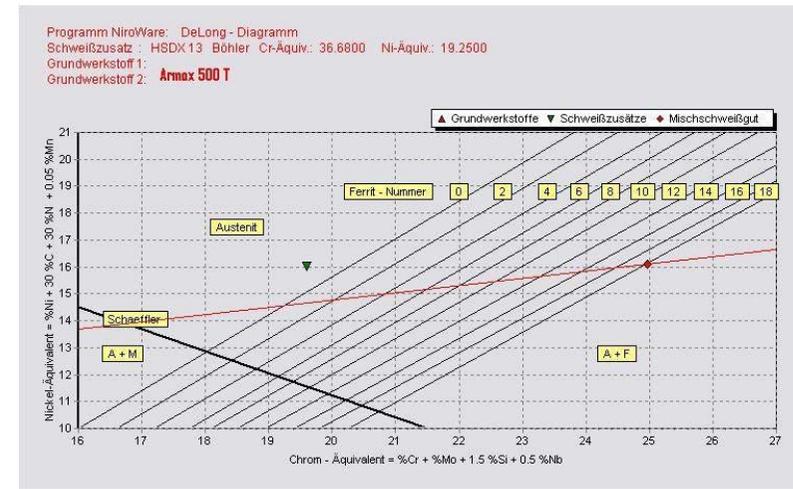
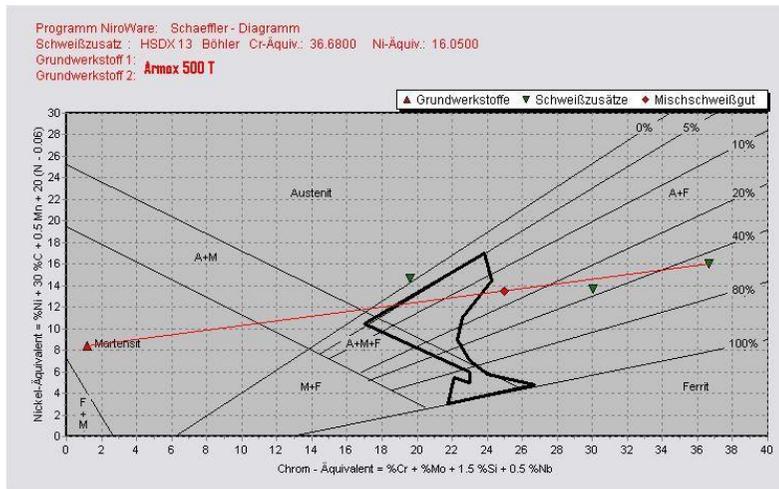
MSG A7-MC	Ergebnis
Einbrand [%]	23
Schäffler [% δ-Ferrit]	0
De Long [FN]	0
WRC-1992 [% δ-Ferrit]	0

14.2.1.2 HSDX-MC Ma9



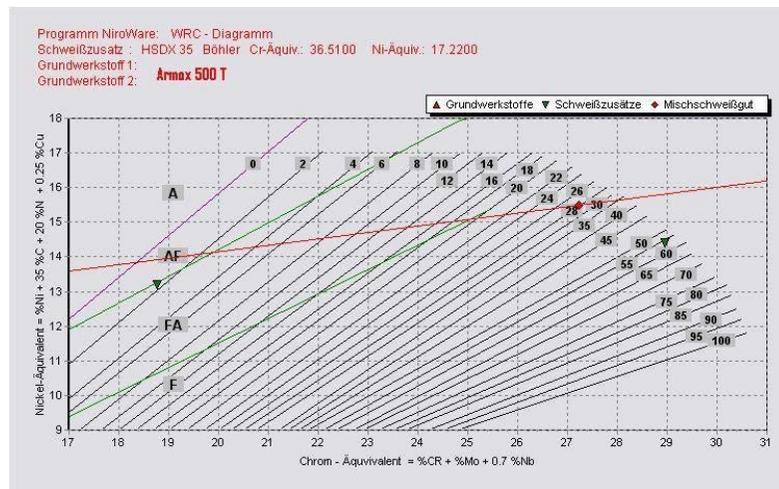
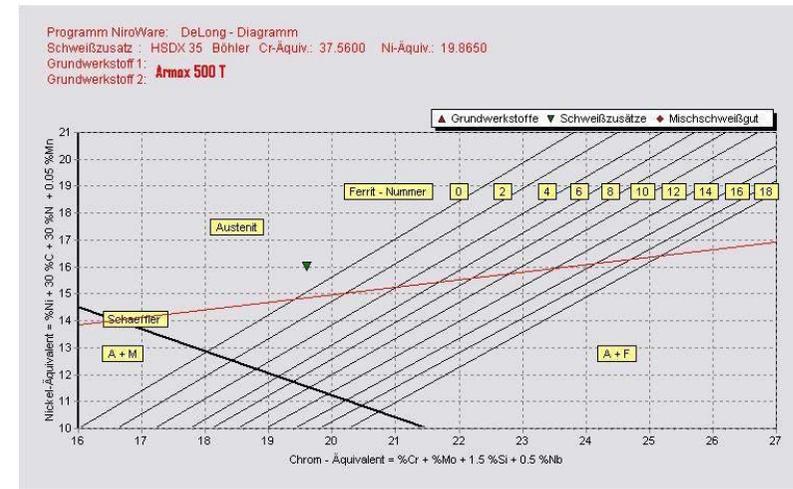
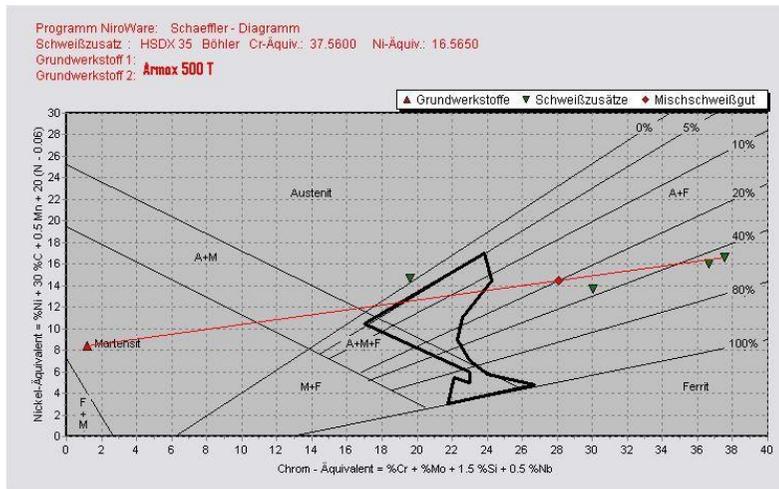
MSG HSDX-MC Ma9	Ergebnis
Einbrand [%]	27
Schäffler [% δ-Ferrit]	10-20
De Long [FN]	8-10
WRC-1992 [% δ-Ferrit]	8-10

14.2.1.3 HSDX-MC Ma13



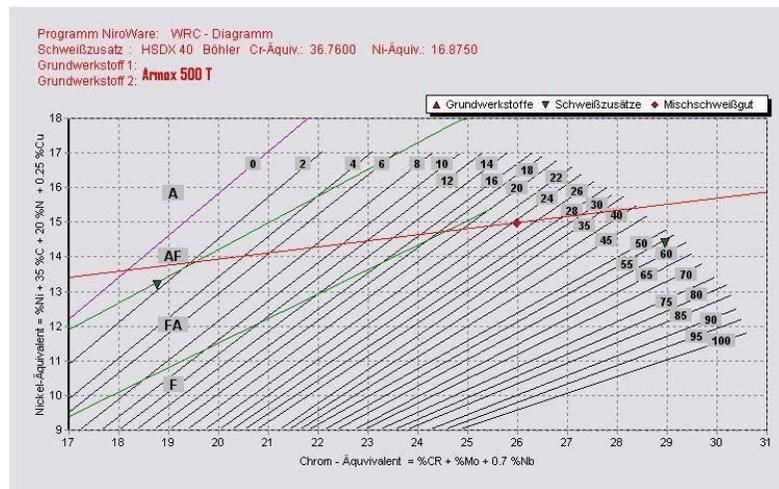
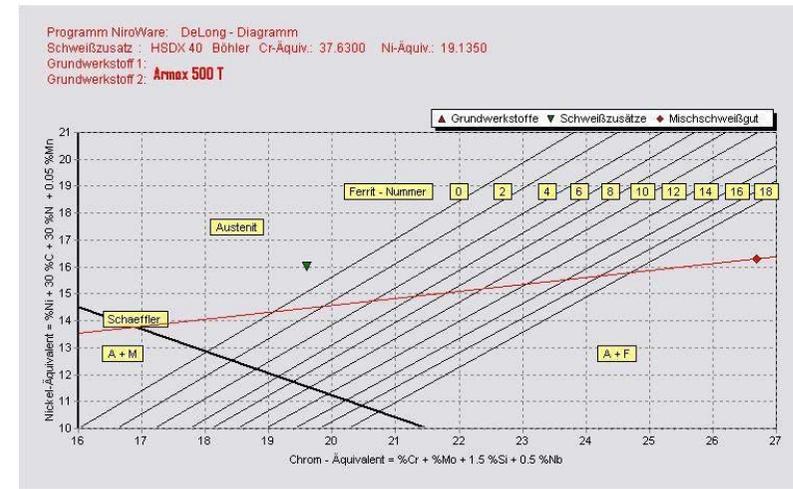
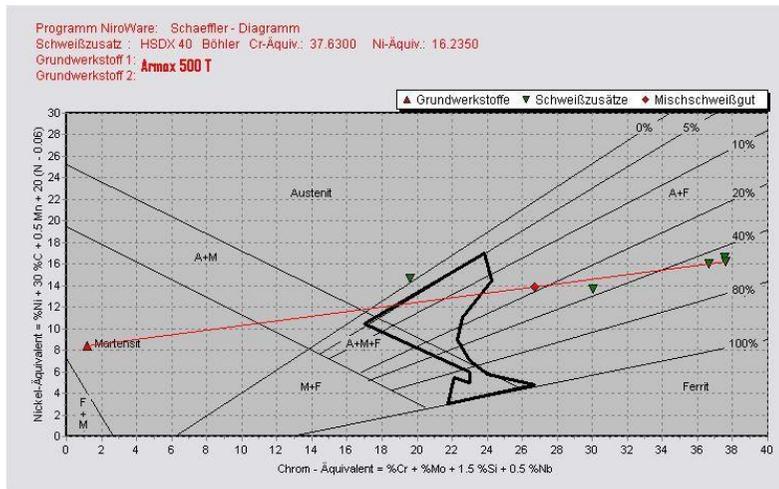
MSG HSDX-MC Ma13	Ergebnis
Einbrand [%]	33
Schäffler [% δ-Ferrit]	10-20
De Long [FN]	>18
WRC-1992 [% δ-Ferrit]	16-18

14.2.1.4 HSDX-MC Ma35



MSG HSDX-MC Ma35	Ergebnis
Einbrand [%]	26
Schäffler [% δ-Ferrit]	20-40
De Long [FN]	>>18
WRC-1992 [% δ-Ferrit]	28-30

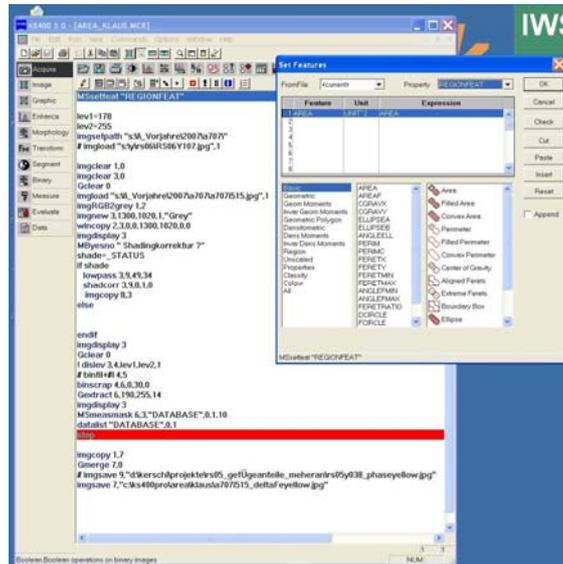
14.2.1.5 HSDX-MC Ma40



MSG HSDX-MC Ma40	Ergebnis
Einbrand [%]	30
Schäffler [% δ-Ferrit]	10-20
De Long [FN]	>18
WRC-1992 [% δ-Ferrit]	24-26

### 14.3 Programmablauf KS400 für Delta-Ferrit-Flächenbestimmung

a) Mittels MSetfeat wird die Flächenauswertung (Area) durchgeführt



b) Farblevels festlegen. Die Grundeinstellung ist hier bei 178 und 255. Der Wert 255 bedeutet weiß und der Wert 0-schwarz. Die Werte dazwischen sind Graustufen.

c) Verzeichniseingabe, aus dem das zu vermessende Bild geladen wird. Da es sich hier um eine Nachvermessung gehandelt hat, wurde der Pfad

s:\i\_Vorjahre\2007\707\ angegeben.

s....Laufwerksbezeichnung

i....Kennung für den Benutzer

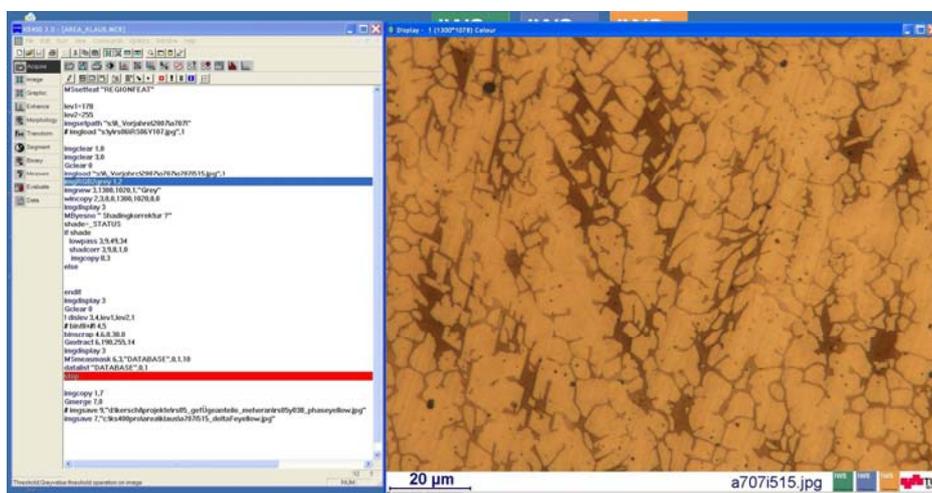
\_Vorjahre...Unterverzeichnis

2007...Verzeichnis des Jahres

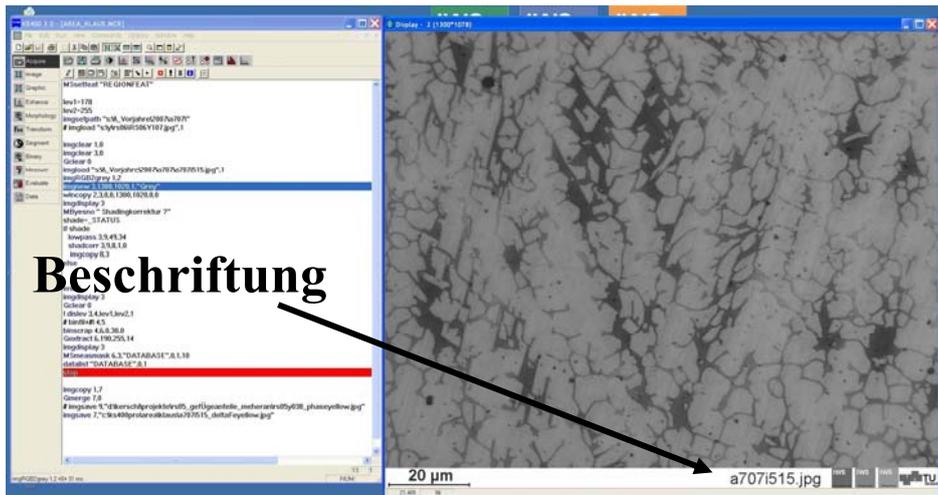
a707...Projektbezeichnung. Hier Join A7

d) Lösche Speicher image Speicher 1 und 3. Weiters wird der Grafikspeicher gelöscht.

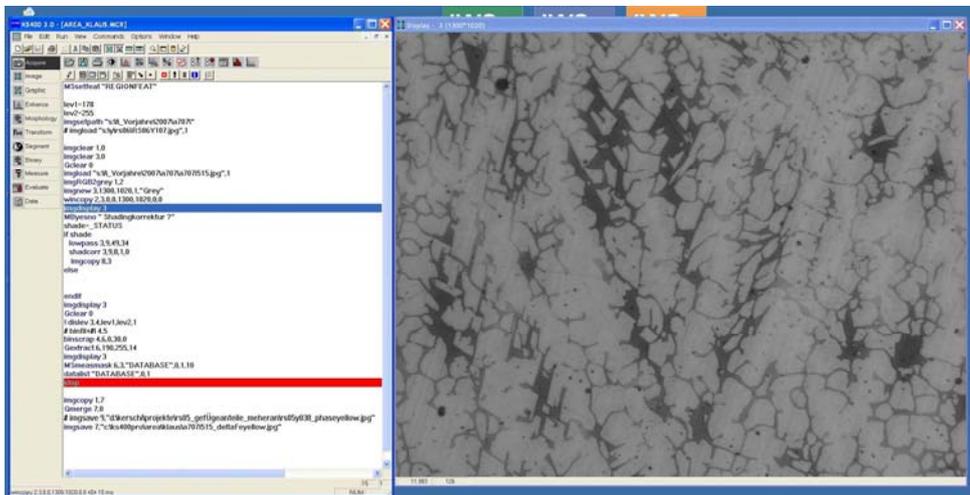
e) Lade das zu vermessende Bild in den Speicher 1.



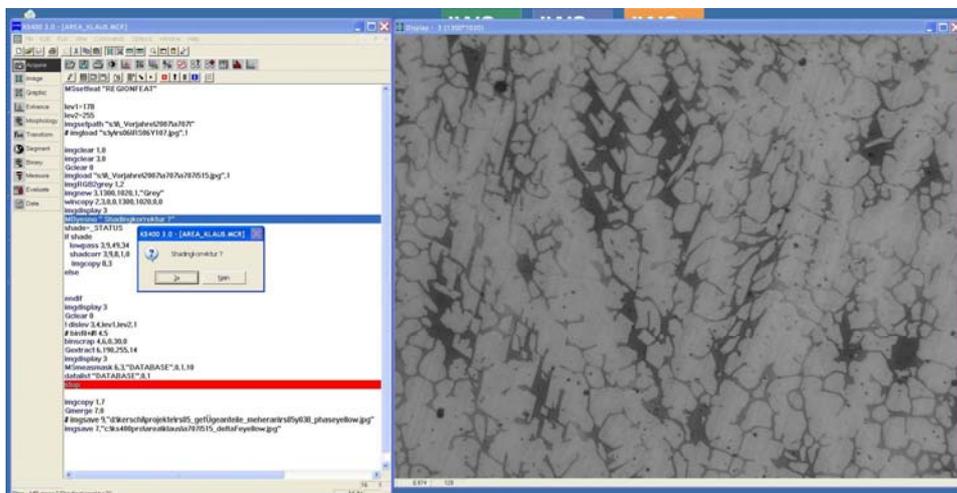
f) Konvertiere das Bild in ein Schwarz/weiß Bild und speichere dieses im Speicher 2



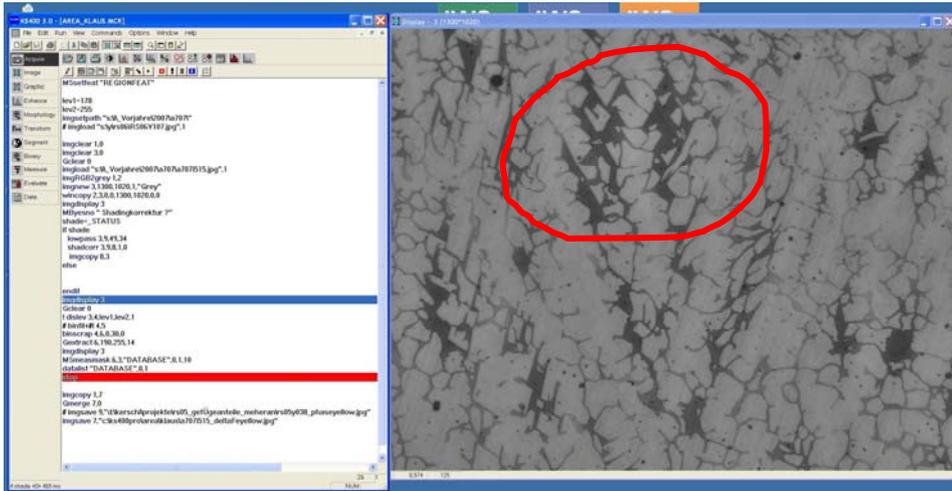
g) Das Bild wird auf 1300 x 1020 Pixel zugeschnitten um die Beschriftung zu entfernen und im Speicher 3 abgespeichert.



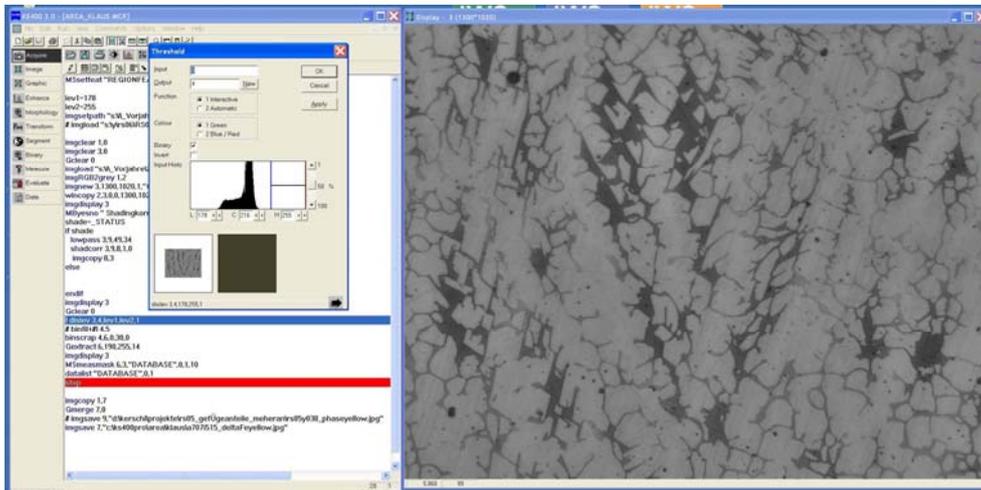
h) Abfrage, ob eine Schattierungskorrektur durchgeführt werden soll. Hat das Ziel eine gleichmäßigere Verteilung der Graustufen zu erreichen. Dies erleichtert die Auswertung der Randzonen erheblich. Die Korrektur wird im Speicher 3 wiedergegeben.



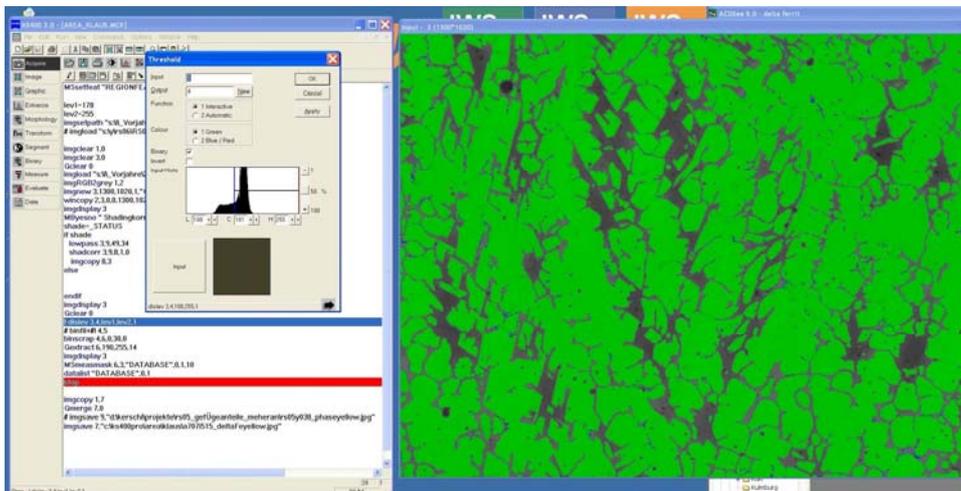
- i) Wiedergabe des Speichers 3. Man erkennt die Schattierungsänderungen, wenn die Bilder von Schritt g und h miteinander verglichen werden.



- j) Auswertung mittels threshold starten. Laden der im Punkt 2 aufgerufenen Lev 1 und Lev 2. Die zwei Farblevels werden mittels eines roten und blauen Balkens dargestellt.

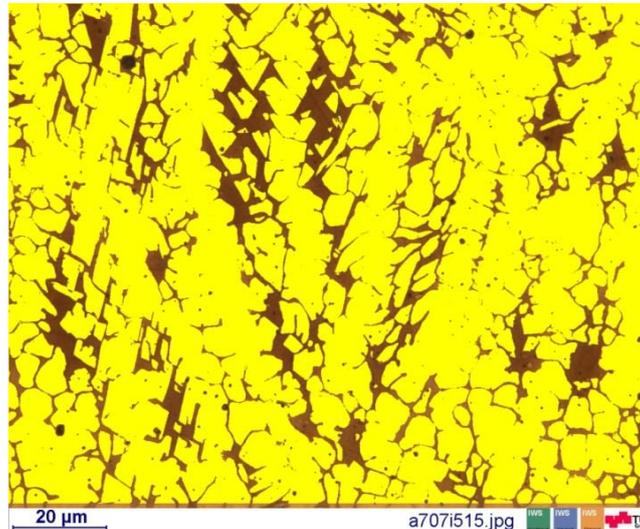


- k) Nun werden die 2 Balken so bewegt, dass der Austenit (hell) im Bild grün erscheint.





- p) Als letzten Schritt in diesem Programm wird das ausgewertete Bild auf der Festplatte gespeichert. Der Grund hierfür ist jener, dass das ausgewertete Bild zur Sicherheit nochmals vermessen werden kann.



- q) Auswertung im Excel

Mittels einer Excel Auswertung erhält man den Anteil des Delta-Ferrits in Flächenprozent (Tabelle 43). Da die eingefärbten Flächen den Austenit darstellen und das Excel Programm auch den Austenit in Prozent errechnet, muss 100 - den Austenitanteil gerechnet werden, um den Delta-Ferrit Flächenanteil zu erhalten. Die verwendeten Formeln lauten:

$$A_{Austenit} = \sum \text{Flächen} = [\text{Pixel}^2]$$

$$A_{ges} = 1300 \times 1020 = 1326000 = [\text{Pixel}^2]$$

$$\text{Austenit} = \frac{A_{Austenit}}{A_{ges}} \times 100 = [\%]$$

$$\text{DeltaFerrit} = 100 - \text{Austenit} = [\%]$$

Bild Nr.	a707i509	Bild Nr.	a707i510
Delta-Ferrit [%]	31,62	Delta-Ferrit [%]	28,32
Austenit [%]	68,38	Austenit [%]	71,68
$A_{ges}$ [Pixel <sup>2</sup> ]:	1326000	$A_{ges}$ [Pixel <sup>2</sup> ]:	1326000
$A_{Austenit}$ [Pixel <sup>2</sup> ]:	906756	$A_{Austenit}$ [Pixel <sup>2</sup> ]:	950427
Flächen Nr.	$A_{Austenit}$ [Pixel <sup>2</sup> ]	Flächen Nr.	$A_{Austenit}$ [Pixel <sup>2</sup> ]
1	53	1	152
2	655	2	100
3	3225	3	382
4	4542	4	99
5	261	5	289

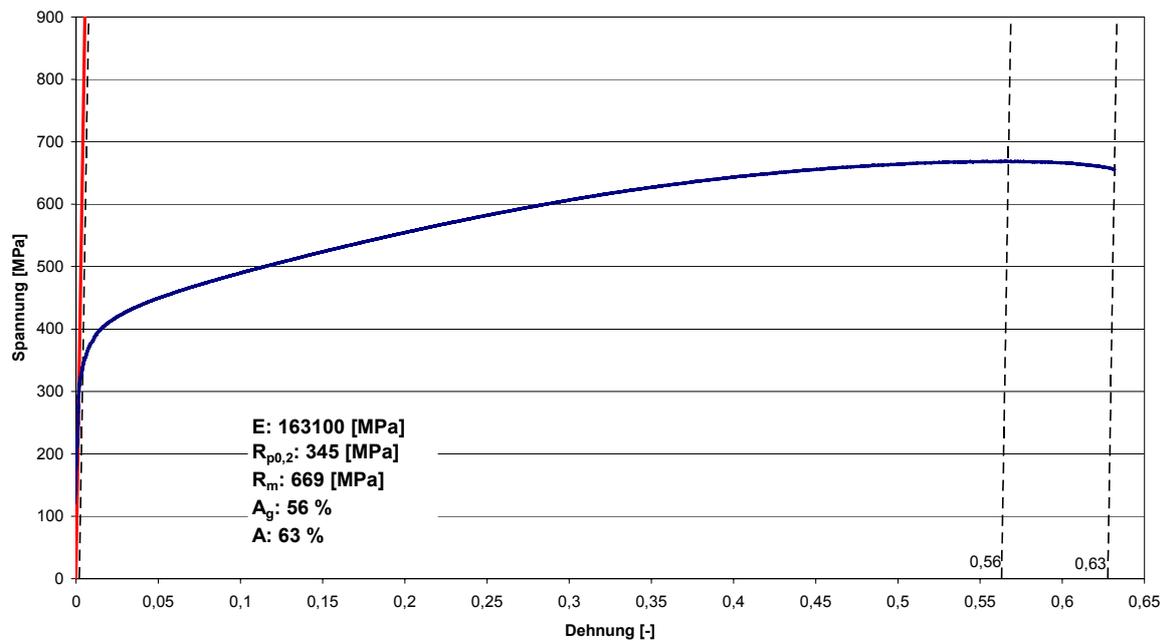
In den nachfolgen Tabellen 44 bis 48 sind die Ergebnisse der einzelnen Kehlnahtschweißungen ersichtlich.

## 14.4 Daten aus dem Minizugversuch

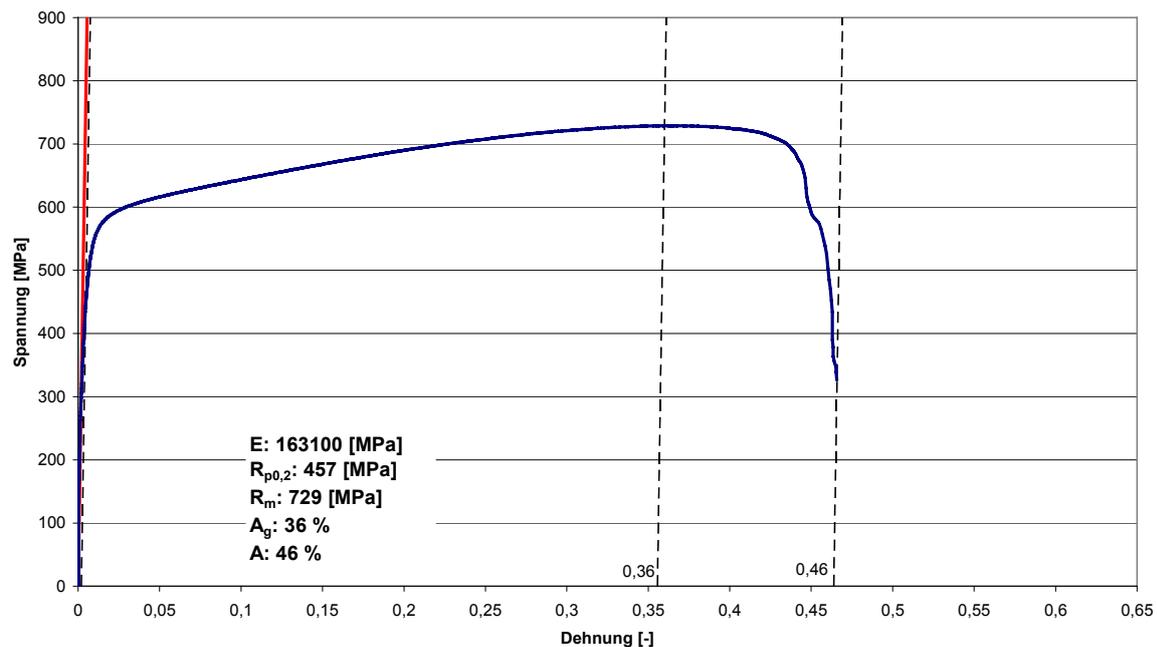
Hier ist darauf zu achten, dass der E-Modul mittels Ultraschallprüfung bei ARC Seibersdorf bestimmt worden ist (nicht aus der Steigerung der elastischen Gerade).

### 14.4.1 Einlagige Kehlnaht: Zugprobe längs der Schweißnaht

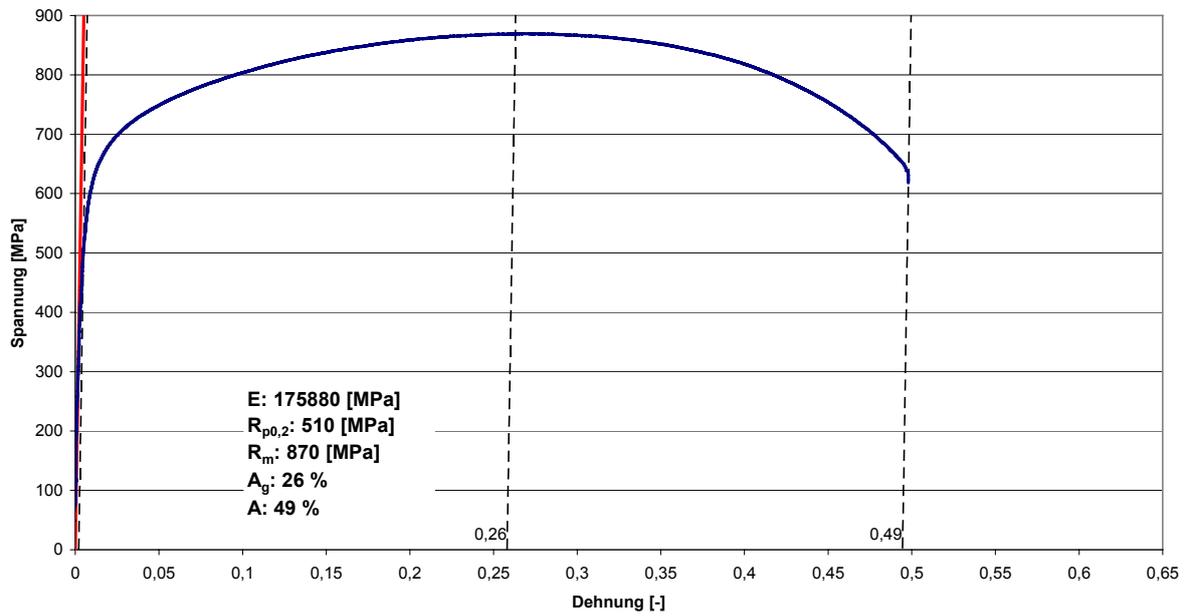
A7-MC\_1L\_1\_längs



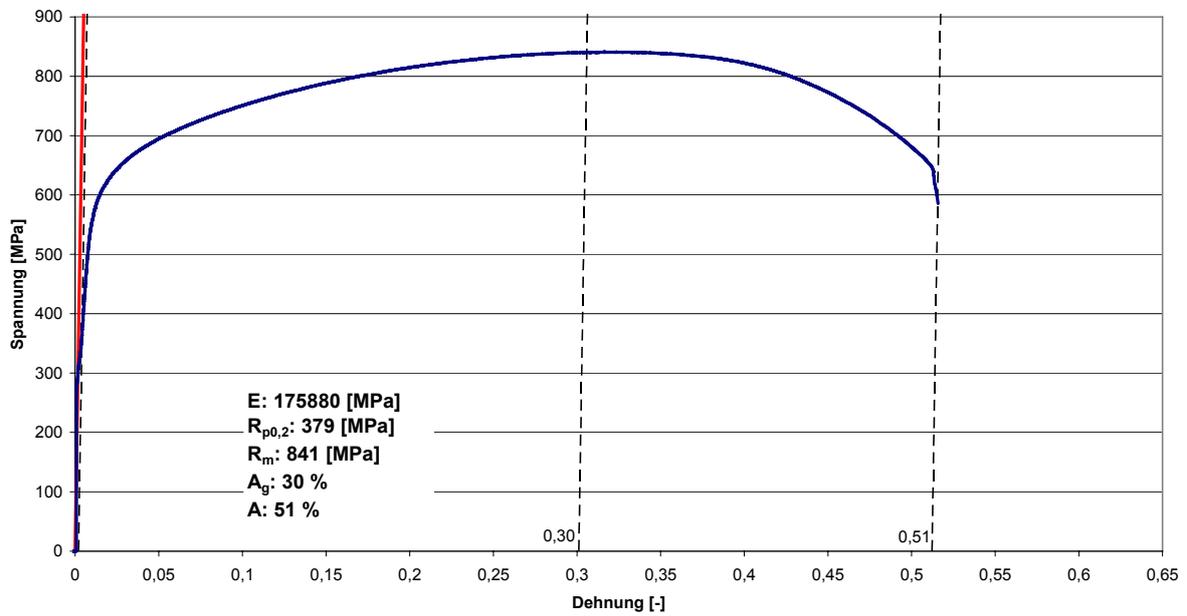
A7-MC\_1L\_2\_längs



HSDX-MC-Ma40\_1L\_1\_längs

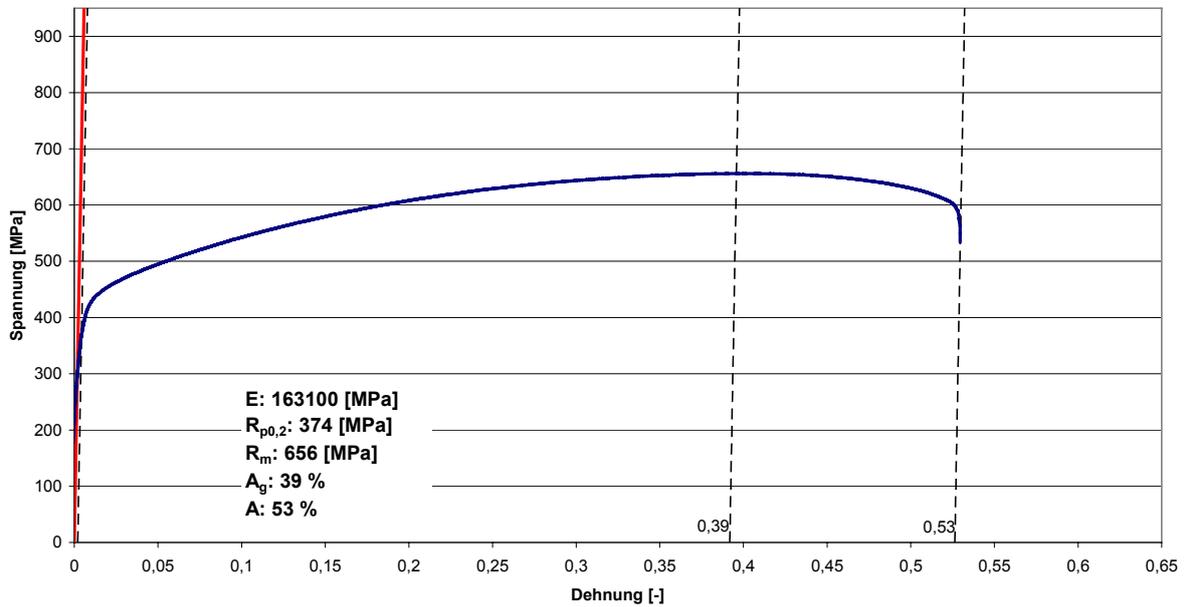


HSDX-MC-Ma40\_1L\_2\_längs

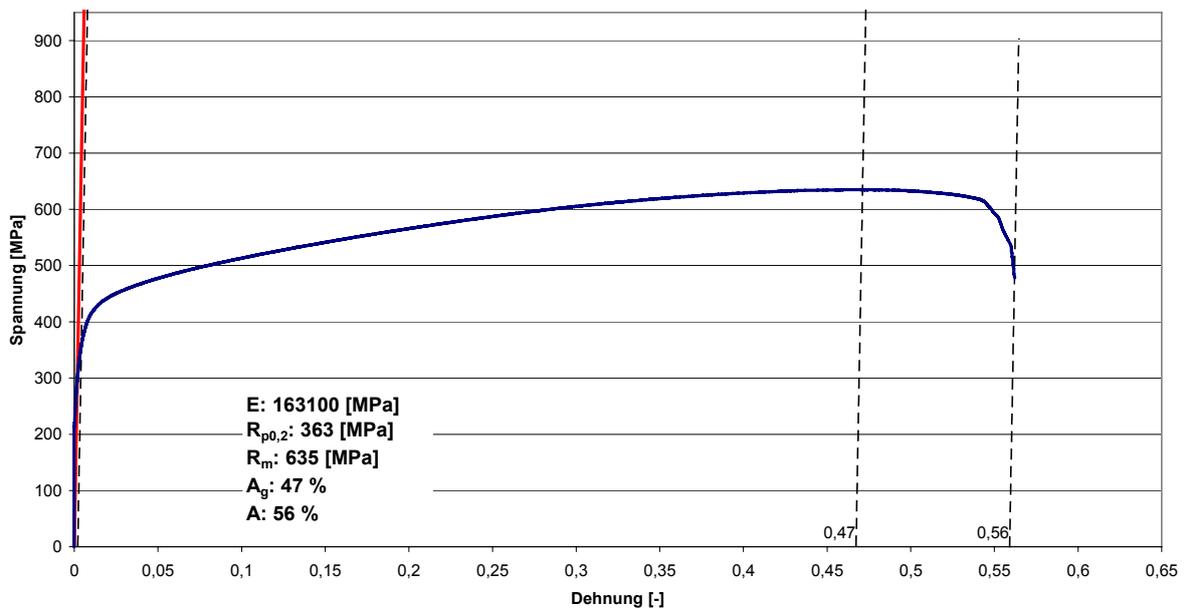


### 14.4.2 Zweilagige Kehlnaht: Minizugprobe längs der Schweißnaht

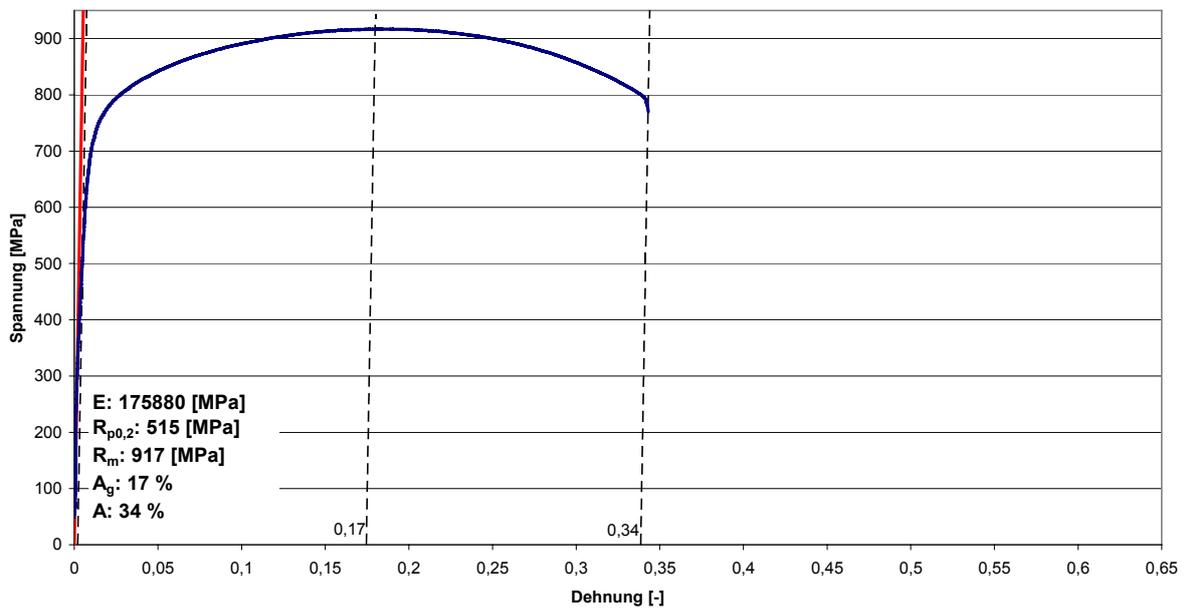
A7-MC\_2L\_1\_längs



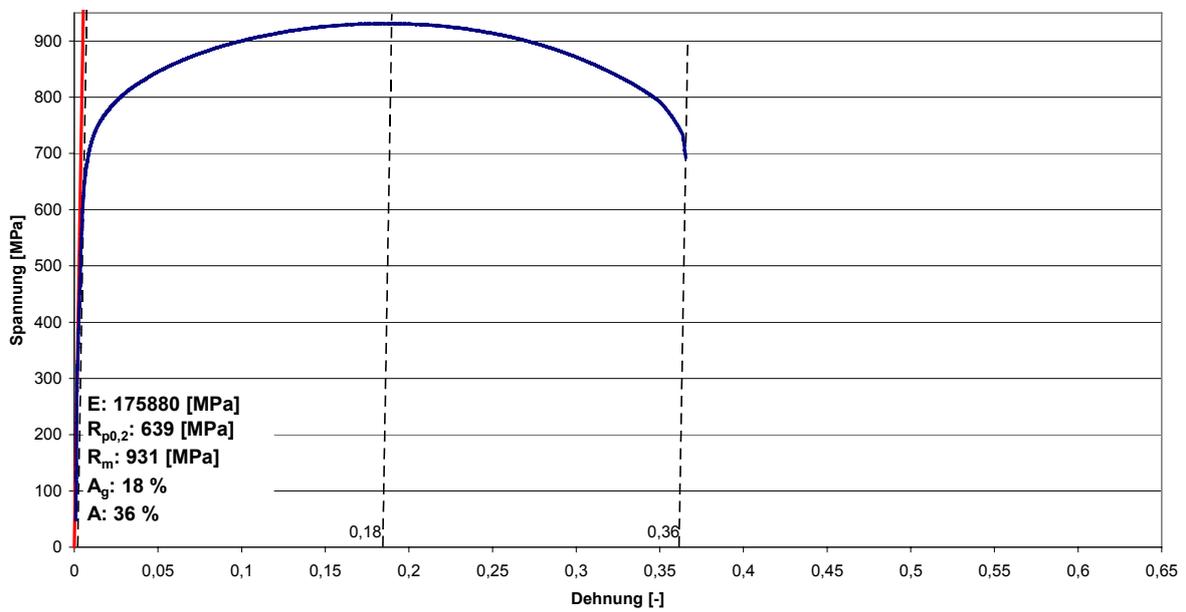
A7-MC\_2L\_2\_längs



HSDX-MC-Ma40\_2L\_1\_längs

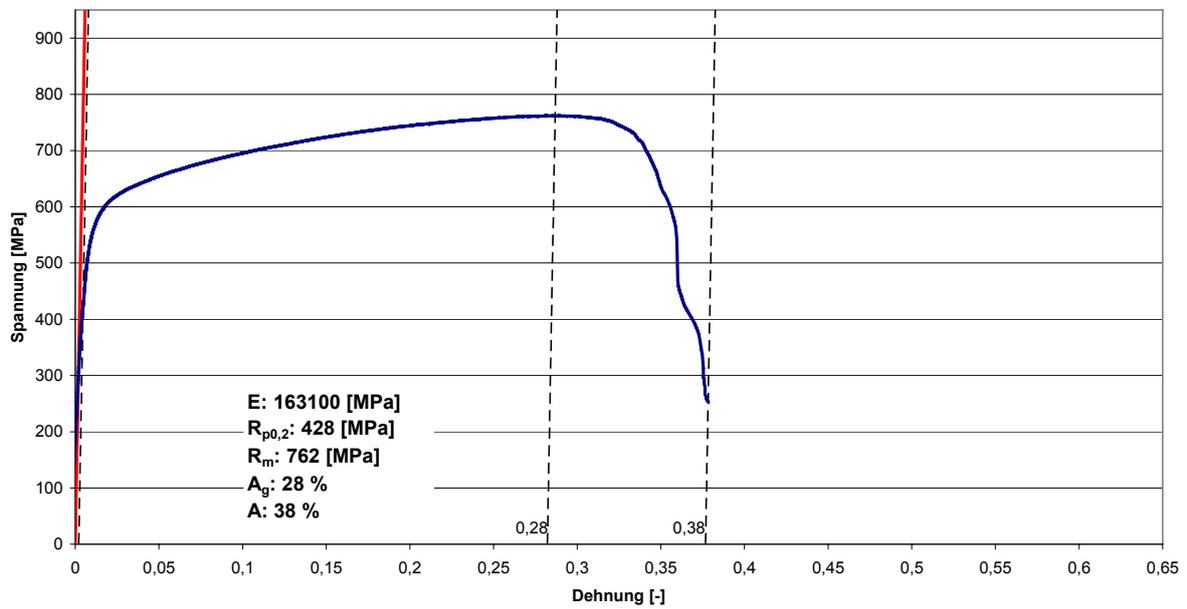


HSDX-MC-Ma40\_2L\_2\_längs

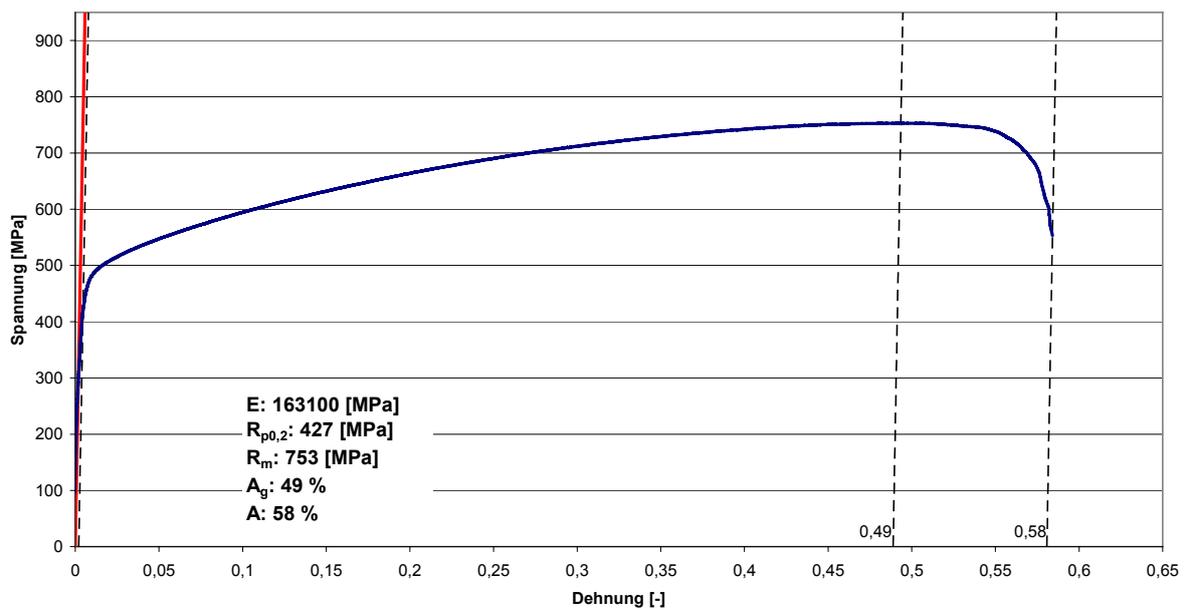


### 14.4.3 Zweilagige Kehlnaht: Minizugprobe quer (45°) zur Schweißnaht

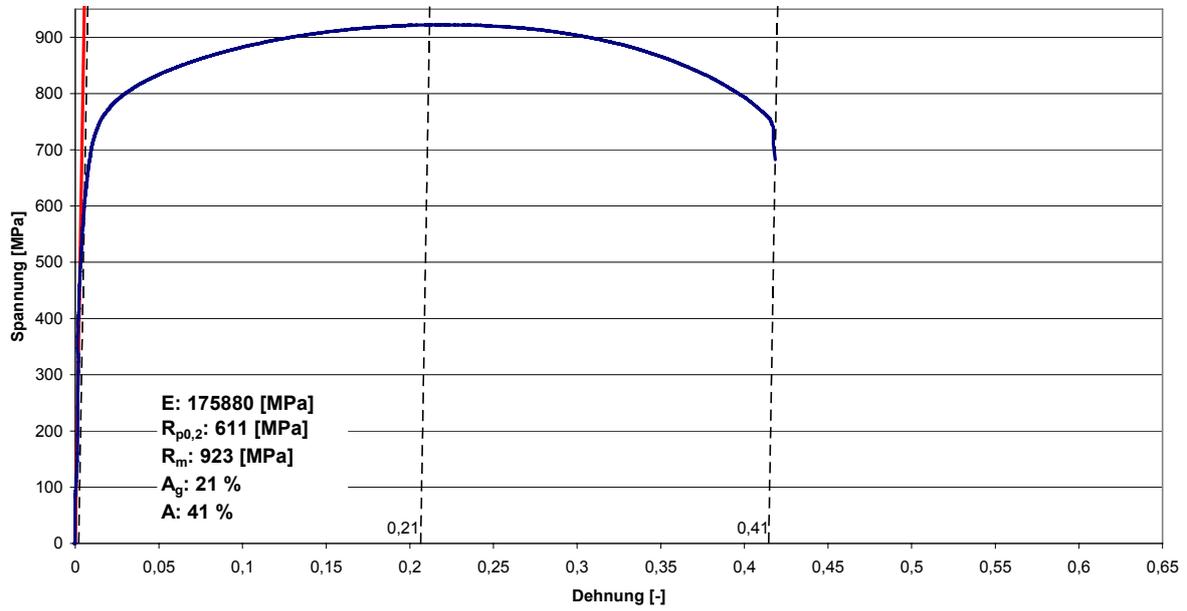
A7-MC\_2L\_1\_quer



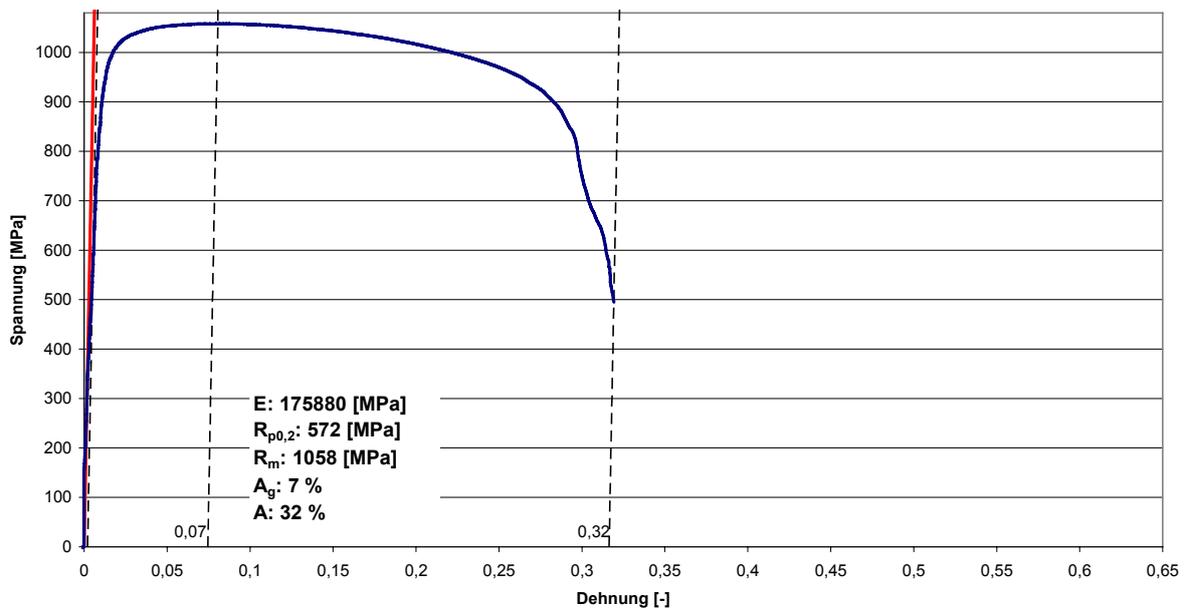
A7-MC\_2L\_2\_quer



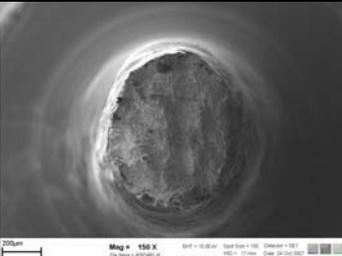
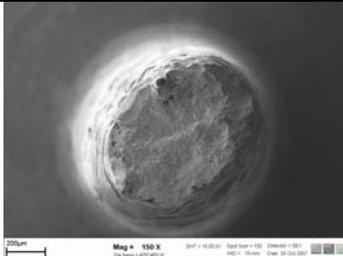
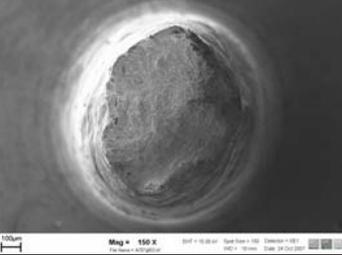
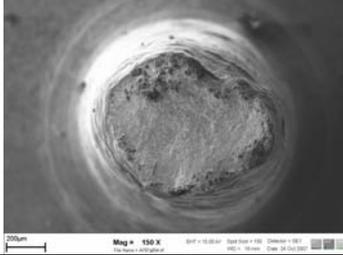
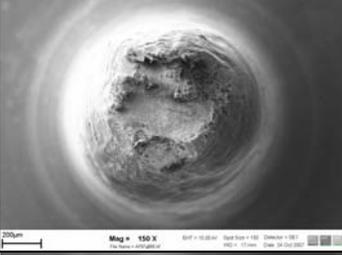
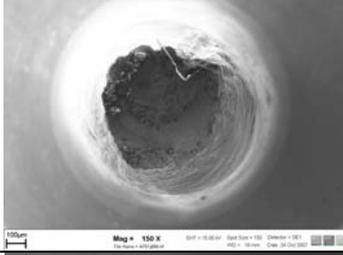
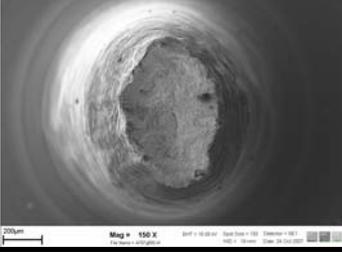
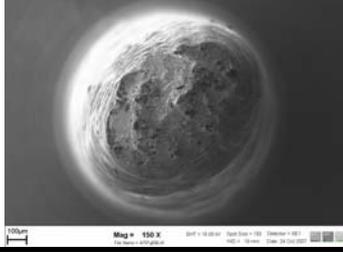
HSDX-MC-Ma40\_2L\_1\_quer

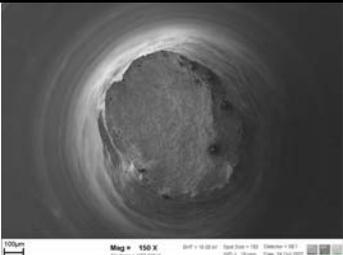
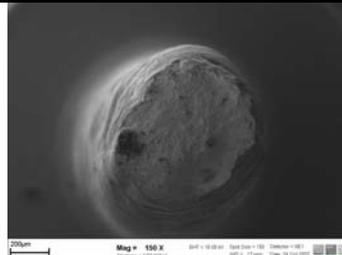
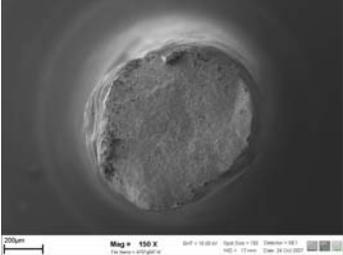
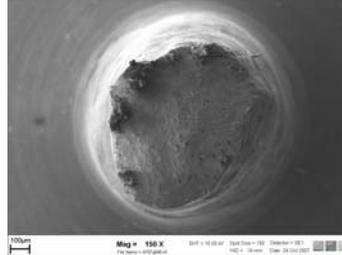
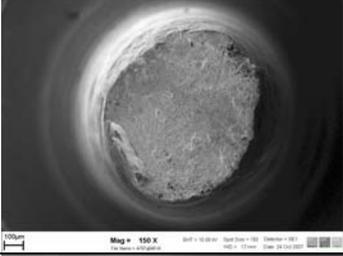
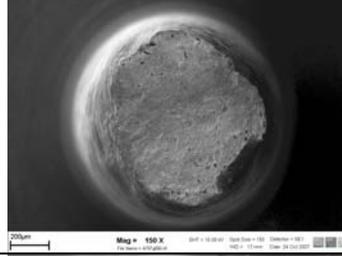
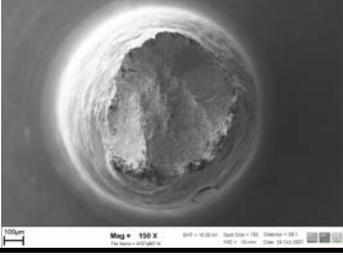
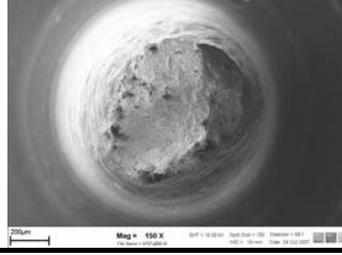


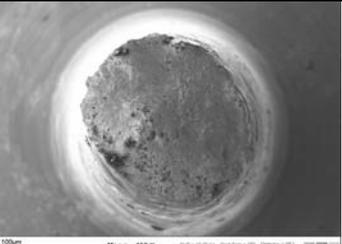
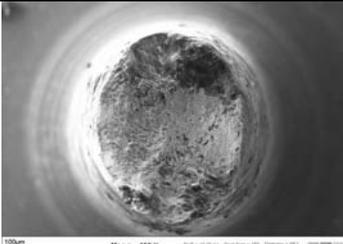
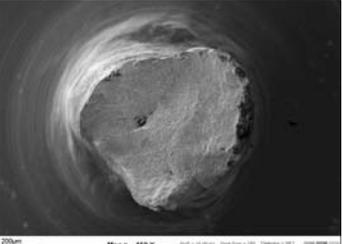
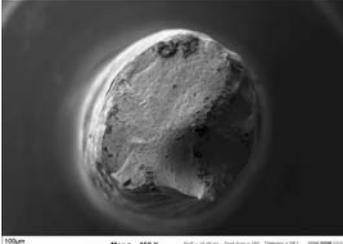
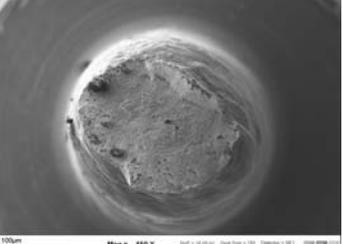
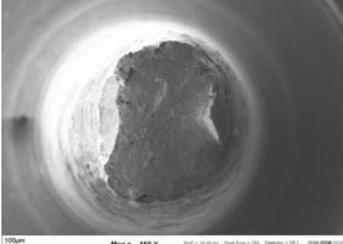
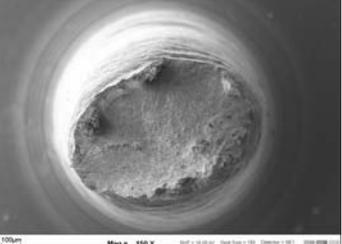
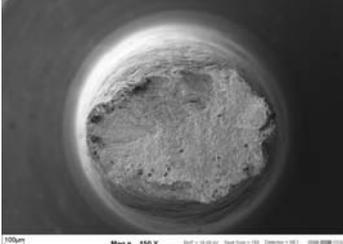
HSDX-MC-Ma40\_2L\_2\_quer



**14.4.4 Bestimmung der Brucheinschnürung Z, REM Aufnahmen der Bruchfläche / Minizugproben**

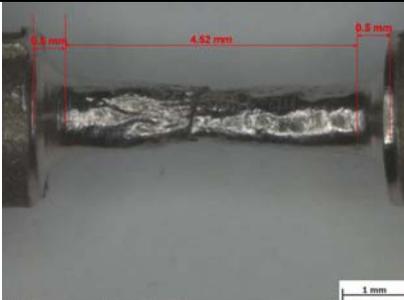
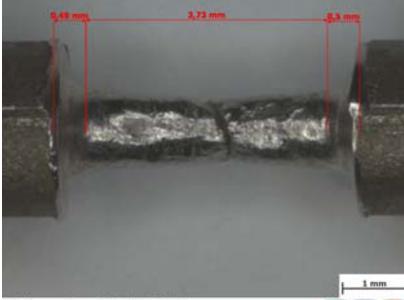
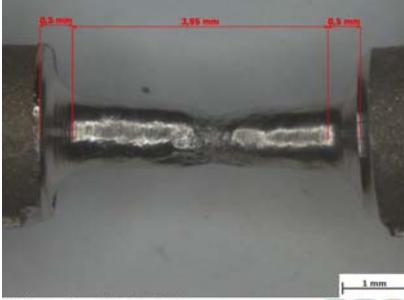
Probe	S <sub>0</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Bruchfläche 1 (REM)	S <sub>1</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Z <sub>1</sub> [%]	Bruchfläche 2 (REM)	S <sub>2</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Z <sub>2</sub> [%]	Z <sub>gemittelt</sub> [%]
A7-MC_1L_1_längs	1,11		0,391	64,8		0,395	64,4	65
A7-MC_1L_2_längs	1,13		0,429	62,1		0,444	60,7	56
HSDX-MC_1L_1_längs	1,09		0,301	72,4		0,303	74,3	73
HSDX-MC_1L_2_längs	1,11		0,285	74,3		0,302	72,8	74

Probe	S <sub>0</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Bruchfläche 1 (REM)	S <sub>1</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Z <sub>1</sub> [%]	Bruchfläche 2 (REM)	S <sub>2</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Z <sub>2</sub> [%]	Z <sub>gemittelt</sub> [%]
A7-MC_2L_1_längs	1,11		0,398	64,2		0,384	65,4	65
A7-MC_2L_2_längs	1,09		0,502	54,0		0,505	53,7	54
HSDX-MC_2L_1_längs	1,13		0,518	54,2		0,497	56,1	55
HSDX-MC_2L_2_längs	1,09		0,390	64,2		0,401	63,2	64

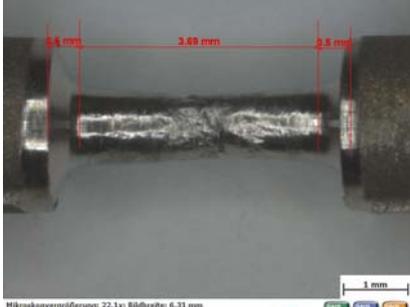
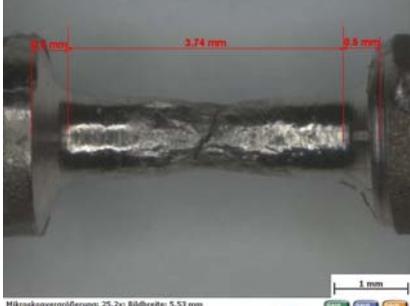
Probe	S <sub>0</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Bruchfläche 1 (REM)	S <sub>1</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Z <sub>1</sub> [%]	Bruchfläche 2 (REM)	S <sub>2</sub> [mm <sup>2</sup> ]	Z <sub>2</sub> [%]	Z <sub>gemittelt</sub> [%]
A7-MC_2L_1_quer	1,15		0,573	50,2		0,576	50,0	50
A7-MC_2L_2_quer	1,11		0,525	52,7		0,522	53,0	53
HSDX-MC_2L_1_quer	1,09		0,401	63,2		0,384	64,8	64
HSDX-MC_2L_2_quer	1,09		0,498	54,3		0,499	54,2	54

### 14.4.5 Bestimmung Bruchdehnung A längs, Minizugversuch ( $L_0=2,5\text{mm}$ )

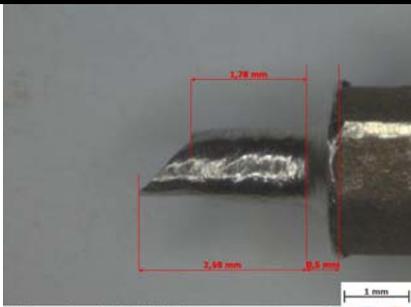
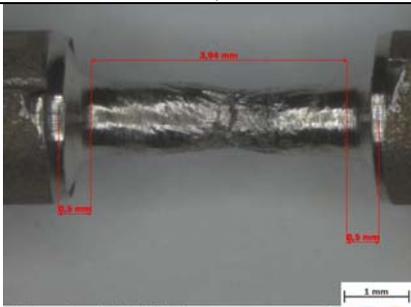
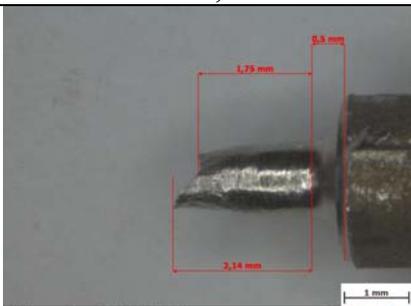
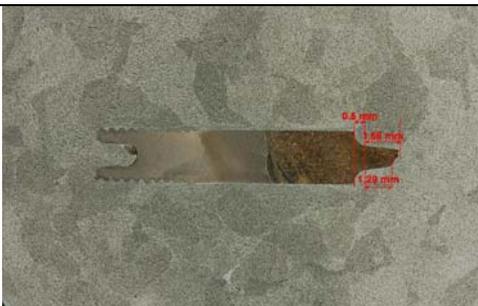
#### 14.4.5.1 Einlagige Kehlnähte, Minizugproben längs der Schweißnaht entnommen

Probe	Zugprobe (Stereo)	Schliffbild (mef3)	A [%]
A7-MC_1L_1	 <p style="text-align: center;">L=4,52mm</p>		81
A7-MC_1L_2	 <p style="text-align: center;">L=3,73</p>		49
HSDX-MC_1L_1	 <p style="text-align: center;">L=3,95</p>		58
HSDX-MC_1L_2	 <p style="text-align: center;">L=3,68</p>		44

14.4.5.2 Zweilagige Kehlnähte, Minizugproben längs der Schweißnaht entnommen

Probe	Zugprobe (Stereo)	Schliffbild (mef3)	A [%]
A7-MC_2L_1	 <p style="text-align: center;">L=3,49</p>		40
A7-MC_2L_2	 <p style="text-align: center;">L=4,20</p>		68
HSDX-MC_2L_1	 <p style="text-align: center;">L=3,69</p>		48
HSDX-MC_2L_2	 <p style="text-align: center;">L=3,74</p>		50

14.4.5.3 Zweilagige Kehlnähte, Minizugproben 45° quer zur Schweißnaht entnommen

Probe	Zugprobe (Stereo)	Schliffbild (mef3)	A [%]
A7-MC_2L_1	 <p>Mikroskopvergrößerung: 22,1x; Bildbreite: 6,31 mm Bildname: a7091157.jpg</p> <p>L=3,68</p>	 <p>2 mm a707621.jpg</p>	47
A7-MC_2L_2	 <p>Mikroskopvergrößerung: 22,1x; Bildbreite: 6,31 mm Bildname: a7091143.jpg</p> <p>L=4,30</p>		72
HSDX-MC_2L_1	 <p>Mikroskopvergrößerung: 22,1x; Bildbreite: 6,31 mm Bildname: a7091145.jpg</p> <p>L=3,94</p>		58
HSDX-MC_2L_2	 <p>Mikroskopvergrößerung: 22,1x; Bildbreite: 6,31 mm Bildname: a7091159.jpg</p> <p>L=3,43</p>	 <p>2 mm a707619.jpg</p>	37

#### 14.4.6 Zusammenfassung der gesamten Ergebnisse - Minizugversuch

Probe	d0 mm	S0 mm <sup>2</sup>	L0 mm	E-Modul [MPa]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	Ag %	A %	A händisch %	Z händisch %
A7-MC_1L_1_längs	1,19	1,11	2,5	163100	345	669	56	63	81	65
A7-MC_1L_2_längs	1,20	1,13	2,5	163100	457	729	36	46	49	56
HSDX-MC_1L_1_längs	1,18	1,09	2,5	175880	510	870	26	49	58	73
HSDX-MC_1L_2_längs	1,19	1,11	2,5	175880	379	841	30	51	44	74
A7-MC_2L_1_längs	1,19	1,11	2,5	163100	374	656	39	53	40	65
A7-MC_2L_2_längs	1,18	1,09	2,5	163100	363	635	47	56	68	54
HSDX-MC_2L_1_längs	1,20	1,13	2,5	175880	515	917	17	34	48	55
HSDX-MC_2L_2_längs	1,18	1,09	2,5	175880	639	931	18	36	50	64
A7-MC_2L_1_quer	1,21	1,15	2,5	163100	428	762	28	38	47	50
A7-MC_2L_2_quer	1,19	1,11	2,5	163100	427	753	49	58	72	53
HSDX-MC_2L_1_quer	1,18	1,09	2,5	175880	611	923	21	41	58	64
HSDX-MC_2L_2_quer	1,18	1,09	2,5	175880	572	1058	7	32	37	54

Der E-Modul wurde durch ARC Seibersdorf mittels Ultraschall ermittelt.

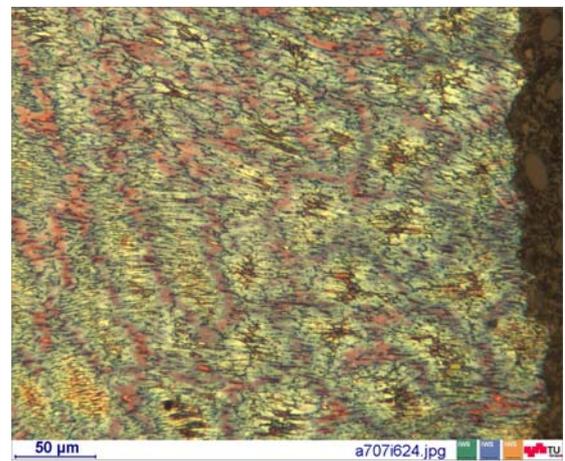
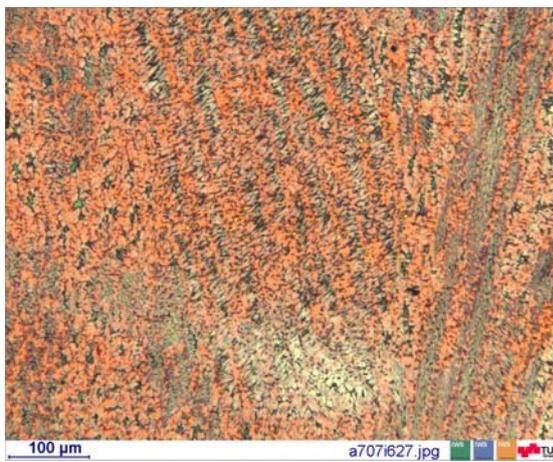
### 14.4.7 Mikroskopische Untersuchung der Minizugproben ein- und zweilagige sowie Längs- und Querszugproben

HSDX-MC\_1L\_2\_längs: Bild Nr.: a707i618



Bereich 1

Bereich 2

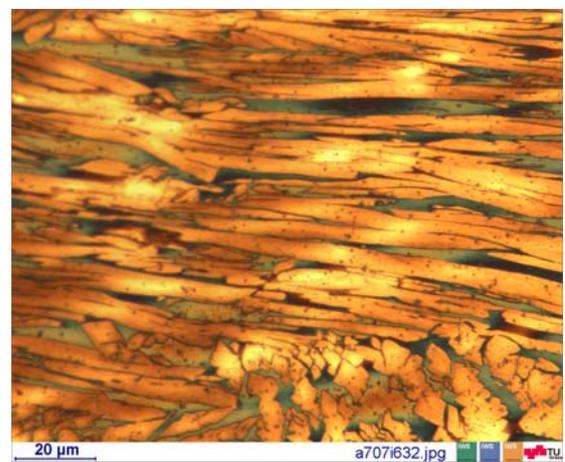
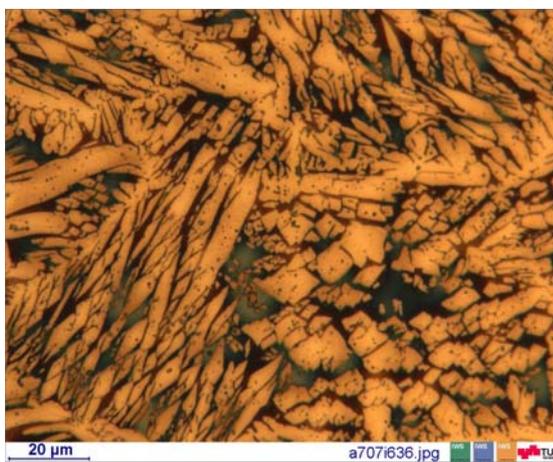
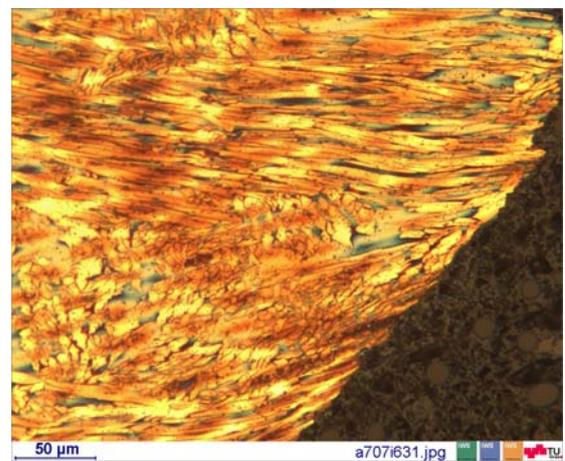
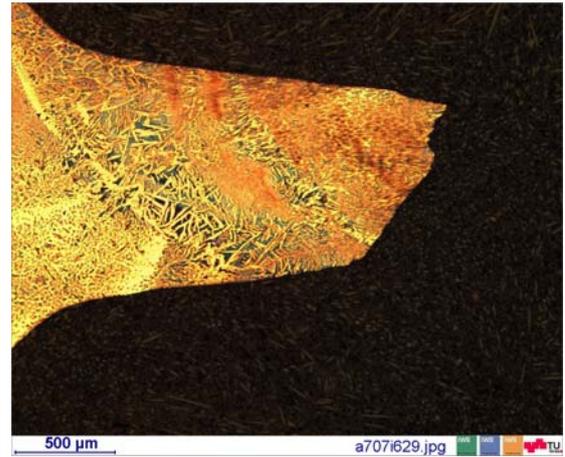
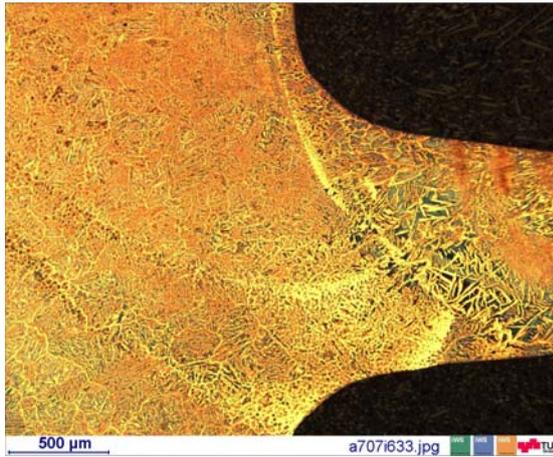


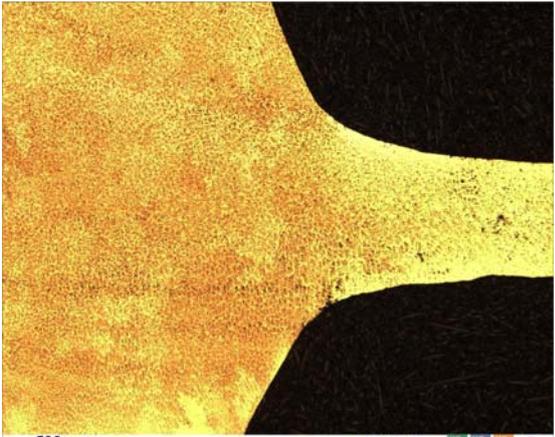
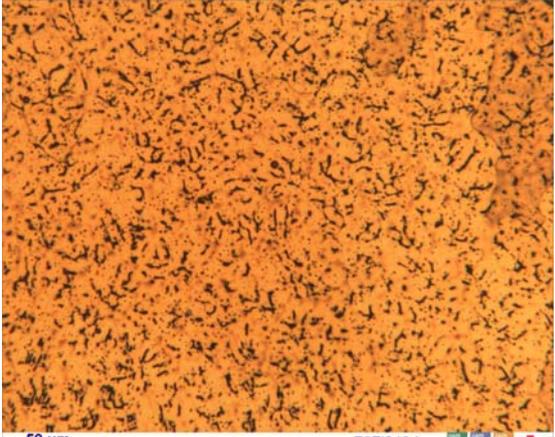
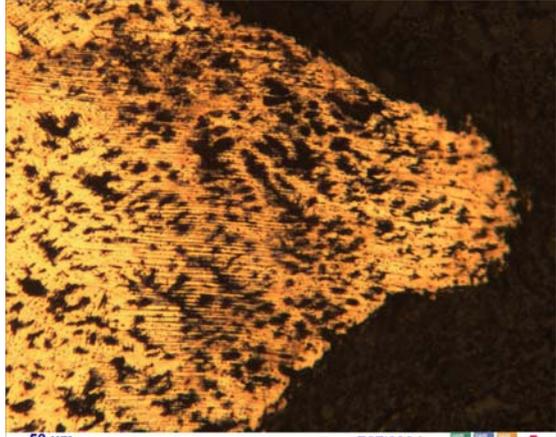
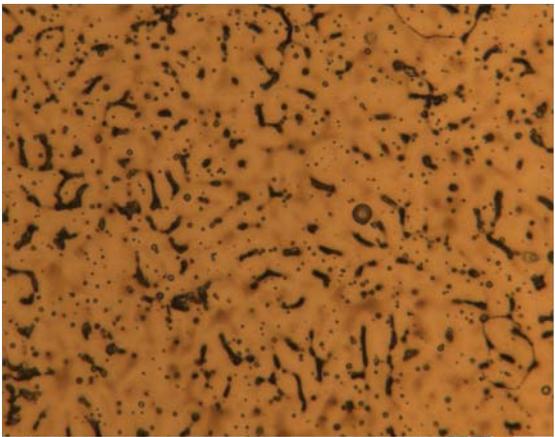
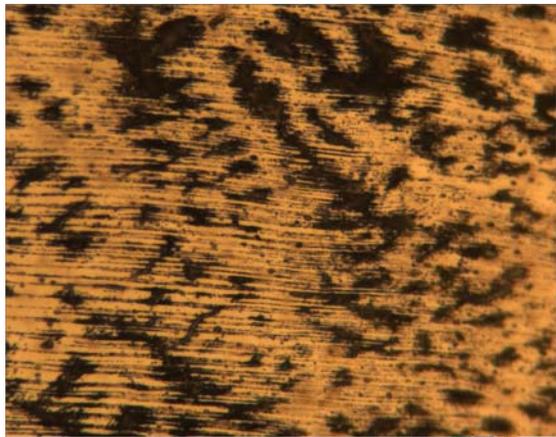
HSDX-MC\_2L\_2\_quer: Bild Nr.: a707ii619

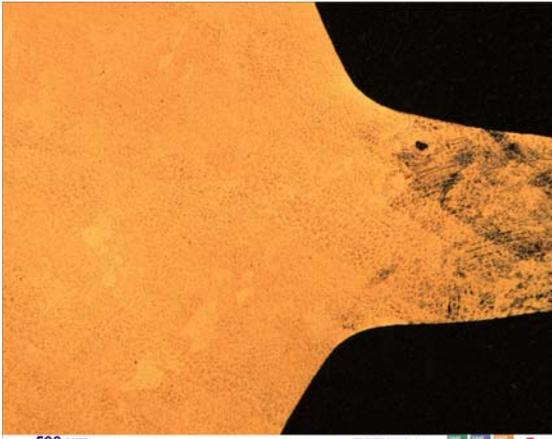
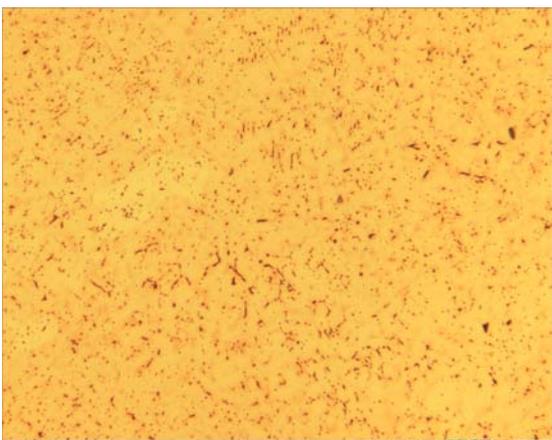
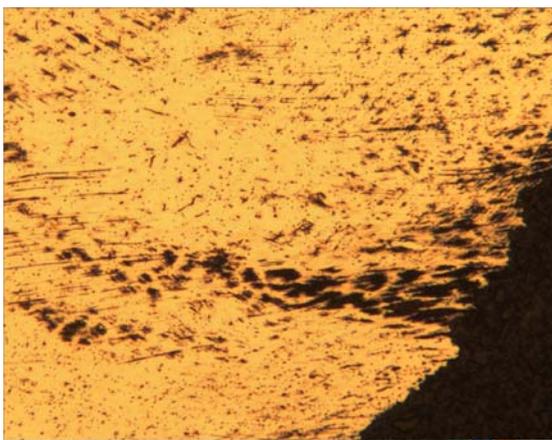
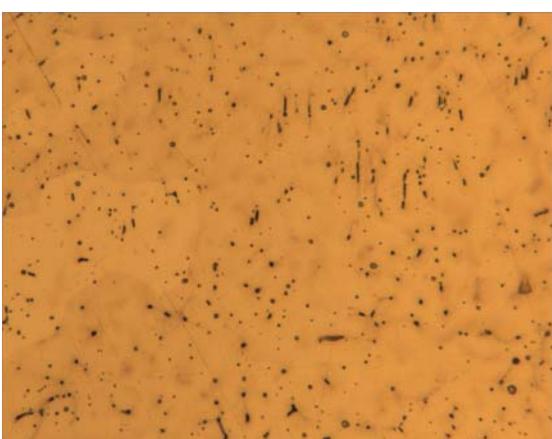
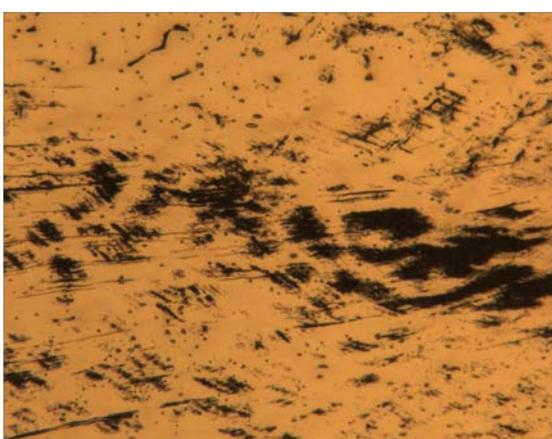


Bereich 1

Bereich 2



<p>A7-MC_2L_1_längs</p>	
	
<p>Bereich 1</p>	<p>Bereich 2</p>
 <p>500 µm a707i641.jpg</p>	 <p>500 µm a707i637.jpg</p>
 <p>50 µm a707i643.jpg</p>	 <p>50 µm a707i639.jpg</p>
 <p>20 µm a707i644.jpg</p>	 <p>20 µm a707i640.jpg</p>

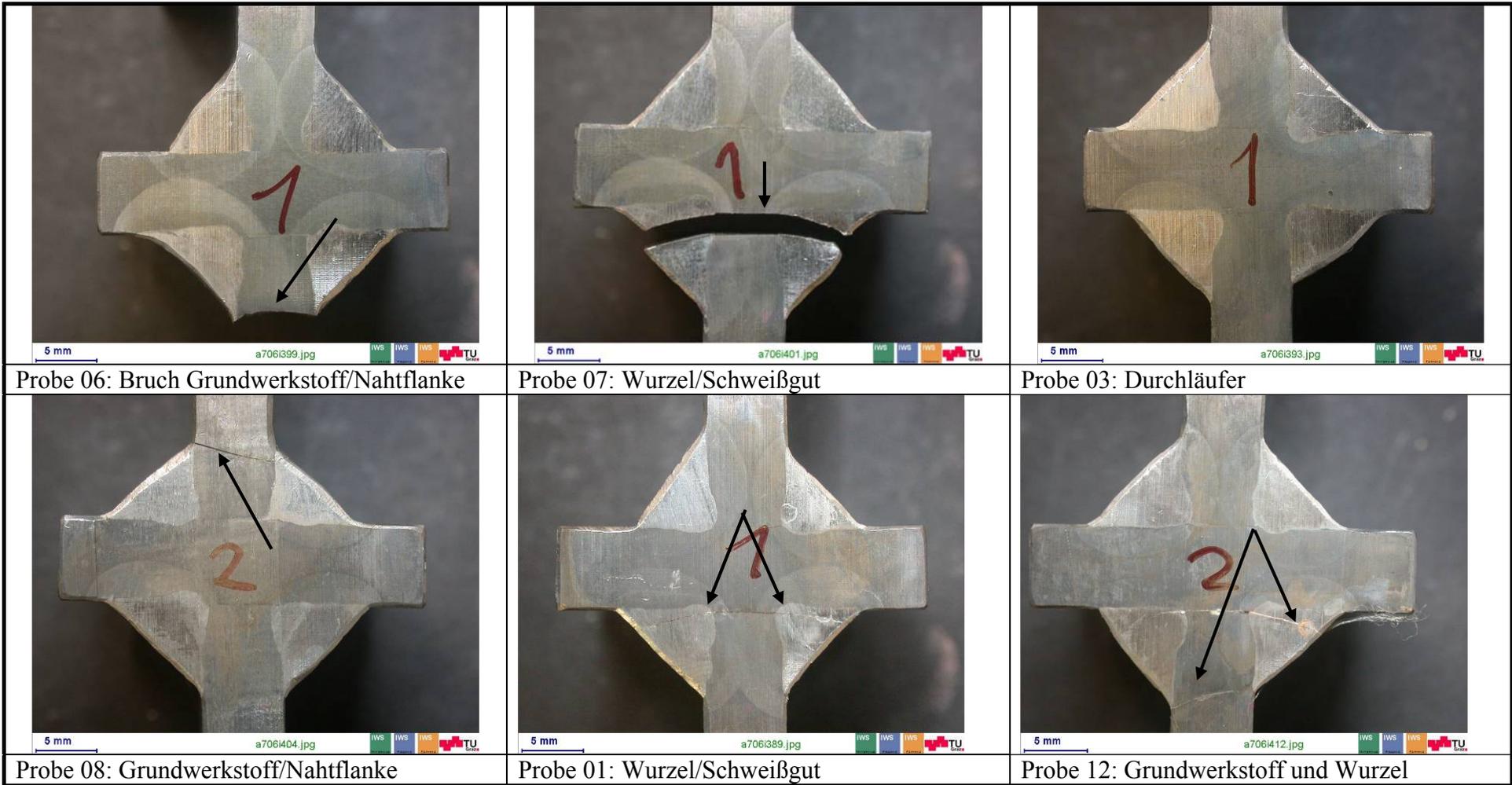
A7-MC_2L_1_quer	
	
Bereich 1	Bereich 2
 <p>500 µm a707i649.jpg</p>	 <p>500 µm a707i645.jpg</p>
 <p>50 µm a707i651.jpg</p>	 <p>50 µm a707i647.jpg</p>
 <p>20 µm a707i652.jpg</p>	 <p>20 µm a707i648.jpg</p>

### 14.5 Schwingungsuntersuchungen an Doppel-T-Proben

#### 14.5.1 Rissverläufe bei Serie 0 (A7-MC / Armox®500T)

<p>Probe 03: Bruch Grundwerkstoff/Nahtflanke</p>	<p>Probe 04: Grundwerkstoff/Nahtflanke</p>	<p>Probe 05: Wurzel/Schweißgut</p>
<p>Probe 13. Durchläufer</p>		

14.5.2 Rissverläufe bei Serie A (ESAB OK Tubrod 15.34 / Grundwerkstoff Cht (PZBI))



**14.5.3 Rissverläufe bei Serie B (HSDX-MC Ma35 / Armox®500T)**

		
<p>Probe 03: Bruch Grundwerkstoff/Nahtflanke</p>	<p>Probe 10: Grundwerkstoff/Nahtflanke</p>	<p>Probe 16: Durchläufer</p>
		
<p>Probe 13: Wurzel/Schweißgut</p>		

14.5.4 Rissverläufe bei Serie E (HSDX-MC Ma40 / Armox®500T) Auslauf verschliffen

		
<p>Probe 01: Bruch Grundwerkstoff und Wurzel</p>	<p>Probe 38: Durchläufer</p>	<p>Probe 34: Grundwerkstoff/Nahtflanke</p>
		
<p>Probe 04: Wurzel/Schweißgut</p>		