

# **Experimentelle und numerische Untersuchungen zur fertigungsbedingten Entstehung von Fehlern in Mischschweißverbindungen**

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

**Dipl.-Ing. Thorsten Schütt**

geboren in Tübingen

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. C. Berger

Tag der mündlichen Prüfung: 14.09.2011

Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

2011



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Universität Stuttgart Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine Förderung und Unterstützung hat wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Frau Professor Dr.-Ing. Christina Berger danke ich für das Interesse an der vorliegenden Arbeit und der Übernahme des Mitberichts.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen der MPA Universität Stuttgart und des IMWF Universität Stuttgart möchte ich mich für die gute Zusammenarbeit und die zahlreichen Anregungen und Hinweise bedanken, die ich in wertvollen Diskussionen erhalten habe. Mein spezieller Dank gilt dabei Herrn Dr.-Ing. Ludwig Stumpfrock für sein Interesse und seine Unterstützung bei der Erstellung der Arbeit. Mein weiterer Dank gilt Frau Stefanie Bisinger, die mir bei den organisatorischen Dingen stets helfend zur Seite stand.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Arbeit (BMWA) gefördert, wofür an dieser Stelle gedankt werden soll.

Zuletzt möchte ich mich noch bei meiner Familie und vor allem bei meiner Frau Sabrina für ihr Verständnis, ihre Unterstützung und Geduld während der Erstellung der vorliegenden Arbeit bedanken.



## Inhaltsverzeichnis

<b>Abkürzungen, Formelzeichen und Indizes</b> .....	<b>9</b>
<b>Zusammenfassung</b> .....	<b>11</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>13</b>
<b>1 Einleitung und Zielsetzung</b> .....	<b>15</b>
1.1 Einleitung.....	15
1.2 Zielsetzung .....	16
<b>2 Theoretische Grundlagen</b> .....	<b>19</b>
2.1 Werkstoffkundliche Vorgänge bei der Herstellung von Mischschweißverbindungen .....	19
2.2 Eigenspannungen und Ursachen für deren Entstehung .....	27
Abbaumöglichkeiten und Ermittlung von Eigenspannungen .....	29
Schweißeigenspannungen .....	29
<b>3 Ausgangssituation</b> .....	<b>31</b>
3.1 Befunde an fehlerbehafteten Mischschweißverbindungen .....	31
3.1.1 Mischschweißverbindung einer Rohrleitung .....	31
3.1.2 Austenitisch plattierter Mantelschuss .....	35
<b>4 Experimentelle Untersuchungen</b> .....	<b>43</b>
4.1 Herstellung der Mischschweißverbindungen, Charakterisierung der Grundwerkstoffe, zfP Untersuchungen, Eigenspannungsmessungen .....	43
4.1.1 Ferritisches Rohr .....	44
4.1.2 Austenitisches Rohr.....	47
4.1.3 Fertigung der Pufferungen.....	48
4.1.4 Fertigung der Verbindungsnahte .....	52
4.1.5 Zerstörungsfreie Prüfung (zfP) .....	57
4.1.6 Weiterführende zerstörungsfreie Prüfung (zfP) .....	59

Pufferungen P1 und P2 .....	59
Mischschweißverbindungen M1 bis M5 .....	61
Mischnaht M1 .....	62
Mischnaht M2 .....	62
Mischnaht M3 .....	62
Mischnaht M4 .....	63
Mischnaht M5 .....	63
4.1.7 Eigenspannungsmessungen .....	63
4.2 Werkstoffkundliche Untersuchungen .....	69
4.2.1 Metallkundliche Untersuchungen .....	69
Pufferung P1 .....	70
Pufferung P2 .....	78
Pufferungen der Mischnähte MP1 bis MP5 .....	79
4.2.2 Mechanisch-technologische Untersuchungen .....	89
Versuche mit Integralproben .....	91
Zugversuche an Kleinproben .....	96
Kerbschlagbiegeversuche .....	102
<b>5 Numerische Untersuchungen .....</b>	<b>111</b>
5.1 Vorgehensweise und Untersuchungsumfang .....	111
5.2 Werkstoffmodellierung .....	112
5.3 Zugversuche .....	118
5.4 Idealisierung .....	120
5.5 Parameterstudien .....	121
Parameterstudie 1 .....	124
Variation der Pufferungsdicke .....	124

Variation der Schweißnahtbreite .....	126
Variation der Zwischenlagentemperatur (ZLT) .....	127
Variation des Flankenwinkels .....	129
Variation der Schweißrichtung .....	129
Parameterstudie 2 .....	132
Ermittlung der Abstandsänderung .....	142
5.6 Berechnungen am 3D FE-Modell .....	143
5.7 Vergleich der numerischen mit den experimentell ermittelten Werten .....	146
<b>6 Literatur .....</b>	<b>151</b>
<b>7 Anhang .....</b>	<b>159</b>
<b>Lebenslauf .....</b>	<b>179</b>



## Abkürzungen, Formelzeichen und Indizes

### Abkürzungen

AFC	Armstrong-Frederick-Chaboche
ASTM	American Society for Testing and Materials
BD	Decklagenprobe
BMWA	Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit
BW	Wurzellagenprobe
C(T)	Compact Tension Probe
DMS	Dehnungsmessstreifen
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.
EDS	Energiedisperse Röntgen-Mikroanalyse
EHR	Essener Hochdruck Rohrleitungsbau GmbH
FE	Finite Elemente
GW	Grundwerkstoff
HV	Härte nach Vickers
IMWF	Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
KSR	Kreisscheibenreflektor bei Ultraschallprüfungen
KTA	Kerntechnischer Ausschuss (Regelwerk)
M1...5	Bezeichnung der Mischnähte
MP1...5	Bezeichnung der Mischnahtpufferungen
MPA	Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart
MS-Start	Martensit Starttemperatur bei Erstarrung
MSV	Mischschweißverbindung
OES	Optical Emission Spectrometry
P1, P2	ausgeführte Pufferschweißungen
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SAG	Spannungsarmglühung
SB	Seitenbiegeprobe
SE	Schallemission
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
UMAT	User Material für Software ABAQUS
VdTÜV	Vereinigung der technischen Überwachungsvereine e.V.
VGB	VGB PowerTech e.V., Essen
VP1, VP2	Versuchsprobe für die Pufferschweißung
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram Inert Gas
ZLT	Zwischenlagentemperatur
zFP	Zerstörungsfreie Prüfung

## Formelzeichen

$A_1, n_1, m_1, A_2, n_2, m_2$		Konstanten für das Kriechgesetz nach Graham Walles
$b, c, \gamma, f, g$		anzupassende Materialparameter des AFC-Modells
$d_a$	mm	Außendurchmesser
$E$	MPa	Elastizitätsmodul
$F$		von Misessche Fließbedingung
$g$		Materialparameter
$k$	MPa	ursprüngliche Fließgrenze
$p$	-/-	plastische Vergleichsdehnung
$\dot{p}$	-/-	Rate der akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung
$q$		Mehrachsigkeitsquotient
$R$	MPa	Isotrope Verfestigungsvariable
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
$R_s$	MPa	Sättigungswert der isotropen Verfestigung
$s$	mm	Wanddicke
$T$	°C	Temperatur
$\underline{\underline{X}}$		Backstress-Tensor
$\varepsilon$	-/-	Dehnung
$\sigma$	MPa	Spannung
$\underline{\underline{\sigma}}$	MPa	Spannungstensor
$\sigma_{hyd}$	MPa	hydrostatische Spannung
$\sigma_v$	MPa	von Mises Vergleichsspannung

## Indizes

cr	creep
el	elastisch
pl	plastisch
S	Sättigung

Weitere Bezeichnungen werden an der entsprechenden Stelle erläutert

## Zusammenfassung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war es, mit Hilfe von experimentellen und numerischen Untersuchungen an einer Mischschweißverbindung die Parameter die zur Entstehung und Ausbildung von Ablösungen (Disbonding) zwischen ferritischem Grundwerkstoff und Pufferung führen können zu identifizieren und zu quantifizieren. Zur Festlegung der Randbedingungen für die experimentellen Untersuchungen wurden strukturmechanische FE-Simulationen des Schweißprozesses, einerseits der Pufferung und andererseits der Festigkeitsnaht, für unterschiedliche Nahtgeometrien und Schweißparameter wie Flankenwinkel, Pufferungsdicke, Schweißnahtbreite, Zwischenlagentemperatur und Schweißfolge durchgeführt. Hieraus wurden die Randbedingungen für die experimentellen Untersuchungen abgeleitet, damit möglichst hohe mechanische Spannungen, d. h. Eigenspannungen, am Übergang von Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff auftreten und so das Entstehen von Ablösungen begünstigen.

Die experimentellen Untersuchungen wurden an einer Mischnaht aus dem ferritischen Werkstoff 22NiMoCr3-7 und dem austenitischen, niobstabilisierten Werkstoff X6CrNiNb18-10 durchgeführt. Die Pufferung und die Verbindungsnaht wurde mit dem Schweißzusatzwerkstoff Fox SAS 2R hergestellt. Zum Vergleich wurde eine weitere Mischschweißverbindung mit dem Schweißzusatzwerkstoff Fox NiCr70Nb ausgeführt. Für die Schweißung der Pufferungen wurde basierend auf Erfahrungen bei der Herstellung von Pufferungen für Mischschweißverbindungen und den Ergebnissen der FE-Analysen, Parameter bestimmt, die eine hohe Neigung zu Ablösungen zwischen Ferrit und Pufferung, also Disbonding, aufweisen. Ausgewählt wurden primär die Parameter, die zu hohen mechanischen Spannungen, d. h. Eigenspannungen, beim Erstarren des Schweißgutes führen. Mit den nach Abschluss der Schweißarbeiten durchgeführten zerstörungsfreien Prüfungen konnten allerdings keine Ablösungen detektiert werden.

Die durchgeführten zerstörenden metallkundlichen und mechanisch-technologischen Prüfungen haben gezeigt, dass bei der austenitischen Nahtausführung Gefügebereiche mit inhomogenen Festigkeits- und Verformungseigenschaften aufgetreten sind. Diese unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften können die Bildung von Ablösungen begünstigen. Bei der mechanisch-technologischen Prüfung zeigten hierbei spezifisch entnommene Kerbschlagproben eine Bruchmorphologie, wie sie bereits bei disbondingbehafteten Mischschweißverbindungen festgestellt werden konnte.

Im Anschluss an die experimentellen Untersuchungen wurden ergänzend zu den numerischen Vorausberechnungen zur Festlegung der Schweißparameter weiterfüh-

rende, detailliertere strukturmechanische FE-Simulationen des Schweißprozess (Schweißung der Pufferung und der Verbindungsnaht) der Mischschweißverbindung durchgeführt. Für die Nachrechnung wurden hierzu die Parameter des eingesetzten Materialmodells (Armstrong, Frederick und Chaboche (AFC) Modell) an die aktuellen Werkstoffeigenschaften angepasst. Hierzu wurden isotherme, zyklische Zugversuche sowie statische Zugversuche bei vier verschiedenen Temperaturen (RT, 500 °C, 800 °C, 1300 °C) durchgeführt. Darüber hinaus wurden anhand von Kurzzeitstandversuchen die Parameter für ein modifiziertes Graham-Walles Kriechgesetz bestimmt, das für die Simulation der Spannungsarmglühung der Pufferung verwendet wurde. Mit den so ermittelten Parametern haben sich nach der durchgeführten Schweißsimulation Eigenspannungen im Bereich des Interface ergeben, die für die Längsspannung Werte von bis zu  $\sigma_l = 500$  MPa erreichen. Die berechnete Längenänderung des Rohres aufgrund der Schweißung ergab einen Schrumpfbetrag des Rohres von ca. 7 mm. Der Vergleich der numerischen Ergebnisse mit den experimentellen Befunden zeigte für den größten Teil der Parameter und der Schweißnähte eine gute Übereinstimmung.

Mit der in dieser Arbeit weiterentwickelten Methodik zur Untersuchung und Bestimmung der werkstoffkundlichen und mechanischen Eigenschaften einer Mischschweißverbindung konnten somit die Einflussgrößen identifiziert werden, die zu Disbonding in Mischschweißverbindungen führen können. Unter Berücksichtigung der hierbei ermittelten Parameter kann ein mögliches Auftreten von Disbonding bei der Herstellung von Mischschweißverbindungen weitestgehend ausgeschlossen werden.

## **Abstract**

The aim of this project was to identify and quantify the parameters which result in the tendency of dissimilar welded joints to delaminate between the ferritic base material and the buffering (disbonding), using experimental and numerical investigations. To determine the boundary conditions for the experimental investigations, numerical investigation of the welding process for the buffering and the dissimilar weld was undertaken for different weld geometries and welding parameters such as flank angle, thickness of the buffering and the weld, interpass temperature and welding sequence. Using these parameters for the experimental investigations it was possible to produce welds which lead to high residual stresses at the interface of the buffering to the base material during solidification. Hence it was possible to produce welds with delamination.

The experimental investigations were conducted with the ferritic base material 22NiMoCr3-7 and the austenitic, niobium-stabilised base material X6CrNiNb18-10. The buffering and the welding seam were joined using the welding material Fox SAS 2R. For comparison another dissimilar weld using Fox NiCr70Nb was created. The welding of the buffering was based on experience of the manufacturing of buffering for dissimilar welds and the results of FE analysis, in particular parameters with a high tendency to cause delamination between the ferritic base material and the buffering. The parameters chosen were primarily those tending to high mechanical stresses (i.e. residual stresses) during solidification of the weld material. After welding, non-destructive testing was performed and no delamination could be found.

Destructive testing using metallurgy and mechanical testing showed a different microstructure for the austenitic buffering with non-homogeneous strength and deformation characteristics. These characteristics favour delamination. Specific impact test specimens showed a crack morphology during mechanical testing which was already observed for dissimilar welds showing disbonding.

Following the experimental tests, more sophisticated structural mechanical FE simulations of the welding process (welding of the buffering and the assembly seam) of the dissimilar metal weld were performed. For the post-test calculations the parameters of the material model used (Armstrong, Frederick and Chaboche (AFC) model) were determined for the actual material properties. As a basis for the FE simulation material laws, isothermal cyclic tests as well as static tensile tests were conducted at four different temperatures (RT, 500 °C, 800 °C, 1300 °C). Furthermore, short-time creep tests were performed to fit the parameters of a modified Graham-Walles creep law to simulate the stress-relieved annealing of the buffering.

After simulation of the welding process, residual stresses of approximately  $\sigma_1 = 500$  MPa were found for the longitudinal direction at the interface. The analysis of the change in length of the pipe showed shrinkage of approximately 7 mm at the end of the simulation. Comparison of the numerical and experimental results showed good correspondence in the majority of cases.

The improved methodology of this work to investigate and determine the material and mechanical properties of a dissimilar weld may be used to increase the knowledge of the process variables which can lead to disbonding of dissimilar welds. By considering the results of this work, occurrence of disbonding in dissimilar welds can be widely eliminated.

# 1 Einleitung und Zielsetzung

## 1.1 Einleitung

Aufgrund unterschiedlicher Anforderungen an Komponenten im Anlagenbau ist oft die Verwendung und folglich auch die Verbindung verschiedener metallischer Werkstoffe erforderlich. Hier sind z. B. Anforderungen an die Festigkeit, die Verform- und Verarbeitbarkeit aber auch die Korrosionsbeständigkeit einer Komponente zu erfüllen. Im Anlagenbau werden daher häufig Mischschweißverbindungen (MSV) eingesetzt, bei denen niedriglegierte Stähle mit austenitischen Stählen verschweißt werden. Diese MSV sind weit verbreitet und finden auch in sicherheitsrelevanten Bereichen Anwendung.

Speziell bei Rohrleitungen, bei denen ein ferritisches Rohr mit austenitischer Innenplattierung mit einem austenitischen Rohr verbunden wird, auch als Schwarz/Weiß-Verbindungen bezeichnet, finden sich solche MSV. Üblicherweise werden hierzu die ferritischen Grundwerkstoffe mit austenitischen Werkstoffen oder einer Nickelbasislegierung gepuffert, spannungsarmgeglüht und anschließend die Festigkeitsnaht (Verbindungsnaht) zwischen Pufferung und austenitischem Rohr ausgeführt. Hierbei stellt der Grenzbereich entlang der Schmelzlinie zwischen ferritischem Grundwerkstoff und der Pufferung, im Weiteren auch Interface genannt, eine bekannte Schwachstelle dar. Neben ungünstigen Werkstoffzuständen in diesem Bereich (z. B. Wärmeeinflusszone (WEZ) auf der ferritischen Seite) kann Mikrorissbildung in der WEZ des ferritischen Werkstoffs (Heißrisse, Relaxationsrisse) und in der austenitischen Pufferung (Heißrisse), insbesondere in der direkt an den ferritischen Werkstoff angrenzenden ersten Lage der Pufferung auftreten.

Die werkstoffkundlichen Prozesse und die wesentlichen Einflussparameter die zu dieser Art von Mikrorissbildung führen sind weitgehend bekannt. Zudem sind Makrorissbildungen möglich, die eine flächige Trennung im Bereich des Interface darstellen und in der Literatur als Disbonding bezeichnet werden [1]. Disbonding lässt sich hierbei nicht nur im Bereich von MSV finden, sondern tritt auch bei mehrlagigen, austenitischen Plattierungen auf ferritischem Grundwerkstoff auf. Das Phänomen des Disbonding ist hinreichend bekannt, jedoch ist der Kenntnisstand über die auslösenden Faktoren, insbesondere aus quantitativer Sicht, nicht ausreichend. Somit kann Disbonding in MSV oder bei mehrlagigen Plattierungen nicht mit Sicherheit ausgeschlossen werden.

In den letzten Jahrzehnten sind bei der Herstellung von MSV zahlreiche Optimierungsansätze erprobt und ausgeführt worden. Bei der Bewertung der gefertigten MSV sind jedoch immer noch Unsicherheiten vorhanden. Anhand der Dokumentation der eingesetzten Werkstoffe, der Schweißparameter und der Spannungsarmglühung

kann die Rissfreiheit von MSV nicht mit ausreichender Sicherheit gewährleistet werden. Während der Fertigung werden daher sogenannte Haftungsprüfungen an mehrlagig plattierten Komponenten und an der Pufferung von MSV durchgeführt. Die Haftungsprüfung mittels Ultraschall wird an der Pufferung nach ausgeführter Spannungsarmglühung sowie vor dem Anarbeiten der Schweißkantenkontur für die Festigkeitsnaht durchgeführt. Ablösungen die infolge der Schweißung der Festigkeitsnaht aufgrund von Schrumpfdehnungen auftreten können, können mit der Haftungsprüfung jedoch nicht ausgeschlossen werden.

Im Zuge einer Sonderprüfung in einem Kraftwerk konnten mittels Ultraschallprüfung an einer Rohrleitung ( $d_a = 306 \text{ mm}$ ,  $s = 40 \text{ mm}$ ) im Bereich des Interface im äußeren Drittel der Rohrwand, zFP-Anzeigen in der MSV (Stützenanschlussnaht) festgestellt werden. Eine detaillierte Untersuchung der Mischnaht mit zerstörungsfreien Prüfmethoden (zFP) und der Entnahme von „Schiffchen“ aus einem der Anzeigenbereiche hat ergeben, dass es sich hierbei nach [1] um herstellungsbedingtes Disbonding handelt [2]. Die maximale Erstreckung der Werkstofftrennung im Bereich der größten zFP-Anzeige betrug rund 15 mm in radialer Richtung und 45 mm in Umfangsrichtung. Das lokale Auftreten von Disbonding innerhalb einer Schweißverbindung macht deutlich, dass bei der Fertigung eine instabile Situation vorgelegen hat, die offenbar bei geringen Unterschieden in den Werkstoff- und Prozessparametern zu Disbonding führen kann. Diese Schwankungen führen allerdings in anderen Bereichen zu tragfähigeren Verbindungen.

## 1.2 Zielsetzung

Das übergeordnete Ziel der vorliegenden Arbeit ist die experimentelle und numerische Untersuchung einer Mischschweißverbindung hinsichtlich der Entstehung und Ausbildung von Ablösungen (Disbonding) zwischen ferritischem Grundwerkstoff und der aufgetragenen Pufferung. Hierbei gilt es den Kenntnisstand über die Einflussgrößen die zu solchen Ablösungen führen können zu erweitern.

Ein erweiterter Kenntnisstand über die Ursache der Entstehung von Ablösungen, kann den aktuellen Zustand einer Mischschweißverbindung über zerstörungsfreie oder zerstörende Prüfungen aufzeigen. Hierbei stellt sich insbesondere die Frage, ob bei der Fertigung von solchen Mischschweißverbindungen Werkstoffbereiche entstanden sein können, die sich knapp vor dem Entstehen eines Disbonding befunden haben, und in denen durch eine betriebliche Beanspruchung eine Werkstofftrennung ausgelöst werden kann.

Zur Klärung dieser Fragen werden zunächst strukturmechanische FE-Simulationen des Schweißens der Pufferung und der Festigkeitsnaht, für unterschiedliche

Nahtgeometrien und Schweißparameter durchgeführt. Die numerischen Berechnungen dienen zur Einstellung der Randbedingungen für die experimentellen Untersuchungen um möglichst hohe mechanische Spannungen, d. h. Eigenspannungen, am Übergang von Pufferung zum ferritischem Grundwerkstoff einstellen zu können. Daraus werden die grenzwertigen Schweißparameter abgeleitet, die zum Herstellen von Schweißnahtverbindungen mit Ablösungen sowie zu rissfreien Mischschweißverbindungen führen.

Zerstörungsfreie und zerstörende Untersuchungen zur Beschreibung des Werkstoff- und Fehlerzustandes dienen zur Klärung der Schädigungsmechanismen und damit zur Identifikation von Schwachstellen im Interface. Die Anpassung der Parameter des eingesetzten, fortgeschrittenen Werkstoffmodells bei den FE-Simulationen an die experimentellen Ergebnisse der Mischschweißverbindungen ergeben eine gute Basis für die Bestimmung der Schweißparameter entsprechender Mischschweißverbindungen.



## 2 Theoretische Grundlagen

### 2.1 Werkstoffkundliche Vorgänge bei der Herstellung von Mischschweißverbindungen

Die schweißtechnische Verbindung eines ferritischen Werkstoffs (z. B. niedrig legierter Stahl) mit einem austenitischen Werkstoff (z. B. CrNi-Stahl) wird als Mischschweißverbindung (Mischnaht) bezeichnet. Der übliche Fertigungsablauf einer solchen Verbindung (z. B. bei Rohren) besteht aus folgenden Einzelschritten:

- Plattieren der Innenseite des ferritischen Rohres (optional),
- Aufbringen der stirnseitigen Pufferung mit austenitischer oder Nickel-Basis Elektrode auf den ferritischen Werkstoff,
- Spannungsarmglühung des gepufferten Rohres,
- Haftungsprüfung mittels Ultraschall,
- Fertigung der Schweißnahtflanken an das gepufferte Rohr sowie an das austenitische Rohr,
- Schweißen der Verbindungsnaht (Festigkeitsnaht) zwischen Pufferung und austenitischem Rohr,
- zerstörungsfreie Prüfung.

Eine typische Ausführung einer MSV in Rohrleitungen ist in Bild 2.1 dargestellt.

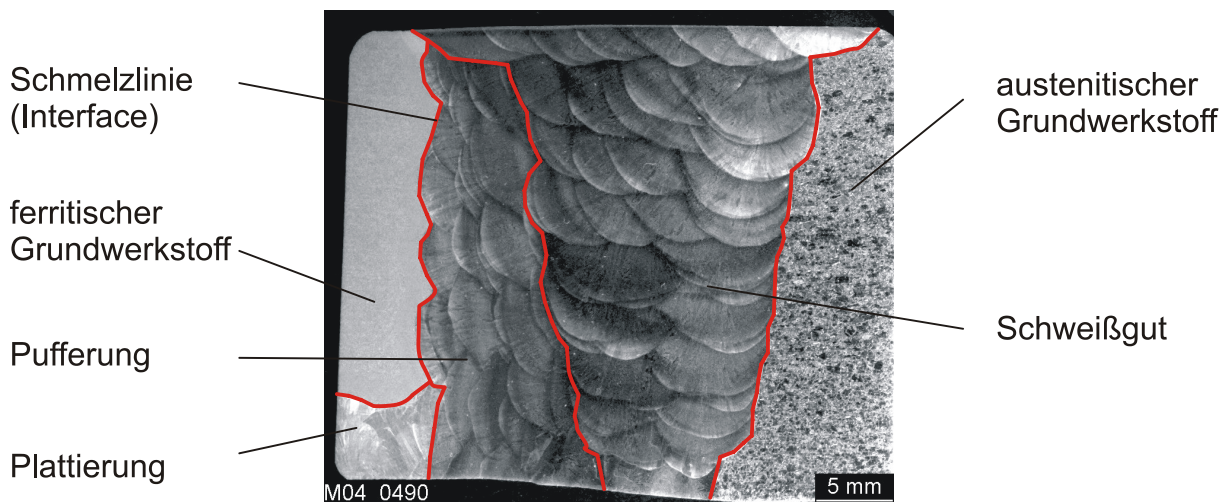


Bild 2.1: Mischschweißverbindung einer Rohrleitung

Als kennzeichnend für eine MSV gilt eine lokale Vermischung des ferritischen Grundwerkstoffs mit dem Werkstoff der Pufferung im Bereich der Schmelzlinie (Fusionslinie). Bei Verwendung eines ferritischen Werkstoffs z. B. 22NiMoCr3-7 (konventionelle Herstellung [4]), oder 20MnMoNi5-5 [5], steht ein relativ hohes Angebot an Kohlenstoff zur Verfügung, Tabelle 2.1.

**Tabelle 2.1:** Chemische Zusammensetzung (Schmelzenanalyse)

Werkstoff	Massenanteile / %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	N	V	Cu
22NiMoCr3-7	min	0,17	0,15	0,50		0,30	0,50	0,60	0,005			
VdTÜV 365 [4]	max	0,24	0,35	1,00	0,015	0,015	0,50	0,70	1,00	0,050	0,030	0,18
20MnMoNi5-5	min	0,17	0,15	1,20			0,40	0,50	0,010			
KTA 3201.1 [5]	max	0,23	0,30	1,50	0,012	0,008	0,20	0,55	0,80	0,040	0,013	0,020

Der Kohlenstoffgehalt im austenitischen Werkstoff (konventionelle Herstellung [6], [7]) liegt hierbei deutlich niedriger, wobei gemäß heutiger Anforderung der Kohlenstoffgehalt für "heißgehende" Teile ( $T \geq 200 \text{ °C}$ ) noch weiter abgesenkt ist [5], Tabelle 2.2.

**Tabelle 2.2:** Chemische Zusammensetzung des austenitischen Werkstoffs 1.4550

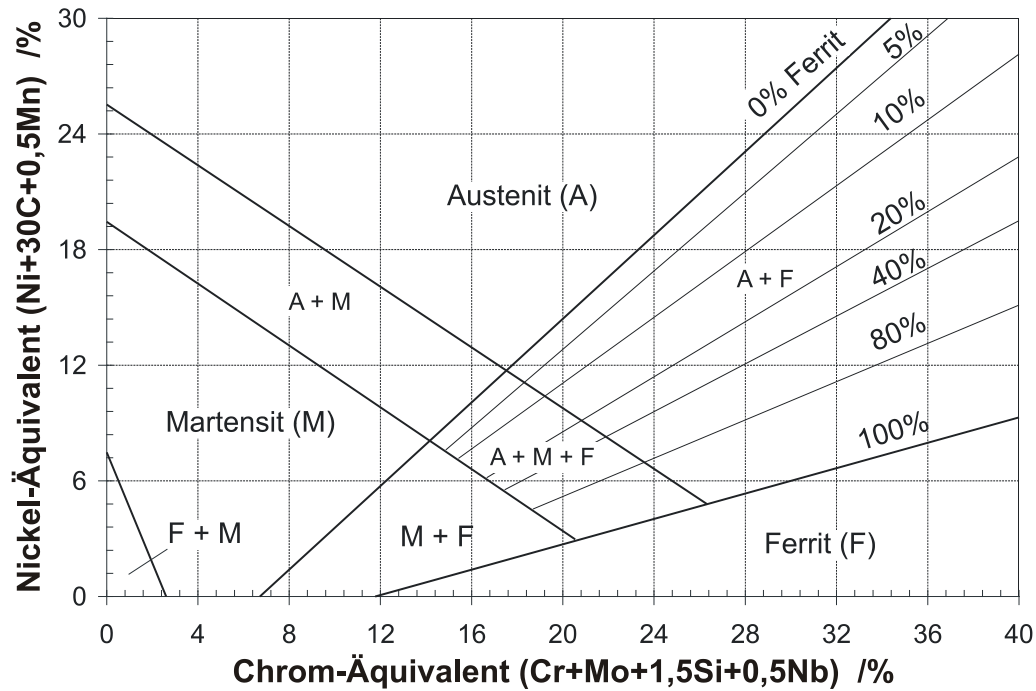
Werkstoff	Massenanteile / %										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Nb	Ti
X6CrNiNb18-10	min					17,0		9,0		10 x % C	
DIN 17458 [7]	max	0,080	1,00	2,00	0,045	0,030	19,0	12,0		1,00	
X6CrNiNb18-10	min					17,0		9,0		10 x % C	
KTA 3201.1 [5]	max	0,040	1,00	2,00	0,035	0,015	19,0	12,0	0,20	0,65	
<b>T <math>\geq</math> 200 °C</b>											
X6CrNiNb18-10	min					18,0		9,0		13 x % C	
KTA 3201.1 [5]	max	0,030	0,5	2,0	0,025	0,010	19,0	12,0	0,20	0,65	

Bei den niob- bzw. titanstabilisierten Austeniten (Werkstoff 1.4550 bzw. 1.4541) binden Niob bzw. Titan durch Bildung thermisch stabiler Sonderkarbide einen Großteil des Kohlenstoffs ab. Diese Maßnahmen tragen dazu bei, eine Sensibilisierung des Werkstoffs durch Wärmeeintrag beim Schweißen (Schweißsensibilisierung), bei der Spannungsarmglühung (thermische Sensibilisierung) und im Betrieb (Niedertemperatursensibilisierung) zu vermeiden, was sich aus dem Kornzerfallsnomogramm nach Rocha [8] ableiten lässt. Sensibilisierung des Werkstoffs mit der Folge von Chromkarbidausscheidungen an den Korngrenzen und demzufolge von chromverarmten Zonen entlang der Korngrenzen stellt ein hohes Potenzial für interkristalline Korrosionsrissbildung dar, was durch die werkstofflichen Maßnahmen (niedriger Kohlenstoffgehalt, Stabilisierung durch Optimierung des Verhältnisses Nb/C bzw. Ti/C) deutlich reduziert werden konnte.

Beim Schweißen der Pufferlagen entsteht infolge der Durchmischung der beiden Werkstoffe lokal eine modifizierte Legierungszusammensetzung entsprechend den Mengenanteilen des aufgeschmolzenen ferritischen Grundwerkstoffs und der abgeschmolzenen austenitischen Elektrode. Gemäß Regelwerk nach KTA ist die chemische Zusammensetzung der austenitischen Elektrode nicht vorgeschrieben. Zur Gewährleistung einer ausreichenden Zähigkeit in der ersten Pufferungslage (Unterdrückung der Martensitbildung), wird vom Komponentenhersteller üblicherweise eine Elektrode mit erhöhten Gehalten an Chrom und Nickel gewählt (z. B. 25 % Cr, 14 % Ni). Somit können trotz der Durchmischung mit dem ferritischen Grundwerkstoff ausreichend hohe Chrom- und Nickelgehalte in der ersten Pufferungslage erreicht werden. Für die Schweißung der weiteren Lagen wird eine Elektrode mit den üblichen Chrom- und Nickel-Gehalten verwendet (z. B. 18 % Cr, 10 % Ni), wie sie auch bei der Herstellung für Verbindungsnahte Austenit/Austenit eingesetzt werden.

Speziell bei austenitischen Schweißverbindungen besteht die Gefahr der Heißrissbildung, die durch die Elemente S, P, Si und Nb begünstigt wird. Sie bilden ein niedrigschmelzendes Eutektikum, das sich im Zuge der Erstarrung des Schweißguts an den Austenitkorngrenzen (Dendriten) anlagert. Bei weiterer Abkühlung kommt es zu Schrumpfspannungen und -dehnungen, die in der teilweise noch flüssigen Phase zu Werkstofftrennungen führen können. Diese Werkstofftrennungen treten als interdendritische Rissbildung in Erscheinung. Um die Gefahr der Heißrissbildung im austenitischen Schweißgut zu reduzieren, wird ein Anteil von ca. 4 bis 10 %  $\delta$ -Ferrit angestrebt [9], der insbesondere Anteile an S und P binden kann.

Neben diesen werkstoffkundlichen Prozessen, die hauptsächlich die Rissbildungsmechanismen betreffen, steuert die lokale Werkstoffzusammensetzung die Gefügeausbildung, die sich aus dem Schaeffler-Diagramm ableiten lässt [10], [11]. Danach ergeben sich abhängig von den Elementen Ni, C und Mn einerseits (Nickel-Äquivalent) und Cr, Mo, Si und Nb andererseits (Chrom-Äquivalent) die Anteile an Austenit (A), Martensit (M) und Ferrit (F) im Schweißgut, Bild 2.2.



**Bild 2.2:** Schaeffler-Diagramm (original) zur Ermittlung der Gefügeanteile im Schweißgut von austenitischen Cr-Ni-Stählen [10]

Die Chrom- bzw. Nickeläquivalente berechnen sich aus den Massenanteilen in %:

$$\text{Nickel - Äquivalent} = \text{Ni} + 30 \cdot \text{C} + 0,5 \cdot \text{Mn}$$

$$\text{Chrom - Äquivalent} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1,5 \cdot \text{Si} + 0,5 \cdot \text{Nb}$$

Über die Elementgehalte lässt sich zudem die Martensit-Starttemperatur bestimmen [13]. Somit kann gezeigt werden, ob die unterschiedlichen Gefügephasen bei Raumtemperatur vorliegen. Die Martensit-Starttemperatur in °C ergibt sich auf der Basis der Massenanteile in % zu:

$$M_S = 454 - 210 \cdot \text{C} + \frac{4,2}{\text{C}} - 21 \cdot \text{Ni} - 10,5 \cdot \text{Mn} - 16,8 \cdot \text{Cr} - 16,8 \cdot \text{Mo} - 25,5 \cdot \text{Si} - 8,4 \cdot \text{Nb}$$

Von Bystram [12] wurde das Schaeffler-Diagramm noch durch weitere Bereiche ergänzt, wobei die zusätzlich eingetragenen Grenzen eine gute Beurteilung der Schweißbarkeit zulassen, Bild 2.3.

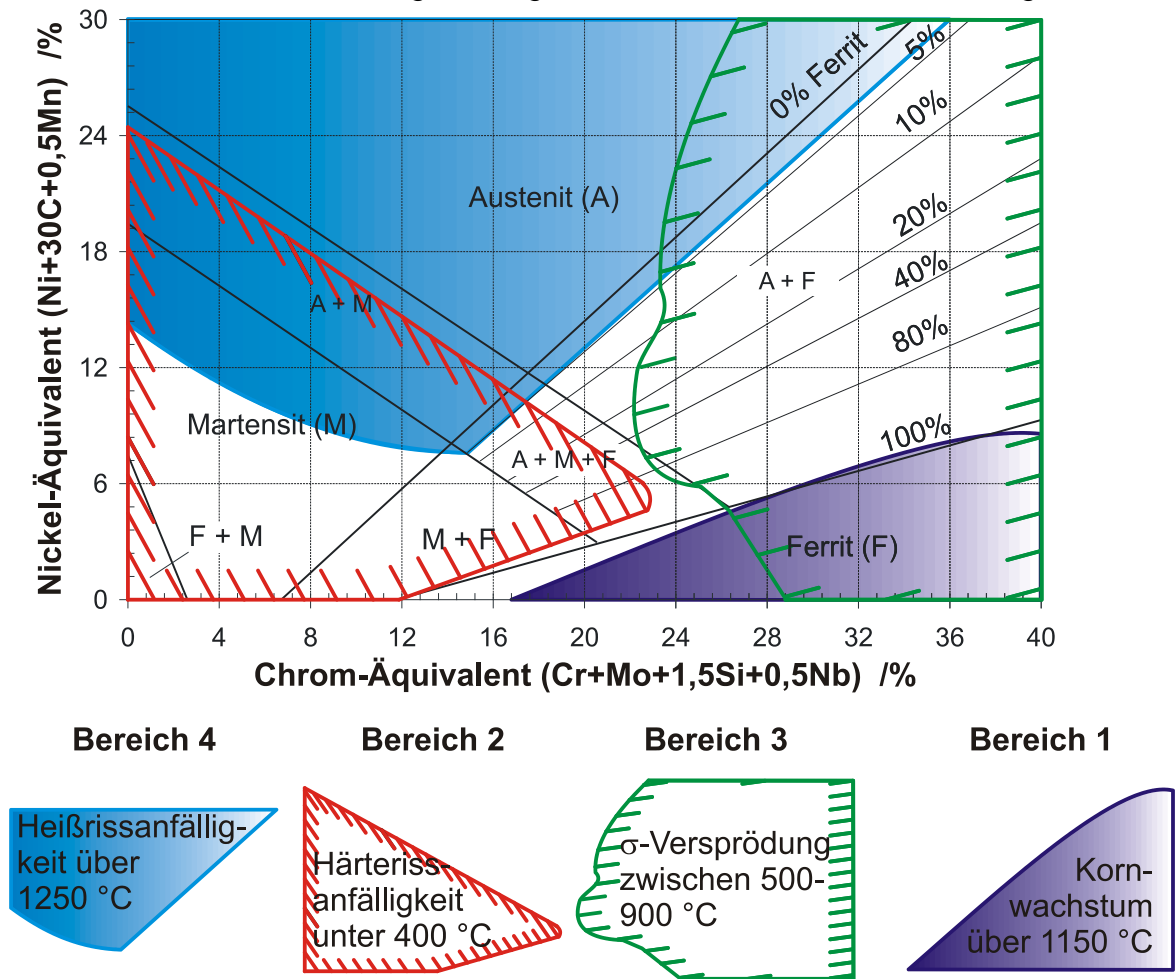
Die einzelnen farbig markierten Bereiche sind hierbei wie folgt definiert:

Bereich 1: Kornwachstum über 1150 °C für die ferritischen Chromstähle und hieraus resultierend eine Verschlechterung der Zähigkeitswerte durch Grobkornbildung in der WEZ.

Bereich 2: Härterissanfälligkeit unter 400 °C für alle Chromstähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt, Vergütungsstähle, verschleißfeste Auftragschweißungen usw.

Bereich 3: Sigmaphasenversprödung zwischen 500 °C und 900 °C bei chromreichen ferritischen Stählen und Austeniten mit Ferritgehalten über 10 % [12].

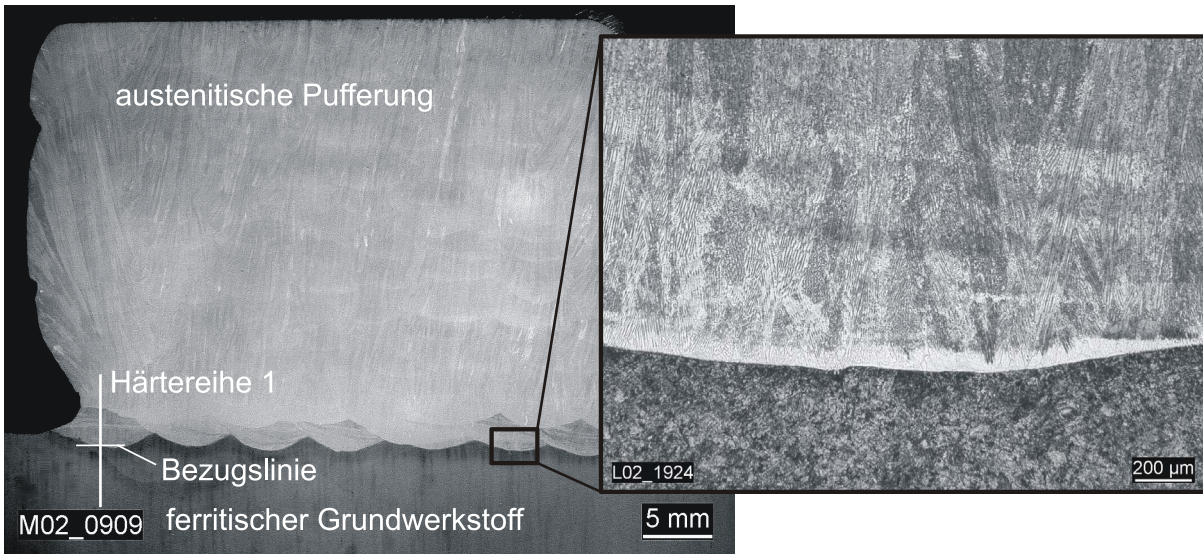
Bereich 4: Heißrissanfälligkeit über 1250 °C. Das Gebiet der Heißrissanfälligkeit umfasst den Bereich der vollaustenitischen oder stabilaustenitischen Stähle vollständig und ragt bis zu den martensitischen Gefügen.



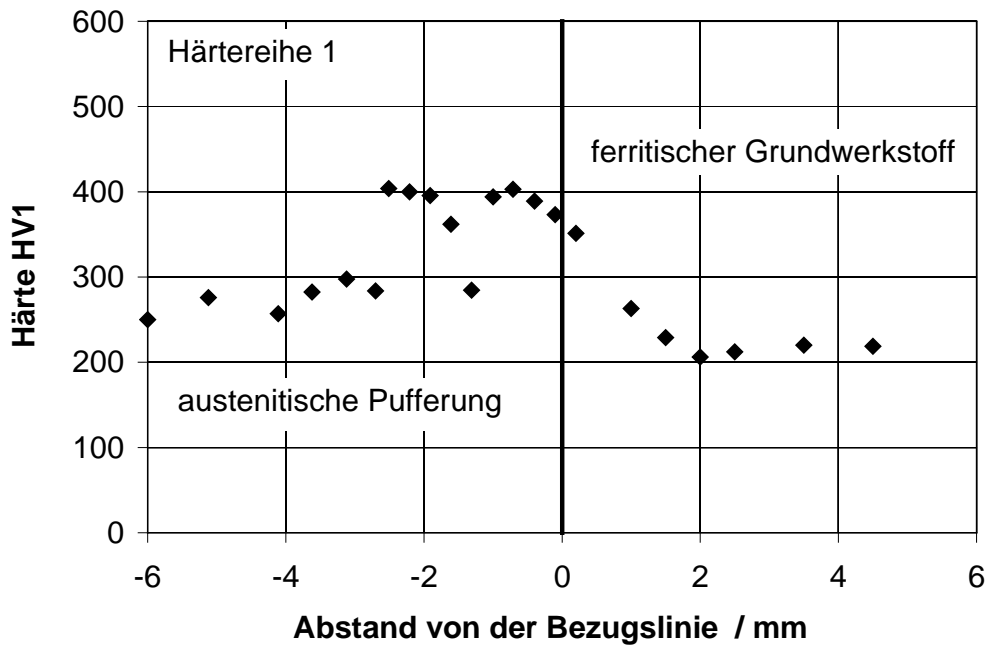
**Bild 2.3:** Durch Bystram erweitertes Schaeffler-Diagramm mit Grenzlinien für die Gefährdung des Schweißgutes durch Kornwachstum, Kaltrissanfälligkeit,  $\sigma$ -Versprödung bei Wärmebehandlung und Heißrissanfälligkeit [12]

Das Auftreten von Martensit auf der Austenitseite, [Bild 2.4](#) und in der Wärmeeinflusszone (WEZ) des ferritischen Grundwerkstoffs führt zu einer Mikrostruktur mit großen Unterschieden in der Härte, [Bild 2.5](#). Dies ermöglicht, dass Verformungen während des Schrumpfens des Schweißgutes bei der Abkühlung aufgenommen werden können. Dabei ist zu beachten, dass der durch die besondere Legierungs-

zusammensetzung entstandene Martensit der CrNi-Stähle nicht der thermischen Anlasswirkung unterworfen ist, wie der in ferritischen Werkstoffen (z. B. in der WEZ) vorliegende Martensit.



**Bild 2.4:** Austenitische Pufferung auf einem ferritischen Grundwerkstoff



**Bild 2.5:** Härteverlauf senkrecht zur Schmelzlinie einer austenitischen Pufferung, Lage der Härtereihe siehe Bild 2.4

Wird eine austenitische Pufferung spannungsarmgeglüht, so bleibt der Martensitanteil in der Pufferung mit seiner hohen Härte von ca. 350 bis 500HV1 erhalten. Zusätzlich bildet sich eine weitere harte Phase im Interface in Form eines Chrom-Karbidsaums. Dieser Karbidsaum entsteht dadurch, dass von der ferritischen Grundwerkstoffseite ausreichend Kohlenstoff angeboten wird und in der

austenitischen Pufferung ausreichend Chrom vorhanden ist. Der Kohlenstoff diffundiert vom niedriglegierten Werkstoff zum höherlegierten Werkstoff, sogenannte uphill diffusion [13] - [15]. Schlussendlich kommt es aufgrund der hohen Affinität von Kohlenstoff und Chrom im austenitischen Werkstoff zur Bildung von Chromkarbiden, Bild 2.6.

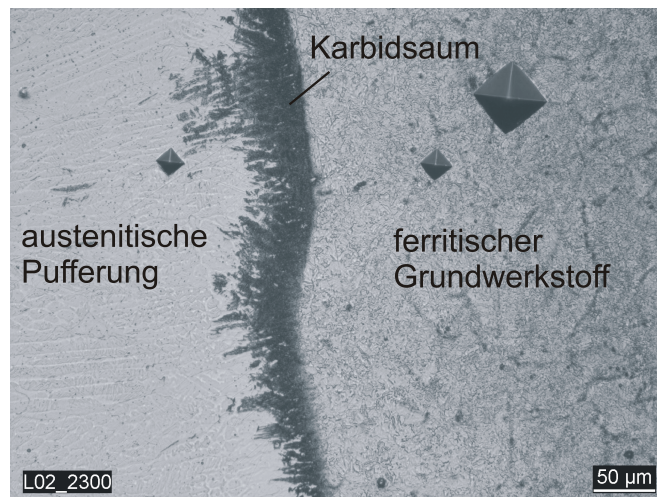
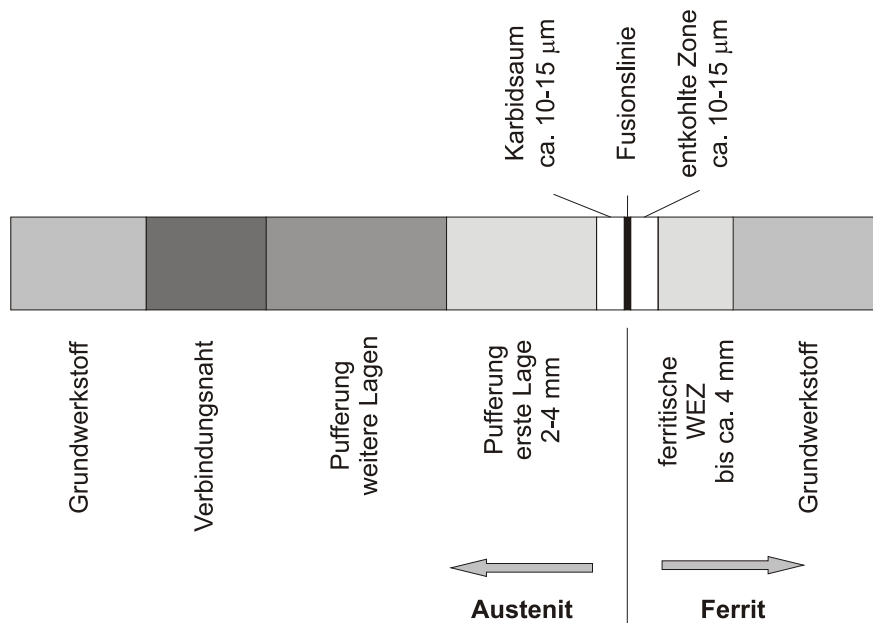


Bild 2.6: Ausbildung eines Karbidsaums in der austenitischen Pufferung infolge der Spannungsarmglühung

Je nach Spannungsarmglühtemperatur und -zeit, kann die Karbidbildung in Form eines mehr oder weniger geschlossenen Saums mit einer Breite von 10 bis 15 µm in Erscheinung treten. Analog entsteht auf der ferritischen Seite eine an Kohlenstoff verarmte Zone, die entsprechend niedrige Härtewerte aufweist.

Mikrostrukturell betrachtet stellt sich der Übergang vom ferritischen Grundwerkstoff zum austenitischen Grundwerkstoff einer MSV daher relativ komplex dar. Weiterhin liegen in diesem Bereich unterschiedliche Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften vor, Bild 2.7.

Die Mikrostruktur der ersten Pufferungslage hängt in starkem Maße von den Schweißparametern (hier im speziellen der Streckenenergie), der Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe (Grundwerkstoff und Schweißelektrode) sowie dem Grad der Überlappung der einzelnen Raupen ab. Dies hat unter anderem auch zur Folge, dass die erste geschweißte Raupe eine andere Mikrostruktur als die übrigen Raupen haben kann, da beim Schweißen der weiteren Raupen stets ein Anteil von der bereits zuvor geschweißten Raupe wieder aufgeschmolzen wird und sich somit die Elementgehalte verändern [3]. Dies lässt sich auch auf die Wärmebehandlung z. B. unterschiedliche Anlassenstufen zurückführen.



**Bild 2.7:** Werkstoffe und Gefügeausbildung bei einer austenitisch gepufferten Mischschweißverbindung

MSV zwischen ferritischem und austenitischem Werkstoff werden oft auch mit einer Pufferung aus Nickelbasiswerkstoff ausgeführt. Obwohl die Nickelbasis-Elektrode auch bis zu 20 % Chrom enthält, kommt es wegen der erschwerten Diffusion von Kohlenstoff in der Nickelmatrix bei den üblicherweise angewandten Spannungsarmglüh-temperaturen und -zeiten zu keiner nennenswerten Karbidbildung im Interface und demzufolge auch zu keiner entkohlten Zone im ferritischen GW. Es entsteht jedoch auch bei Nickelbasis-Pufferungen ein geringer Saum eines martensitischen Gefüges. Dieser Martensitsaum ist jedoch aufgrund des hohen Nickelgehalts deutlich verformungsfähiger als derjenige, der in Verbindung mit einem austenitischen Schweißgut entsteht und im Schaeffler-Diagramm mit Martensit bezeichnet wird. Auf eine Nickelbasis Pufferung folgt generell eine Fertigung der Festigkeitsnaht mit einer Nickelbasis Elektrode, da andernfalls Heißrissbildung nicht zu vermeiden ist [13].

Neben der Gefahr der Heißrissbildung, wie sie in austenitischen Verbindungsnahten auftreten können, werden sowohl in MSV als auch bei mehrlagigen austenitischen Plattierungen, Trennungen im Makrobereich beobachtet. Diese Art von Trennungen werden im Merkblatt DVS 3011 [1] als Disbonding bezeichnet. Disbonding wird als Werkstofftrennung in der "Schwarz/Weiß"-Verbindungsfläche beschrieben und auf den wenig verformungsfähigen Karbidsaum in Verbindung mit der aufgrund gehäuf-ter Anteile an Martensit wenig verformungsfähigen Gefügestruktur in der Pufferung zurückgeführt. Somit können die beim Schrumpfen während des Schweißens der Pufferung, beim Abkühlen nach dem Spannungsarmglühen oder beim Schweißen der Verbindungsnaht aufgezwungenen Dehnungen nicht aufgenommen werden. Hieraus lassen sich unterschiedliche Zeitpunkte für das Auftreten von Disbonding

ableiten. Da sich die Gefügeausbildung bei austenitischen Pufferungen nur in einem engen Rahmen beeinflussen lässt, muss dafür gesorgt werden, dass die Schrumpfspannungen und -dehnungen beim Schweißen der Festigkeitsnaht klein gehalten werden. Dies kann in Form von geringem Wärmeeintrag beim Schweißen z. B. durch die Strichraupentechnik (zügiges Führen der Elektrode ohne Pendelbewegung) oder durch eine entsprechende Schweißfolge der einzelnen Raupen (wechselseitiges Schweißen, Pilgerschrittschweißen) [1], [13] erreicht werden.

Disbonding ist nicht nur auf die Phase der Herstellung begrenzt, sondern kann auch aufgrund betrieblicher Beanspruchungen ausgelöst werden, wenn das Potenzial hierfür durch die Gefügeausbildung im Interface vorliegt. In diesem Zusammenhang können auch innere Spannungsspitzen, wie sie im Bereich ausgeprägter Heißrissfelder vorliegen können, ein Disbonding begünstigen und zwar sowohl im Zuge der Fertigung als auch unter betrieblicher Beanspruchung.

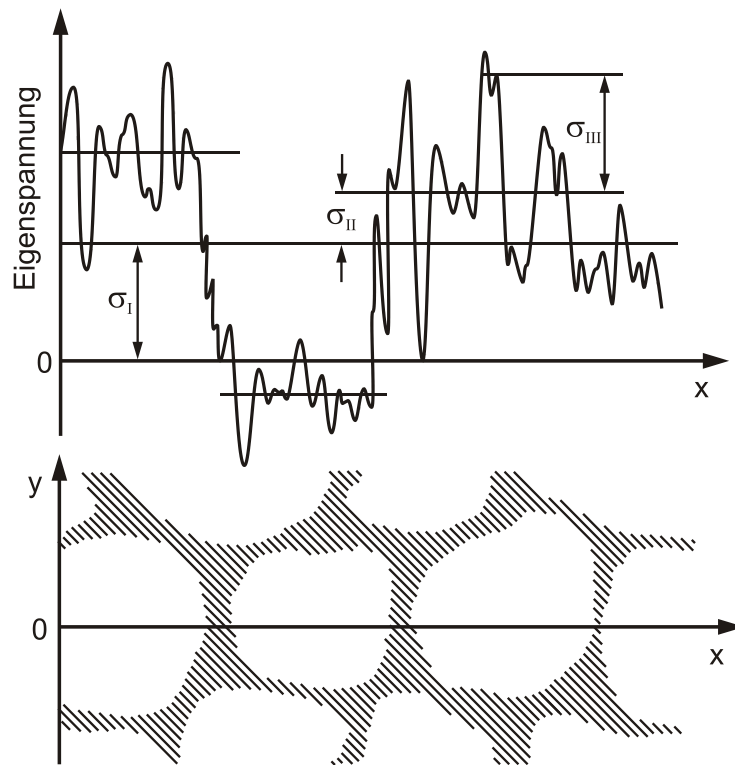
Bei dem an einer Rohrleitung im Kraftwerk aufgetretenen Disbonding, vgl. Kapitel 3.1, war ausgeprägte Heißrissbildung als auslösender Faktor ermittelt worden [16]. Insofern ist im Zusammenhang mit Disbonding neben der Berücksichtigung der Eigenspannungen das Augenmerk auch auf das Potenzial für Heißrissbildung zu richten.

## **2.2 Eigenspannungen und Ursachen für deren Entstehung**

Eigenspannungen entstehen beispielsweise infolge örtlicher plastischer Verformung, als thermische Eigenspannungen, Schrumpfspannungen oder Umwandlungsspannungen bei Phasenänderungen [17].

Nach Macherauch [18] werden Eigenspannungen entsprechend ihrer Verteilung im Makro- bzw. Mikrobereich eines Bauteils in Eigenspannungen I., II. und III. Art unterteilt, Bild 2.8.

- I. Art: Eigenspannungen sind über größere Werkstoffbereiche homogen verteilt (Makro eigenspannungen).
- II. Art: Eigenspannungen sind über kleinere Werkstoffbereiche, homogen verteilt, d. h. über einzelne Kristalle (Mikro eigenspannungen).
- III. Art: Die Eigenspannungen sind über kleinste Werkstoffbereiche (im atomaren Bereich) homogen verteilt (Nanoeigenspannungen).



**Bild 2.8:** Überlagerung von Eigenspannungen I., II. und III. Art [19], [20]

Veränderungen des Gleichgewichtszustandes der Eigenspannungen, z. B. durch Materialabtrag im Zuge der Bearbeitung, führen bei Eigenspannungen I. und II. Art zu makroskopischen Verformungen, da beide über größere Werkstoffbereiche wirken. Im Gegensatz dazu resultieren aus den Nanoeigenspannungen III. Art keine messbaren Verformungen. Eine scharfe Abgrenzung der einzelnen Arten gegeneinander ist jedoch in aller Regel nicht möglich. Im Rahmen einer ingenieurmäßigen Betrachtung sind vor allem die Makroeigenspannungen I. Art von Bedeutung.

Eigenspannungen treten im Allgemeinen in geschweißten Bauteilen auf und sind streng genommen bei jedem Sicherheitsnachweis zu berücksichtigen. Wenn dies in der Praxis nicht immer geschieht, liegt es daran, dass sie schwierig zu quantifizieren sind. Der Einfluss ist daher meist implizit in den Sicherheitsfaktoren enthalten.

Im Betrieb kommt es zu einer Überlagerung von Eigenspannungen mit den durch die äußere Belastung hervorgerufenen Spannungen. Diese müssten in Sicherheitsanalysen berücksichtigt werden, sofern keine Maßnahmen zum Abbau der Eigenspannungen, vorgenommen wurden [17]. Weiterhin kommt es bei der Überlagerung der Eigenspannungen mit Betriebsspannungen zur Beeinflussung des Werkstoffverhaltens. Dies wirkt sich positiv aus im Bereich der Druckeigenspannungen, da hierbei die wirkende Beanspruchung reduziert wird. Negativ wirkt sich dies jedoch im Bereich der Zugeigenspannungen aus, da hier die wirkenden Beanspruchungen erhöht werden [17].

## **Abbaumöglichkeiten und Ermittlung von Eigenspannungen**

Eigenspannungen können z. B. durch Wärmebehandlung abgebaut werden. Das Prinzip der Wärmebehandlung beruht auf der mit steigender Temperatur abnehmenden Streckgrenze. Das heißt, dass durch Erwärmen die Eigenspannungen auf die zur jeweiligen Temperatur gehörende Streckgrenze durch Relaxation und Kriechen abgebaut werden. Beim Spannungsarmglühen nach dem Schweißen werden Stähle im Allgemeinen bei 550 °C bis 650 °C gegläht [17], [21].

In der vorliegenden Arbeit liegen die Ursachen der Entstehung von Eigenspannungen im nachfolgend beschriebenen Versuchsrohr hauptsächlich im durchgeführten Schweißvorgang. Durch die Abkühl- und Aufheizvorgänge während der Schweißung der einzelnen Lagen der Festigkeitsnaht entstehen wechselseitige Zug- und Druckspannungen [22], welche schließlich zu Restspannungen am Ende des Schweißprozesses führen, die als Eigenspannungen bezeichnet werden.

Sollen experimentell ermittelte Eigenspannungen mit rechnerisch bestimmten Eigenspannungen verglichen werden, müssen die Plastifizierungsvorgänge während des Schweißprozesses, bei der rechnerischen Bestimmung der Eigenspannungen mit berücksichtigt werden. Die experimentelle Ermittlung der Eigenspannungen erfolgt z. B. über die Röntgenbeugungsanalyse [23] bzw. mit Hilfe eines Neutronenbeugungsverfahrens [24]. Beide Verfahren erlauben jedoch nur einen Einblick in die Eigenspannungsverteilung im oberflächennahen Bereich einer Schweißverbindung und geben begrenzt Information über den Tiefenverlauf. Zerstörende Messmethoden wie das Bohrlochverfahren können mit geringem Aufwand Informationen über den Eigenspannungsverlauf in Dickenrichtung geben, induzieren aber durch die plastischen Verformungen während des mechanischen Abtrags Eigenspannungen, welche die schweißbedingten Eigenspannungen und deren Verteilung beeinflussen. Bei der Bohrlochmethode ist weiter zu berücksichtigen, dass bei hohen Eigenspannungen (>60 - 70 % der Dehngrenze) mit Fehlern infolge lokaler Plastifizierung am Bohrlochrand zu rechnen ist. Die Eigenspannungen werden dann zu hoch ausgewiesen, was bei der Interpretation der Ergebnisse zu berücksichtigen ist [25] -[27].

## **Schweiß eigenspannungen**

Schweiß eigenspannungen sind Spannungen, die sich infolge des Schweiß- und Abkühlprozesses als Folge von örtlich inhomogenen elastischen und plastischen Verformungen in makroskopischen, mikroskopischen und submikroskopischen Bereichen der Schweißnaht, der Wärmeeinflusszone (WEZ) und des Grundwerkstoffes ausbilden [28]. Die nach dem Schweißen vorliegenden Eigenspannungen lassen sich nicht nur als Folge der inhomogenen Temperaturverteilung über die Werkstoffdicke und der dadurch erzwungenen thermischen Ausdehnungen, sondern auch als

Folge von Umwandlungsvorgängen bei Aufheizung und Abkühlung der Verbindung erklären. Das Entstehen von Schweißeigenstressungen während eines Schweißprozesses lässt sich nach [29] wie folgt beschreiben.

Beim Schweißvorgang wird der Schweißnahtbereich im Vergleich zur Umgebungstemperatur stark erwärmt und lokal aufgeschmolzen. Hierbei dehnt sich der Werkstoff infolge der Erwärmung aus. Die Wärmedehnung wird durch die kältere Umgebung behindert, und es kommt zu Wärmespannungen. Teilweise können diese Wärmespannungen die Fließgrenze überschreiten, welche mit steigender Temperatur abnimmt. Hierbei wird der Schweißbereich plastisch gestaucht und ist nach Abkühlung im Vergleich zur Umgebungstemperatur in seiner Größe reduziert. Der Schweißbereich weist dadurch Zugeigenstressungen auf, die durch Druckeigenstressungen in den benachbarten Bereichen ausgeglichen werden, Bild 2.9.

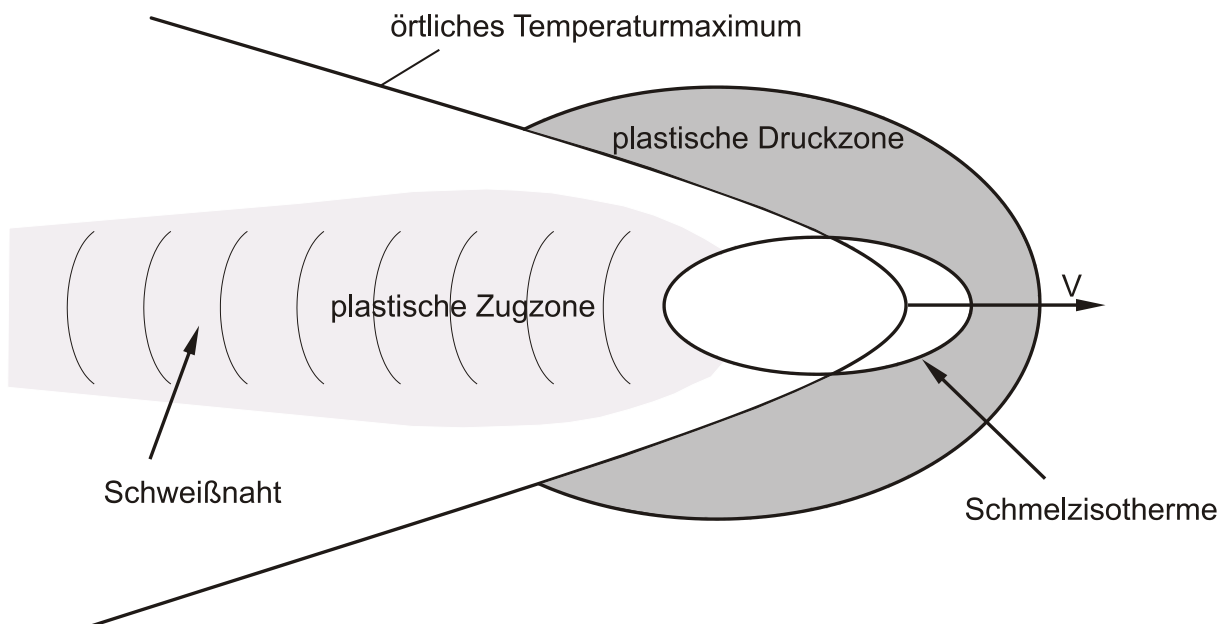


Bild 2.9: Entstehung von makroskopischen Schweißeigenstressungen [28], [29]

### 3 Ausgangssituation

#### 3.1 Befunde an fehlerbehafteten Mischschweißverbindungen

##### 3.1.1 Mischschweißverbindung einer Rohrleitung

Im Zuge der wiederkehrenden Prüfung wurden in einer Anlage zFP-Anzeigen an einer Mischnaht festgestellt. Bei dieser Naht konnten durch Nachuntersuchungen an einem entnommenen Schiffchen diese Anzeigen als herstellungsbedingtes Disbonding eingestuft werden, [1], [2], [30]. An der untersuchten MSV ( $d_a = 306$  mm,  $s = 40$  mm) wurden drei Anzeigenbereiche festgestellt, die auf Fehler zurückgeführt werden könnten. Die Fehlererstreckung ist in Tabelle 3.1 dargestellt.

Tabelle 3.1: Anzeigenbereiche der Mischschweißverbindung

Bereich	Umfangserstreckung / mm	maximale Tiefe / mm
1	190	7,5
2	108	14,0
3	48	16,0

Das aus dem Bereich 3 entnommene Schiffchen zeigte hierbei eine Werkstofftrennung (Ablösung) entlang der Grenzfläche zwischen austenitischer Pufferung und ferritischem Grundwerkstoff (Interface), Bild 3.1, linkes Teilbild. Die erste Lage der Pufferung im Bereich der Ablösung weist hohe Martensitanteile und somit Härtewerte von rund 500HV5 auf, Bild 3.1, rechtes Teilbild.

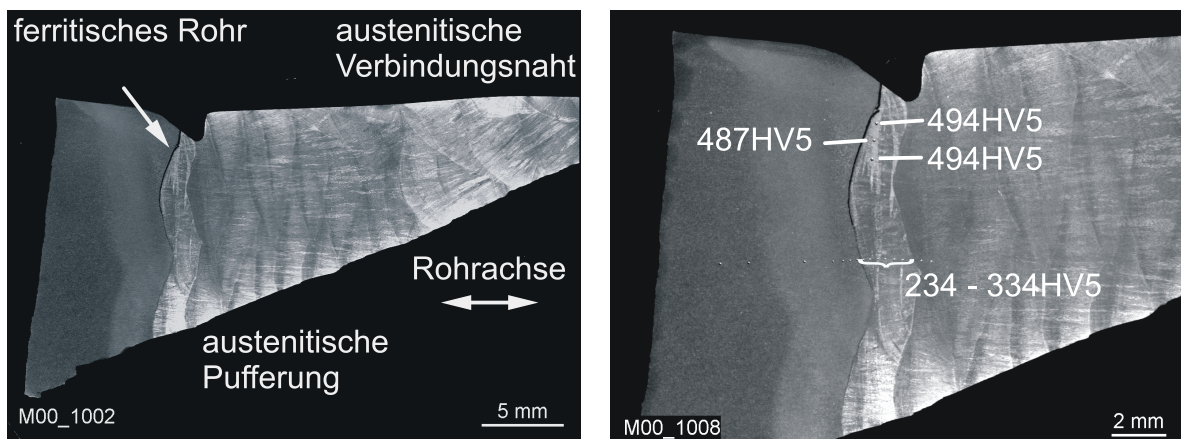
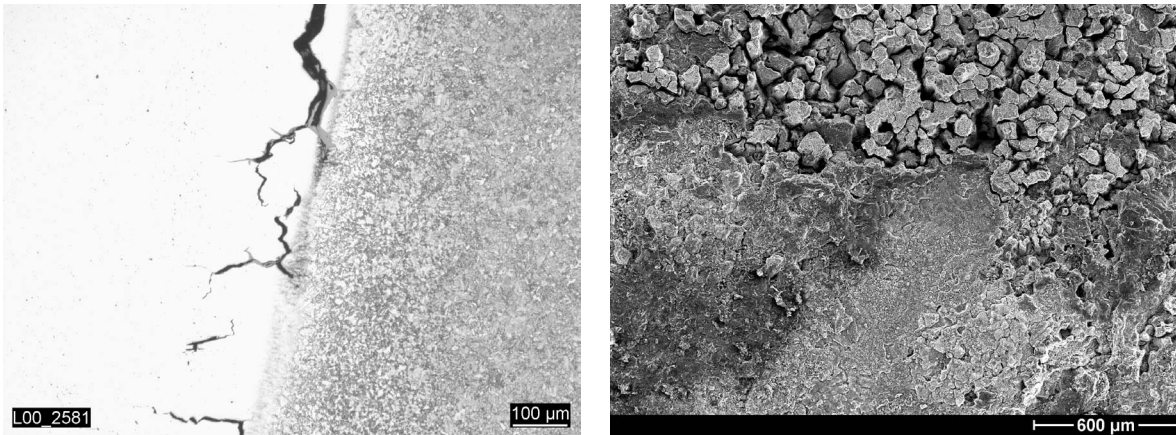


Bild 3.1: Entnommene Schiffchenprobe mit detektiertem Disbonding

Zudem sind in diesem Bereich vermehrt Heißrisse festgestellt worden, Bild 3.2.



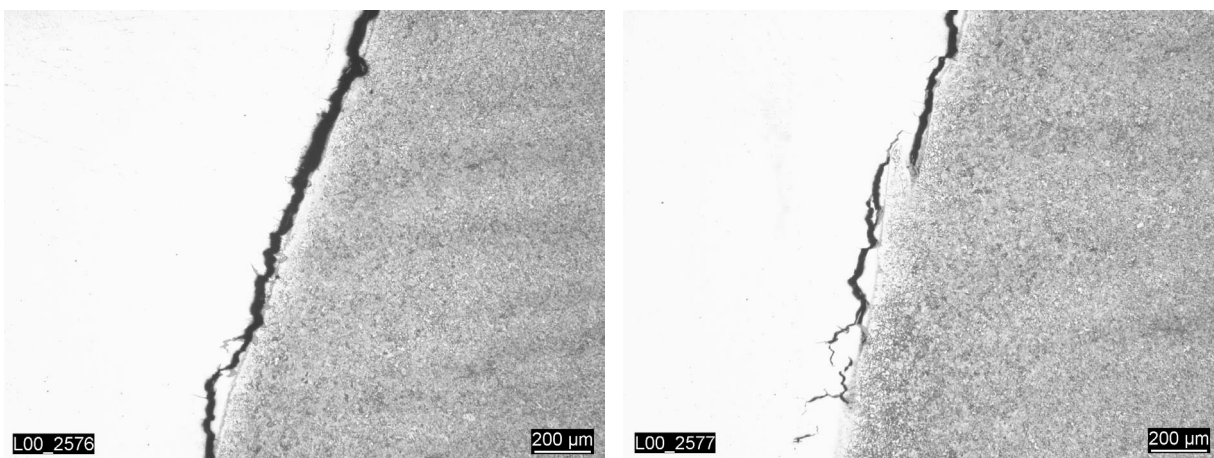
**Bild 3.2:** Heißrisse in der austenitischen Pufferung

Entsprechend der chemischen Analyse von Grundwerkstoff und Schweißgut der austenitischen Pufferung lagen erhöhte Gehalte an Schwefel (0,012 %), Phosphor (0,027 %), Silizium (0,91 %) und Niob (0,58 %) vor, die bekanntermaßen die Heißrissbildung fördern [11], Tabelle 3.2.

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung von Pufferung und Schweißgut

Werkstoff	Massenanteile / %										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Nb	Ti
Pufferung	0,071	0,91	1,22	0,027	0,012	17,40	0,16	8,66	0,10	0,58	0,014
Verbindungsnaht	0,044	0,50	1,34	0,015	0,008	18,99	0,05	9,28	0,03	0,58	0,008

Die Ablösung läuft überwiegend direkt entlang der Schmelzlinie auf der Seite der austenitischen Pufferung, Bild 3.3, was möglicherweise durch den von der Spannungsarmglühung her resultierenden Karbidsaum, der hier allerdings nur schwach ausgeprägt ist, begünstigt wird [1].



**Bild 3.3:** Rissverlauf entlang der Schmelzlinie, überwiegend im Bereich der austenitischen Pufferung

Der fraktographische Befund an den im Bereich der Ablösung freigelegten Rissflächen zeigt drei typische Merkmale:

- Interdendritische Rissbildung, die dem Mechanismus der Heißrissbildung zuzuordnen ist, vgl. Bild 3.2 rechtes Teilbild,
- lokale Verformungsbrüche mit ausgeprägter Wabenstruktur, Bild 3.4, linkes Teilbild, die beim Laborbruch im Zuge des Freilegens der Rissfläche entstanden sind und darauf hindeuten, dass einzelne Dendriten des Schweißgutes so gut mit dem ferritischen Werkstoff verbunden waren, dass die Trennung beim Öffnen der Rissfläche im austenitischen Werkstoff der Pufferung erfolgt ist, vgl. auch Bild 3.2,
- verformungsloser Bruch ohne eindeutig zuordenbare Bruchstruktur, Bild 3.4, rechtes Teilbild, wobei die energiedispersiven Röntgen-Mikroanalysen (EDS) auf den Bruchbereichen anhand der Anteile von Chrom und Nickel zeigen, dass diese Struktur dem austenitischen Werkstoff zuzuordnen ist.

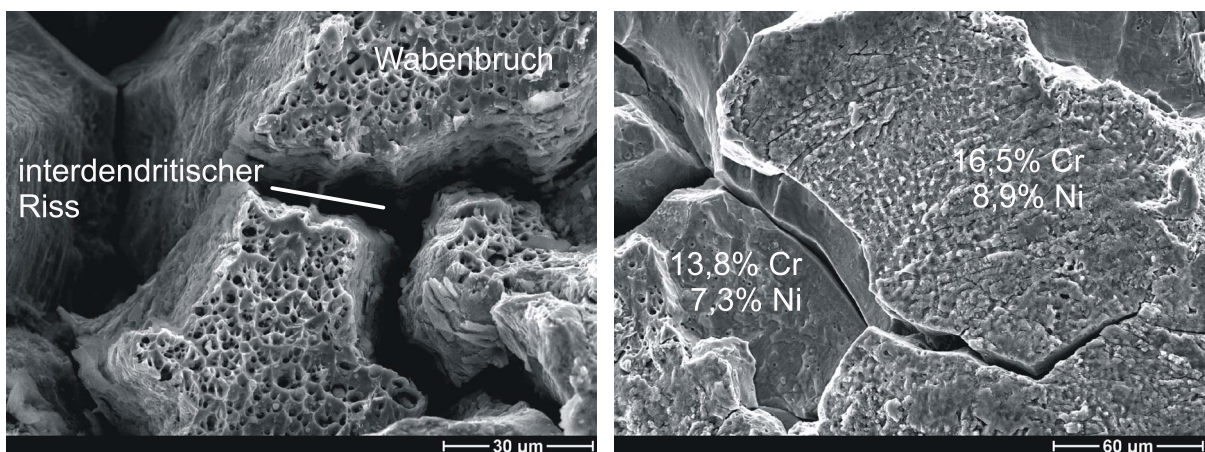


Bild 3.4: lokale Verformungsbrüche (links), verformungsloser Bruch (rechts)

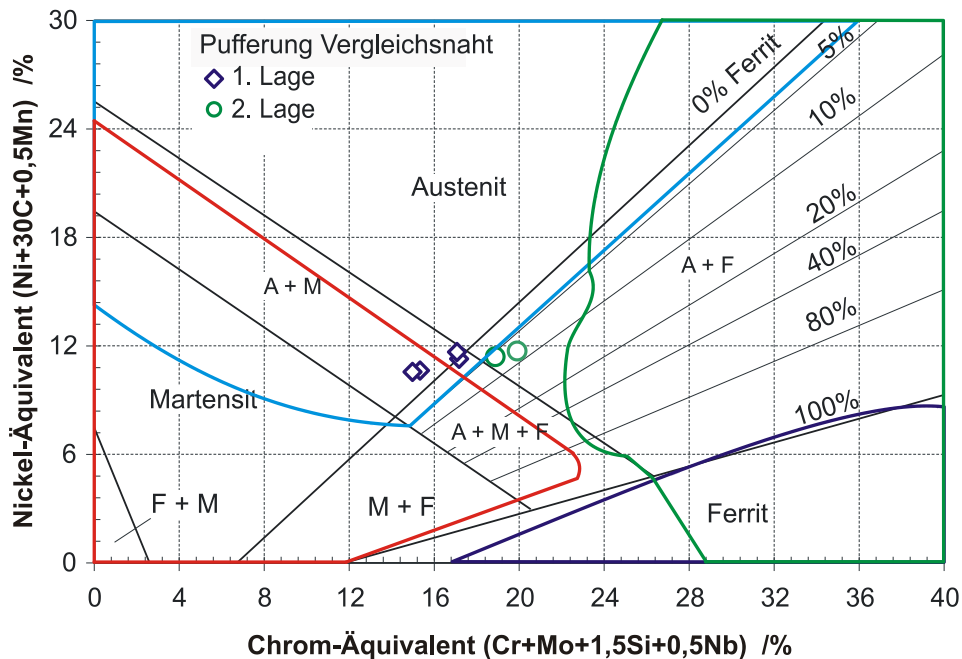
An einzelnen Raupen im Bereich der Ablösung wurden wellenlängendispersive Röntgen-Mikroanalysen mit Hilfe der Mikrosonde (Konzentrationsprofile entlang einer Messlinie - Linescans) durchgeführt, Tabelle 3.3.

Damit konnte gezeigt werden, dass gemäß des Schaeffler-Diagramms Bedingungen für eine ausgeprägte Austenit- und Martensitbildung (A + M) in der ersten Pufferlage (1. Lage) vorliegt, Bild 3.5. Die Entstehung von  $\delta$ -Ferrit ist weitgehend unterdrückt.

**Tabelle 3.3:** Ergebnisse der chemischen Analysen an der Mischschweißverbindung der Rohrleitung mit Disbonding

<b>Werkstoff Position</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni-Äqui</b>	<b>Cr-Äqui</b>	<b>MS-Start **)</b>
	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>°C</b>
Grundwerkstoff										
Ferrit (OES-Analyse)	0,21	0,20	0,45	0,74	0,72	-	0,60	-	-	-
Pufferung										
Austenit (OES-Analyse)	0,071	0,91	17,40	1,22	8,66	0,58	0,16	11,4	19,2	-20
1. Lage, 1. Raupe	0,071 <sup>*)</sup>	0,66	14,14	1,70	7,57	0,51	0,26	10,6	15,6	58
1. Lage, Folgeraupe	0,071 <sup>*)</sup>	0,62	15,73	1,90	8,25	0,60	0,27	11,3	17,2	15
Mikrosonden										
2. Lage, 1. Raupe	0,071 <sup>*)</sup>	0,97	16,82	1,24	8,38	0,44	0,17	11,1	18,5	-2
2. Lage, Folgeraupe	0,071 <sup>*)</sup>	0,74	18,07	1,26	8,65	0,81	0,21	11,4	19,8	-29
1. Lage Martensit	0,071 <sup>*)</sup>	0,63	14,00	1,69	7,55	0,29	0,29	10,5	15,4	63
1. Lage Austenit	0,071 <sup>*)</sup>	0,68	15,83	1,59	8,09	0,50	0,24	11,0	17,3	20

<sup>\*)</sup> aus OES-Analyse, <sup>\*\*) Bestimmung gemäß Kapitel 2.1</sup>



**Bild 3.5:** Erwartete Gefügeanteile gemäß Schaeffler-Diagramm in der Vergleichsnaht

Als werkstoffkundliche Besonderheit im Bereich der aufgetretenen Ablösung sind Heißrissbildung (vgl. erweitertes Schaeffler-Diagramm nach Bystram, Bild 2.3), größere Anteile an Martensit in der ersten Lage der Pufferung, fehlender  $\delta$ -Ferritgehalt sowie ein (schwach ausgeprägter) Karbidsaum festgestellt worden. Somit lagen die in [1] genannten Kriterien für die Begünstigung von Disbonding vor.

### 3.1.2 Austenitisch plattierter Mantelschuss

Ein weiterer Befund, bei dem es sich um Disbonding handelt, wurde an dem zweilagig, austenitisch plattierten Mantelschuss (Bandplattierung) des MPA-Großbehälters festgestellt. Im Rahmen eines an der MPA Universität Stuttgart durchgeführten Korrosionsprojektes [31] wurde eine Bruchmechanikprobe C(T)25 so entnommen, dass die Originalplattierung Teil der Bruchmechanikprobe ist, Bild 3.6.

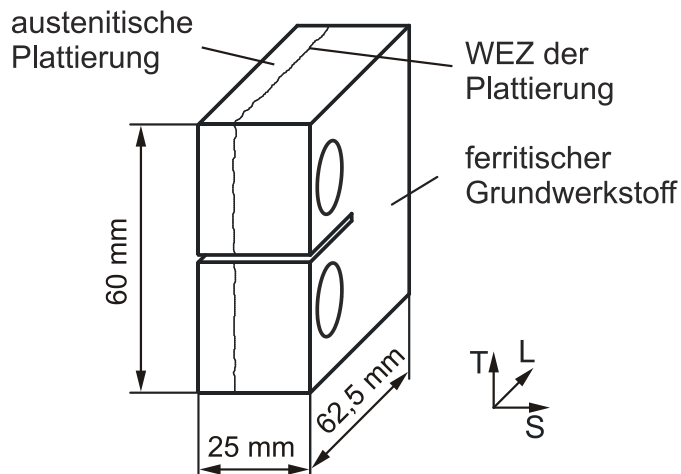
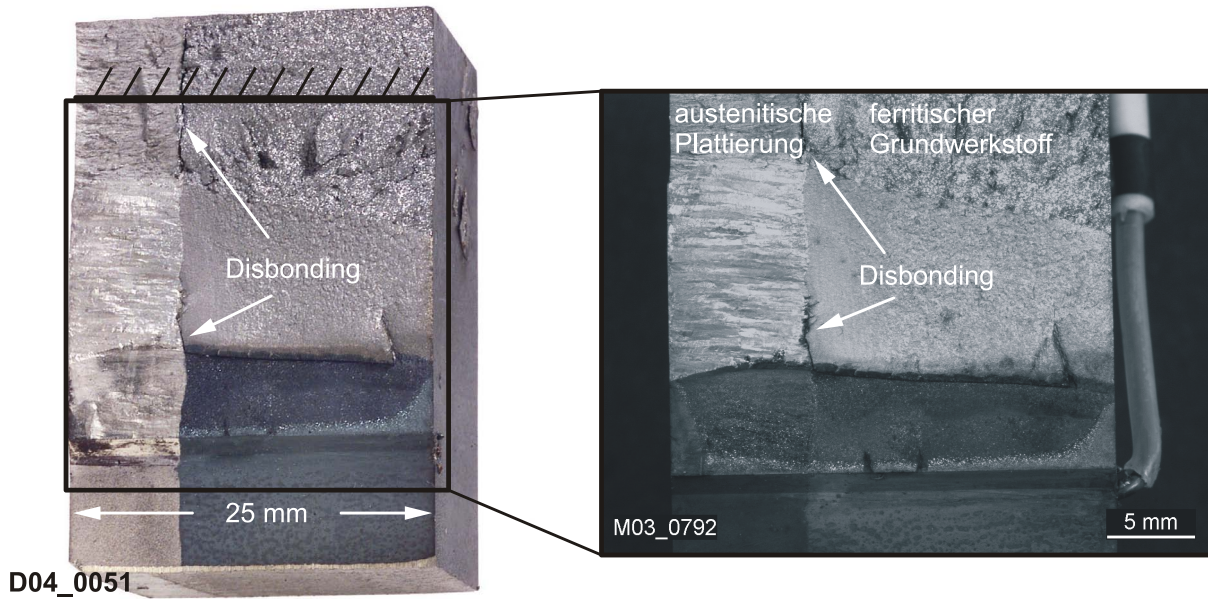


Bild 3.6: Schematische Darstellung einer C(T)25-Probe der Schweißnaht mit Plattierung aus dem MPA Großbehälter

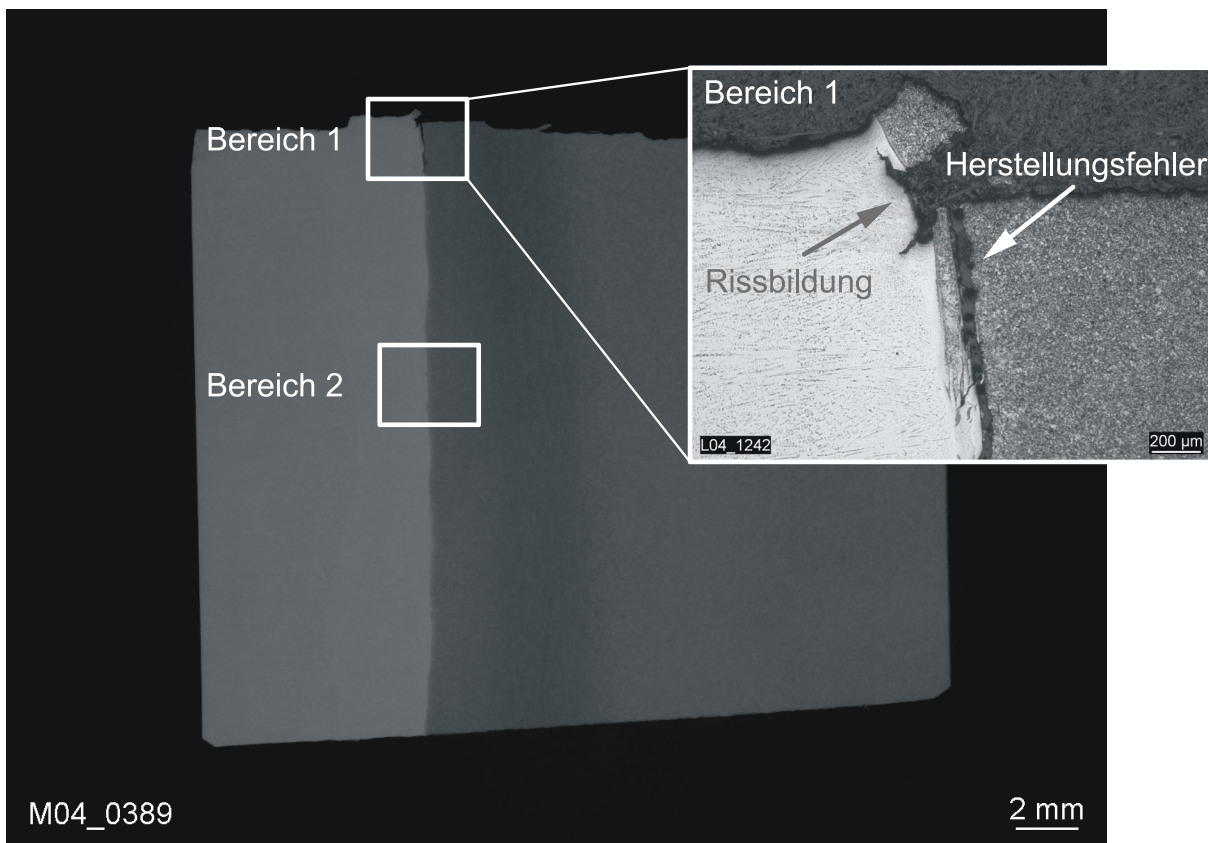
Nach dem Korrosionsversuch wurde die Rissfläche der Probe durch Aufbrechen freigelegt, wobei lokale Werkstofftrennungen zwischen austenitischer Plattierung und ferritischem Grundwerkstoff festgestellt wurden, Bild 3.7.

Im Gegensatz zur Pufferung einer MSV (Verbindungsnaht), treten beim Abkühlen der geschweißten Plattierung praktisch keine Zugkräfte senkrecht zur Plattierung auf. Dies zeigt, dass Schubverformungen parallel zur Grenzfläche im Zuge der Abkühlung, aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von ferritischem und austenitischem Werkstoff ausreichend sein können, um Disbonding hervorzurufen.

Die Grenzfläche zwischen austenitischer Plattierung und ferritischem Grundwerkstoff wurde im Folgenden im Bereich der Werkstofftrennung (Bereich 1) und einem Bereich ohne Werkstofftrennung (Bereich 2) detaillierter untersucht, Bild 3.8.



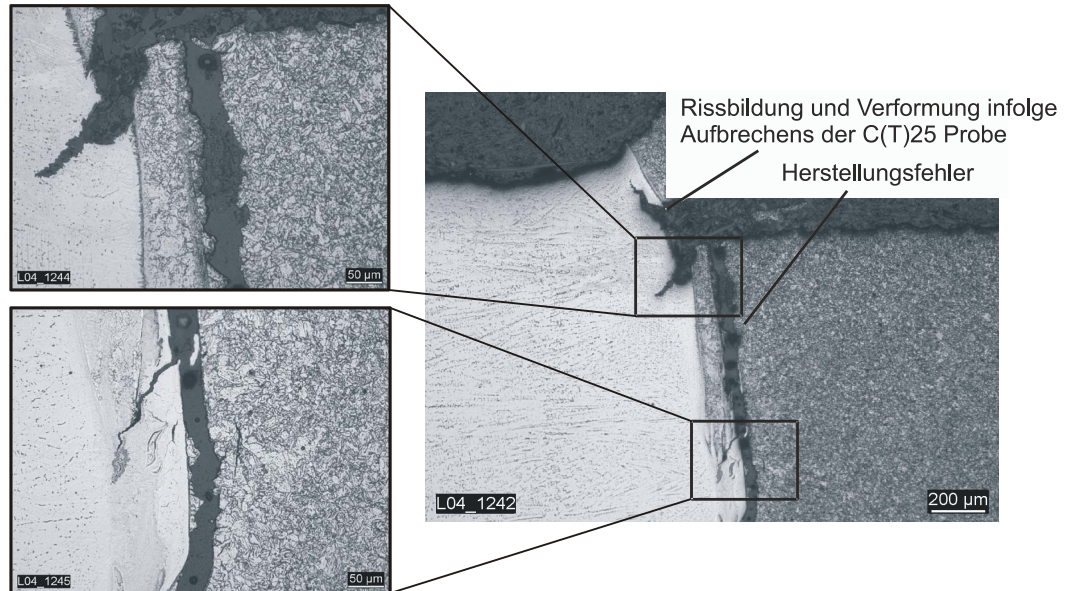
**Bild 3.7:** Ausschnitt aus Bruchfläche C(T)25-Probe, Disbonding ist in Plattierungsgrenze aufgetreten



**Bild 3.8:** Rissbildung im Bereich der austenitischen Plattierung

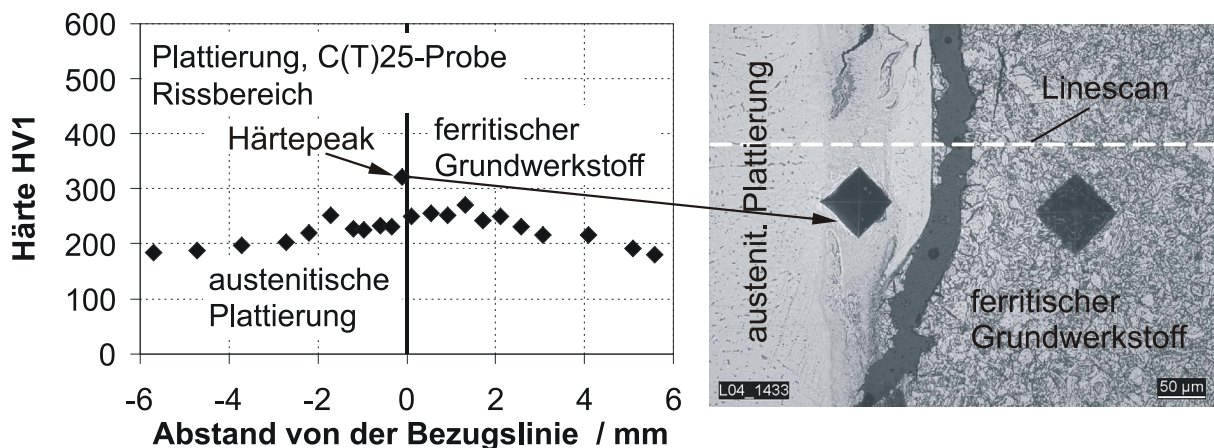
Abgesehen von der durch das Aufbrechen der C(T)25-Probe entstandenen Rissbildung in der austenitischen Plattierung, erfolgte die herstellungsbedingte Werkstofftrennung teilweise im Bereich der ferritischen WEZ, teilweise unmittelbar entlang der Grenzfläche, [Bild 3.9](#). Ein weiteres Ergebnis der Untersuchungen ist die Feststellung,

dass in einem an die Schmelzlinie angrenzenden Saum praktisch kein  $\delta$ -Ferrit vorhanden ist. Im Rissbereich lassen sich beim metallographischen Schliff Gefügegradienten erkennen, die infolge von streifenförmiger Vermischung (Schlierenbildung) im Schweißbad entstanden sein können.



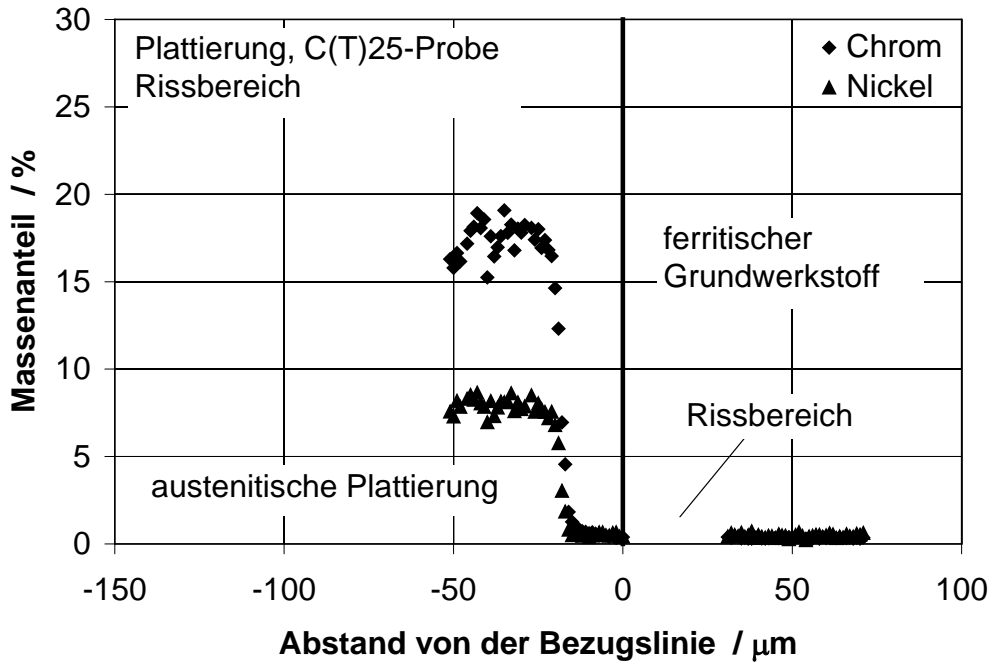
**Bild 3.9:** Herstellungsbedingte Werkstofftrennung

Die Ergebnisse der Härteprüfung zeigen, dass das Schweißgut der austenitischen Plattierung praktisch frei von Martensit erstarrt ist. Die ferritische WEZ ist infolge der Spannungsarmglühung hoch angelassen und weist daher eine niedrige Härte auf, **Bild 3.10**.



**Bild 3.10:** Härteverlauf senkrecht zur Schmelzlinie im Rissbereich

Es fällt ein schmaler Bereich mit angehobener Härte auf, der sich der austenitischen Plattierung zuordnen lässt, **Bild 3.10**. Der Linescan im rissbehafteten Bereich weist bis nahe an die Schmelzlinie hohe Chrom- und Nickel-Gehalte auf, was darauf hindeutet, dass lokal nur eine geringe Durchmischung mit dem ferritischen Grundwerkstoff erfolgt ist, **Bild 3.11**.



**Bild 3.11:** Verlauf der Chrom- und Nickel-Gehalte senkrecht zur Schmelzlinie

Der Nullpunkt der Messreihe (Bezugslinie) wurde an den Rissrand gelegt, was dazu führt, dass einige Messpunkte, die der ferritischen WEZ zuzuordnen sind links der Nulllinie zum liegen kommen. Dies geht jedoch konform mit dem metallographischen Befund, da an dieser Stelle die Werkstofftrennung in der WEZ des ferritischen Werkstoffs verläuft. Anhand des Schaeffler-Diagramms sind für die aus der Analyse ermittelten Werte für das Chrom-Äquivalent (ca. 7,9 %) und Nickel-Äquivalent (ca. 15,8 %) in dem Bereich nahe der Schmelzlinie praktisch kein  $\delta$ -Ferrit und nur geringe Anteile von Martensit (Martensit-Starttemperatur 208 °C) zu erwarten, Tabelle 3.4, was in Übereinstimmung mit dem metallographischen Befund ist.

**Tabelle 3.4:** Ergebnisse der chemischen Analysen an der C(T)-Probe aus der Bandplattierung mit Disbonding

<b>Werkstoff Position</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni-Äqui</b>	<b>Cr-Äqui</b>	<b>MS-Start **)</b>
	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>°C</b>
Plattierung Austenit	0,024	0,98	18,75	0,71	10,36	0,53	0,03			
Mikrosonden Rissbereich nahe Schmelzlinie	0,024 <sup>)</sup>	0,59	14,63	0,77	6,80	0,11	0,22	7,9	15,8	208
Mikrosonden rissfreier Bereich nahe Schmelzlinie	0,024 <sup>)</sup>	0,57	14,13	0,91	6,67	0,33	0,23	7,8	15,4	216

<sup>)</sup> aus OES-Analyse, <sup>\*\*) Bestimmung gemäß Kapitel 2.1</sup>

Der rissfreie Bereich der Plattierung (Bereich 2, Bild 3.8) zeigt ebenfalls einen  $\delta$ -Ferrit freien Saum entlang der Schmelzlinie mit nur geringer "Schlierenbildung", Bild 3.12.

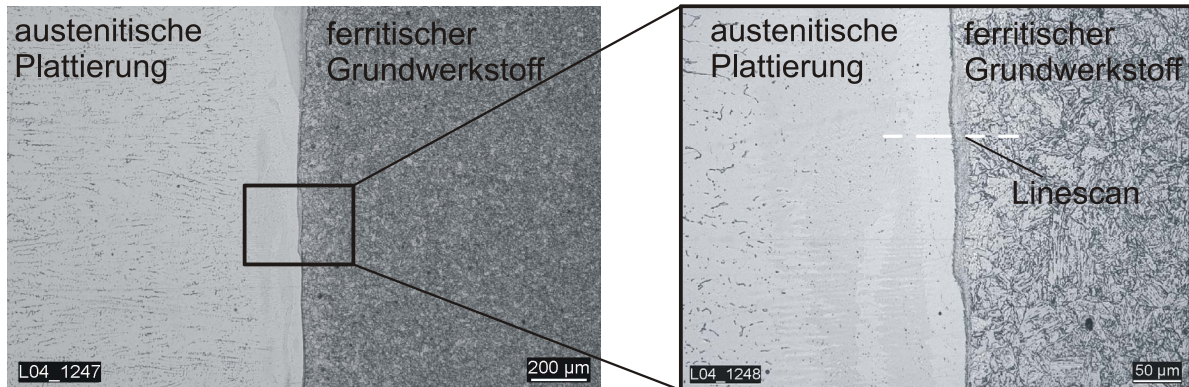


Bild 3.12: Gefügeausbildung im Bereich des Übergangs von austenitischer Plattierung zu ferritischem GW (links) und des Interface mit Karbidsaum und  $\delta$ -Ferrit freier Zone entlang der Schmelzlinie (rechts)

Ein Vergleich des Härteverlaufs senkrecht zur Schmelzlinie, mit dem rissbehafteten Bereich, zeigt bis auf den dort festgestellten kleinen Härtepeak, vgl. Bild 3.10, vergleichbare Werte, Bild 3.13.

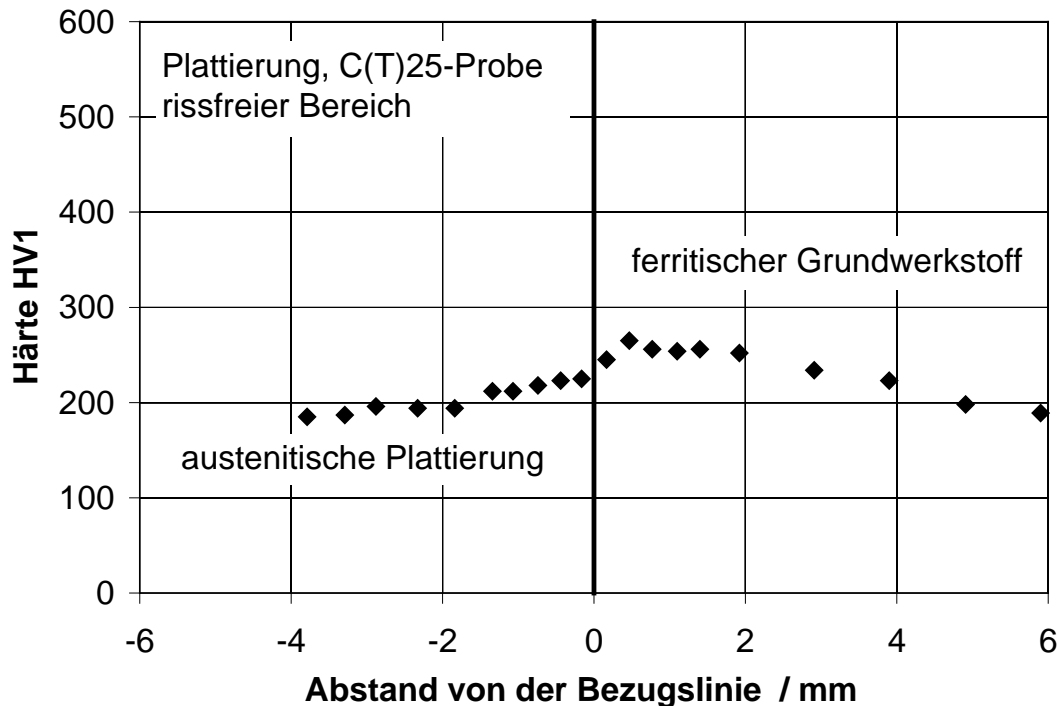
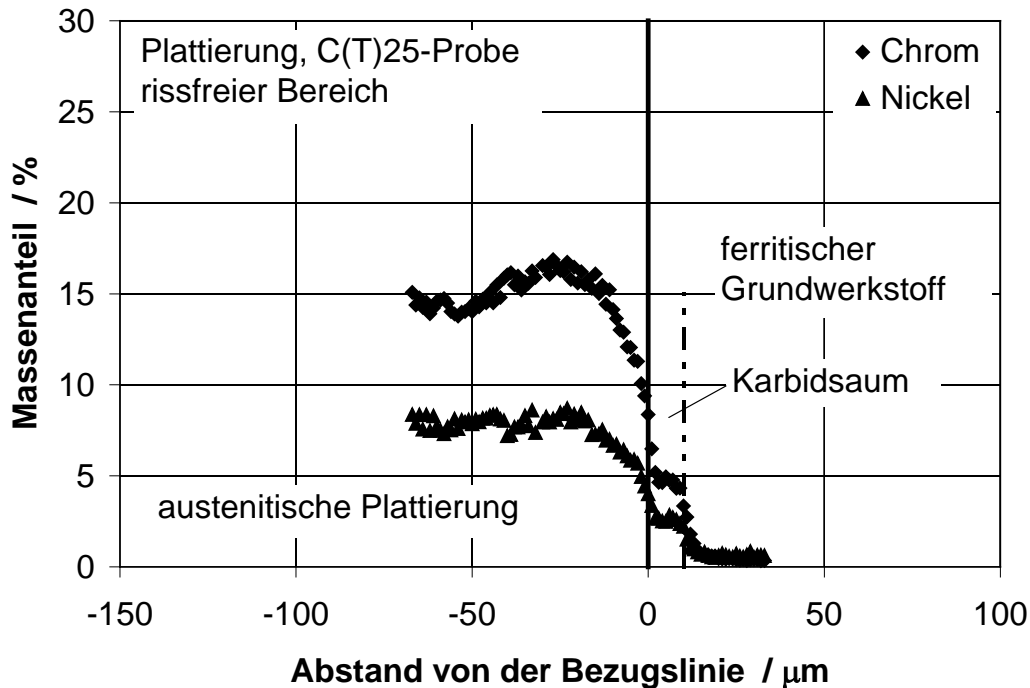


Bild 3.13: Härteverlauf senkrecht zur Schmelzlinie im rissfreien Bereich

Die Mikroanalyse zeigt einen deutlich flacheren Übergang vom hoch chrom-/nickelhaltigen Austenit zum ferritischen Grundwerkstoff, Bild 3.14, als im rissbehafteten Bereich, vgl. Bild 3.11.



**Bild 3.14:** Verlauf der Chrom- und Nickel-Gehalte senkrecht zur Schmelzlinie

Im rissfreien Bereich liegt demnach ein größerer Werkstoffbereich vor, der Verformungen aufnehmen kann. Die Chrom- und Nickel-Gehalte sind jedoch weitgehend identisch. Im rissfreien Bereich liegt die Bezugslinie am Übergang vom austenitischen Werkstoff der Pufferung zum Karbidsaum, weshalb bei positiven Abstandswerten von der Bezugslinie bis ca. 10  $\mu\text{m}$  noch erhöhte Chrom- und Nickel-Anteile vorhanden sind, da der Karbidsaum durch Kohlenstoffdiffusion in den Austenit hinein entstanden ist und dieser Bereich somit dem austenitischen Werkstoff zuzuordnen ist. Entsprechend dem Schaeffler-Diagramm werden praktisch die gleichen Gefügeanteile erwartet wie im Rissbereich, vgl. Tabelle 3.4.

Die Besonderheiten der Plattierungsschweißung sind:

- Das "große" Schmelzbad der Bandplattierung mit einer Breite von rund 60 mm bewirkt hohe Schrumpfdehnungen beim Abkühlen,
- weitgehendes Fehlen von  $\delta$ -Ferrit in der ersten Plattierungslage im Bereich der Schmelzlinie,
- Karbidsaum entlang der Schmelzlinie infolge der durchgeführten Spannungsarmglühung.

Eine ausgeprägte Heißrissbildung in der Plattierung konnte jedoch nicht festgestellt werden. Aufgrund der Legierungsanteile ergeben sich im rissfreien sowie im rissbehafteten Bereich nahe der Schmelzlinie vergleichsweise geringe Anteile an Martensit bei hohen Martensit-Starttemperaturen. Durch lichtmikroskopische Untersuchungen konnte praktisch kein Martensit festgestellt werden. Nur der Härtepeak im

Bereich des Risses sowie die Mikrostruktur in diesem Bereich geben Hinweis auf Martensitanteile, vgl. Bild 3.10.

Beim Vergleich der ermittelten Werte der plattierten Probe mit der zuvor beschriebenen rissbehafteten MSV lässt sich ein Unterschied im Rissverlauf erkennen. Während der Riss bei der MSV überwiegend im austenitischen Schweißgut der Pufferung verläuft, läuft der Riss bei der plattierten Probe überwiegend in der ferritischen WEZ oder auf der ferritischen Seite entlang des Karbidsaums. Es ist nicht auszuschließen, dass dies mit den unterschiedlichen Schrumpfbedingungen zusammenhängt, da bei der Mischnaht beim Schweißen der Verbindungsnaht auch Spannungen senkrecht zur Schmelzlinie auftreten. Eine Betrachtung der korrespondierenden Rissufer in der plattierten Probe lässt den Schluss zu, dass die Rissflanken parallel gegeneinander verschoben sind, Bild 3.10, was aus dem Schrumpfen der sich abkühlenden Schweißraupen aber auch beim Spannungsarmglühen aufgrund der unterschiedlichen Wärmedehnungen der austenitischen Plattierung und des ferritischen Grundwerkstoffs erklärbar wäre.



## 4 Experimentelle Untersuchungen

Im Kapitel „Experimentelle Untersuchungen“ wird die Herstellung der Mischschweißverbindungen zwischen dem ferritischen Werkstoff 22NiMoCr3-7 und dem niobstabilisierten Werkstoff X6CrNiNb18-10, die Charakterisierung der Grundwerkstoffe und die durchgeführten zfP Untersuchungen beschrieben:

- Bereitstellung der Rohrwerkstoffe,
- Herstellung von Pufferungen mit unterschiedlichen Parametern,
- Herstellung der MSV (Verbindungsnahte),
- zerstörungsfreie Prüfungen zur Beschreibung des Fehlerzustandes der Schweißverbindungen im Bereich des Interface,
- Ermittlung von Eigenspannungen in den Schweißverbindungen (numerisch und experimentell),
- Beschreibung des Gefüges sowie der Mikro- und Makrorissbildung im Bereich des Interface,
- mechanisch-technologische Nachuntersuchungen zur Ermittlung von Belastungsgrenzen im Bereich des Interface.

### 4.1 Herstellung der Mischschweißverbindungen, Charakterisierung der Grundwerkstoffe, zfP Untersuchungen, Eigenspannungsmessungen

Zur Herstellung der MSV werden Rohrhülsen des ferritischen Werkstoffs 22NiMoCr3-7 und des niobstabilisierten Werkstoffs X6CrNiNb18-10 eingesetzt. Hierzu werden zunächst die zur Verfügung stehenden Grundwerkstoffe und deren chemische Zusammensetzungen sowie Festigkeits- und Zähigkeitswerte beschrieben. Anschließend erfolgt eine detaillierte Beschreibung der Fertigung der Pufferungen und der ausgeführten Verbindungsnahte. Für die Pufferungen und die Verbindungsnahte wird austenitisches Schweißgut sowie Nickel-Basis Schweißgut verwendet. Zuletzt werden die durchgeführten zfP Untersuchungen der einzelnen Mischnahte beschrieben sowie die Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen dargestellt.

#### 4.1.1 Ferritisches Rohr

Bei der Herstellung der ferritischen Rohre wurde auf den Werkstoff 22NiMoCr3-7 zurückgegriffen. Eine Schmelze dieses Werkstoffs stand in Form einer geschmiedeten Bramme (KS05) mit den Querschnittsabmessungen 1200 x 800 mm<sup>2</sup> aus dem Vorhaben Komponentensicherheit (FKS) [32] zur Verfügung, Bild 4.1.

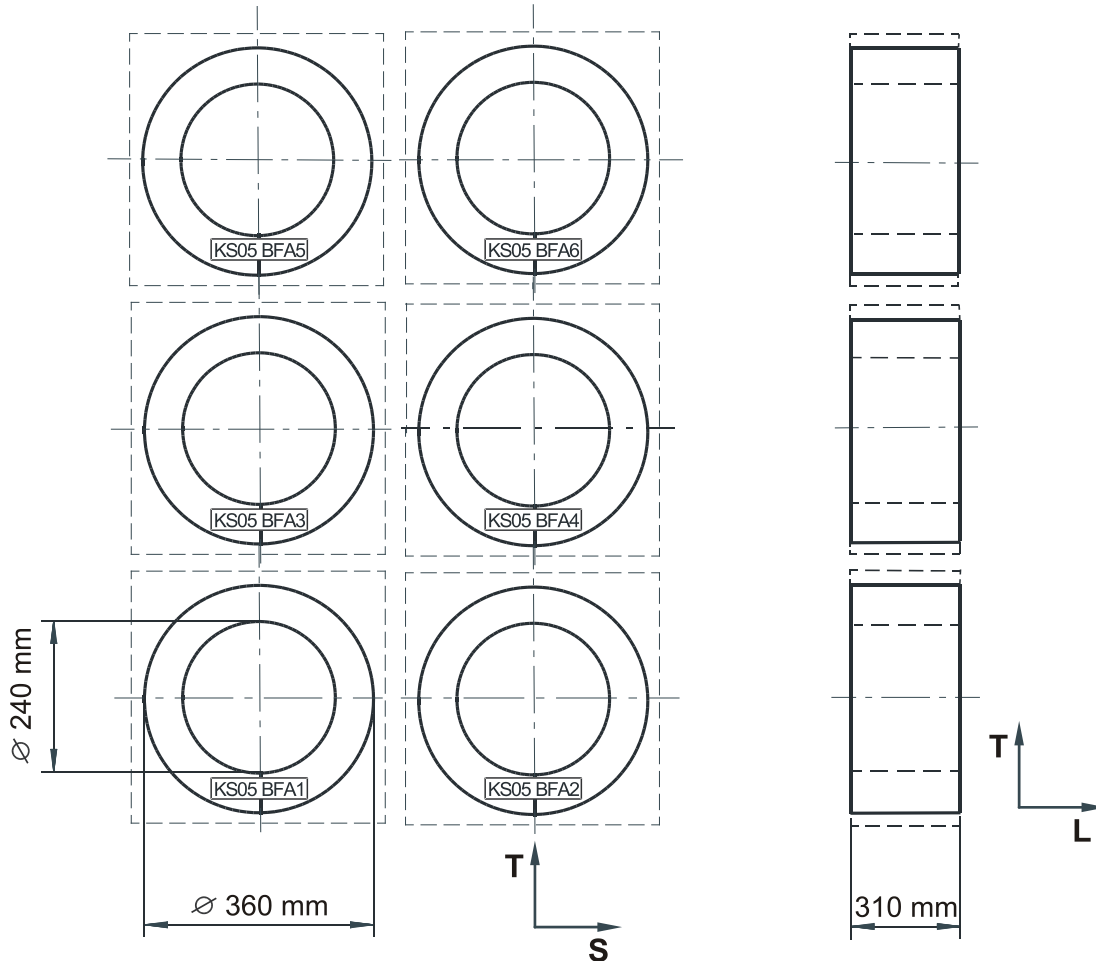


Bild 4.1: Entnahme der ferritischen Rohrhülsen aus der Bramme

Die zur Verfügung stehende Schmelze war als Grenzschnmelze bezüglich der chemischen Zusammensetzung hergestellt worden, wobei einzelne Elementgehalte (C, S, Mo) die spezifizierten Werte überschreiten, Tabelle 4.1.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs (22NiMoCr3-7) KS05 im Vergleich zur Spezifikation (VdTÜV 365)

Werkstoff		Massenanteile in %								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
Spezifikation	min.	0,17	0,15	0,50			0,30	0,50	0,60	
	max.	0,24	0,35	1,00	0,015	0,015	0,50	0,70	1,00	0,180
Analyse	min.	0,17	0,20	0,60	0,003	0,007	0,46	0,73	0,58	0,158
	max.	0,26	0,23	0,68	0,005	0,018	0,50	0,83	0,67	0,180

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit bestand darin, gezielt Mischschweißverbindungen mit Disbonding zu erzeugen. Hierbei erfüllte der ausgewählte Werkstoff die Anforderungen hinsichtlich chemischer Zusammensetzung durch einen hohen Schwefelgehalt. Dies begünstigt bei der Aufmischung der ersten Pufferlage mit dem Grundwerkstoff die Heißrissbildung im Bereich des Interface.

Bei der Ausführung der Rohrabschnitte wurden die geometrischen Verhältnisse so gewählt, dass sie den Abmessungen des Rohres entsprachen das in Kapitel 3 untersucht wurde [16] und zugleich mit einem an der MPA Universität Stuttgart verfügbaren austenitischen Rohr verschweißt werden konnte. Das austenitische Rohr hat einen Außendurchmesser von  $d_a = 332$  mm und eine Wanddicke von  $s = 36$  mm. Da die Bramme KS05 nur im hammerwerksgeglühten Zustand vorlag, wurden die Rohrhülsen mit einem entsprechenden Vergütungszuschlag bezüglich der Wanddicke entnommen und in den Abmessungen  $d_a = 360$  mm,  $s = 60$  mm und  $l = 310$  mm vergütet, Bild 4.1.

Dazu wurden die ferritischen Rohrhülsen der Bramme so entnommen, dass die Achse der Rohrhülsen der Hauptverformungsrichtung (L) der Bramme entspricht und die Pufferung demzufolge auf der T-S-Ebene vorgenommen wurde. Die Vergütung erfolgte bei  $910$  °C/2 h/Wasser, mit anschließendem Anlassen bei  $690$  °C über 10 h, mit Abkühlung bis  $300$  °C im Ofen und weiter an Luft. Somit konnte eine für den Werkstoff übliche Festigkeit erzielt werden. Nach dem Vergüten wurden die Rohrhülsen auf das Maß  $d_a = 335$  mm,  $s = 39$  mm abgedreht und stirnseitig gepuffert.

Bei Schmiedestücken mit großen Querschnittsabmessungen, ist stets von Inhomogenitäten in der Elementverteilung über den Querschnitt auszugehen. Diese Inhomogenitäten, vor allem der Elemente S, C und P, stellen ein unterschiedlich starkes Potenzial für das Entstehen von Disbonding dar, was es bei den an der Bramme KS05 stirnseitig entnommenen Rohrhülsen zu untersuchen galt. Daher wurden detaillierte chemische Analysen an neun am Umfang verteilt liegenden Stellen durchgeführt, um eventuelle Herstellungsfehler in der Pufferung später den lokalen Gegebenheiten zuordnen zu können. Die ermittelte Bandbreite der Elementanteile aus den durchgeführten Analysen ist in Tabelle 4.1 dargestellt. Für die sechs Rohrhülsen wurde zusätzlich die Verteilung der Elemente Kohlenstoff und Schwefel in Umfangsrichtung untersucht. Die Ergebnisse hierzu sind in Bild 4.2 und Bild 4.3 dargestellt.

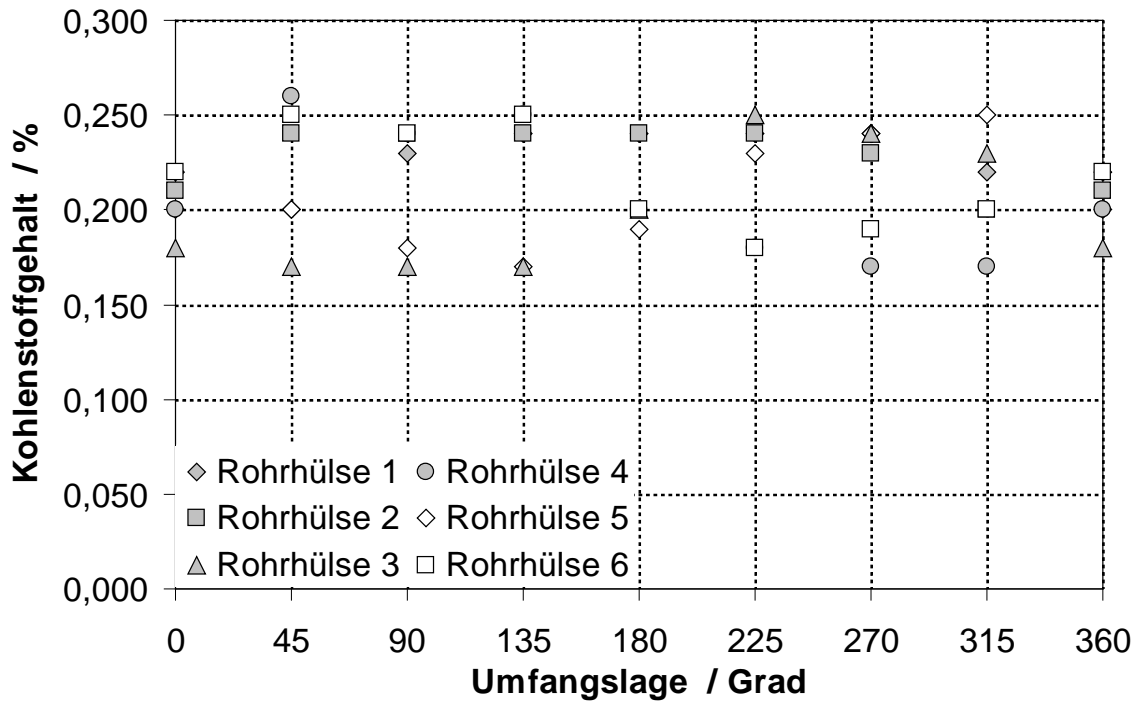


Bild 4.2: Kohlenstoffverteilung in den Rohrhülsen, 22NiMoCr3-7, KS05

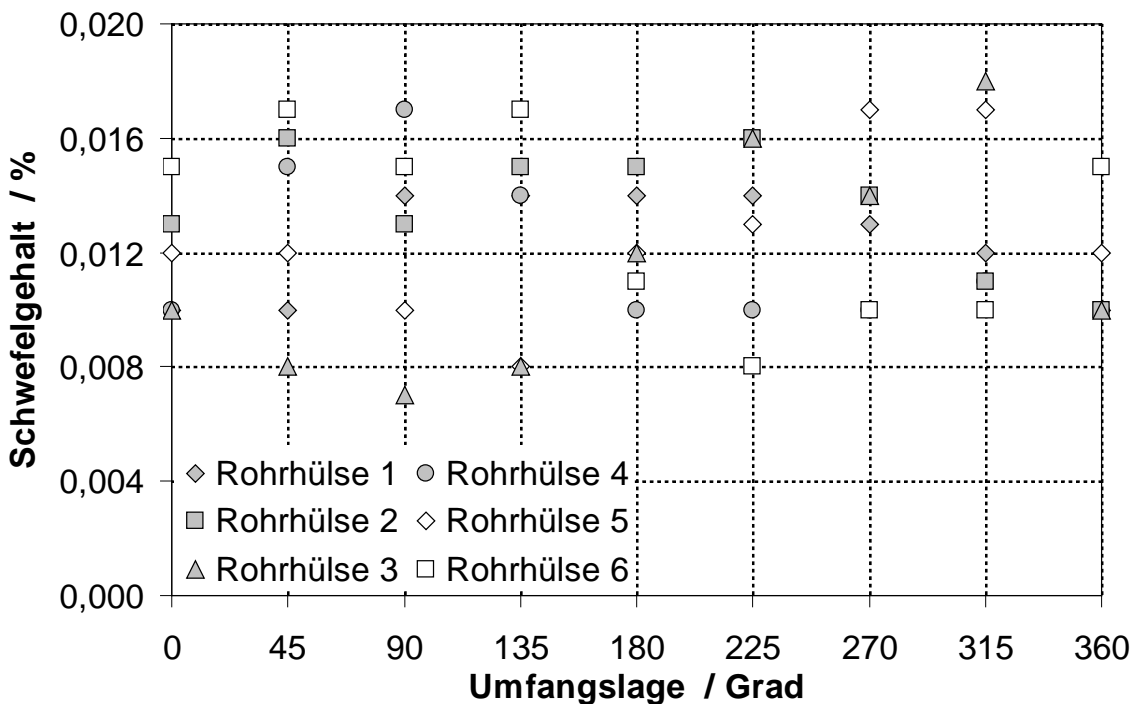


Bild 4.3: Schwefelverteilung in den Rohrhülsen, 22NiMoCr3-7, KS05

Kohlenstoff ist hierbei als maßgeblicher Faktor für die Festigkeit und Schwefel hinsichtlich des Potenzials zur Heißrissbildung zu sehen. Eine Zusammenstellung der ermittelten Festigkeits- und Zähigkeitswerte der ferritischen Rohrhülsen im vergüteten Zustand ist in Tabelle 4.2 dargestellt.

**Tabelle 4.2:** Festigkeits- und Zähigkeitswerte des Analysewerkstoffes im Vergleich zu Vorgaben (VdTÜV 365) bei Raumtemperatur

<b>Werkstoff</b>	<b>R<sub>p0,2</sub></b> <b>MPa</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>MPa</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>%</b>	<b>Z</b> <b>%</b>	<b>A<sub>v</sub> (0 °C)</b> <b>J</b>	<b>A<sub>v</sub> (80 °C)</b> <b>J</b>
Spezifikation	≥ 422	559 706	≥ 18	≥ 45	≥ 41	-
Analyse	538	668	23	48	67	101

Die vorliegenden Werte lassen erkennen, dass der ferritische Werkstoff in einer Qualität vorliegt, welche zwar grenzwertig bezüglich der Elementgehalte aber repräsentativ bezüglich der Festigkeits- und Verformungskennwerte ist und der Werkstoffqualität betrieblicher Komponenten entspricht.

#### 4.1.2 Austenitisches Rohr

Das austenitische Rohr stammt aus einem Forschungsvorhaben, das die MPA Universität Stuttgart im Auftrag der VGB-PowerTech e.V. (VGB) durchgeführt hat. Das austenitische Rohr ist aus dem niobstabilisierten Werkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550) gefertigt und besitzt, wie schon zuvor beschrieben, einen Außendurchmesser von  $d_a = 332$  mm und eine Wanddicke von  $s = 36$  mm. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs ist in Tabelle 4.3 aufgeführt. Als Vergleich sind die Vorgaben nach DIN 17458 [33] mit angegeben.

**Tabelle 4.3:** Chemische Zusammensetzung des austenitischen Rohres im Vergleich zu Vorgaben

<b>Werkstoff</b>	<b>Massenanteile in %</b>							
	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>
X6CrNiNb18-10 <sup>1)</sup> min.						17,0	9,0	10 x %C
DIN 17458 (07/85) max.	0,080	1,00	2,00	0,045	0,030	19,0	12,0	1,00
X6CrNiNb18-10 <sup>1)</sup>	0,043	0,41	1,90	0,019	0,002	17,15	10,30	0,66

<sup>1)</sup> Schmelzenanalyse

Entsprechend dem Kohlenstoff- und Niobgehalt ist der Werkstoff stabilisierbar. Für den austenitischen Werkstoff sind die Festigkeits- und Verformungskennwerte in Tabelle 4.4 aufgeführt und entsprechen den Werten der Spezifikation.

**Tabelle 4.4:** Festigkeits- und Zähigkeitswerte des austenitischen Werkstoffes im Vergleich zu Vorgaben (Querproben)

<b>Werkstoff</b>	<b>R<sub>p0,2</sub></b> <b>MPa</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>MPa</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>%</b>	<b>Z</b> <b>%</b>	<b>A<sub>v</sub> (20 °C)</b> <b>J</b>	<b>A<sub>v</sub> (80 °C)</b> <b>J</b>
DIN 17458 (07/85)	205	510-740	> 30	-	85 <sup>1)</sup>	-
X6CrNiNb18-10	255	555	59	56	103	-

<sup>1)</sup> Längsproben

### 4.1.3 Fertigung der Pufferungen

Die Schweißarbeiten zur Fertigung der Pufferungen sowie der Verbindungsnahte wurden von der Essener Hochdruck Rohrleitungsbau GmbH (EHR) durchgeführt. Ausgehend von den Erfahrungswerten für die Herstellung von Pufferungen für Mischschweißverbindungen in der Kerntechnik, wurden gezielt grenzwertige Parameter für die Pufferungen spezifiziert und angewandt die auf den nachfolgenden Seiten beschrieben werden.

Die Pufferung der ferritischen Rohre erfolgte manuell, unter Einsatz von Stabelektroden. Bei der Erstellung der Pufferung wurde in drei Schritten vorgegangen [3]:

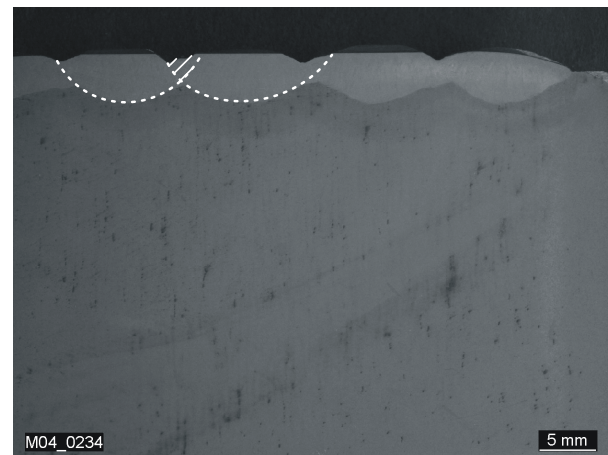
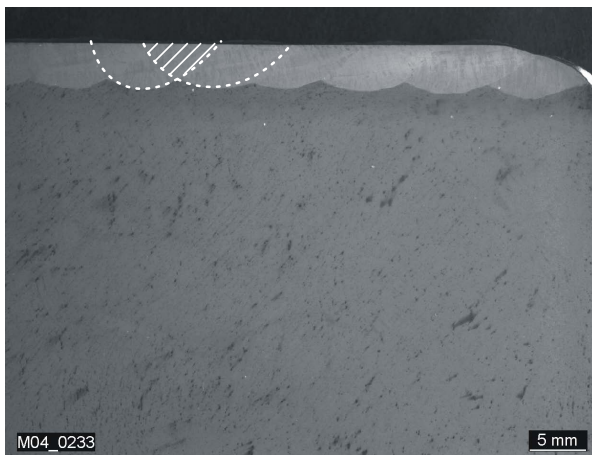
- a) Schweißen von Strichraupen (einlagig) mit zwei unterschiedlichen austenitischen Elektroden zur Bewertung der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff und Festlegung einer geeigneten Raupenüberlappung, Proben VP1 und VP2,
- b) Schweißen von Pufferungen mit großer Dicke (rund 30 mm) als Ausgangsmaterial für die Entnahme von Proben für die Ermittlung mechanisch-technologischer Kennwerte, Proben P1 und P2,
- c) Schweißen von Pufferungen als Vorbereitung für die Herstellung von insgesamt fünf MSV, MP1 bis MP5.

Zunächst wurden einzelne Pufferraupen auf den ferritischen Grundwerkstoff aufgebracht, um in Verbindung mit den zwei zur Diskussion stehenden Elektroden Anhaltswerte für die auszuführende Raupenüberlappung und Festlegung der zu verwendenden Elektrode zu erhalten. Zur Schweißung der Pufferung wurden die austenitische Elektrode Böhler Fox SAS 2R (19-9 Nb) und die überlegierte Elektrode Thyssen Thermanit 25/14 E eingesetzt, [Tabelle 4.5](#) und [Anhang A 1](#).

**Tabelle 4.5:** Chemische Zusammensetzung der Elektroden Fox SAS 2R bzw. Fox SAS 2A und Thermanit 25/14 E

Werkstoff	Massenanteile in %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb
Fox SAS 2R bzw. Fox SAS 2A	0,03	0,8	0,8	19,5	10	+
Thermanit 25/14 E	0,02	0,5	1,7	24	13	

Bei der Elektrode Böhler Fox SAS 2R wurde eine Raupenüberlappung von ca. 50 % realisiert, [Bild 4.4](#) während bei der überlegierten Thermanit 25/14 E Elektrode mit einer Raupenüberlappung von ca. 10 % geschweißt wurde, [Bild 4.5](#).



**Bild 4.4:** Böhler Fox (50 % Überlappung)

**Bild 4.5:** Thermanit (10 % Überlappung)

Mit der eingesetzten Elektrode Böhler Fox SAS 2R und einer Raupenüberlappung von ca. 50 % sind mit den angewandten Schweißparametern keine Martensitanteile entstanden. Dies ist am dargestellten Härteverlauf ersichtlich, [Bild 4.6](#). Mit der überlegierten Elektrode Thermanit 25/14 E und einer Raupenüberlappung von ca. 10 % lag eine überwiegend martensitische Erstarrung vor, [Bild 4.7](#).

Hohe Martensitanteile in der ersten Pufferungslage können als günstig für die Entstehung von Disbonding angesehen werden [34]. Bei der in Kapitel 3 untersuchten fehlerbehafteten Rohrschweißverbindung konnten im Bereich des festgestellten Disbonding erhebliche Anteile an Martensit in der ersten Pufferungslage nachgewiesen werden [16]. Es wurde davon ausgegangen, dass keine überlegierte Elektrode bei der Schweißung eingesetzt wurde. Daher wurde für die folgenden Schweißungen der austenitischen Pufferungen die Elektrode Fox SAS 2R (19-9Nb) bzw. Fox SAS 2A mit einer Raupenüberlappung von 10 % bzw. 20 % spezifiziert, um mit der

reduzierten Raupenüberlappung die Neigung zur martensitischen Erstarrung des Schweißguts zu erhöhen.

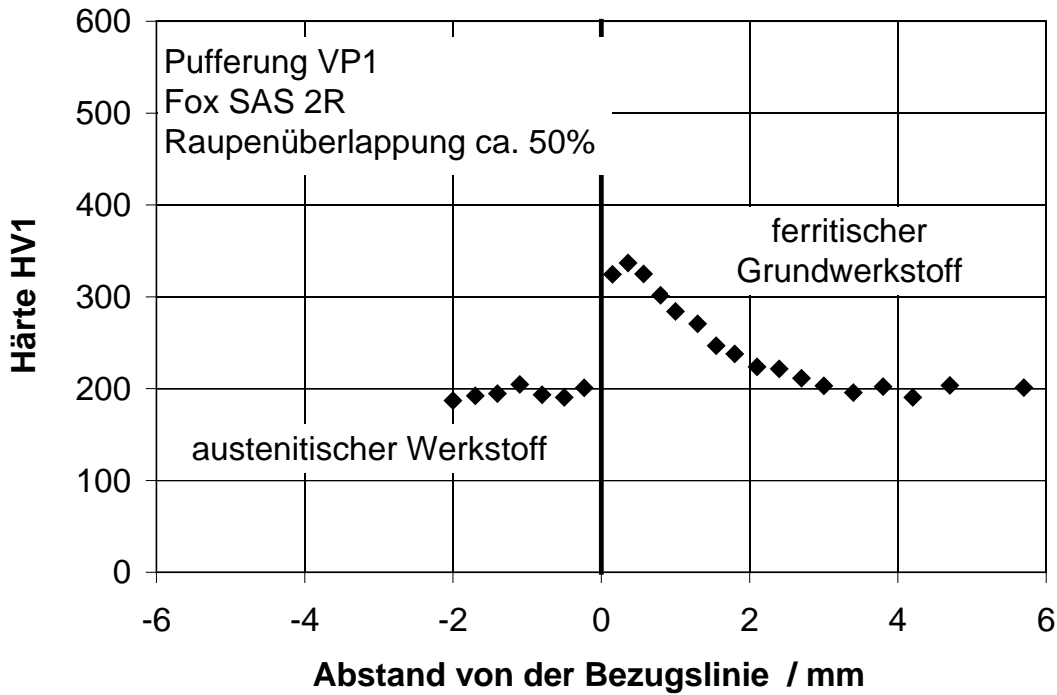


Bild 4.6: Härteverlauf senkrecht zur Schmelzlinie (Fox SAS 2R)

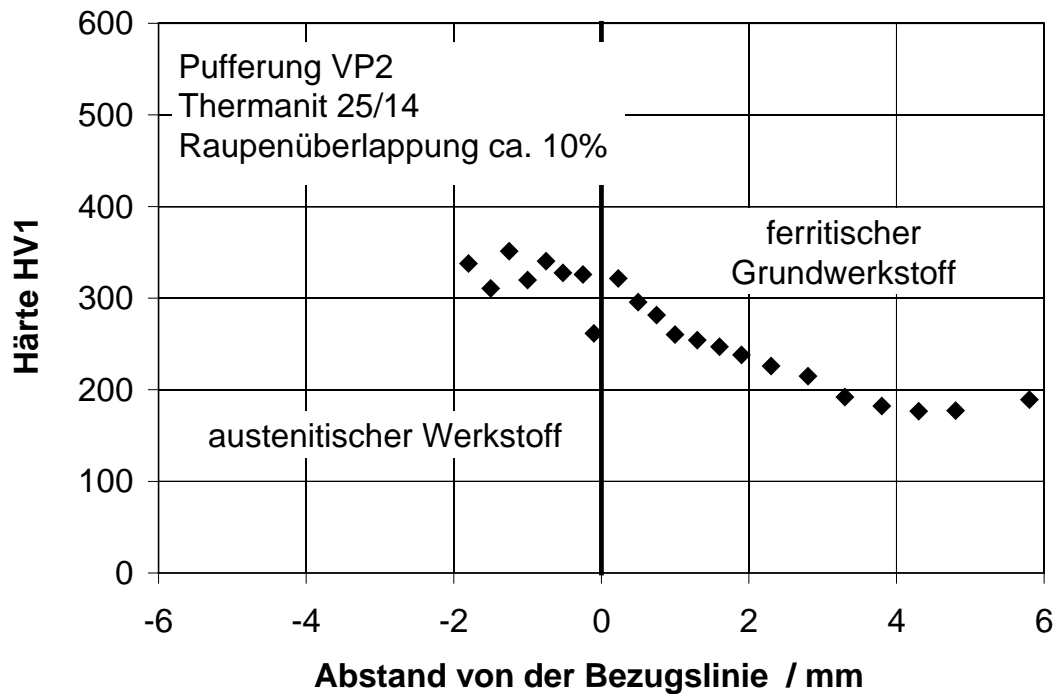


Bild 4.7: Härteverlauf senkrecht zur Schmelzlinie (Thermanit 25/14)

In einem zweiten Schritt wurden zwei Pufferungen P1 und P2 mit großer Dicke gefertigt. Bei der Pufferung P1 wurde mit der austenitischen Elektrode Fox SAS 2R geschweißt, die Pufferung P2 wurde mit einer Nickel-Basis Elektrode Fox NiCr70Nb

gefertigt. Diese Pufferungen waren erforderlich, um eine ausreichende Anzahl von Proben für die Charakterisierung des Schweißguts der Pufferung entnehmen zu können. Neben der Ermittlung von Kennwerten im Zug- und Kerbschlagbiegeversuch, sind Fließkurven bei unterschiedlichen Temperaturen aufgenommen worden, aus denen die für die Finite-Elemente (FE) Rechnung erforderlichen Kennwerte ermittelt wurden.

Bei der Pufferung P1 (austenitische Elektrode) wurde eine Raupenüberlappung von 20 % realisiert, während die Pufferung P2 (Nickel-Basis Elektrode) mit 50 % Raupenüberlappung ausgeführt wurde. Die Schweißparameter für das Schweißen der Pufferung sowie die Bedingungen für die Spannungsarmglühung sind in Anhang A 1 zusammengestellt.

Im letzten Schritt wurden die Pufferungen MP1 bis MP5 gefertigt. Es wurden zwei MSV hergestellt (M1 und M2), wobei eine Probe mit austenitischer Pufferung ausgeführt wurde, entsprechend P1 und eine Probe mit Nickel-Basis Pufferung, entsprechend P2, siehe Anhang A 1. Bei der austenitisch gepufferten MSV wurde durch Wahl von ungünstigen Parametern (z. B. niedrige Zwischenlagentemperatur (ZLT), feuchte Elektroden) eine hohe Wahrscheinlichkeit für Disbonding eingestellt. Die Nickel-Basis gepufferte MSV wurde mit produktionsgemäßen Parametern gefertigt, weshalb kein Disbonding zu erwarten war.

An den beiden MSV wurden durch den Hersteller zerstörungsfreie Prüfungen durchgeführt, die gemäß KTA 3201.4 [35] keine registrierpflichtigen zfP-Anzeigen gezeigt haben. Eine spätere Prüfung an der MPA Universität Stuttgart konnte dies bestätigen.

Für die Herstellung der Pufferung der restlichen drei MSV M3 bis M5 wurden aufgrund der zfP-Ergebnisse an der MSV M1 Parameter festgelegt, die eine weitere Verschärfung der schweißtechnischen Gegebenheiten darstellten. Diese Parameter wurden unter anderem anhand der Ergebnisse der FE-Simulationen (Kapitel 5: Numerische Untersuchungen) festgelegt. Die zugehörigen Parameter für die Pufferungen MP3 bis MP5 sind ebenfalls in Anhang A 1 aufgeführt. Eine Anhebung der Stromstärke als Variationsmöglichkeit war nicht mehr gegeben, da die bei P1 angewandte Stromstärke von 135 A bereits weit über dem üblichen Wert von 80 - 110 A lag und ohnehin nur schwer realisierbar war. Insgesamt wurden Randbedingungen vorgegeben, die zu größeren Gefügeunterschieden im Bereich des Interface, zu hohen Spannungen und zu schlechter Verbindung zwischen Schweißgut und ferritischem Grundwerkstoff führen sollten. Dies konnte realisiert werden über:

- Niedrige Vorwärm- und ZLT, um hohe Abkühlgeschwindigkeit zu erhalten, was die Martensitbildung in der ferritischen WEZ fördert und hohe Wärmespannungen aufbaut (MP3).
- Hohe Spannungsarmglühtemperatur, um einen ausgeprägten Karbidsaum zu erzeugen, was zu Gefügeanteilen mit stark unterschiedlicher Festigkeit und Verformbarkeit führt (MP4).
- Partielles Schweißen mit feuchten Elektroden, um das Potenzial für wasserstoffinduzierte Rissbildung zu erhöhen (MP3, MP4, MP5).
- Minimierung der Raupenüberlappung beim Schweißen der ersten Lage, um hohen Martensitanteil zu erzeugen, was sich in gleicher Weise wie die Erzeugung eines ausgeprägten Karbidsaums auswirkt (MP3, MP4, MP5).
- Lokales Verschweißen einer Sonderelektrode (feuchte Elektrode), die zu Heißrissbildung neigt und somit aufgrund innerer Kerbspannungen Disbonding auslösen könnte (MP3).

Die Verwendung einer Sonderelektrode bei der Pufferung MP3 führte zu einem größeren Heißriss, der unmittelbar nach dem Verschweißen der Sonderelektrode mit bloßem Auge erkannt wurde. Bei der Fortführung der Schweißarbeiten musste dieser Heißriss jedoch infolge der weiteren aufzubringenden Schweißlagen überschweißt werden. Somit wurde an dieser Stelle keine registrierpflichtige zfP-Anzeige festgestellt, da der Makroriss durch die Folgeraupen wieder komplett zugeschweißt wurde. Eine durchgeführte Haftungsprüfung mittels Ultraschall (Senkrechteinschallung von der plan gedrehten Stirnfläche der Pufferung aus) hat ergeben, dass sich bei keiner Pufferung Hinweise auf registrierpflichtige Fehlstellen ergaben.

#### **4.1.4 Fertigung der Verbindungsnahte**

Die Schweißung der Verbindungsnaht zum austenitischen Rohr wurde mit einem einseitig freien Rohrende ausgeführt um eine integrale Zwängung des Rohres in axialer Richtung zu vermeiden. Durch das Schweißen bauen sich Spannungen auf, die durch Schrumpfprozesse der einzelnen Raupen entstehen. Diesen Spannungen stehen allerdings Stützwirkungen des bereits geschweißten Teilquerschnitts gegenüber. Die Spannungen zwingen der Schweißverbindung Dehnungen auf, die lokal unterschiedlich und je nach temperaturabhängiger Streckgrenze (Fließgrenze) auch überelastisch sein können und von der Mikrostruktur aufgenommen werden müssen. Die Parameter für die Ausführung der Verbindungsnaht sind daher von Bedeutung für ein mögliches Auftreten von Disbonding.

Die ausgeführten Verbindungsnahte sind mit drei unterschiedlichen Parametersätzen gefertigt worden (M1, M2 und M3 bis M5). Hierbei wurden die Bedingungen so

gewählt, dass hohe Schrumpfbeträge realisiert wurden. Es wurden zwei Nahtgeometrien gefertigt (A und B), die in Bild 4.8 dargestellt sind.

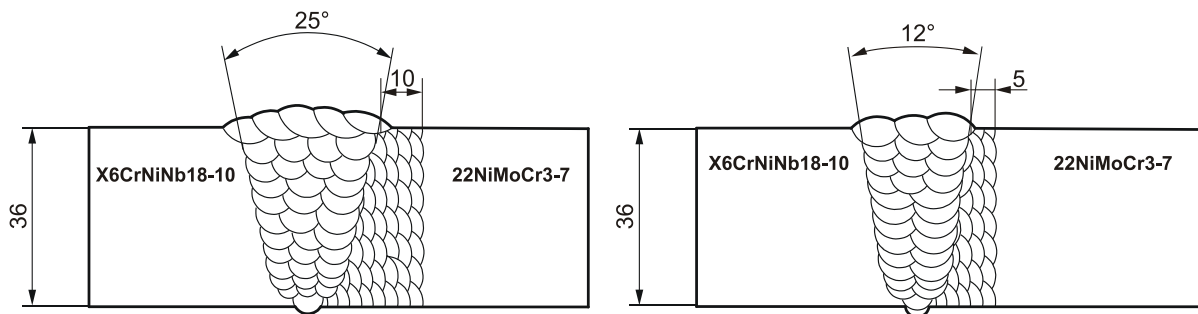


Bild 4.8: Ausgeführte Nahtform A (links) und Nahtform B (rechts)

Die beiden Nahtformen unterscheiden sich im Wesentlichen durch den Abstand der Verbindungsnaht zum Interface Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff (Nahtform A: 10 mm, Nahtform B: 5 mm) und dem ausgeführten Flankenwinkel (Nahtform A: 12,5°, Nahtform B: 6°). Die Nahtform B stellt hierbei aufgrund des geringeren Abstands zum Interface schärfere Bedingungen für das mögliche Auftreten von Disbonding dar. Die spezifizierten Schweißparameter für die Ausführung der Verbindungsnahte sind in Tabelle 4.6 zusammengefasst.

Die Fertigung der Verbindungsnahte erfolgte in 5 Schritten:

- Heften der Rohrsegmente,
- Schweißen der Wurzel, 1 Raupe (Elektroden Durchmesser 2,0 mm, WIG),
- Schweißen der Badsicherung, 2 bzw. 3 Raupen (Elektroden Durchmesser 2,5 mm, E-Hand),
- Fülllagen, 2 bzw. 3 Raupen (Elektroden Durchmesser 3,2 mm, E-Hand),
- Fülllagen und Decklagen, 19 bis 29 Raupen (Elektroden Durchmesser 4,0 mm, E-Hand).

Zur Ermittlung des Schrumpfverhaltens der Schweißverbindung wurden nach dem Heften an vier Stellen des Umfangs (Position 3<sup>00</sup>, 6<sup>00</sup>, 9<sup>00</sup>, 12<sup>00</sup>) Messpunkte zur späteren Ermittlung der Abstandsänderung in einem Abstand von rund 220 mm gesetzt. Die Abstände wurden jeweils nach den nachfolgenden Arbeitsschritten dokumentiert:

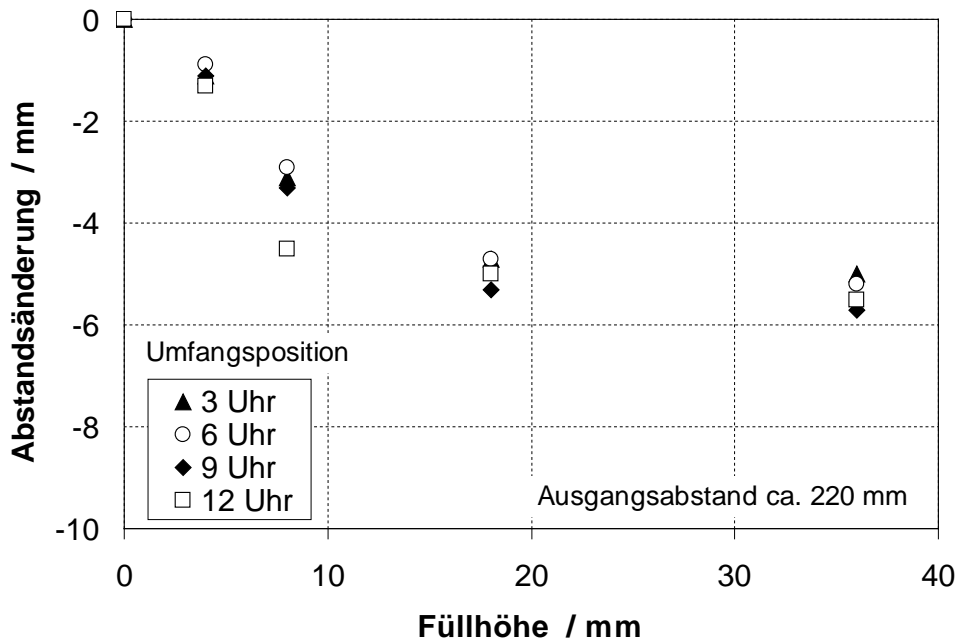
- Nach dem Heften (Ausgangszustand),
- nach dem Schweißen der Wurzel (ca. 4 mm Füllhöhe),
- nach dem Schweißen der Badsicherung (ca. 8 mm Füllhöhe),
- nach halber Füllhöhe (ca. 18 mm),
- nach dem Schweißen der Decklage (Wanddicke 36 mm).

Beispielhaft ist die Abstandsänderung der Mischnaht M3 für die vier Umfangspositionen in Bild 4.9 in Abhängigkeit von der Füllhöhe der Naht dargestellt.

Tabelle 4.6: Schweißparameter für die Ausführung der Verbindungsnahte

Naht	Elektrode		Verfahren	Stromstärke	Lage	Zahl der Raupen
	Bez. Böhler	Durchm. mm				
M1	SAS 2-IG	2,0	WIG	80	Wurzel	1
A <sup>*)</sup>	Fox SAS 2R	2,5	E-Hand	80	Badsicherung	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2R	3,25	E-Hand	120	Fülllagen	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2R	4,0	E-Hand	150	Fülllagen	19 <sup>**)</sup>
M2	NiCr70Nb-IG	2,0	WIG	100	Wurzel	1
A <sup>*)</sup>	Fox NiCr70Nb	2,5	E-Hand	90	Badsicherung	3 <sup>**)</sup>
	Fox NiCr70Nb	3,2	E-Hand	110	Fülllagen	3 <sup>**)</sup>
	Fox NiCr70Nb	4,0	E-Hand	130	Fülllagen	29 <sup>**)</sup>
M3	SAS 2-IG	2,0	WIG	80	Wurzel	1
B <sup>*)</sup>	Fox SAS 2	2,5	E-Hand	50 - 80	Badsicherung	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2	3,2	E-Hand	70 - 105	Fülllagen	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2	4,0	E-Hand	90 - 125	Fülllagen	23 <sup>**)</sup>
M4	SAS 2-IG	2,0	WIG	80	Wurzel	1
B <sup>*)</sup>	Fox SAS 2	2,5	E-Hand	50 - 80	Badsicherung	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2	3,2	E-Hand	70 - 105	Fülllagen	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2	4,0	E-Hand	90 - 125	Fülllagen	25 <sup>**)</sup>
M5	SAS 2-IG	2,0	WIG	80	Wurzel	1
B <sup>*)</sup>	Fox SAS 2	2,5	E-Hand	50 - 80	Badsicherung	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2	3,2	E-Hand	70 - 105	Fülllagen	2 <sup>**)</sup>
	Fox SAS 2	4,0	E-Hand	90 - 125	Fülllagen	23 <sup>**)</sup>

<sup>\*)</sup> Nahtgeometrie vgl. Bild 4.8, <sup>\*\*)</sup> Schweißfolge vom austenitischen Rohr zur Pufferung



**Bild 4.9:** Verkürzung des Rohrs beim Schweißen der Festigkeitsnaht bei Mischnaht M3

Da das Rohr während des Schweißens nur einseitig eingespannt war, [Bild 4.10](#) und somit in Rohrachse frei schrumpfen konnte, bedeutet die gemessene Abstandsänderung eine Verkürzung der Gesamtlänge des Rohres.

Eine Betrachtung des Verlauf der Abstandsänderung lässt erkennen, dass zunächst eine starke Schrumpfung von ca. 3 bis 4 mm durch das Schweißen der Wurzel und der Badsicherung auftritt. Dies hat zur Folge, dass die bereits erstarrte Wurzel unter Druckspannungen gerät und sich entsprechend verformt. Bei Rohrschweißverbindungen kann dies zur Ausbildung von Quetschfalten im Wurzelbereich führen, was als Ausgangsstellen für Korrosionsrissbildung dienen kann. Nach Erreichen der halben Füllhöhe ist der bis dahin verschweißte Querschnitt offenbar bereits so steif, dass sich in der Folge die sich aus den Einzelraupen ergebenden Schrumpfprozesse nicht mehr wesentlich auf eine Verkürzung des Rohres auswirken können. Die weiteren Schrumpfprozesse werden in Form von lokalen Verformungen und mechanischen Spannungen von der Schweißverbindung aufgenommen. Der Gesamtschrumpf der Verbindungsnaht liegt nach Beendigung der Schweißung bei ca. 5 bis 6 mm.

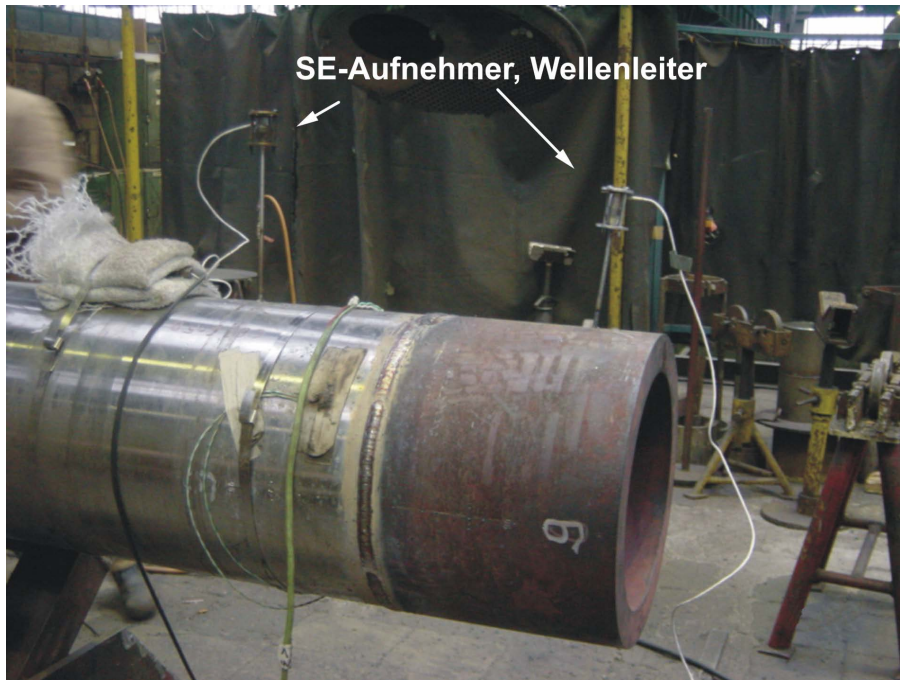


Bild 4.10: Mischnaht M4 kurz vor der Fertigstellung

Wird das Schrumpfverhalten aller gefertigter Mischnähte (Mittelwert der vier Umfangspositionen) miteinander verglichen, so lässt sich eine klare Tendenz erkennen, Bild 4.11.

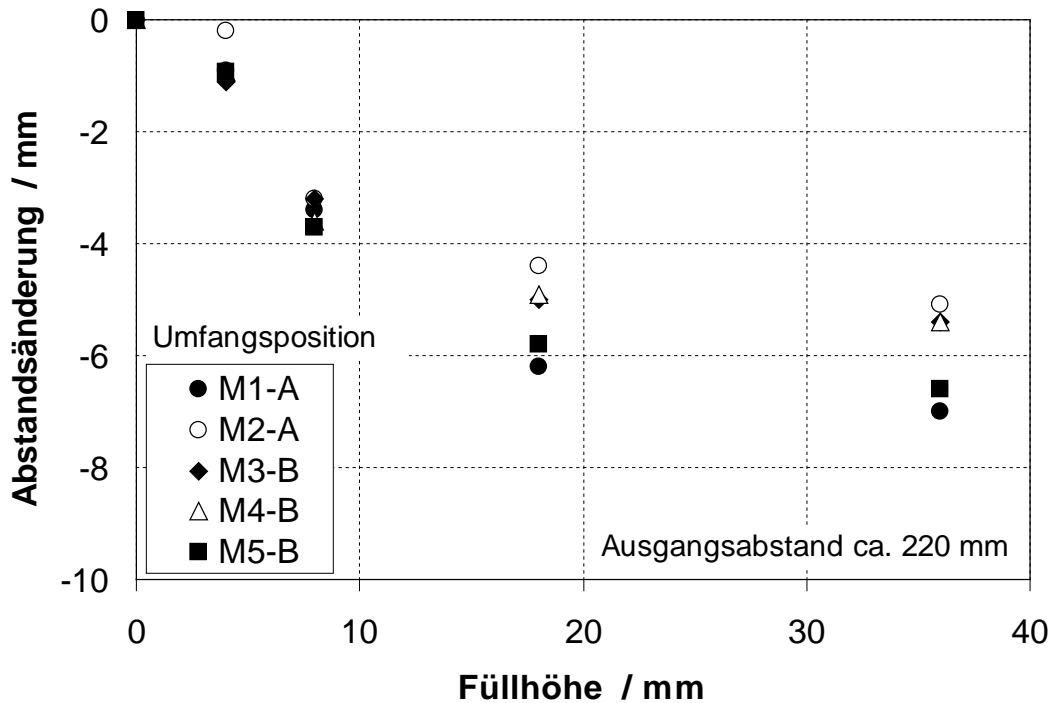


Bild 4.11: Schrumpfverhalten aller Mischnähte, Mittelwerte über jeweils 4 Messstellen in Umfangsrichtung

Die Nickel-Basis geschweißte Mischnaht (M2) weist die geringsten Abstandsänderungen auf, während die austenitische Mischnaht (M1) die größten Abstandsänderungen zeigt. Die Mischnähte M3 bis M5 wurden mit gleichen Parametern für die Verbindungsnaht geschweißt. Die Mischnaht M5 weist jedoch größere Abstandsänderung ab der Schweißung der Badsicherung auf, was zu dem Schluss führt, dass eine direkte Korrelation zu den Schweißparametern im Rahmen der Streuung der Fertigung und der Abstandsmessung nicht möglich ist [3].

Nach der Durchführung der Schweißungen wurden vom Hersteller an allen Nähten Oberflächenrissprüfungen sowie Durchstrahlungsprüfungen durchgeführt. Gemäß KTA 3201.4 [35] waren hierbei alle MSV ohne registrierpflichtige zFP-Anzeigen [3].

#### **4.1.5 Zerstörungsfreie Prüfung (zFP)**

##### **Schallemissionsmessungen während der Herstellung der Mischschweißverbindungen**

Die Schallemissionsanalyse basiert auf der Registrierung und Analyse von akustischen Signalen, mit dem Ziel der Detektion von Rissen, die während des Schweißens auftreten. Über die Position der Schallaufnehmer sowie der unterschiedlichen Laufzeit der registrierten Schallimpulse kann der Ort des Schallausgangs berechnet werden [30]. Treten während des Schweißens oder nach dem Schweißen Schallsignale auf, so kann mit Hilfe entsprechender Analysen gegebenenfalls auf Rissbildung geschlossen werden. Die Schallemissionsmessungen wurden von der MPA Universität Stuttgart im Herstellerwerk (EHR) beim Schweißen der Mischnähte M3 und M4 durchgeführt [3]. Hierzu wurde an den bereits gehefteten Rohrabschnitten jeweils rechts und links der zu schweißenden Naht ein Schallemissionsaufnehmer (SE-Aufnehmer) angebracht, Bild 4.10. Der Abstand vom ferritischen Rohr zur Schweißnaht betrug rund 120 mm, der Abstand vom austenitischen Rohr zur Schweißnaht lag bei rund 180 mm. Die Schallemissionsaufnehmer wurden über Wellenleiter appliziert. Zur Überprüfung der Signalortung und Signalintensität werden üblicherweise sogenannte Minenbruchversuche durchgeführt. Dabei wird eine Bleistiftmine ( $\varnothing 0,5$  mm) durch Aufsetzen auf den Testkörper zu Bruch gebracht. Das hierbei entstehende akustische Signal wird von der Messapparatur erfasst und ausgewertet. In Anhang A 2 sind die Orte dieser Ereignisse dargestellt. Die x-Lage (x-Location) der sieben durchgeführten Bruchereignisse (je drei bzw. vier Einzelereignisse) ist hierbei den jeweiligen Ereigniszeiten (Abszisse) zugeordnet. Die Mitte der Verbindungsnaht wird über die Stelle  $x = 0$  beschrieben. Die dargestellten Minenbruchversuche wurden nach Fertigstellung der Schweißverbindung durchgeführt, was erklärt, dass auch im Bereich der Nahtmitte ( $x = 0$ ) Signale erzeugt werden konnten. Negative x-Werte liegen auf der Seite der Pufferung bzw. des ferritischen Rohres, positive

x-Werte auf der Seite des austenitischen Rohres. Die Ortsauflösung ist im Rahmen der gerätetechnischen Möglichkeiten als gut einzustufen. Im unteren Teilbild von Anhang A 2 ist die Intensität der georteten akustischen Ereignisse in Energy (energy unit [eu]) dargestellt. Das Schweißen der Wurzel erfolgte über das WIG-Verfahren, welches einen akustisch gesehen „ruhigen“ Prozess darstellt. Dies lässt sich am Beispiel der Schweißung der Wurzel der Mischnaht M3 zeigen, die in rund 1100 s durchgeführt wurde. Hier wurden lediglich drei Ereignisse auf der austenitischen Seite der Naht im Zeitraum von 250 bis 300 s festgestellt, Anhang A 3. Die Energie dieser Ereignisse ist im Vergleich zum Minenbruchversuch als niedrig einzustufen und lässt daher nicht auf Rissbildung schließen.

Bei den E-Hand Schweißungen treten wegen des schlackenbildenden Prozesses hohe akustische Signale auf, Anhang A 4. Um überhaupt eine Signalauflösung bei der Häufigkeit der Ereignisse zu erhalten, musste die Triggerschwelle auf einen relativ hohen Wert von 64 dB eingestellt werden. Die Energiewerte der Signale, resultierend aus dem Aufreißen und Ablösen der Schlacke, sind ca. zwei Größenordnungen höher als beim Minenbruch. Die Quellen dieser Ereignisse liegen fast ausschließlich auf der Seite des austenitischen Rohres [3].

Eine Auswertung der Schallemissionsaufzeichnungen hat für die Mischnaht M3 zu nachfolgend aufgelisteten Ergebnissen geführt:

- Beim Schweißen der Wurzellage mit dem WIG-Verfahren sind keine nennenswerten akustischen Ereignisse aufgetreten,
- aufgrund des sehr stark schallemittierenden Prozesses der E-Hand Schweißung können während des Schweißens keine Einzelereignisse als Rissprozesse identifiziert werden,
- akustische Ereignisse sind fast ausschließlich auf der Seite des austenitischen Rohres geortet worden,
- beim Schweißen der Fülllagen im Bereich der Naht, indem bei der Pufferung durch Verwendung einer Sonderelektrode ein Makro-Heißriss eingebracht wurde, sind keine auffälligen akustischen Signale festgestellt worden,
- während der Abkühlphase nach dem Schweißen von Schweißtemperatur auf Raumtemperatur sind einzelne niederenergetische Ereignisse geortet worden, die jedoch zum überwiegenden Teil auf der austenitischen Seite der Schweißverbindung lagen, Anhang A 5. Rückschlüsse auf Rissbildung (z. B. Disbonding) lassen sich daraus jedoch nicht ziehen.

Die beim Schweißen der Mischnaht M4 durchgeführten Schallemissionsmessungen lieferten Informationen, die im Wesentlichen mit denen der Mischnaht M3 vergleich-

bar sind. Auch bei der Mischnaht M4 ergaben sich keine signifikanten Ereignisse, die auf Rissbildung schließen lassen.

#### **4.1.6 Weiterführende zerstörungsfreie Prüfung (zfP)**

Alle Pufferungsproben sowie die MSV wurden vor der Auslieferung an die MPA Universität Stuttgart bereits vom Hersteller zerstörungsfrei geprüft. Entsprechend KTA 3201.4 [35] lagen für alle Schweißungen keine registrierpflichtigen Befunde vor.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden weitere Prüfungen durchgeführt, wobei hinsichtlich der Prüfung und Auswertung die gängigen Normen angewendet wurden [36] - [38]. Zur Abgrenzung ob Ultraschallanzeigen als registrierpflichtig zu werten sind, wurde wiederum auf die KTA 3201.4 [35] zurückgegriffen. Strenggenommen ist diese Regel für MSV nicht gültig, sie wird jedoch wegen fehlender spezieller Regeln in der Praxis auch für solche Schweißverbindungen herangezogen. Laut Regel sind daher Anzeigen als Befunde einzustufen, wenn für die vorliegende Wanddicke von 36 mm ( $20 < s \leq 40$ ) der resultierende Kreisscheibenreflektor (KSR)  $KSR \geq 2$  ist, wobei für  $KSR = 2$  noch Zusatzkriterien bezüglich Ausdehnung des Anzeigenfeldes (Anzeigenfeld  $>$  halbe Wanddicke) und Echohöhe (Registriergrenze +6 dB) zu berücksichtigen sind.

Die Ergebnisse aus den durchgeführten zerstörungsfreien Prüfungen werden im Folgenden beschrieben.

#### **Pufferungen P1 und P2**

Die austenitische Pufferung P1, Bild 4.12 sowie die Nickel-Basis Pufferung P2, Bild 4.13, lagen als Ringe mit rund 100 mm Dicke vor, die vom ferritischen Rohr abgestochen waren.

Bei der Untersuchung wurden Bereiche mit zfP-Anzeigen festgestellt, die jedoch unterhalb der Registriergrenze lagen. Diese Bereiche sind bei der nachfolgenden zerstörenden metallographischen Untersuchung bezüglich Werkstofftrennungen im Bereich des Interface im besonderen Maße berücksichtigt worden.

Bei der austenitischen Pufferung P1 ergaben sich drei anzeigenbehaftete Stellen mit lokal sehr begrenzter Erstreckung, die in Bild 4.12 mit „X“ gekennzeichnet sind und durch die die Schriffe 4AS2, 4AS7 und 4AS13 gelegt wurden.

Darüber hinaus wurden zwei Bereiche gefunden, die etwas größere Erstreckung aufwiesen und in Bild 4.12 besonders markiert sind. Durch den einen Bereich wurden die Schriffe 4AS4, 4AS5, 4AS6, durch den anderen wurde der Schliff 4AS9 gelegt. In den Schriffen wurden an den entsprechenden Stellen keine Werkstofftrennungen festgestellt, vgl. Kapitel 4.2.1 (Pufferung P1).

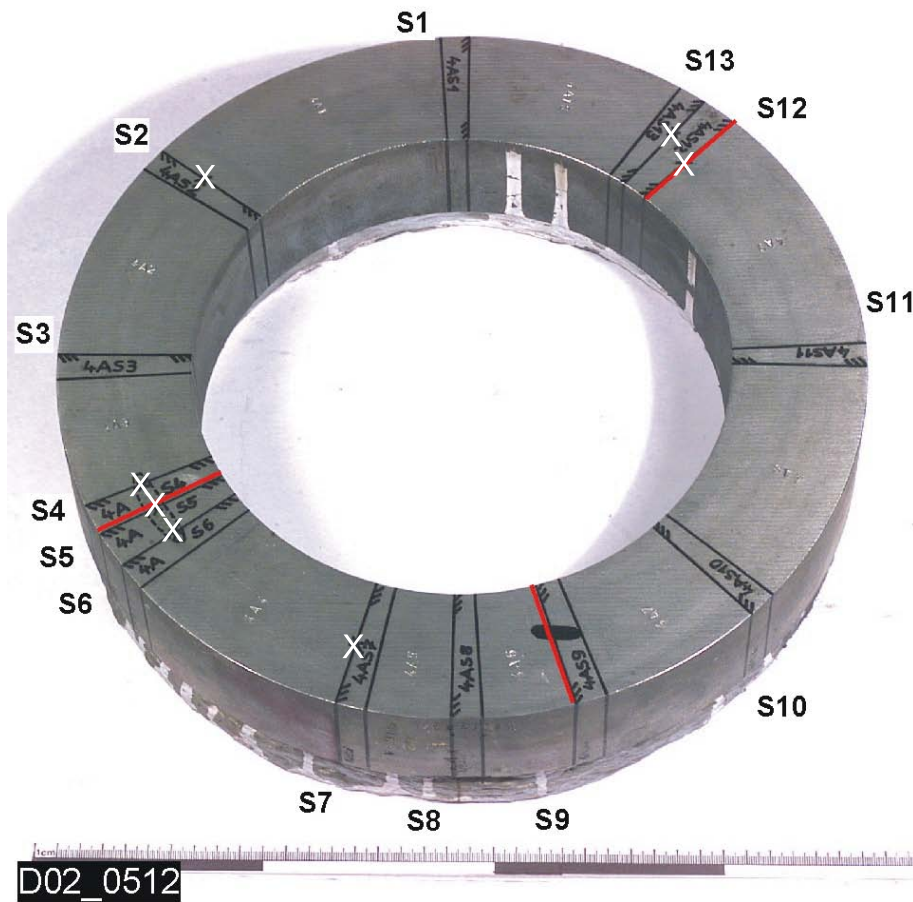


Bild 4.12: Lage von zfP-Anzeigen und Lage der entnommenen Schliffe; P1

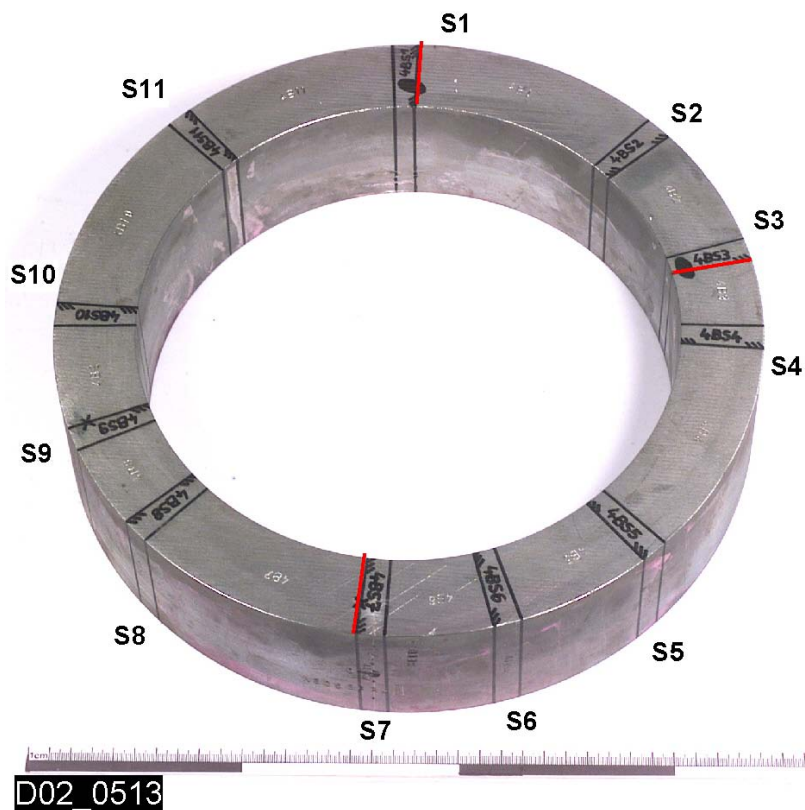


Bild 4.13: Lage von zfP-Anzeigen und Lage der entnommenen Schliffe; P2

Bei der Nickel-Basis Pufferung, Bild 4.13 ergaben sich zwei Bereiche mit lokal sehr begrenzter Anzeigenerstreckung, durch die die Schriffe 4BS7 und 4BS9 angefertigt wurden. Weiterhin wurden zwei etwas ausgedehntere Anzeigenbereiche gefunden, die durch die Schriffe 4BS1 und 4BS3 erfasst werden sollten. Auch hier wurden in den Schriffen keine korrespondierenden Werkstofftrennungen gefunden, vgl. Kapitel 4.2.1 (Pufferung P2).

### Mischschweißverbindungen M1 bis M5

Die Untersuchung der Mischschweißverbindungen erfolgte mittels Ultraschallprüfung (US-Prüfung) durch Schrägeinschallung vom ferritischen Rohrsegment aus, unter den Winkeln 45°, 60° und 70°. Eine ausgeführte MSV (M1) ist in Bild 4.14 dargestellt



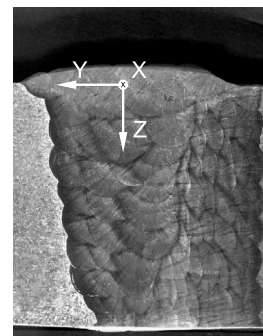
Bild 4.14: Mischschweißverbindung M1 (austenitische Pufferung)

Hinsichtlich der Beurteilung der Befunde bezüglich Anzeigen im Bereich des Interface von ferritischem Grundwerkstoff und Pufferung, wurde ein einheitliches Koordinatensystem festgelegt. Hierbei sind die Richtungen wie folgt definiert:

x-Richtung = Umfangsrichtung des Rohres,

y-Richtung = Längsrichtung des Rohres,

z-Richtung = Dickenrichtung der Rohrwand.



Der Koordinatenursprung wurde in die Decklage mittig zur Verbindungsnaht gelegt. Der Bereich des Interface befindet sich daher bei negativen y-Werten. Entsprechend der Schweißprozedur liegen die Fülllagen der Verbindungsnaht (Dickenrichtung) im

Bereich von  $0 < z < 28$  mm, da bei der vorliegenden Wanddicke von 36 mm der Bereich der Wurzellage inklusive der Badsicherung ungefähr 8 mm in z-Richtung beträgt, vgl. Kapitel 4.1.4. Dies bedeutet, dass Anzeigen im Bereich von  $z > 28$  mm und kleinen negativen y-Werten, üblicherweise Anzeigen im Bereich der Wurzel der Festigkeitsnaht bzw. der Wurzelkerben darstellen. Da mögliches Disbonding im Bereich des Interface erwartet wurde, sind diese Anzeigen in den weiteren Betrachtungen nicht einbezogen worden.

### **Mischnaht M1**

Die ausgeführte Mischnaht M1 (austenitische Pufferung) zeigte drei Bereiche (Maßband +150 mm, +560 mm und -300 mm) mit Anzeigen, für die  $KSR \geq 2$  war und die aufgrund der z-Werte ( $z \geq 31$  mm) dem Wurzelbereich zuzuordnen waren. Im Bereich des Interface (negative z-Werte) konnten keine Anzeigen festgestellt werden. Bezüglich Anzeigen ist die Mischnaht M1 daher befundfrei.

### **Mischnaht M2**

Die Mischnaht M2 (Nickel-Basis Pufferung) zeigte zwei Bereiche (Maßband +610 mm und -200 mm) mit Anzeigen, die wie bei der Mischnaht M1, dem Wurzelbereich der Verbindungsnaht ( $z \geq 32,9$  mm) zuzuordnen sind. Bei negativen y-Werten wurden keine Anzeigen festgestellt. Gemäß der durchgeführten US-Prüfung liegen damit keine Werkstofftrennungen im Interface vor.

### **Mischnaht M3**

Die Mischnaht M3 (austenitische Pufferung) hat bei Schrägeinschallung von außen zwei Bereiche (Maßband -100 mm und +225 mm, y-Wert -5 mm) mit Anzeigen erkennen lassen. Die Anzeige bei Maßband +225 mm wurde aufgrund der Längenerstreckung als Befund eingestuft. Eine Zuordnung dieses Befundes zum Interface oder dem Übergang von der Pufferung zur Verbindungsnaht ist wegen der geringen Ortsauflösung in y-Richtung bei der  $70^\circ$  Einschallung nicht mit Sicherheit gegeben.

Die Normaleinschallung von der Rohrinnenseite aus, in dem Bereich, in dem der Makroheißriss in der ersten Pufferlage erzeugt wurde, vgl. Kapitel 4.1.3, hat keinerlei Anzeigen ergeben. Eine weitere Ultraschallprüfung dieses Bereichs erfolgte an Integralzugproben, die im Zuge der mechanisch-technologischen Charakterisierung der MSV entnommen wurden [3]. Anzeigen im Bereich des Interface sind auch nach detaillierter Prüfung nicht festgestellt worden. Der Makroheißriss wurde vermutlich durch die Folgeraupen wieder vollkommen zugeschweißt und hat nicht als Keim für eine weitere Makro-Rissbildung gewirkt.

#### Mischnaht M4

In der Mischnaht M4 (austenitische Pufferung) wurde bei Einschallung unter 70° eine Anzeige (Maßband -125 mm) von KSR = 2 festgestellt, die wegen der Echohöhe von +5,5 dB und des negativen y-Wertes auf eine Anzeige im Bereich des Interface im Abstand von 10 mm von der Rohraußenseite hindeutet. Nach KTA 3201.4 [35] ist diese Anzeige zwar registrierpflichtig aber noch nicht als Befund einzustufen.

#### Mischnaht M5

Bei der Mischnaht M5 (austenitische Pufferung) haben sich keine Bereiche ergeben bei denen KSR  $\geq 2$  war.

Die zerstörungsfreien Prüfungen haben gezeigt, dass mit Ausnahme einzelner Anzeigen im Wurzelbereich der Verbindungsnaht nur drei Stellen detektiert wurden, die Hinweise auf Werkstofftrennungen im Bereich des Übergangs vom ferritischen Grundwerkstoff zur Pufferung ergaben, Tabelle 4.7.

Tabelle 4.7: Detektierte Bereiche mit Hinweisen auf Werkstofftrennungen im Bereich des Übergangs vom ferritischen Grundwerkstoff zur Pufferung

Mischnaht	Maßband mm	y-Wert mm	z-Wert mm	KSR	Zusatzkriterium <sup>*)</sup>
M3	-100	-5	13,4	2	+2,5 dB, 5 mm
M3	+225	-5	12,3	2	+2,5 dB, 15 mm
M4	-125	-5	10	2	+5,5 dB, 10 mm

<sup>\*)</sup>Echohöhe, Länge der Anzeige

#### 4.1.7 Eigenspannungsmessungen

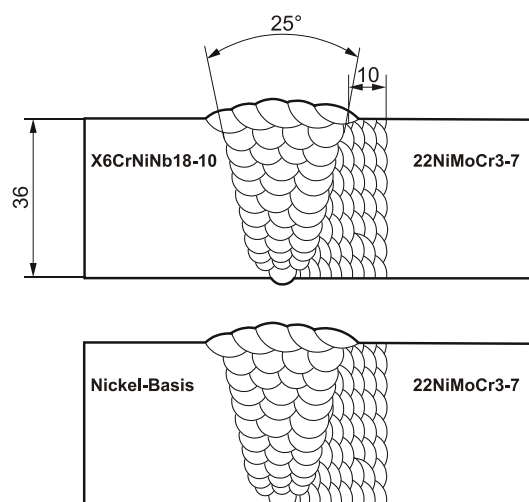
Eigenspannungen sind Spannungen in einem abgeschlossenen System, auf das keine äußeren Kräfte und Momente einwirken [18]. Hierbei befinden sich die mit den Eigenspannungen verbundenen inneren Kräfte und Momente im mechanischen Gleichgewicht. Dies bedeutet, dass die Summe der inneren Kräfte bezüglich jeder Schnittfläche durch das abgeschlossene System Null ist. Auch die Summe der inneren Momente bezüglich jeder Achse verschwindet. Das betrachtete System soll auch hinsichtlich der nichtmechanischen Zustandsgrößen, die mechanische Wirkungen hervorbringen können, abgeschlossen und im Gleichgewicht sein. Spannungen, die durch nichtmechanische Einwirkung von außen erzeugt werden (z. B. durch Temperaturunterschiede), werden hier ebenso als Lastspannungen angesehen wie Spannungen, die auf äußere Kräfte zurückgehen. Sie werden auch dann nicht den Eigenspannungen zugeordnet, wenn sie etwa durch die Einstellung stationärer Bedingungen über lange Zeiten konstant gehalten werden [18].

Zur Ermittlung der Eigenspannungen wurden Untersuchungen an den fertig geschweißten MSV durchgeführt. Die Untersuchungen sollten Aufschluss geben, inwieweit die Schweißparameter das Eigenspannungsfeld im Bereich des Interface beeinflussen und damit mögliches Auftreten von Disbonding mehr oder weniger stark begünstigen können.

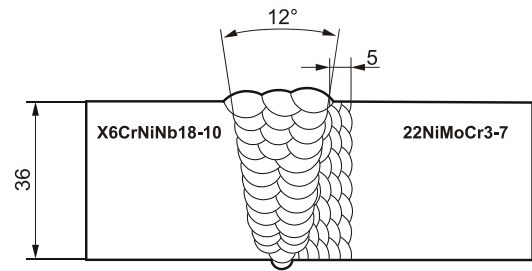
Die thermomechanischen Prozesse beim Schweißen, die zum Aufbau von Eigenspannungen führen, sind sehr komplex. Beim Schweißen der Festigkeitsnaht findet insbesondere in der Phase, in der das untere Drittel der Schweißnaht aufgefüllt wird (Wurzel, Badsicherung, erste Fülllagen), ein starkes Schrumpfen in Rohrlängsrichtung statt, Bild 4.9 und Bild 4.11. Dabei können sich die decklagenseitigen Nahtflanken spannungsfrei aufeinander zu bewegen. Durch den Schweißprozess der Lage  $n + 1$  entstehen beim Aufheizen der bereits geschweißten vorausgegangenen Lage  $n$  Druckspannungen im Bereich dieser Lage, was zu Zugspannungen in der darunter liegenden Lage  $n - 1$  führt. Kühlt die zuletzt geschweißte Lage ( $n + 1$ ) ab, so entstehen in dieser Zugspannungen und in der darunter liegenden Lage ( $n$ ) Druckspannungen. Die Zugspannungen in der Lage  $n - 1$  können ebenfalls abgebaut werden, wobei sich auch hier möglicherweise sogar Druckspannungen aufbauen können. Die zuletzt geschweißte Decklage wird demzufolge die höchsten Zugeigenspannungen aufweisen und stellt somit bezüglich der Eigenspannungsbetrachtung den ungünstigsten Fall dar [3].

Zum Vergleich der Auswirkungen der Schweißparameter (Nahtgeometrie, Streckenenergie, Werkstoff) auf die Eigenspannungen wurden Eigenspannungsmessungen an drei repräsentativen MSV im Decklagenbereich (Rohraußenseite) durchgeführt. Hierbei erfolgte eine Untersuchung der nachfolgend aufgeführten MSV:

- Mischnaht M1:  
Pufferung und Festigkeitsnaht austenitisch,  
großer Abstand (10 mm) der Festigkeitsnaht zum ferritischen Grundwerkstoff
- Mischnaht M2:  
Pufferung und Festigkeitsnaht Nickel-Basis,  
gleiche Geometrie wie M1.



- Mischnaht M4:  
Pufferung und Festigkeitsnaht  
austenitisch,  
geringer Abstand (5 mm) der Festigkeits-  
naht zum ferritischen Grundwerkstoff.



Bei der durchgeführten Eigenspannungsermittlung mit Hilfe der Bohrlochmethode wird an der Messposition ein Spezialdehnungsmessstreifen appliziert, Bild 4.15.

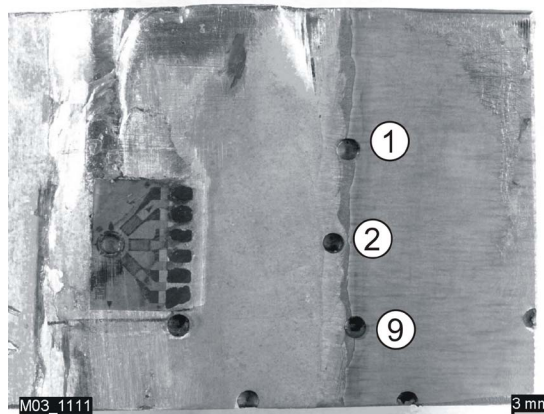
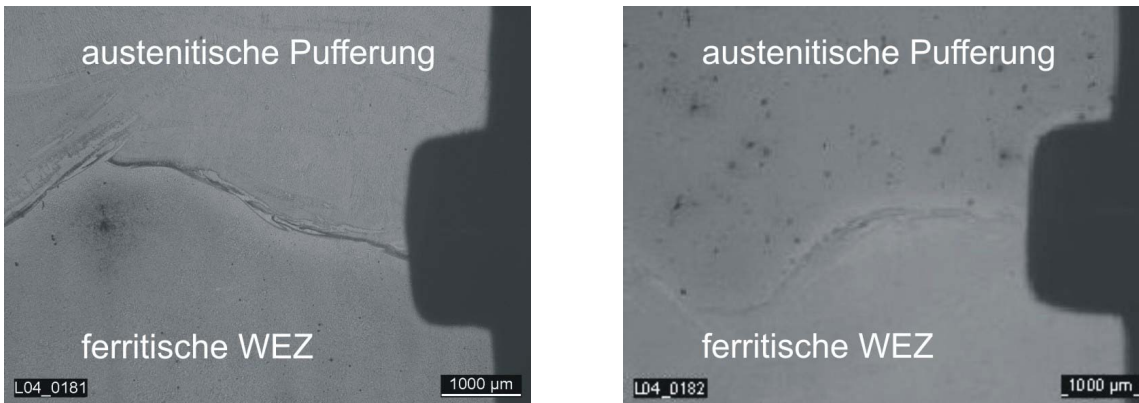


Bild 4.15: Lage der Bohrlöcher und der Dehnungsmessstreifen (3er Rosette) zur Ermittlung der Eigenspannungen nach der Bohrlochmethode, Beispiel Mischnaht M4

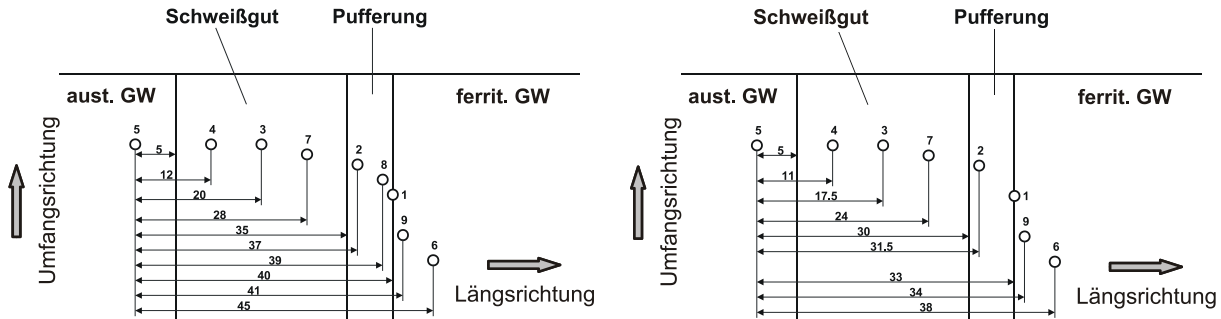
Im Zentrum der applizierten Rosette wurde in abgestuften Tiefenschritten durch Hochgeschwindigkeitsbohren ein Sackloch eingebracht. Hierbei wird durch das Entfernen eigenspannungsbehafteter Werkstoffbereiche das Eigenspannungsgleichgewicht lokal gestört und es stellt sich ein neuer Gleichgewichtszustand ein [3]. Diese Änderung des Gleichgewichtszustandes führt zu Verformungen, die in radialer Orientierung zum Bohrloch mittels der Dehnungsmessstreifengitter nach jedem Tiefenschritt registriert werden. Unter Verwendung einer verfahrensspezifischen Kalibrierung werden hieraus Eigenspannungen als Mittelwert über die Bohrungsfläche bestimmt. Für den Elastizitätsmodul und die Querkontraktionszahl werden die Werte für die lokal vorliegenden Werkstoffbereiche eingesetzt. Dies stellt sich im Bereich des Interface ferritischer Grundwerkstoff/Pufferung relativ kompliziert dar, weil dort das Bohrloch jeweils so gesetzt wurde, dass sowohl der Bereich der Pufferung als auch der des ferritischen Grundwerkstoffs erfasst wurde, Bild 4.16.



**Bild 4.16:** Lage des Bohrlochs in Bezug zur Schmelzlinie bei Mischnaht M4, Messstelle 1 (links) und Messstelle 9 (rechts)

Zur Ermittlung der Eigenspannungen wurden jeweils die Werkstoffkennwerte (E-Modul, Querkontraktionszahl, Streckgrenze) desjenigen Werkstoffs herangezogen, auf dem die Dehnungsmessstreifen appliziert waren.

Die Eigenspannungen der untersuchten MSV wurden bei unterschiedlichen Abständen vom Interface ermittelt. Hierbei erstreckten sich die Messungen auf den Bereich des ferritischen Grundwerkstoffs, das Interface, die Pufferung, die Festigkeitsnaht sowie den austenitischen Grundwerkstoff des Rohres, **Bild 4.17**.



**Bild 4.17:** Lage der Messstellen an den Mischnähten M1 und M2 (links) und M4 (rechts)

Für jede Messposition wurden Eigenspannungsmessungen in Abhängigkeit von der Tiefe ermittelt. Die Eigenspannungsermittlungen erfolgten hierbei bis zu einer Tiefe von ungefähr 1,6 mm. Dabei betragen die Bohrtiefenabstände ungefähr 0,05 mm bis zu einer Tiefe von 0,5 mm und darüber hinaus ca. 0,1 mm. Bei den entsprechenden Bohrungstiefen wurden die Dehnungen gemessen und nach dem verfahrensspezifischen Algorithmus die Eigenspannungen berechnet. In Anlehnung an die Vorgehensweise nach ASTM E 837 [39] wurden die Messungen bis zu einer Tiefe von 1,6 mm durchgeführt, so dass sich folgender Messaufwand ergab, **Tabelle 4.8**:

Tabelle 4.8: Positionen der Eigenspannungsermittlung

Mischnaht	Position	Zahl der Messstellen	Zahl der Tiefschritte
M1	12 <sup>00</sup>	9	21
	6 <sup>00</sup>	9	21
M2	12 <sup>00</sup>	9	21
	6 <sup>00</sup>	9	21
M4	12 <sup>00</sup>	9	21
	6 <sup>00</sup>	9	21

Die experimentelle Eigenspannungsermittlung mit Hilfe der Bohrlochmethode ist jedoch für die Auswertung auf eine Tiefenverteilung von ungefähr 1 mm begrenzt [39]. Ein wichtiger Punkt den es zu beachten gilt ist, dass bei hohen Eigenspannungen (> 60 - 70 % der Dehngrenze) mit Fehlern infolge lokaler Plastifizierung am Bohrlochrand zu rechnen ist [25], [26]. Die hierbei ermittelten Eigenspannungen werden zu hoch ausgewiesen, was bei der Interpretation der Ergebnisse zu berücksichtigen ist. Dabei ist zu bedenken, dass bei den austenitischen wie auch den Nickel-Basis Werkstoffen die Elastizitätsgrenze deutlich unterhalb der 0,2%-Dehngrenze liegt, ab der sich Fehler aufgrund überelastischen Werkstoffverhaltens ergeben. Da die Eigenspannungsmessungen in der vorliegenden Arbeit insbesondere dem Vergleich der Auswirkung unterschiedlicher Schweißparameter dienen sollten, kann diese Einschränkung in der Auswertung akzeptiert werden.

Die bei der Eigenspannungsmessung erzielten Ergebnisse sind beispielhaft für die Tiefenlage von 0,2 mm der Mischnaht M4 für die Position 12<sup>00</sup> und 6<sup>00</sup> wiedergegeben, Bild 4.18. Dargestellt sind jeweils die ermittelten Umfangs- sowie die Längseigenspannungen. Die rot eingezeichnete Linie kennzeichnet hierbei den Bereich von  $0,7 \cdot R_{p0,2}$  über dem infolge lokaler Plastifizierung am Bohrlochrand mit Fehlern bei der Auswertung zu rechnen ist.

Die Eigenspannungsverläufe für die Mischnähte M1 und M2 sind im Anhang dargestellt, Anhang A 6 und Anhang A 7.

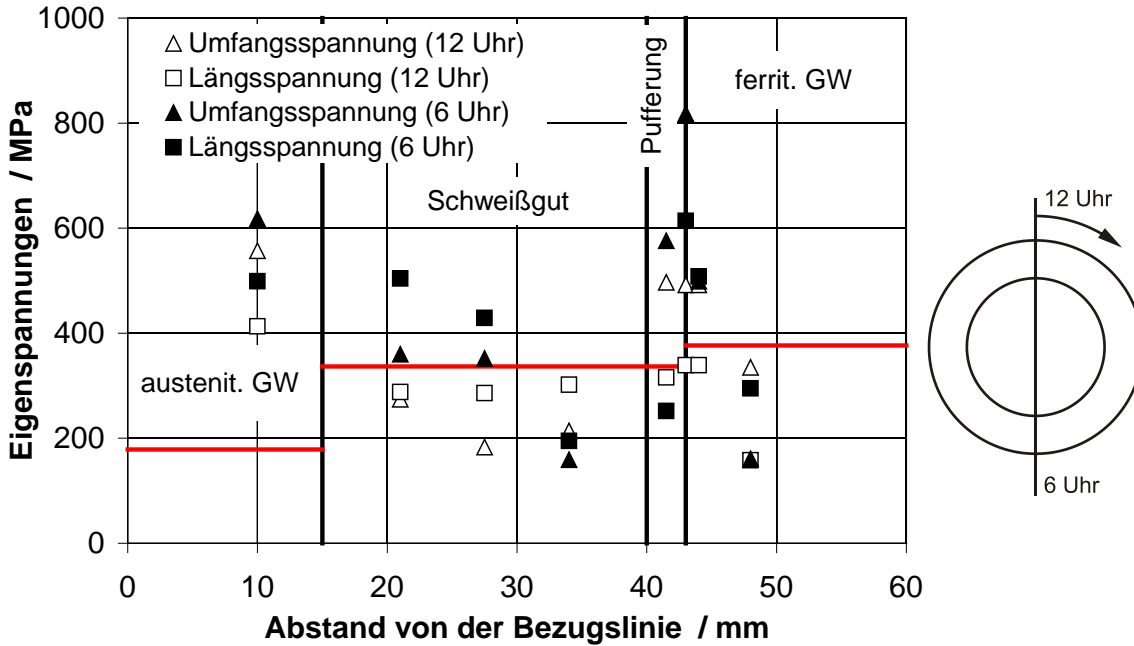


Bild 4.18: Eigenspannungen in der Mischnaht M4, Tiefenlage 0,2 mm

Wird der Verlauf der Eigenspannungen in Tiefenrichtung der eingebrachten Bohr­löcher betrachtet, so ergibt sich für die Längs- und die Umfangsspannungen der in Bild 4.19 dargestellte Verlauf. Dargestellt ist beispielhaft der Verlauf der Eigenspannungen über der Bohrloch­tiefe der Mischnaht M4 (Mess­stelle 1 in Bild 4.17), am Übergang von austenitischer Pufferung zu ferritischem Grundwerkstoff, für die Positionen 6 Uhr und 12 Uhr.

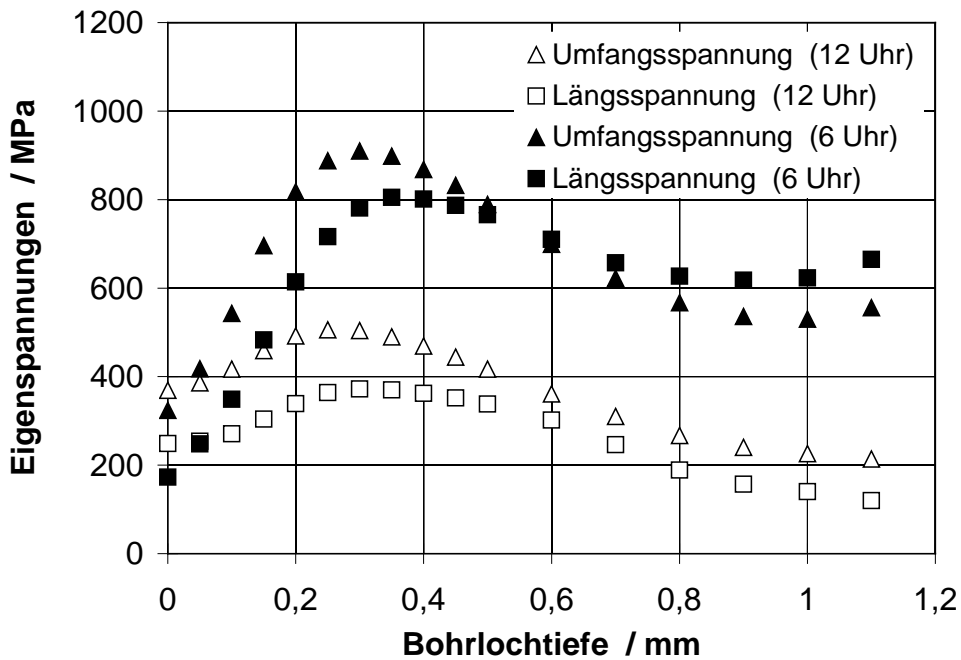


Bild 4.19: Eigenspannungen in der Mischnaht M4 über der Bohrloch­tiefe am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischem Grundwerkstoff

Die bei der Eigenspannungsermittlung erzielten Ergebnisse sind nachfolgend zusammengestellt:

- Die Eigenspannungen im oberflächennahen Bereich liegen teilweise deutlich über der 0,2 %-Dehngrenze des Werkstoffs, wodurch die Basis für die Ermittlung der Eigenspannungen nach dem üblichen Algorithmus nicht mehr zulässig ist,
- die Umfangsspannung liegt in fast allen Fällen über der Längsspannung. Vereinzelt wurde eine Umkehrung im Bereich des Interface festgestellt, so dass dort die Längsspannung höhere Werte aufwies als die Umfangsspannung. Eine Systematik ist jedoch nicht erkennbar,
- vor den Eigenspannungsmessungen mussten die Oberflächen beschliffen werden, was zu lokal unterschiedlichen Abträgen in Dickenrichtung führte. Die Ergebnisse an den einzelnen Messstellen sind somit unterschiedlichen Tiefenlagen zuzuordnen. Dies wirkt sich auf die Aussage hinsichtlich des Verlaufs der Eigenspannungen in Abhängigkeit vom Abstand von der Bezugslinie aus.

Eine Differenzierung der Eigenspannungen in Abhängigkeit von den Schweißparametern ist vor dem Hintergrund dieser einschränkenden Faktoren nicht möglich. Dies hat dazu geführt, ergänzende Untersuchungen mittels der Finite-Elemente Methode durchzuführen, siehe Kapitel 5 Numerische Untersuchungen.

## **4.2 Werkstoffkundliche Untersuchungen**

Das Kapitel werkstoffkundliche Untersuchungen untergliedert sich in die zwei Unterkapitel: Metallkundliche Untersuchungen (Bestimmung der Elementgehalte und Härtewerte der ausgeführten Pufferungen) und mechanisch-technologische Untersuchungen (Bestimmung der Festigkeits- und Verformungskennwerte mittels Zugversuchen und Kerbschlagbiegeversuchen).

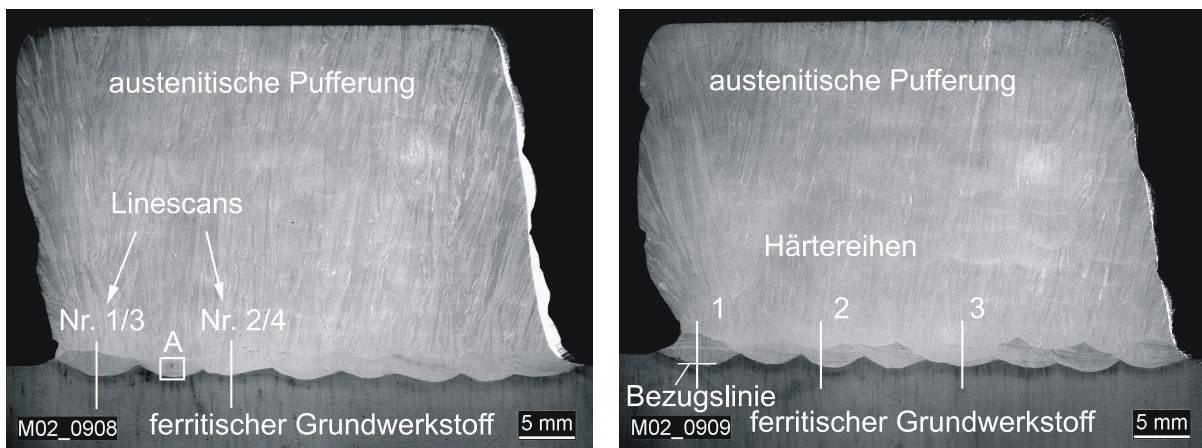
### **4.2.1 Metallkundliche Untersuchungen**

Bei den metallkundlichen Untersuchungen werden zunächst die Proben der Pufferungen P1 (austenitisch) und P2 (Nickel-Basis) untersucht, die bei den zerstörungsfreien Prüfungen Anzeigen aufwiesen. Hierzu werden Konzentrationsprofile entlang einer Messlinie (Linescans) zur Untersuchung der unterschiedlichen Elementgehalte (Massenanteile) sowie Härtemessungen in den interessierenden Bereichen durchgeführt. Weiterhin werden die Chrom- und Nickeläquivalente zur Eintragung der Linescanergebnisse in das Schaefflerdiagramm bestimmt und die Martensitstarttemperaturen [13] berechnet. Anschließend werden die Pufferungen der Mischnaht MP1 - MP5 beschrieben bei denen jeweils 10 Schiffe für die Untersuchungen angefertigt wurden.

## Pufferung P1

Die austenitische Pufferung P1 wird stirnseitig auf das ferritische Versuchsrohr bis zu einer Höhe von rund 30 mm aufgebracht, um ausreichend Material für die mechanisch-technologischen Prüfungen zur Verfügung zu stellen.

Von dem Zustand mit der spezifizierten Spannungsarmglühung (500 °C/2 h + 550 °C/2 h) werden insgesamt 13 metallographische Schlitte angefertigt, wobei die Schliffproben bevorzugt an den Stellen entnommen werden, bei denen während der zerstörungsfreien Prüfung Anzeigen festgestellt worden sind, vgl. Bild 4.12. Beispielhaft sind zwei Schliffbilder in [Bild 4.20](#) und [Bild 4.21](#) dargestellt. Darüber hinaus wurde angestrebt, Informationen über die Mikrostruktur in Umfangsrichtung des Rohrs im Abstand von jeweils 45° zu erhalten. Dies wurde durch eine entsprechende Schliffentnahme realisiert.

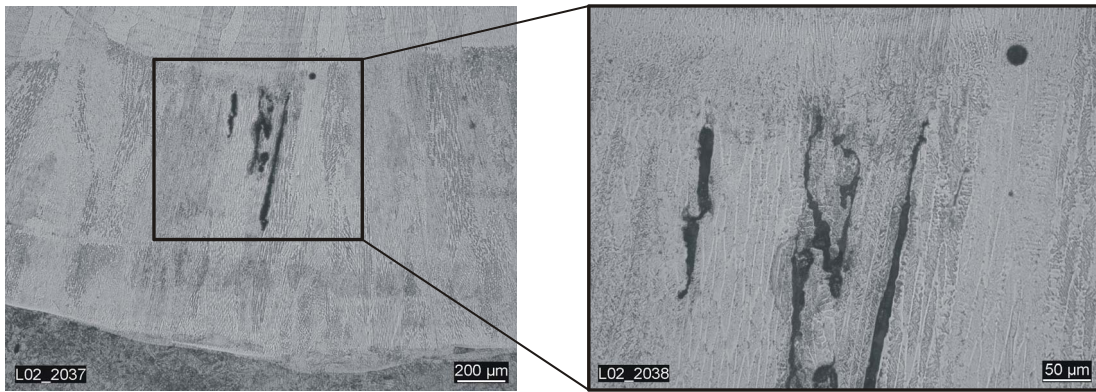


**Bild 4.20:** Pufferung P1 mit Heißriss (A) und Lage der Linescans für die Mikroanalysen

**Bild 4.21:** Pufferung P1 mit Lage der Härtereihen 1, 2 und 3

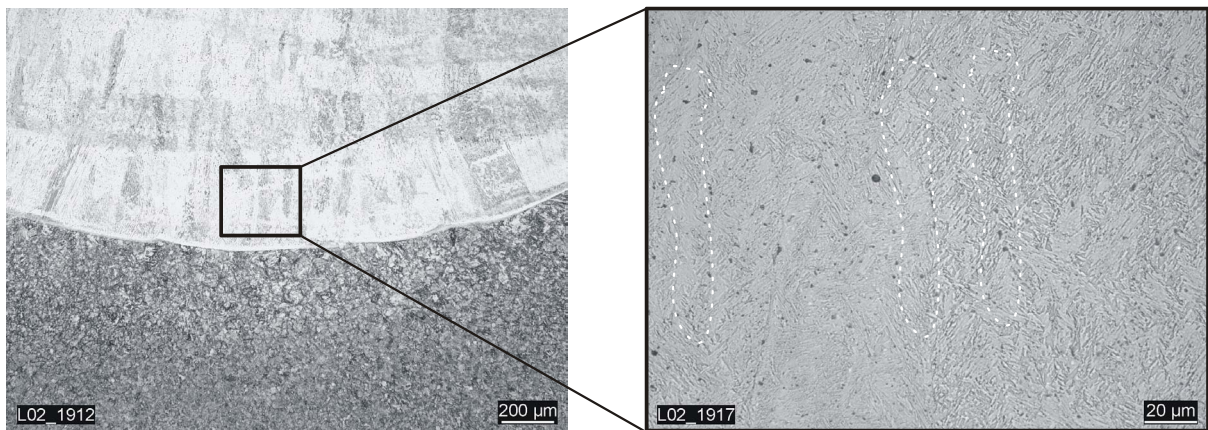
Eine detaillierte Analyse der zFP-Anzeigen, die wie in Kapitel 4.1.6 dargelegt alle unter der Grenze der Registrierpflicht lagen, im Vergleich mit den Ergebnissen der jeweiligen Schliffuntersuchungen hat ergeben, dass dort, wo zFP-Anzeigen festgestellt wurden, keine Rissbefunde vorhanden sind. Im Bereich der ersten Pufferlage wurden jedoch kleinere Werkstofftrennungen festgestellt, die nicht den zFP-Anzeigen zuzuordnen sind. Entsprechend der Lage und dem Erscheinungsbild handelt es sich bei den Rissen um Heißrisse, [Bild 4.22](#).

In acht der untersuchten Schlitte wurden Heißrisse gefunden. Die restlichen fünf Schlitte waren befundfrei. Die maximale Erstreckung der Heißrisse lag hierbei unter einem Millimeter. Es konnten bei den Schliffen keine Trennungen entlang des Interface gefunden werden, wie sie einem Disbonding entsprechen würden.



**Bild 4.22:** Heißrisse in der ersten Lage der Pufferung P1, (A in Bild 4.20)

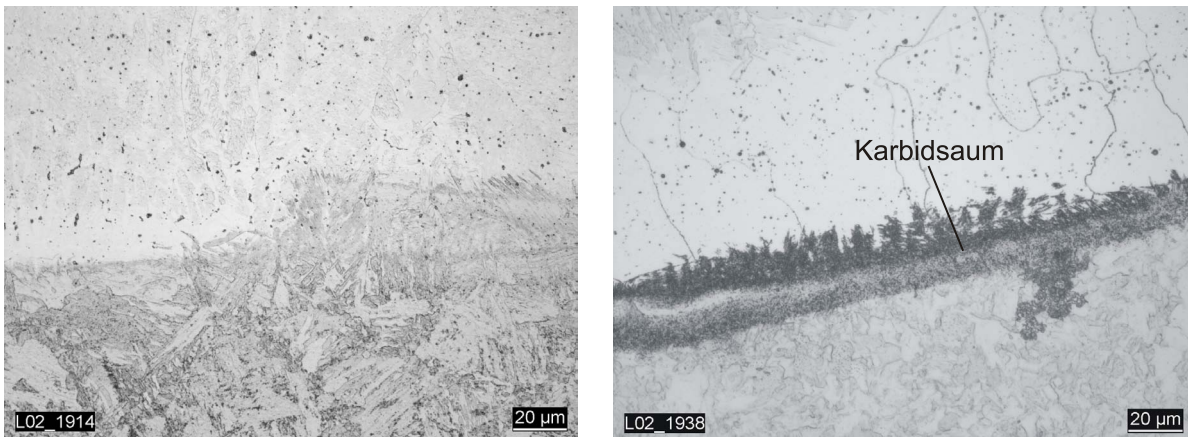
Der ferritische Grundwerkstoff weist eine grobkörnigere Wärmeeinflusszone (WEZ) auf, an die sich das dendritisch erstarrte Schweißgut der ersten Pufferlage anschließt, **Bild 4.23**.



**Bild 4.23:** Pufferung P1 mit grobkörniger ferritischer WEZ und Martensitbändern in der ersten Lage der Pufferung (links) und überwiegend martensitischer Erstarrung in der ersten Lage (rechts)

Die erste Pufferlage zeigt Bänder mit martensitischem Gefüge, Bild 4.23. Bei Betrachtung der austenitisch erstarrten Bereiche der ersten Pufferlage lässt sich lediglich ein geringer Anteil von  $\delta$ -Ferrit nachweisen, wogegen in der zweiten Lage und in den darauf folgenden Lagen ein  $\delta$ -Ferritanteil von ca. 5 % bis 8 % vorhanden ist, was üblichen Anforderungen entspricht, **Anhang A 8**, **Anhang A 9**.

Lichtmikroskopische Untersuchungen entlang der Schmelzlinie lassen praktisch keinen Karbidsaum erkennen, was sich auf die niedrige Spannungsarmglüh-temperatur von  $T = 550 \text{ °C}$  und die kurze Glühdauer von  $t = 2 \text{ h}$  zurückführen lässt **Bild 4.24**.



**Bild 4.24:** Pufferung P1, Interface zwischen ferritischem Grundwerkstoff und austenitischer Pufferung, rechts mit ausgeprägtem Karbidsaum nach zusätzlicher Glühung von 650 °C/5 h

Ein Vergleich des Gefügestandes bezüglich Martensitstreuung und  $\delta$ -Ferritanteil zeigt klar erkennbare Parallelen zu der mit Disbonding behafteten Rohrleitung aus Kapitel 3.1.1. Der Karbidsaum im Bereich mit detektiertem Disbonding war dort jedoch geringfügig deutlicher ausgebildet.

Zur Festlegung der Glühparameter für die später zu fertigenden Mischnähte wurden an Probestücken der Pufferung P1 zusätzlich zur bereits ausgeführten Spannungsglühlung (500 °C/2 h + 550 °C/2 h), Glühungen bei 600 °C/5 h bzw. 650 °C/5 h durchgeführt und die Ausbildung des Karbidsaums betrachtet. Bei 600 °C bildet sich bereits ein weitgehend geschlossener Karbidsaum entlang der Schmelzlinie aus, der sich nach Glühung bei 650 °C noch deutlicher ausbildet und eine Breite von rund 20 µm bis 30 µm aufweist, Bild 4.24 (rechts).

Der Verlauf der Härte vom ferritischen Grundwerkstoff über die Schmelzlinie (= Interface) bis zur austenitischen Pufferung stellt sich für einzelne Raupenbereiche unterschiedlich dar und bestätigt die im Gefüge festgestellten Unterschiede, insbesondere der unterschiedlichen Anteile an Martensit in der ersten Pufferlage [3]. Es wurden Härteverläufe für die in Bild 4.21 markierten Bereiche ermittelt, die nachfolgend dargestellt sind, [Bild 4.25](#) bis [Bild 4.27](#). Für die ferritische Wärmeeinflusszone (WEZ) liegt der maximale Härtewerte für die Reihe 1 im Bereich von 350HV1 bei den Reihen 2 und 3 unter 320HV1 und entspricht somit üblichen Werten.

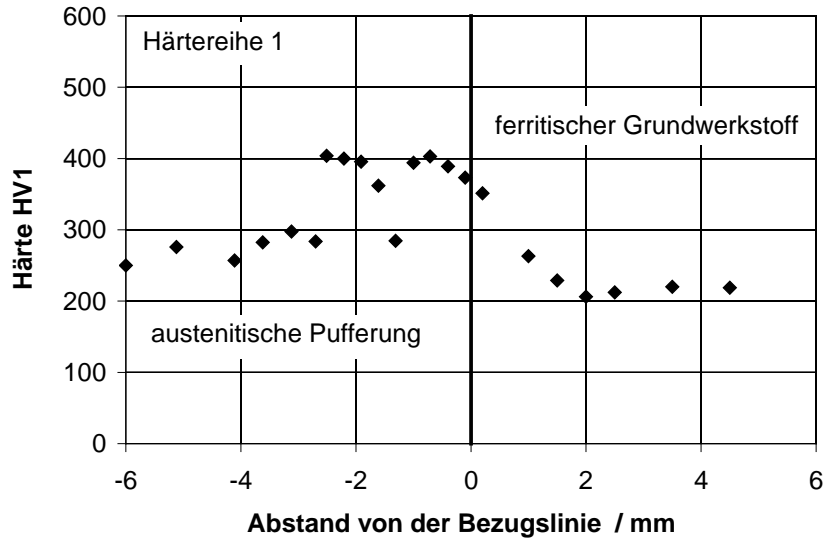


Bild 4.25: Härteverlauf über die Schmelzlinie, Härtereihe 1

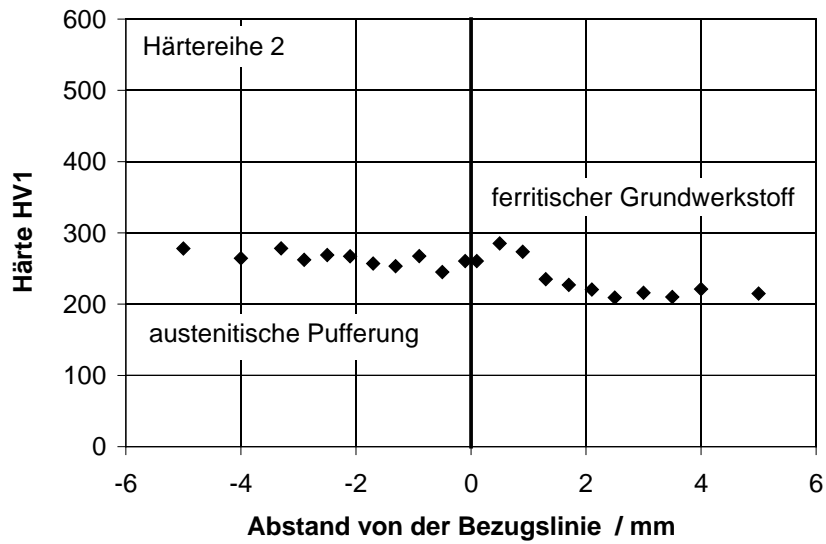


Bild 4.26: Härteverlauf über die Schmelzlinie, Härtereihe 2

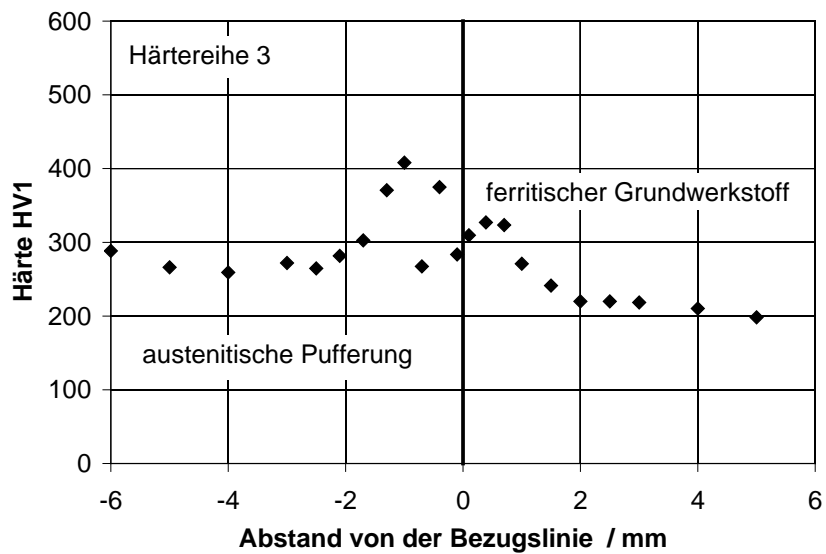


Bild 4.27: Härteverlauf über die Schmelzlinie, Härtereihe 3

Bedingt durch die Martensitbereiche in der ersten Lage der austenitischen Pufferung liegen die Härtewerte - abhängig vom Martensitgehalt der jeweiligen ausgeführten Schweißraupe - gleich oder höher als diejenigen in der ferritischen WEZ. Hierbei wurden Werte von bis zu 400HV1 gemessen. Die Härtereihe 2 hat eine weitgehend martensitfrei erstarrte Schweißraupe der ersten Pufferlage gezeigt, was sich in einer Härte von 250 bis 300HV1 niederschlägt. Auch nach der zusätzlich durchgeführten Spannungsarmglühung (650 °C/5 h) wurden im Bereich des Schweißguts der ersten Pufferlage lokal Härtewerte von bis zu 350HV1 gemessen, Bild 4.28.

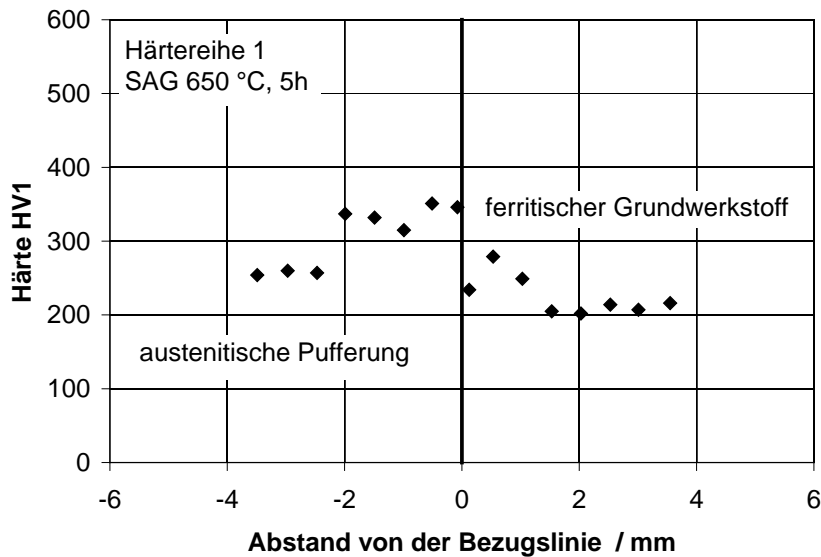


Bild 4.28: Härteverlauf über die Schmelzlinie, Härtereihe 1 (SAG 650 °C, 5h)

Der Vergleich der Härtewerte zu der Disbonding behafteten Mischnaht aus Kapitel 3.1.1 zeigt, dass die Härte in der ersten Lage der Pufferung P1 deutlich niedriger liegt. Dies ist auf einen niedrigeren Kohlenstoffgehalt von 0,038 % zurückzuführen, Tabelle 4.9. Der Kohlenstoffgehalt in der Pufferung der Vergleichsnaht lag im unersuchten Bereich bei 0,071 %, Tabelle 4.10.

Tabelle 4.9: Ergebnisse der Mikrosondenuntersuchungen der Pufferung P1 (Massenanteile in %), Mittelwerte aus entsprechendem Gefügebereich

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni-Äqui</b>	<b>Cr-Äqui</b>	<b>MS-Start<sup>*)</sup></b>	
	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>°C</b>	
Pufferung P1	0,038	0,34	20,31	1,77	10,76	0,58	0,04	12,8	21,2	-43	
Mikrosonden	Scan 1: 1. Lage	0,038	0,35	14,57	1,51	6,52	0,34	0,32	8,4	15,6	142
	Scan 1: 2. Lage	0,038	0,36	20,96	1,76	8,42	0,46	0,09	10,4	21,8	-5
	Scan 2: 1. Lage	0,038	0,35	18,82	1,76	8,28	0,45	0,16	10,3	19,7	33
	Scan 2: 2. Lage	0,038	0,39	21,26	1,90	9,25	0,55	0,08	11,3	22,	-31

<sup>\*)</sup> Bestimmung gemäß Kapitel 2.1      Bezeichnung Scan entspricht Linescan

Tabelle 4.10: Ergebnisse der Mikrosondenuntersuchungen der Vergleichsnaht (Massenanteile in %), Mittelwerte aus entsprechendem Gefügebereich

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Mo</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Co</b>	<b>Ti</b>
Pufferung	0,071	0,91	17,40	1,22	8,66	0,58	0,16	0,027	0,012	0,10	0,014
Verbindungsnaht	0,044	0,50	19,99	1,34	9,28	0,58	0,05	0,015	0,008	0,03	0,008

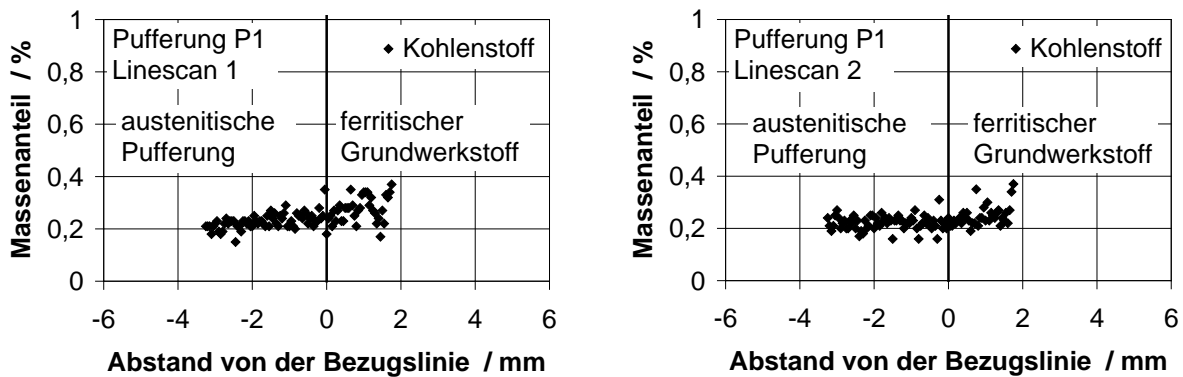
Über die Mikrosondenanalysen wurden Konzentrationsprofile (Linescans) quer zur Schmelzlinie von der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff für vergleichbare Schweißraupen durchgeführt, an denen auch die Härteverläufe ermittelt wurden Bild 4.20 und Bild 4.21. Anhand der lokalen Gehalte der Elemente Chrom und Nickel kann hierbei der Unterschied zwischen der zweiten und der ersten Pufferlage gezeigt werden, Anhang A 10 und Anhang A 11.

Ein Vergleich der Ergebnisse der Linescans zeigt, dass innerhalb einer Pufferschweißung erhebliche lokale Unterschiede in den Elementgehalten der ersten Lage und demnach unterschiedliche Gefügezustände (Martensitanteile) vorliegen können.

Bei den Diagrammen wurde der Nullpunkt (Bezugslinie) dort gesetzt, wo das typische austenitische Gefüge der Pufferung endet. Daran schließt sich in Richtung ferritischem Grundwerkstoff eine dunkle Zone von ca. 10 bis 20 µm an, die gemäß Linescan noch relativ hohe Chrom- und Nickel-Gehalte aufweist und bei der es sich offenbar um den Karbidsaum handelt. Daher liegen auch bei positivem Abstand von der Bezugslinie in einem schmalen Bereich noch relativ hohe Chrom- und Nickel-Gehalte vor.

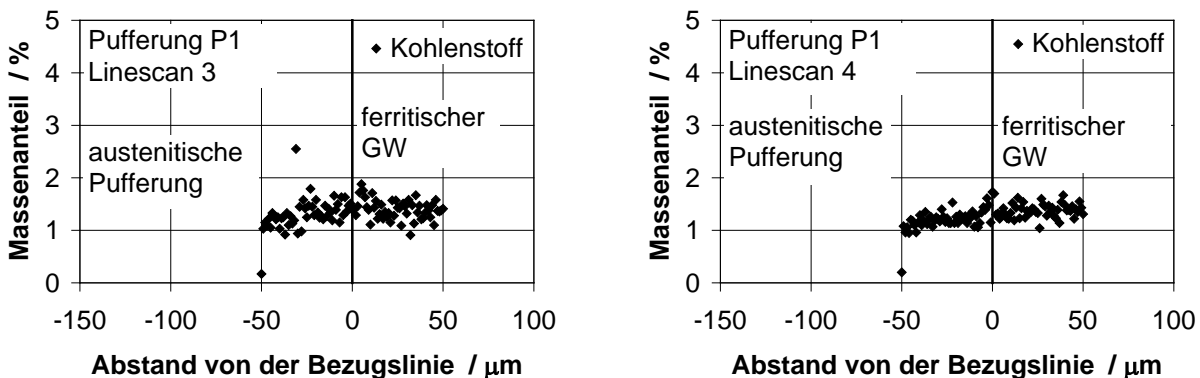
Gemäß dem Mikrogefüge war für diese Spannungsarmglühung ein niedriger und relativ gleichmäßig verteilter Kohlenstoffgehalt in der austenitischen Pufferung zu erwarten, da der Karbidsaum erst schwach ausgeprägt war, vgl. Bild 4.24, linkes Teilbild.

Dies wird deutlich bei Betrachtung der Linescans die mit relativ großer Schrittweite aufgenommen wurden, Bild 4.29.



**Bild 4.29:** Massenanteil des Elements Kohlenstoff im Bereich mit überwiegend martensitischer Gefügeausbildung (links), sowie geringen Anteilen an Martensit in der ersten Lage (rechts)

Es wurden noch weitere Linescans mit einer kleineren Schrittweite (1  $\mu\text{m}$ ) durchgeführt, die ebenfalls ein gleichbleibendes Niveau des Kohlenstoffanteils zeigen, **Bild 4.30**. Die Gehalte an Kohlenstoff liegen hierbei jedoch deutlich höher als bei der Analyse mit großer Schrittweite. Dies ist darauf zurückzuführen, dass durch den Elektronenstrahl kohlenstoffhaltige Restgasmoleküle aufgespalten werden und es somit unmittelbar neben der Analysenstelle zu einer Kohlenstoffkontamination in Form eines Hofes um die Analysenstelle kommt, die in den nachfolgenden Analysen mit erfasst wird, wenn die Schrittweite sehr klein ist. Daher liefert die erste Messung (auf der Austenitseite) jeweils einen niedrigeren Wert, wogegen die Folgewerte wegen dieser Kontamination erhöht sind.



**Bild 4.30:** Massenanteil des Elements Kohlenstoff mit Schrittweite 1  $\mu\text{m}$  (links wie Linescan 1, rechts wie Linescan 2)

Die Integralanalyse mittels optischer Emissionsspektroskopie (OES) hat Werte für den Kohlenstoffgehalt der austenitischen Pufferung von ca. 0,038 % ergeben. Es konnte jedoch anhand der „Relativmessungen“ nicht abgeleitet werden, ob sich bei der durchgeführten Spannungsarmglühung (500  $^{\circ}\text{C}/2\text{ h} + 550\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ ) bereits ein Karbidsaum gebildet hat.

Der mittels Mikrosonde ermittelte Verlauf des Kohlenstoffgehalts zeigte im austenitischen Werkstoffbereich, angrenzend an die Schmelzlinie zum ferritischen Grundwerkstoff, einen deutlichen Anstieg, Bild 4.31.

Die Abnahme des Chrom- und Nickelgehaltes vom hohen Niveau des austenitischen Werkstoffs von 15 % bzw. 7 % zum niedrigen Niveau des ferritischen Werkstoffs erstreckt sich über einen Bereich von rund 60  $\mu\text{m}$ , Bild 4.32. Bei der niedrigeren Spannungsarmglüh­temperatur, beträgt dieser Übergang nur rund 10 bis 30  $\mu\text{m}$ . Dies lässt sich mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die lokal unterschiedliche Ausbildung des Interface zurückführen und ist nicht als Folge der zusätzlichen Spannungsarmglühung zu sehen.

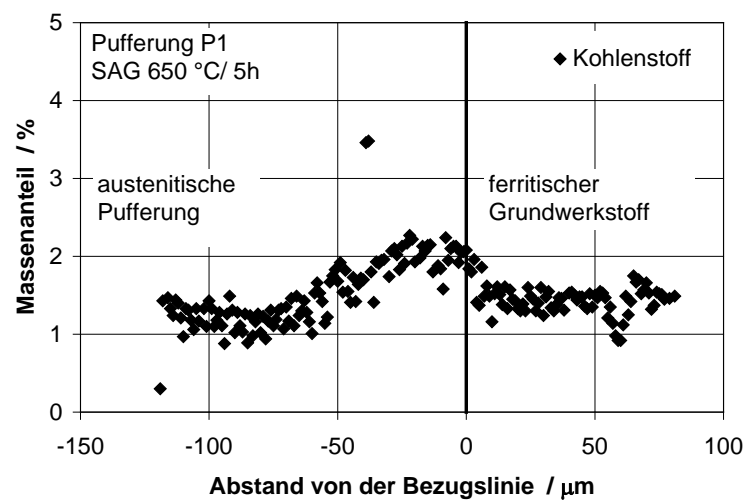


Bild 4.31: Linescan des Elements Kohlenstoff, Pufferung P1 nach zusätzlicher Spannungsarmglühung 650 °C/5 h im Bereich mit überwiegend martensitischer Gefügeausbildung, Karbidsaum im austenitischen Bereich

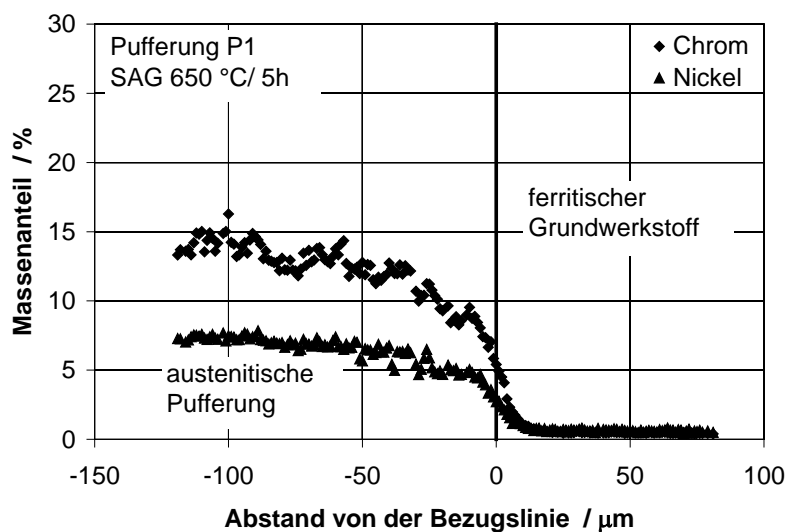


Bild 4.32: Linescan der Elemente Chrom und Nickel, Pufferung P1 nach zusätzlicher Spannungsarmglühung 650 °C/5 h im Bereich mit überwiegend martensitischer Gefügeausbildung

Mit Hilfe der Ergebnisse der Mikrosondenuntersuchung und dem integral ermittelten Kohlenstoffgehalt (OES-Analysen) wurden die Gefügebestandteile in der Pufferung nach dem Schaeffler-Diagramm bestimmt und die Martensit-Starttemperatur berechnet, Tabelle 4.9. Die untersuchten Bereiche sind in Bild 4.20 eingetragen. Danach ergibt sich für die erste Pufferlage eine Tendenz zu größeren Anteilen an Martensit und geringen  $\delta$ -Ferrit Anteilen, wogegen die zweite Lage und weitere Lagen weitgehend aus Austenit mit geringen Anteilen an  $\delta$ -Ferrit bestehen, Bild 4.33.

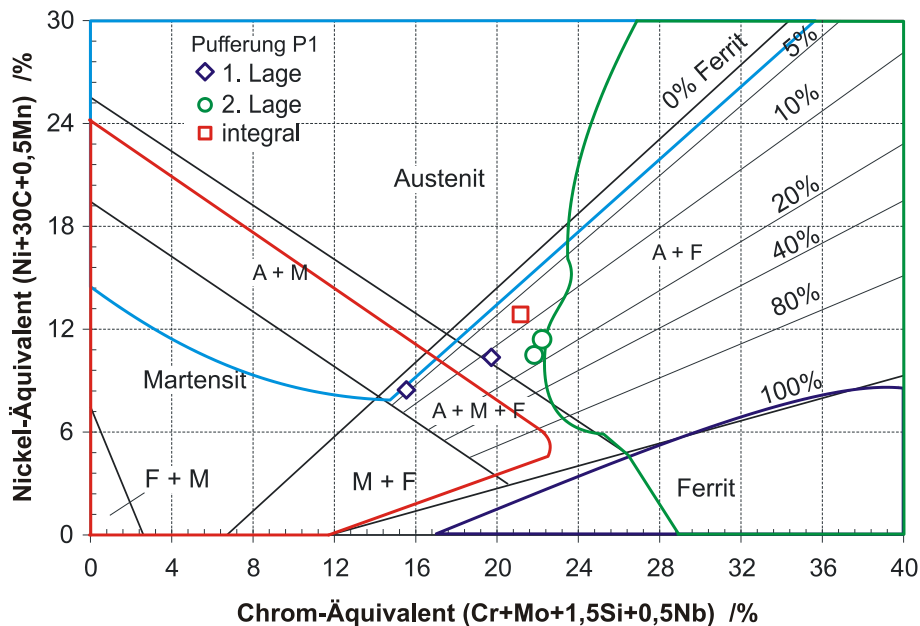


Bild 4.33: Gefügeanteile in der Pufferung P1

Die Martensit-Starttemperatur liegt in den Raupen der ersten Lage deutlich über Raumtemperatur (142 °C bzw. 33 °C, vgl. Tabelle 4.9) wodurch von entsprechenden Martensitanteilen im Gefüge auszugehen ist, vgl. Bild 4.23.

Somit liegen bei der Pufferung P1 (austenitische Pufferung) Gefügebereiche mit unterschiedlichem Festigkeits- und Verformungsverhalten vor, so dass Bedingungen vorliegen, die ein mögliches Auftreten von Disbonding auslösen oder begünstigen können.

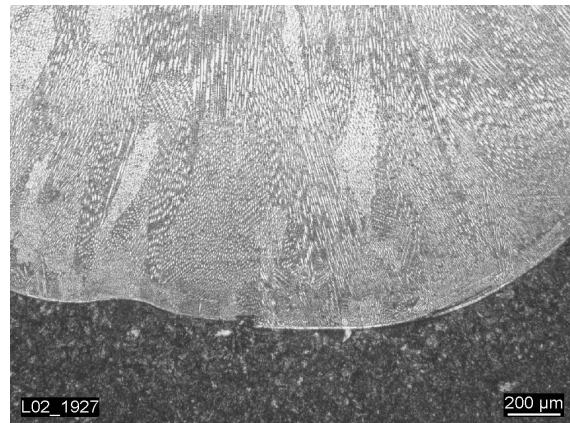
## **Pufferung P2**

Bei der Pufferung P2 wurde eine Nickel-Basis Pufferung stirnseitig auf das ferritische Rohr gegenüberliegend zur austenitischen Pufferung P1 aufgebracht. Die Schliffproben wurden an den Stellen entnommen, die bei den Ultraschalluntersuchungen auffällige zFP-Anzeigen aufwiesen. Es wurden über der Umfangsrichtung des Rohrs Schliffe in Abständen von etwa 45° gelegt, für eine Beurteilung des Gefügestandes. Insgesamt wurden 11 Schliffe der Pufferung P2 angefertigt wobei in keinem der Schliffe Rissbildungen festgestellt wurden.

Die Übersichtsaufnahme eines Schliffs, der kennzeichnend für die Nickel-Basis Pufferung P2 ist, zeigt ein intensives Aufschmelzen des Grundwerkstoffs durch die Raupen der ersten Pufferlage und lässt auf eine Raupenüberlappung von weniger als 50 % schließen, die für diese Pufferung spezifiziert war, [Bild 4.34](#). Damit lagen ungünstige Bedingungen bezüglich der Gehalte an Legierungselementen in der ersten Pufferlage vor. Es konnten jedoch keine Rissbildungen - auch keine Heißrisse - festgestellt werden.



[Bild 4.34](#): Pufferung P2 mit Nickel-Basis Elektrode geschweißt



[Bild 4.35](#): Kennzeichnende Ausbildung des Interface der Pufferung P2 mit der Nickel-Basis Elektrode

Das dendritische Erstarrungsgefüge der Nickel-Basis Pufferung zeigt keine Auffälligkeiten, [Bild 4.35](#). Der ermittelte Härteverlauf der Nickel-Basis Pufferung über die Schmelzlinie bis zum ferritischen Grundwerkstoff zeigt eine niedrige Härte von 200 bis 250HV1 in der Pufferung und lediglich eine geringe Aufhärtung bis maximal 300HV1 in der ferritischen WEZ, [Anhang A 12](#). Die Elementverteilung, die mit Hilfe von Linescans an einem Schliff der Mischnaht M2 ermittelt wurde, zeigte in der ersten und zweiten Pufferlage die unterschiedliche Aufmischung mit dem Grundwerkstoff, aber ansonsten keine Besonderheiten.

### **Pufferungen der Mischnähte MP1 bis MP5**

Es wurden jeweils 10 Schliffe von den Pufferungen der Mischnähte MP1 bis MP5 angefertigt. Die Entnahmepläne der Schliffe sind in [Anhang A 13](#) - [Anhang A 17](#) dargestellt. Es wurden neben der Schlifflage im Abstand von 45° insbesondere diejenigen Bereiche berücksichtigt bei denen zFP-Anzeigen festgestellt wurden. In [Bild 4.36](#) sind kennzeichnende Übersichtsaufnahmen für die Mischnaht M1 und M4 dargestellt.

Es konnten in keinem der Schliffe Trennungen der Pufferung entlang der Schmelzlinie festgestellt werden. Für einen Einzelfall (Mischnaht M3) wurde ein Heißriss mit einer maximalen Erstreckung von 2 mm festgestellt, [Tabelle 4.11](#).

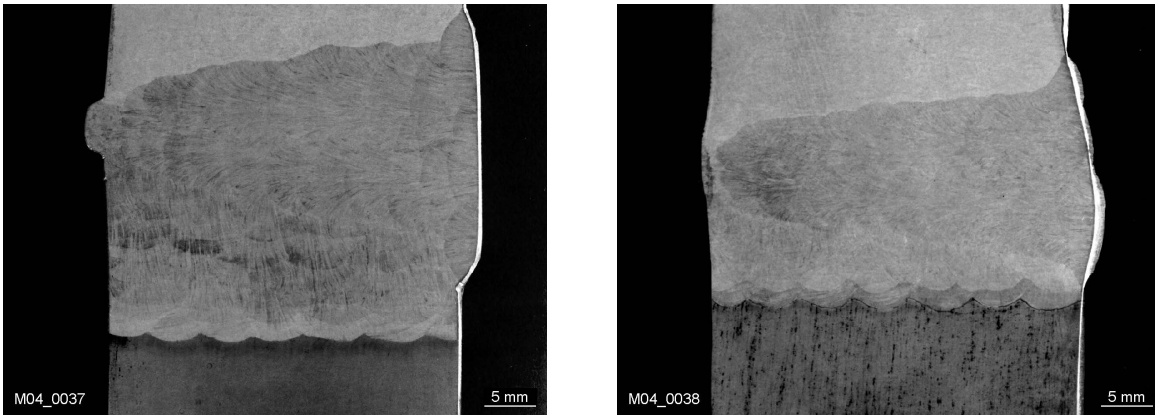


Bild 4.36: Mischnaht M1 (links) und M4 (rechts) mit jeweils austenitischer Pufferung

Tabelle 4.11: Befunde der durchgeführten Untersuchungen

Mischnaht	Zahl der Schiffe	Zahl der Schiffe mit Heißrissen	maximale Erstreckung
M1	10	1	0,3 mm
M2	10	0	-
M3	10	4	2,0 mm
M4	10	3	0,5 mm
M5	10	1	0,3 mm

Einige Beispiele von detektierten Heißrissen sind in Anhang A 18 für die Mischnaht M3 wiedergegeben. Aufgrund der angewandten Schweißbedingungen stellen Heißrisse in den austenitischen Pufferungen keine Besonderheit dar. Eine Korrelation der Lage der metallographisch festgestellten Rissbefunde zu den zFP-Anzeigen war nicht gegeben, d.h. in den Bereichen mit zFP-Anzeigen lagen weder Besonderheiten im Gefüge noch gehäufte Heißrisse in der ersten Lage vor. In der Nickel-Basis Pufferung P2 wurden keinerlei Heißrisse gefunden.

Anhand der durchgeführten Gefügeuntersuchungen konnte gezeigt werden, dass in den ersten Pufferlagen deutliche Anteile an Martensit vorliegen, Bild 4.37.

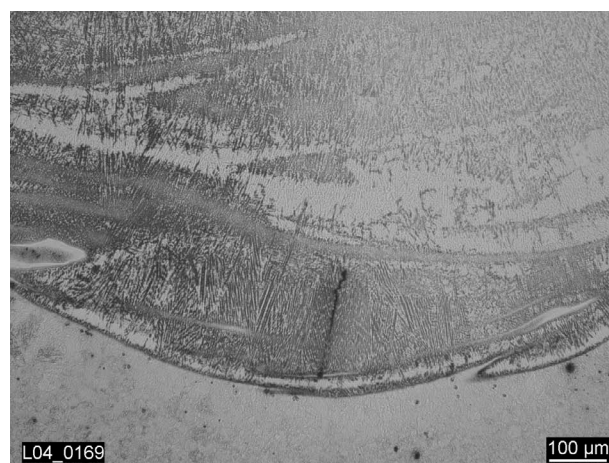


Bild 4.37: Erste Lage der austenitischen Pufferung von Mischnaht M4

Um eine Charakterisierung des Übergangs von der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff vornehmen zu können, wurden Härteprüfungen sowie Linescans an den in Bild 4.38 markierten Positionen durchgeführt.

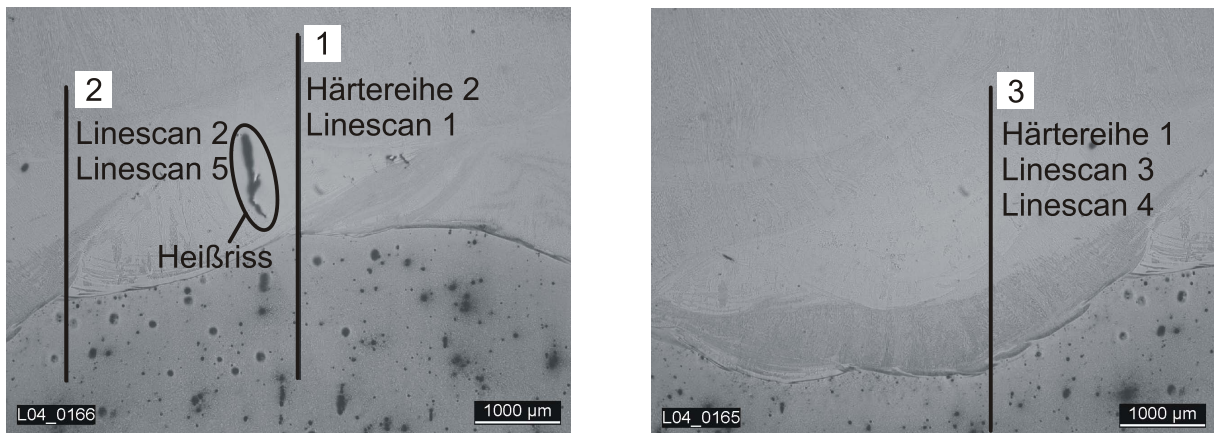


Bild 4.38: Pufferung M3 mit Lage der Härtereihen und Linescans

Als Bezugslinie wurde hierbei die Linie gewählt, ab der sich ein deutlicher Unterschied im Ätzverhalten der Gefüge (Übergang austenitische Pufferung - ferritischer GW) ergeben hatte. Beispielhaft ist dies in Bild 4.39 dargestellt.

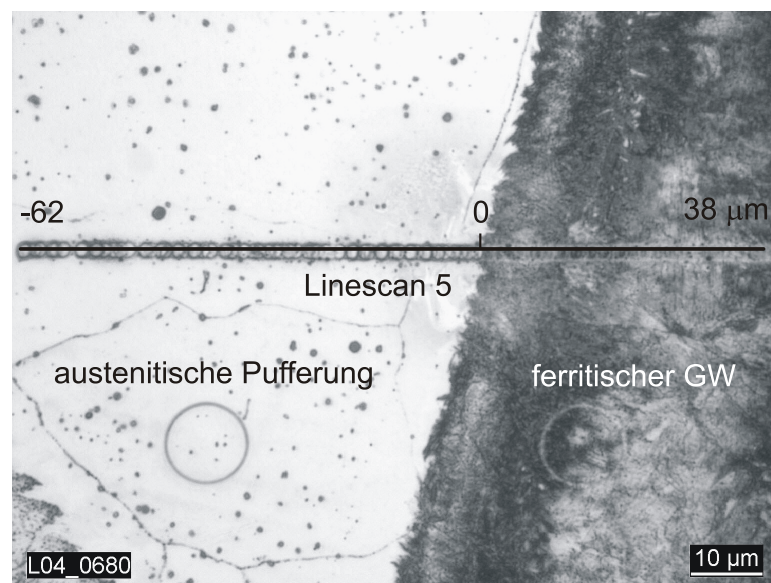


Bild 4.39: Erste Lage der austenitischen Pufferung von Mischnaht M3

Die Härteverläufe der austenitischen Pufferung (Mischnaht M3 und Mischnaht M4) zeigen in der ersten Lage eine Aufhärtung auf rund 350 bis 380HV1, Anhang A 19 und Anhang A 20, was mit dem metallographischen Erscheinungsbild konform geht und seine Ursache in Martensitanteilen auf Grund der reduzierten Chrom- und Nickel-Gehalte hat. Die Härte der ferritischen WEZ der untersuchten Mischnähte liegt entsprechend der durchgeführten Spannungsarmglühung niedriger als die der Pufferung

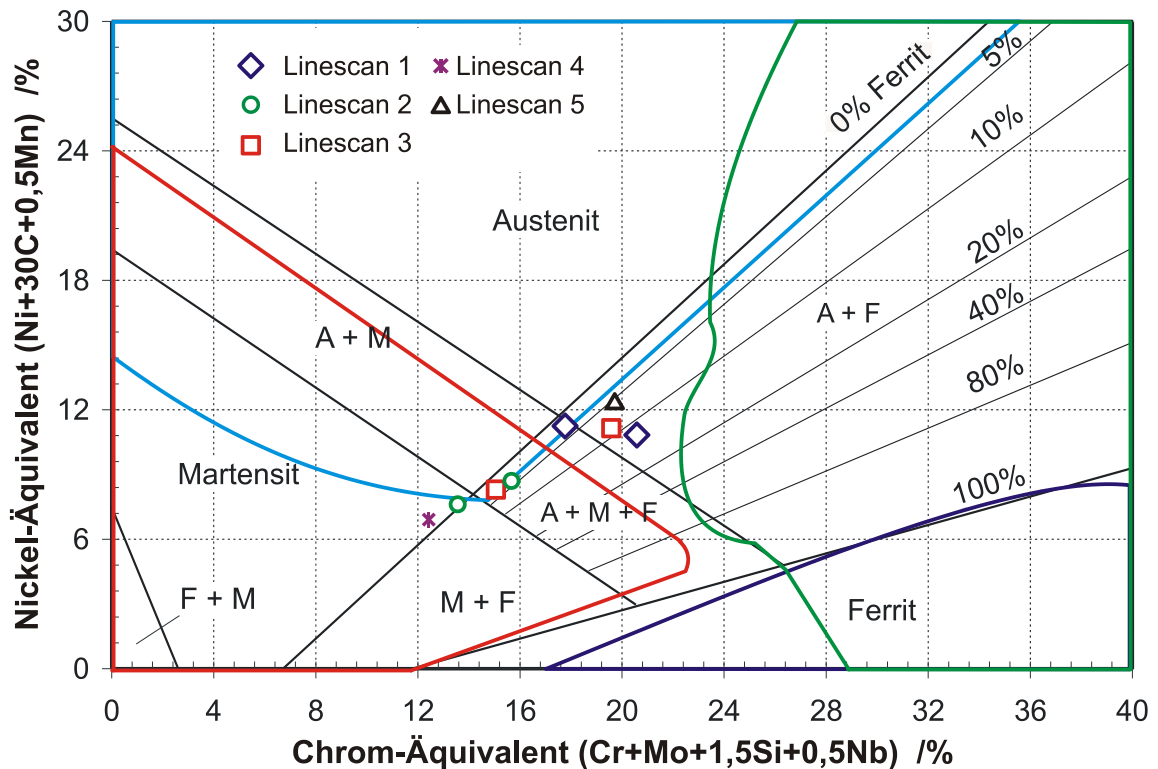
Anhand der Linescans der austenitisch gepufferten Mischnähte konnten die teilweise reduzierten Chrom- und Nickelgehalte in der ersten Pufferlage gezeigt werden. Beispielhaft ist dies in Anhang A 21 für die Mischnaht M3 dargestellt. Der Linescan mit kleiner Schrittweite (1 µm) macht deutlich, dass auf der ferritischen Seite der Bezugslinie (positive Abszissenwerte) bis zu einem Abstand von 40 µm hohe Chrom-Gehalte (bis 10 %) und Nickel-Gehalte (bis 5 %) vorliegen. Die lokal auftretenden Minima und Maxima in den Chrom- und Nickel-Gehalten hängen offenbar mit den komplexen Strömungsbewegungen innerhalb des Schmelzbades und der daraus resultierenden Legierungsgradienten, die bei der Abkühlung "eingefroren" werden, zusammen [3]. Die Untersuchungen an den Schlifflinien haben hierbei gezeigt, dass solche Unstetigkeiten keine Ursache oder bevorzugte Quellen für Mikro- und Makrorissbildungen darstellen.

Die Befunde der Gefügeuntersuchung, der Härteprüfung sowie der Mikroanalysen ergänzen sich. Der Bereich der Linie 1 aus Bild 4.38 zeigt eine überwiegend martensitfrei erstarrte erste Raupe. Anhand des untersuchten Linescans 1, der in zwei Abschnitte unterteilt wurde, liegt ein hohes Chrom- und Nickel-Äquivalent vor, was entsprechend dem Schaeffler-Diagramm dem Bereich Austenit + Ferrit zuzuordnen ist, Tabelle 4.12 und Bild 4.40, [40].].

Tabelle 4.12: Ergebnisse der Mikrosondenuntersuchungen der Pufferung von Mischnaht M3, Mittelwert aus entsprechendem Gefügebereich

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni-Äqui</b>	<b>Cr-Äqui</b>	<b>MS-Start</b>
	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>%</b>	<b>°C</b>
Pufferung P1	0,038	0,34	20,31	1,77	10,76	0,58	0,04	12,8	21,2	-43
Scan <sup>*)</sup> 1.1	0,038	0,49	19,54	1,21	9,09	0,37	0,12	10,8	20,6	7
Scan <sup>*)</sup> 1.2	0,038	0,34	16,99	1,24	9,49	0,16	0,19	11,3	17,8	46
Scan <sup>*)</sup> 2.1	0,038	0,45	14,58	1,09	7,02	0,22	0,30	8,7	15,7	134
Scan <sup>*)</sup> 2.2	0,038	0,44	12,39	1,07	5,95	0,20	0,41	7,6	13,6	192
Scan <sup>*)</sup> 3.1	0,038	0,43	18,61	1,23	9,39	0,34	0,15	11,1	19,6	17
Scan <sup>*)</sup> 3.2	0,038	0,48	13,88	1,12	6,60	0,23	0,34	8,3	15,0	153
Scan <sup>*)</sup> 4	0,038	0,49	10,94	1,06	5,24	0,30	0,60	6,9	12,4	227
Scan <sup>*)</sup> 5	0,038	0,39	18,94	1,11	10,70	0,18	0,10	12,4	19,7	-11

<sup>\*)</sup> Bezeichnung Scan entspricht Linescan



**Bild 4.40:** Gefügeanteile in der austenitischen Pufferung der Mischnaht M3

Anhand des untersuchten Bereichs der Linie 3, Bild 4.38, lässt sich erkennen, dass die Schweißraupe, die an die Bezugslinie angrenzt, einen hohen Martensitanteil aufweist und in weiterer Entfernung zur Bezugslinie überwiegend austenitisch erstarrt. Im aufgeführten Schaeffler-Diagramm liegen die entsprechenden aufgetragenen Werte der einzelnen Linescans daher in unterschiedlichen Feldern, Bild 4.40. Nahe der Bezugslinie ergibt sich ein rein martensitisches Gefüge (Linescan 4), während der weiter von der Bezugslinie liegende Raupenbereich als überwiegend austenitisch ausgewiesen wurde (Linescan 3), vgl. Bild 4.38.

Bei der detaillierten Untersuchung eines Heißrisses von ca. 1 mm Länge, Bild 4.38, konnte gezeigt werden, dass im Bereich des Heißrisses kein außergewöhnlicher Gefügestand vorliegt und sich der Riss im austenitischen Teil der Raupe befindet. Seigerungen entlang der Dendritenkorngrenzen sowie die lokalen Dehnungsverhältnisse spielen aufgrund des Schrumpfens bei der Abkühlung die maßgebliche Rolle. Zum Zeitpunkt der Entstehung des Heißrisses liegt aufgrund der ermittelten Martensit-Starttemperatur, Tabelle 4.12, kein Martensit vor.

An der Mischnaht mit Nickel-Basis Pufferung wurden zusätzliche Härteprüfungen durchgeführt. Hierbei konnte die durchweg niedrige Härte des Schweißguts der Pufferung von 175HV1 bis 220HV1 und eine gewisse Aufhärtung in der ferritischen WEZ (350HV1) bestätigt werden, Bild 4.41.

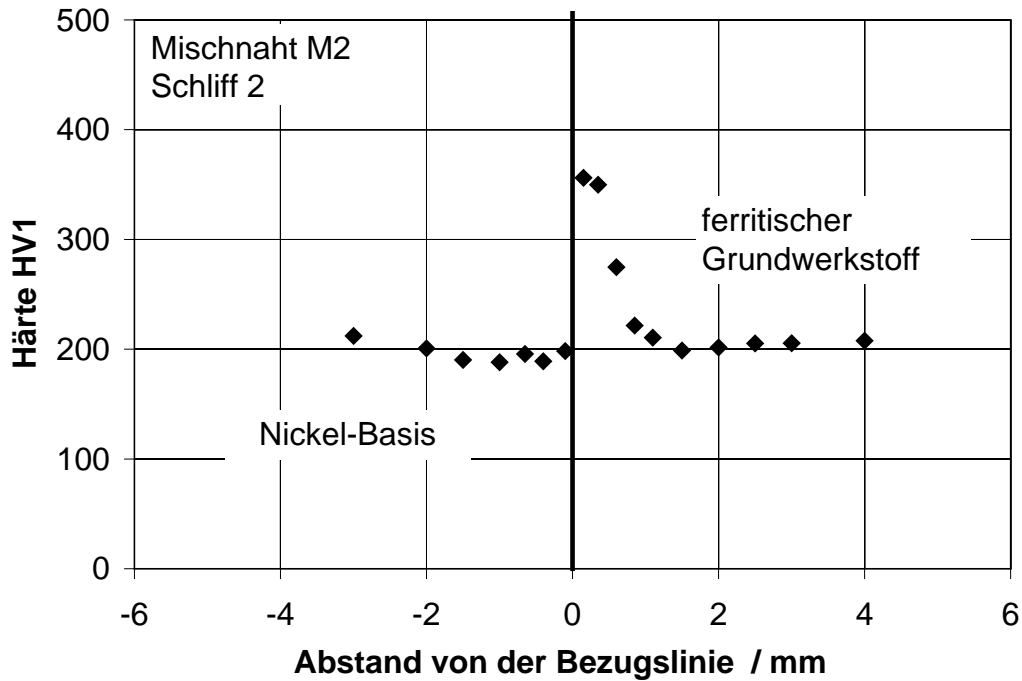


Bild 4.41: Härteverlauf in Mischnaht M2

In der Nickel-Basis Pufferung konnten ebenfalls Gefügeinhomogenitäten beobachtet werden, Bild 4.42, die jedoch keinen Ausgangspunkt für Rissbildung bildeten.

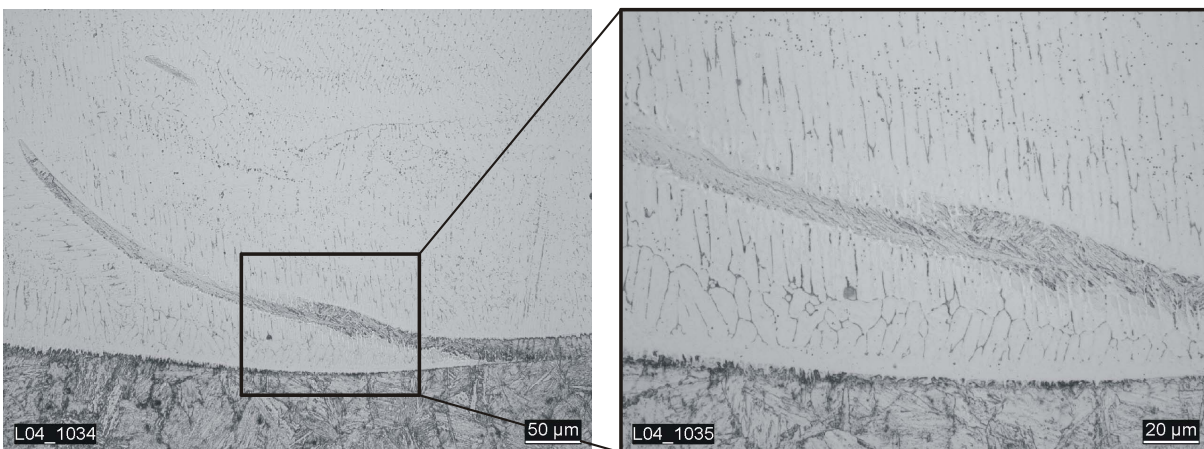


Bild 4.42: Erste Lage der Nickel-Basis Pufferung der Mischnaht M2

Die Elementverteilung senkrecht zur Schmelzlinie, zeigt wiederum reduzierte Gehalte an Chrom und Nickel in der ersten Lage der Pufferung, Anhang A 22. Weitere Besonderheiten konnten nicht erkannt werden. Im Bereich des Interface können bei positiven Abstandswerten von der Bezugslinie erhöhte Chrom- und Nickel-Gehalte festgestellt werden. Diese lassen sich darauf zurückführen, dass die Bezugslinie von der Pufferung aus an den Karbidsaum gelegt wurde und somit der Karbidsaum von der Darstellung auf der Ferritseite erscheint, obwohl er metallkundlich aufgrund der Diffusionsprozesse zur Nickel-Basis Pufferung gehört.

Zur genaueren Beschreibung des Gefügestandes, insbesondere hinsichtlich der Karbidausscheidungen im Bereich der Schmelzlinie, wurden Ausziehabdrücke eines Schliffes der Mischnaht M3 (austenitische Pufferung) angefertigt und mittels Transmissionselektronenmikroskop (TEM) untersucht. Für die TEM-Untersuchungen wurden drei charakteristische Bereiche ausgewählt, Bild 4.43. Im Bereich 1 ist metallographisch nahezu kein Karbidsaum zu erkennen, während der Bereich 2 einen deutlich erkennbaren Karbidsaum aufweist. Der dritte Bereich, Bereich 3, befindet sich zwischen zwei sich überlappenden Raupen (Zwickelbereich).

Bei Betrachtung der TEM-Aufnahmen ist im Bereich 1 ein schmaler Saum von Karbidausscheidungen erkennbar, der eine Breite von rund 1 bis 2  $\mu\text{m}$  hat, Bild 4.44. Die Ausscheidungsichte der Karbide, ist relativ gering. Die Zusammensetzung der einzelnen Teilchen ist nachfolgend aufgeführt:

Cr	Fe	Ni + Mo + Nb
56 %	37 %	7 %

Mittels Beugungsuntersuchungen hat sich ergeben, dass es sich um Karbide des Typs  $\text{M}_7\text{C}_3$  handelt.

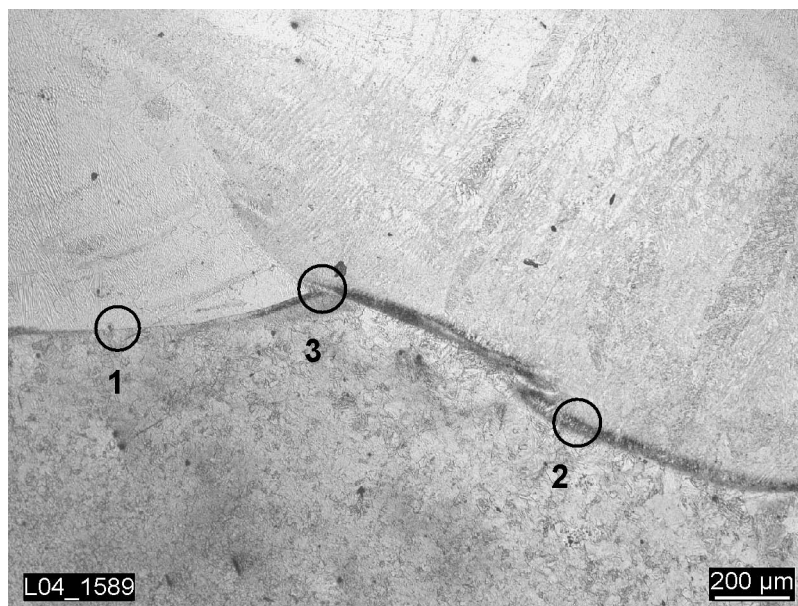


Bild 4.43: Bereiche für die TEM-Untersuchungen, Mischnaht M3 (austenitische Pufferung)

Bei Betrachtung des Bereichs 2 lässt sich eine deutlich höhere Ausscheidungsichte im Vergleich zu Bereich 1 erkennen, was den metallographischen Befund der Karbidsaumbildung bestätigt, Bild 4.45.

Anhand der Zusammensetzung der Teilchen, siehe nachfolgende Tabelle, kann darauf geschlossen werden, dass der gleiche Karbid-Typ ( $M_7C_3$ ) wie in Bereich 1 vorliegt.

<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>Ni + Mo + Nb</b>
58 %	37 %	5 %

Vereinzelt konnten im Bereich 2 auch Teilchen mit nachfolgender Zusammensetzung festgestellt werden, die wiederum dem Karbid-Typ  $M_7C_3$  zugeordnet werden können.

<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>Ni + Mo + Nb</b>
58 %	33 %	9 %

Die Ausscheidungsichte im Bereich 3 ist ebenfalls verhältnismäßig hoch und weist eine überwiegend längliche Struktur der Teilchen auf, [Anhang A 23](#).

Anhand der chemischen Zusammensetzung der Teilchen sind diese dem Karbid-Typ  $M_{23}C_6$  zuzuordnen.

<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>Ni + Mo + Nb</b>
73 %	20 %	7 %

Es liegen auch einzelne rundliche Teilchen vor, die anhand der Zusammensetzung prinzipiell denen aus den Bereichen 1 und 2 ( $M_7C_3$ ) entsprechen.

<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>Ni + Mo + Nb</b>
62 %	30 %	8 %

Wird das austenitische Schweißgut außerhalb des Karbidsaums betrachtet, so lassen sich praktisch keine Ausscheidungen erkennen, [Bild 4.46](#).

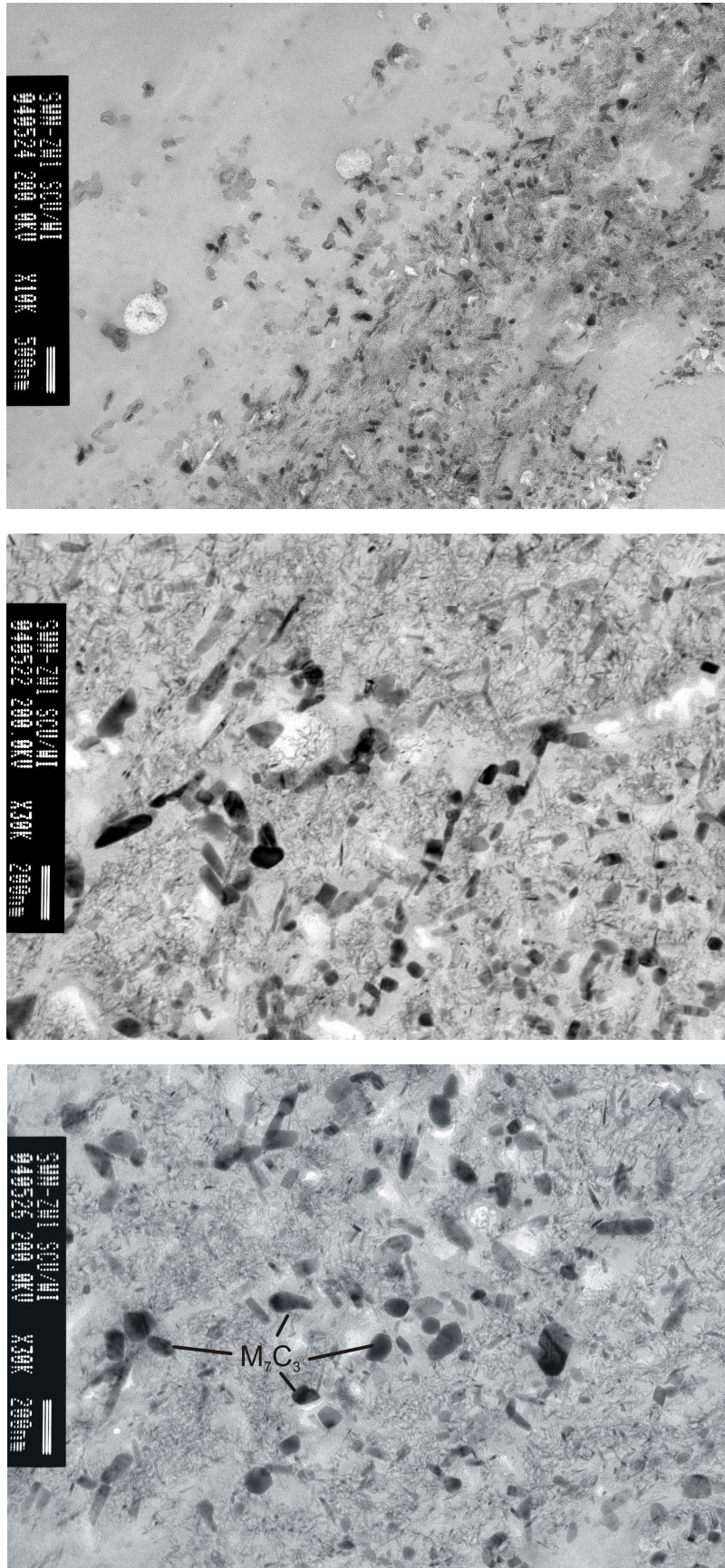


Bild 4.44: Ausscheidungen im Bereich des Karbidsaums, Bereich 1 in Bild 4.43

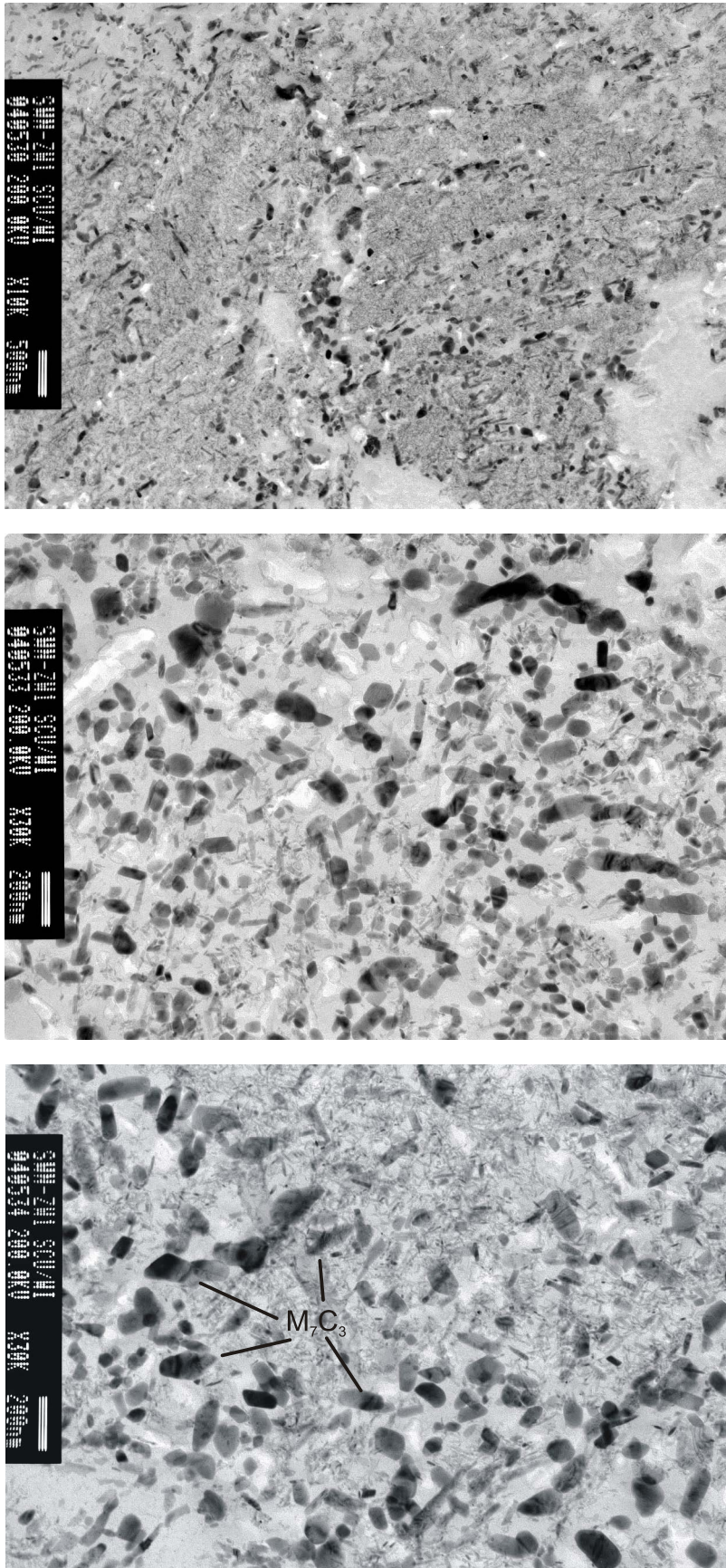


Bild 4.45: Ausscheidungen im Bereich des Karbidsaums, Bereich 2 in Bild 4.43

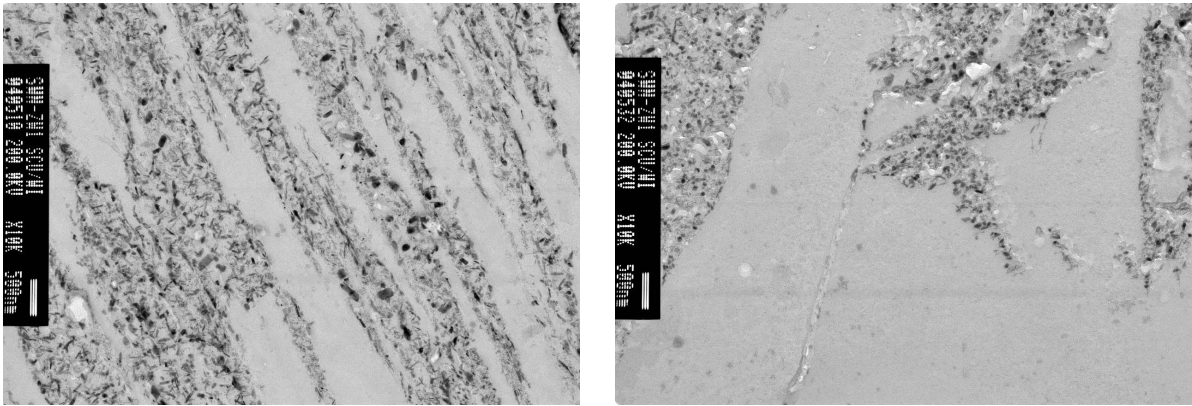


Bild 4.46: Ausscheidungen im Bereich des Übergangs vom Karbidsaum im Zwickelbereich zur austenitischen Pufferung, Bereich 3 in Bild 4.43

Bei der sich an die Schmelzlinie angrenzenden WEZ können erwartungsgemäß Karbidausscheidungen vom Typ  $\text{Fe}_3\text{C}$  und vereinzelt vom Typ  $\text{Mo}_2\text{C}$  gefunden werden, Bild 4.47.

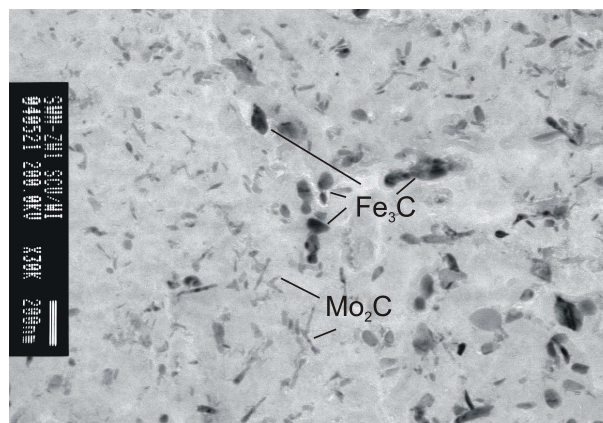


Bild 4.47: Ausscheidungen im ferritischen Grundwerkstoff (WEZ) im Zwickelbereich zur austenitischen Pufferung, Bereich 3 in Bild 4.43

Generell lassen die unterschiedlichen Ausscheidungszustände der Bereiche 1 bis 3 hinsichtlich Art, Dichte, Verteilung, Größe und Form auf lokal unterschiedliches Werkstoffverhalten schließen. Dies zeigt sich auch anhand der fraktographischen Untersuchungen gebrochener Kerbschlagbiegeproben, vgl. Kapitel 4.2.2, die im Zwickelbereich eine andere Bruchstruktur zeigen als in den anderen Bereichen.

#### **4.2.2 Mechanisch-technologische Untersuchungen**

Mit Hilfe der mechanisch-technologischen Untersuchungen sollten Bereiche geringer Festigkeit, insbesondere im Bereich des Interface, aufgedeckt werden. Auch wenn während der Herstellung kein Disbonding festgestellt wurde, kann nicht ausgeschlossen werden, dass Gefügestände vorliegen, die jedoch eine hohe Neigung aufweisen. Aufgrund der Spannungen und Dehnungen bei der Fertigung haben diese zwar nicht direkt zu Rissbildung geführt, tragen jedoch ein hohes Potenzial für

Rissbildung in sich. Entsprechend der Vorgehensweise des kerntechnischen Regelwerks, KTA 3201.3 [9], wurden die Prüfungen der MSV mit folgenden Integralproben durchgeführt:

- Integrale Zugprobe aus Decklagen- und Wurzelbereich (Achse der Zugprobe in Längsrichtung des Rohres), Bild 4.48 links,
- integrale Biegeprobe zur Prüfung des Decklagen- und Wurzellagenbereichs (Biegung in Wanddickenrichtung), Bild 4.48 rechts,
- integrale Seitenbiegeprobe (Biegung in Umfangsrichtung des Rohres), Bild 4.49.

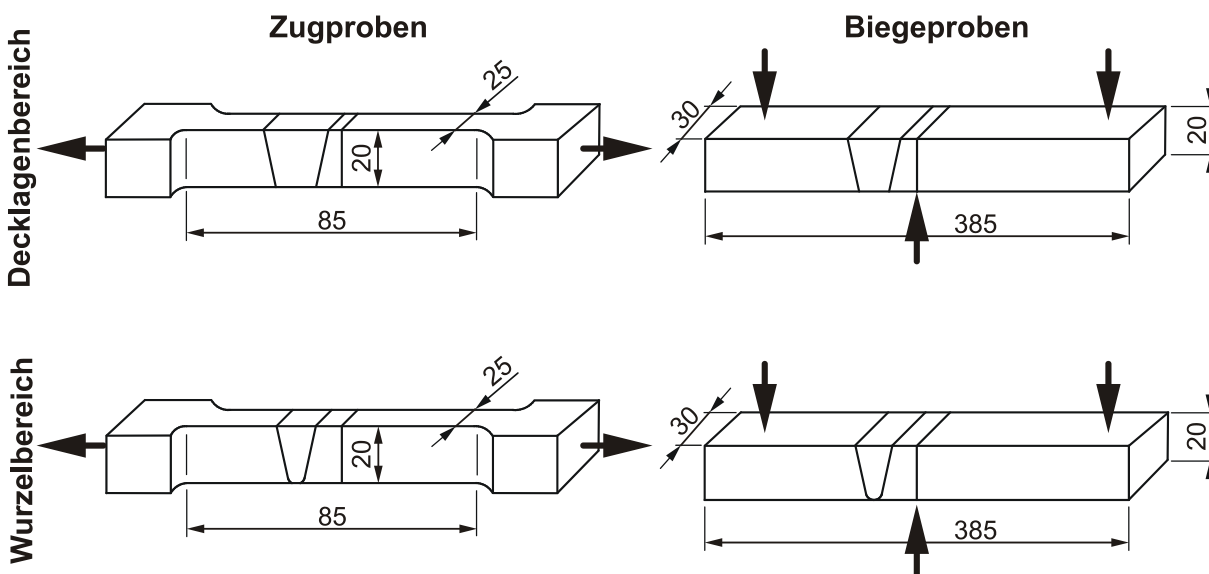


Bild 4.48: Integrale Zugproben (links) und Biegeproben (rechts), Maße in mm

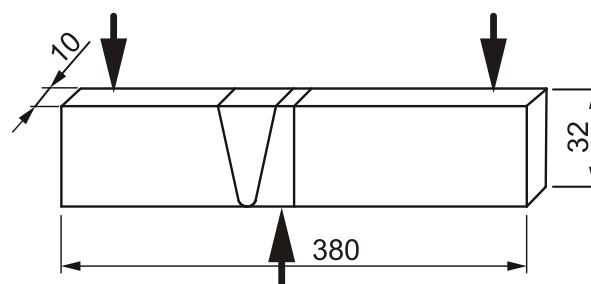
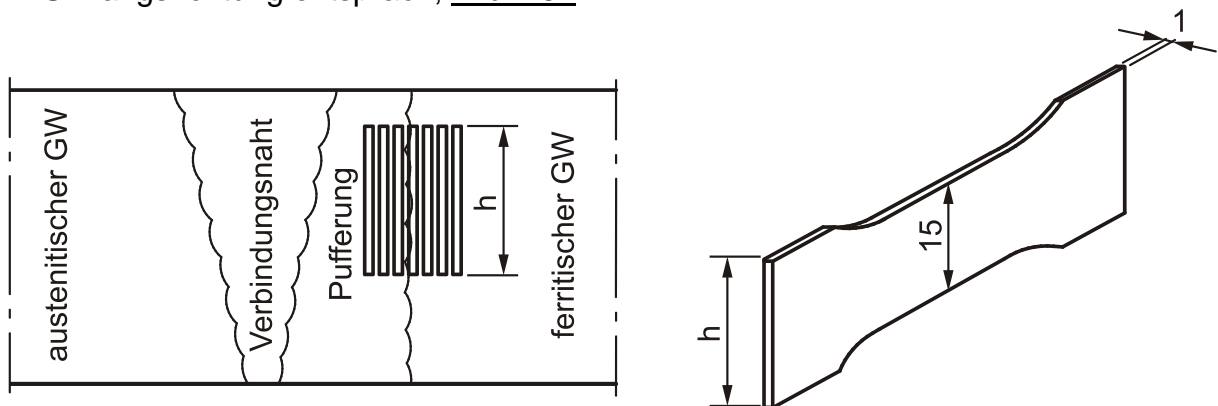


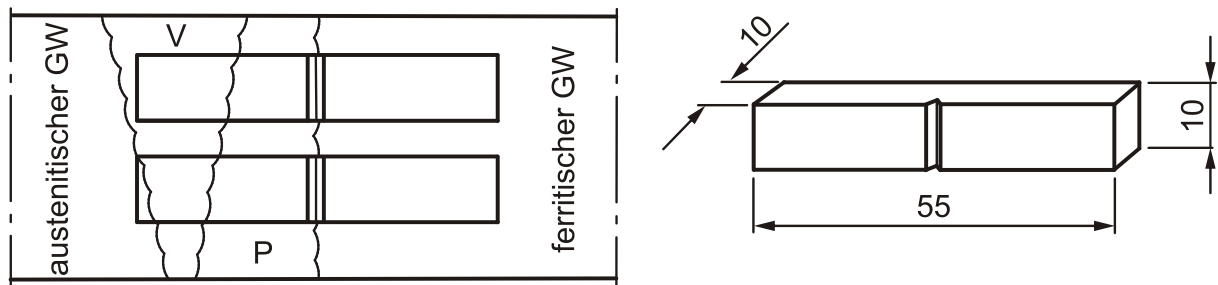
Bild 4.49: Integrale Seitenbiegeprobe, Maße in mm

Für weitere Untersuchungen wurden Kleinzugproben (Querschnittfläche:  $15 \times 1 \text{ mm}^2$ ) sowie Kerbschlagbiegeproben (Charpy-V-Proben) aus den Pufferungen P1 und P2 und den Pufferungen der MSV MP1 bis MP5 entnommen. Bei den Zugproben wurde eine Probe so gelegt, dass sie den Übergangsbereich vom Schweißgut der Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff (Interface) enthält. Bei den Kerbschlagbiegeproben lag die Kerbe im Bereich des Interface. Zum Vergleich wurden auch Proben aus dem ferritischen Grundwerkstoff und dem Werkstoff der Pufferung entnommen und geprüft.

Die Entnahme der Kleinzugproben erfolgte in Umfangsrichtung, [Bild 4.50](#), während die Orientierung der Charpy-V-Proben einer Längsprobe mit Rissfortschrittsrichtung in Umfangsrichtung entsprach, [Bild 4.51](#)



**Bild 4.50:** Entnahme der Kleinzugproben aus dem Bereich der Pufferung, Maße in mm



**Bild 4.51:** Entnahme der Charpy-V-Proben (Interface der Pufferung) , Maße in mm

Die Herstellung der Kleinzugproben erfolgte durch Drahterodieren. Entsprechend der Probendicke von 1 mm und dem Schnittverlust von rund 0,4 mm wurde mit aufsteigender Probennummer das Interface von der Pufferungsseite aus angenähert. Somit bestand die Möglichkeit, Kennwerte für einzelne Materialzonen in feinen örtlichen Abstufungen von der Pufferung über das Interface bis hin zum ferritischen Grundwerkstoff zu ermitteln. An ausgewählten Proben (Integralproben, Charpy-V-Proben, Kleinzugproben) wurden hierbei fraktographische und metallographische Untersuchungen durchgeführt, um Detailinformationen zum Bruchverlauf und zur Bruchmorphologie zu erhalten [3].

### Versuche mit Integralproben

Die Integralproben wurden den MSV M1 bis M5 entnommen. Es wurden jeweils zwei Zugproben sowie zwei Biegeproben gefertigt. Hierbei enthielt eine Probe die Decklage und eine Probe die Wurzellage. Die Seitenbiegeprobe wurde über die gesamte Rohrwand entnommen. Die Belastung der Biegeproben wurde so gewählt, dass die Schmelzlinie ferritischer GW/Pufferung in der Zone maximaler Biegung lag.

Eine Anrissbildung im Bereich des Interface konnte nicht festgestellt werden. Bei allen Integralproben erfolgte der Bruch jeweils im austenitischen Rohr Bild 4.52. Die Zugfestigkeit beträgt im Mittel 573 MPa, was im Bereich des Wertes liegt (555 MPa), der für das austenitische Rohr im Anlieferungszustand ermittelt wurde, vgl. Tabelle 4.4.

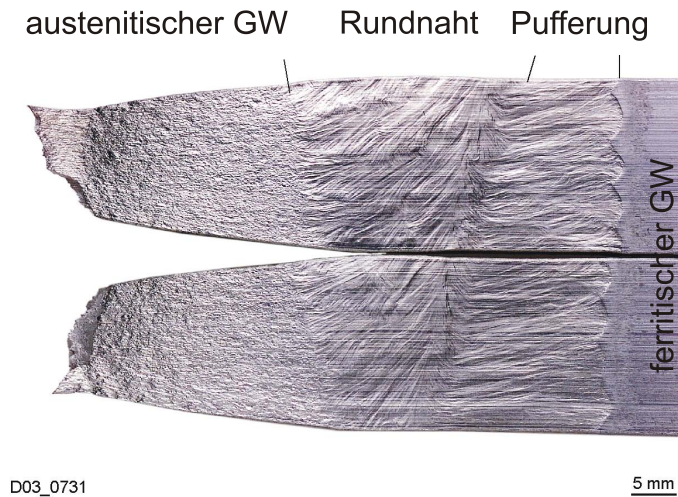


Bild 4.52: Integralzugprobe mit Bruch im Grundwerkstoff des austenitischen Rohres

Die Beanspruchung der Biegeproben erfolgte so, dass sich bei der Decklagenprobe (BD) die Decklage und bei der Wurzellagenprobe (BW) die Wurzellage im Zugbereich der Biegung befand. Nach durchgeführter Biegung um 180° waren die Proben aus den Mischnähten M1, M2, M4 und M5 befundfrei, wogegen bei der Probe aus dem Wurzelbereich der Mischnaht M3 ein Anriss im Bereich des Interface entstanden ist, Bild 4.53, der die gleiche Orientierung aufweist wie bei Disbonding.

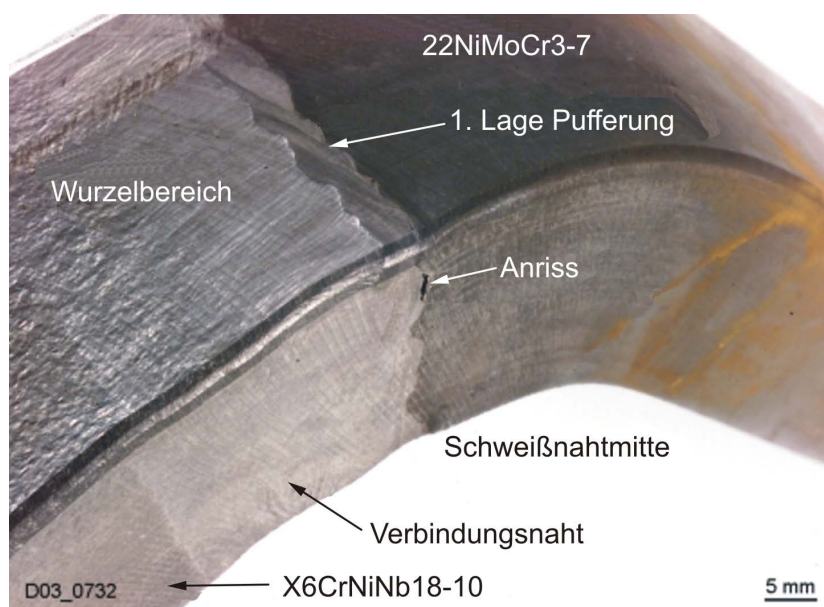


Bild 4.53: Integrale Biegeprobe (wurzelseitige Biegeprobe M3BW) der Mischnaht M3 mit Anriss im Bereich des Interface

Bei den geprüften Seitenbiegeproben (SB) wurde der Druckstempel im Bereich des Interface aufgesetzt, so dass dort die höchste Biegedehnung auftrat. Nach Durchführung der Biegung um 180° blieben alle Proben ohne Befund.

Die fraktographische Untersuchung der freigelegten Rissfläche der Biegeprobe aus dem Wurzelbereich der Mischnaht M3 (Blick auf die ferritische Seite der Rissfläche), weist lokal Strukturen auf, wie sie auch bei der disbondingbehafteten MSV aus Kapitel 3.1.1 festgestellt wurden, Bild 4.54. Ein besonderes Merkmal ist hierbei das gehäufte Auftreten von Heißrissen, wie es in Bild 4.55 und Bild 4.56 zu erkennen ist. Um die einzelnen Werkstoffbereiche zu identifizieren wurden EDS-Analysen am Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. Neben den zahlreichen freigelegten Dendritenoberflächen im Bereich der Heißrisse im Schweißgut der Pufferung sind auch duktile transkristalline Trennungen einzelner Dendriten des austenitischen Schweißguts mit ausgeprägter Wabenstruktur zu beobachten. Diese sind im Zuge des Freilegens der Anrissfläche (Laborbruch) nach Abkühlen auf die Temperatur des flüssigen Stickstoffs entstanden, z. B. Bild 4.56.

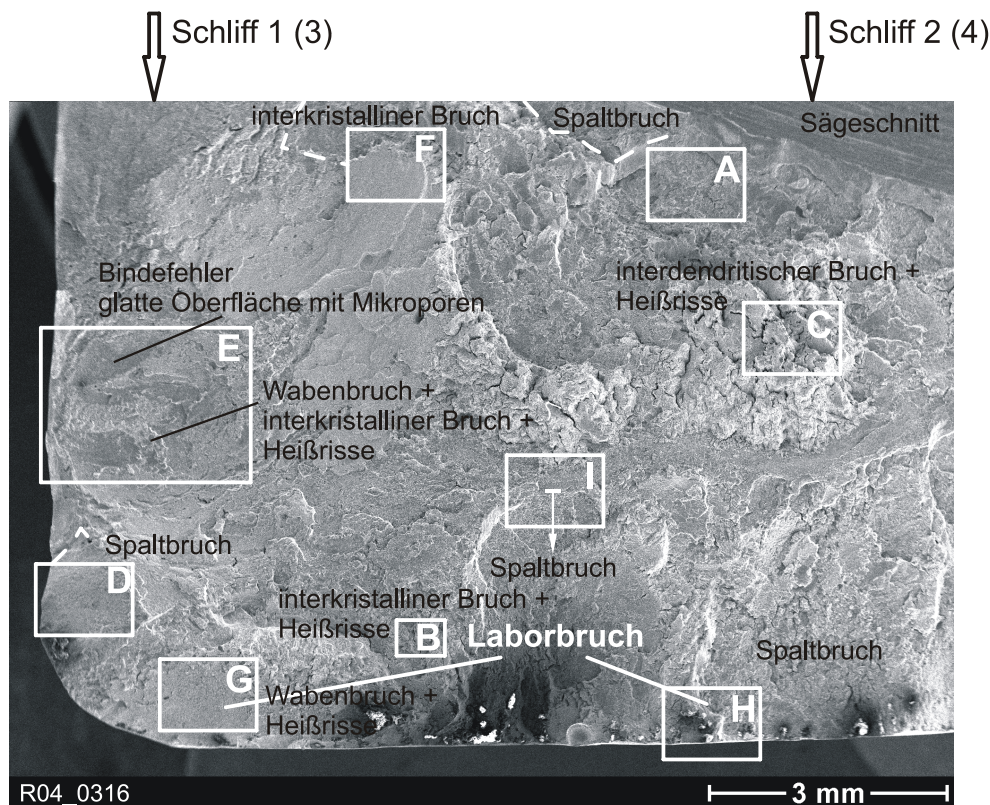
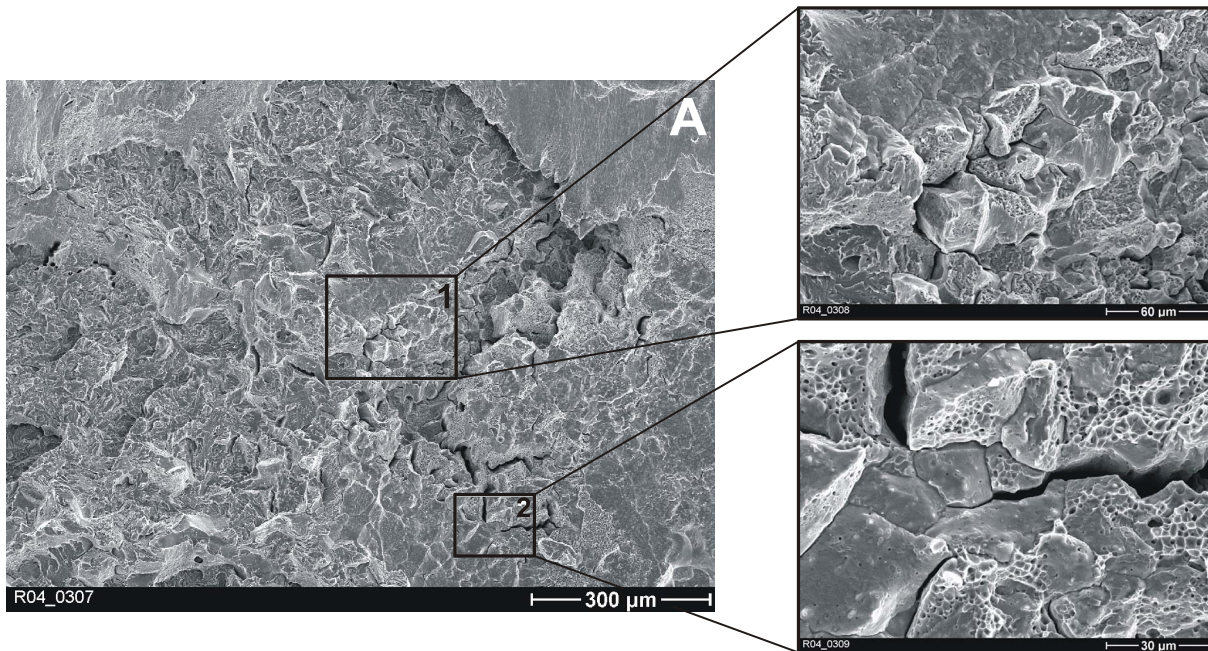
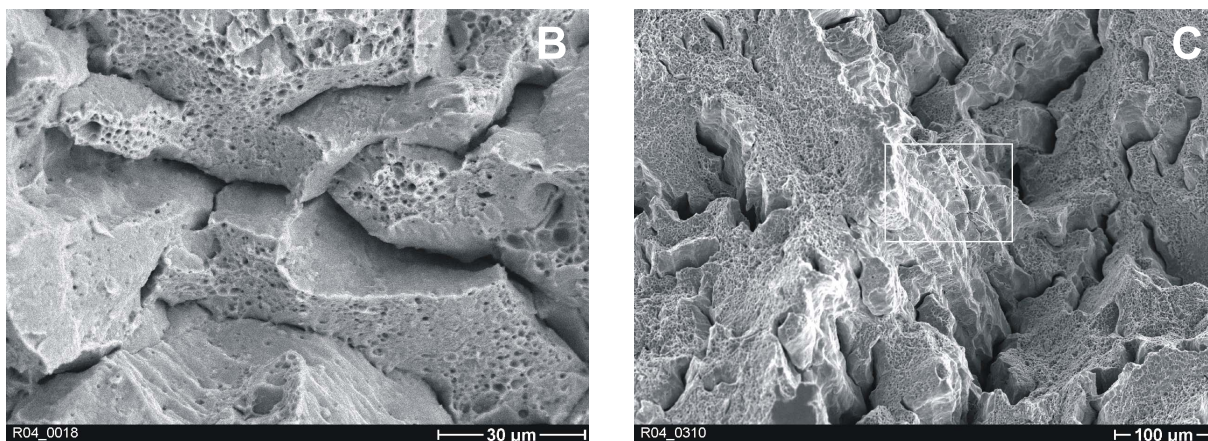


Bild 4.54: Freigelegter Riss der Biegeprobe aus Mischnaht M3, Blick auf die ferritische Seite



**Bild 4.55:** Bereich A in Bild 4.54, gehäuftes Auftreten von Heißrissen

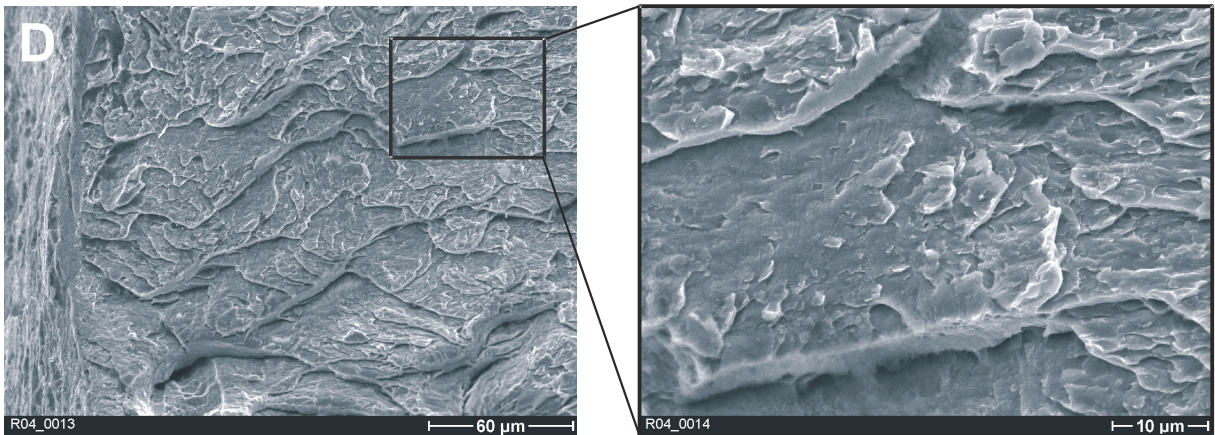


**Bild 4.56:** Bereich B und Bereich C in Bild 4.54

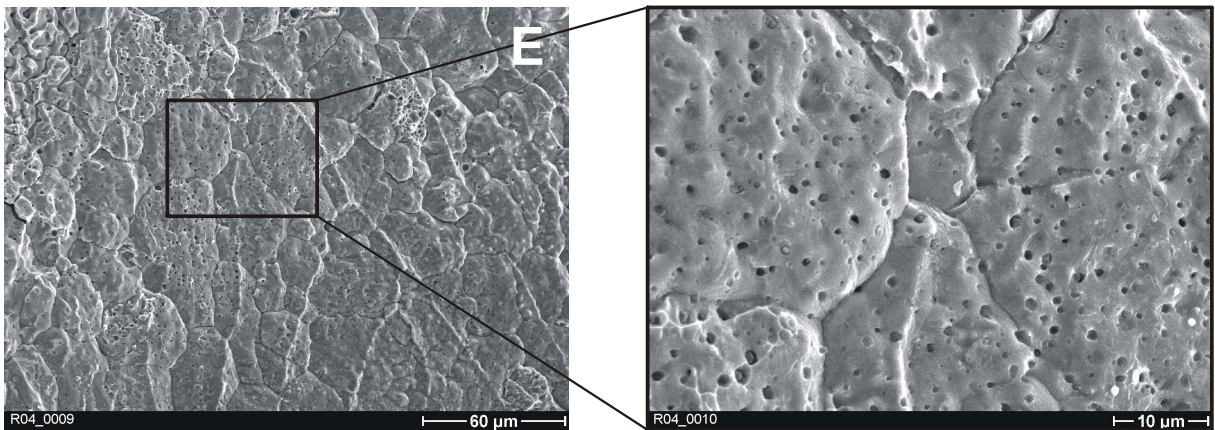
Vereinzelt konnten auch transkristalline Spaltbrüche im ferritischen Grundwerkstoff gefunden werden, die sich ebenfalls auf das Freilegen der Rissfläche im Laborbruch zurückführen lassen, Bild 4.57.

Die kennzeichnenden Merkmale für Disbonding sind Bruchstrukturen, die sich keinem der bekannten Bruchmechanismen zuordnen lassen und insbesondere in Bild 4.58 dokumentiert sind.

Bei diesen Werkstoffbereichen handelt es sich gemäß der Mikroanalysen um chrom- und nickelhaltige Bereiche, die mit dem Werkstoff des ferritischen Rohres verbunden sind, da es sich bei den fraktographischen Aufnahmen um die Blickrichtung auf die ferritische Seite der Rissfläche handelt. Demzufolge verläuft die Werkstofftrennung des Disbonding zu einem großen Teil auf der austenitischen Seite der Schmelzlinie.

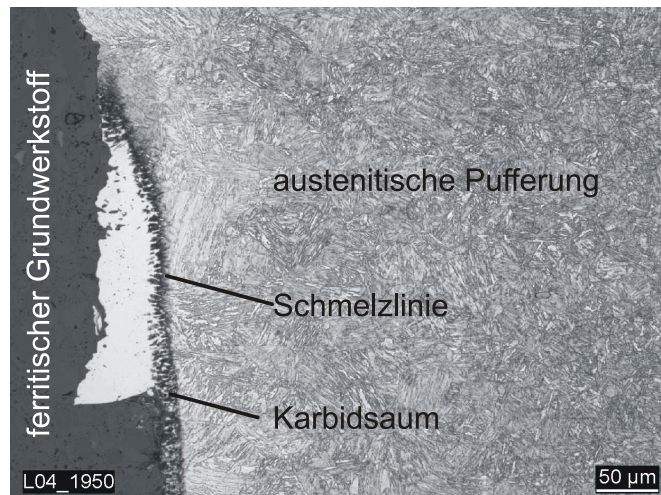


**Bild 4.57:** Spaltbruch im ferritischen Grundwerkstoff nach Freilegen der Rissfläche, Ausschnitt aus Bereich D in Bild 4.54



**Bild 4.58:** Bereich E Bild 4.54, Bruchfläche als Indiz für Disbonding

Zur Dokumentation des Rissverlaufs im Bereich des Disbonding wurden insgesamt vier Schlitze orthogonal zu den beiden Bruchflächen angefertigt, Bild 4.54. Anhand des metallographischen Befundes lässt sich bestätigen, dass die Trennung überwiegend entlang der Schmelzlinie bzw. entlang des Karbidsaums erfolgt ist, Bild 4.59.



**Bild 4.59:** Rissverlauf in der Biegeprobe aus Mischnaht M3 im Schliff 1

Aus dem Vorliegen eines ausgeprägten Karbidsaumes im Rissbereich der Biegeprobe leitet sich ab, dass zwischen der austenitischen Pufferung und dem ferritischen Grundwerkstoff überwiegend eine gute Verbindung bestand, die eine Kohlenstoffdiffusion während des Spannungsarmglühens ermöglichte. Die Konzentration von Heißrissen mit durch Seigerungen geschwächten Dendritenkongrenzen, hat möglicherweise das Auftreten einer Werkstofftrennung im Biegeversuch begünstigt. Weiterhin kann nicht ausgeschlossen werden, dass durch "Mikro-Schlierenbildung" in der ersten Pufferlage, wie sie vereinzelt in diesen Bereichen festgestellt wurden, Bild 4.60, lokal komplexe Gefügebereiche mit unterschiedlichen Festigkeitseigenschaften entstehen.

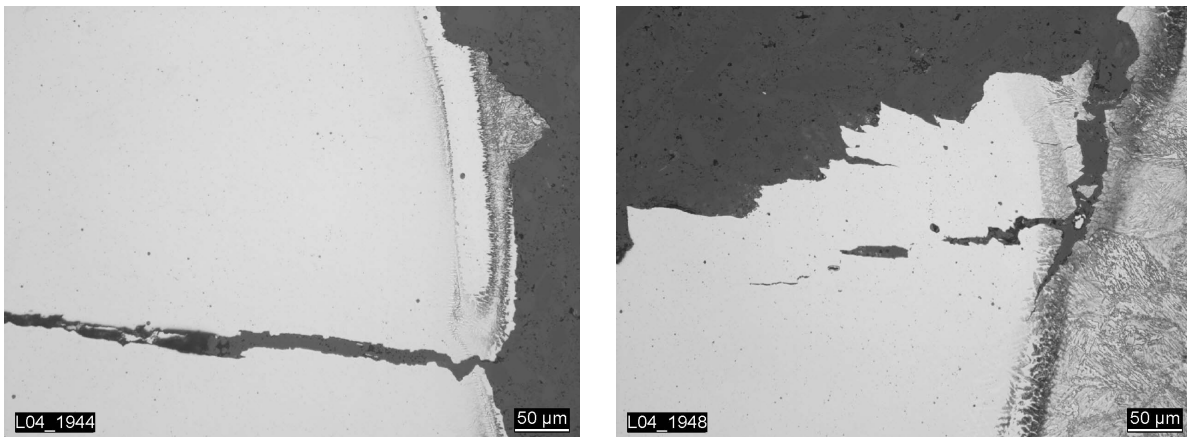


Bild 4.60: Rissverlauf in der Biegeprobe aus Mischnaht M3 im Schliff 3 und Schliff 2, vgl. Bild 4.54 (links austenitische Bruchhälfte, rechts ferritische Bruchhälfte)

Diese komplexen Gefügebereiche können ebenfalls eine Ablösung der Pufferung begünstigen [3]. Die fraktographischen und metallographischen Befunde entsprechen weitgehend denjenigen, die auch bei den Untersuchungen in Kapitel 3.1 gefunden wurden. Sie zeigen, dass die hier gefertigten MSV ein Potenzial für Disbonding enthalten.

### **Zugversuche an Kleinproben**

Sämtliche Zugversuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Durch die Zugversuche sollte ein qualitativer Aufschluss über ein Potenzial zur Rissbildung und reduziertes Verformungsvermögen im Bereich des Interface und der benachbarten Zonen gegeben werden. Die Ergebnisse dienen weiterhin der quantitativen Charakterisierung der verschiedenen Gefügebereiche bezüglich Festigkeit und Verformungsfähigkeit. Als Vergleichsgrößen wurde die 0,2 % - Dehngrenze, die Zugfestigkeit sowie die Bruchdehnung ausgewertet.

Es wurden zahlreiche Kleinproben der Pufferungen P1 und P2 geprüft um Daten für den weitgehend unbeeinflussten Grundwerkstoff, das niedergeschmolzene Schweißgut der Pufferung bis in die zweite und dritte Lage hinein sowie für die WEZ des ferritischen Grundwerkstoffs zu erhalten. Der Verlauf der 0,2 %-Dehngrenze und der Zugfestigkeit  $R_m$  ist für die Pufferung P1 in Bild 4.61 und für die Pufferung P2 in Bild 4.62 dargestellt.

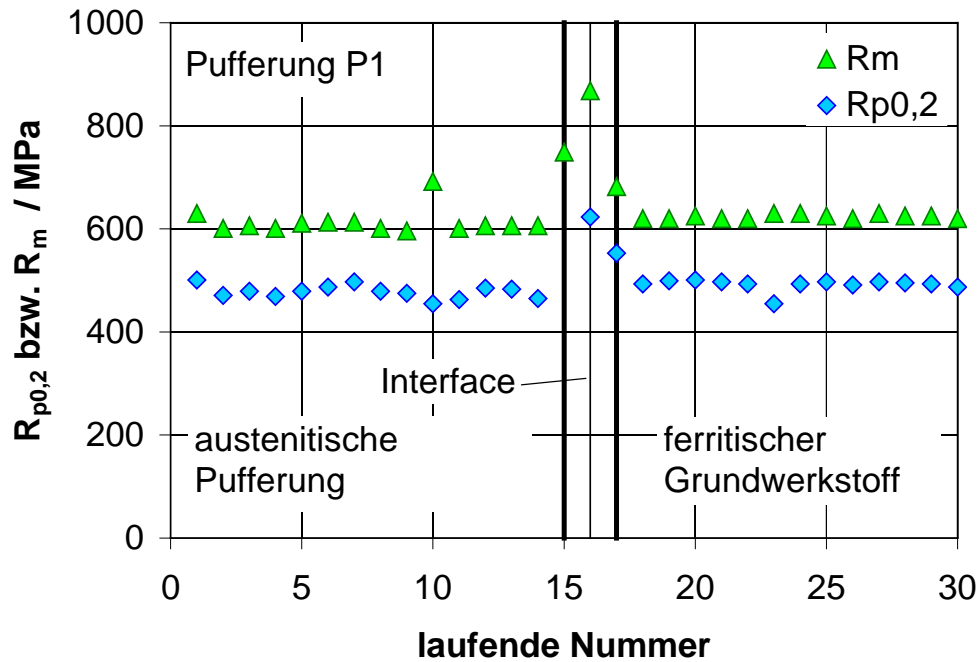


Bild 4.61: Verlauf der 0,2 % - Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und der Zugfestigkeit  $R_m$ , P1

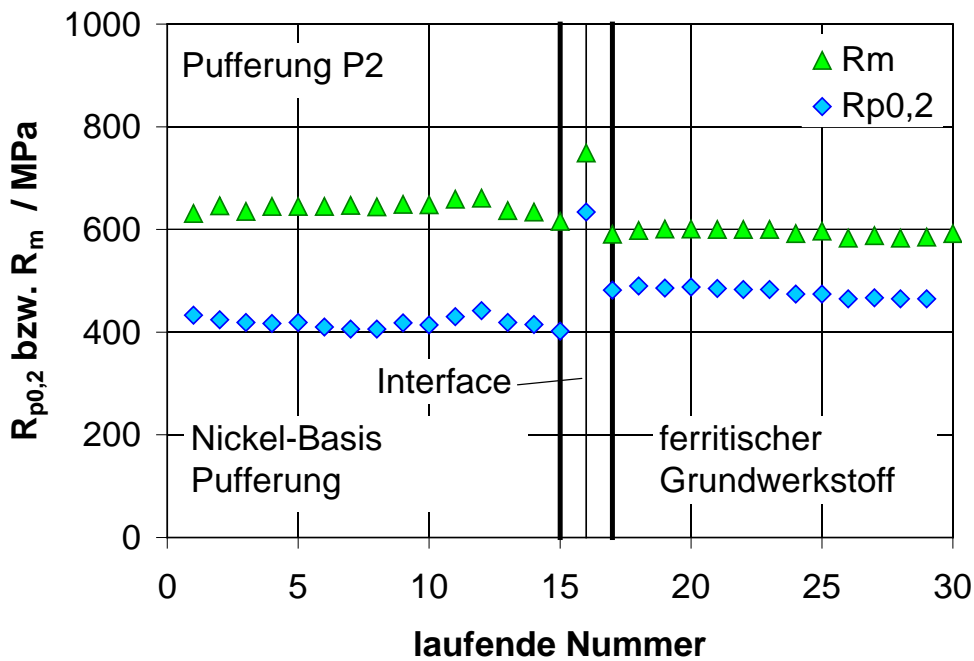


Bild 4.62: Verlauf der 0,2 % - Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und der Zugfestigkeit  $R_m$ , P2

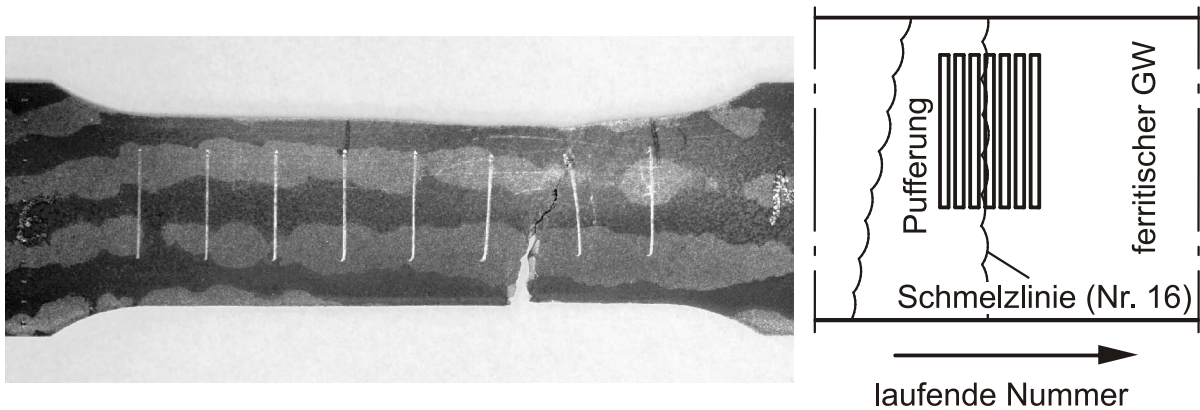
Stichprobenartig wurden einige Proben aus den Mischnähten entnommen und geprüft, um die Änderung der Eigenschaften im Bereich des Interface durch die unterschiedlichen Schweißparameter bei der Pufferung zu dokumentieren. Für den ferritischen Grundwerkstoff, den austenitischen Grundwerkstoff sowie das Schweißgut der Pufferungen, konnten hierbei folgende Werte ermittelt werden [3].

**Tabelle 4.13:** Festigkeits- und Verformungskennwerte für die Proben P1 und P2

<b>Werkstoff</b>	<b>Ersatzstreckgrenze</b>	<b>Zugfestigkeit</b>	<b>Bruchdehnung</b>	<b>Probe</b>
	<b><math>R_{p0,2}</math> / MPa</b>	<b><math>R_m</math> / MPa</b>	<b>A / %</b>	
ferritischer GW	494	627	19	P1
SG austenitische Pufferung	481	616	40	P1
ferritischer GW	476	600	24	P2
SG Ni-Basis Pufferung	420	650	43	P2
austenitischer GW	255	555	59	P1, P2

Der ferritische Werkstoff weist hierbei geringe Unterschiede auf, die offenbar vom Entnahmeort abhängen, da das Rohr einer Schmiedebamme entnommen wurde und sich somit Seigerungen in Umfangsrichtung ergeben können, vgl. Kapitel 4.1.1 und [41]. Beim austenitischen Schweißgut liegen nahezu die gleichen Festigkeitseigenschaften wie beim ferritischen Grundwerkstoff vor. Lediglich die Bruchdehnung ist in etwa doppelt so hoch. Das Nickel-Basis Schweißgut besitzt wie das austenitische Schweißgut eine Bruchdehnung von rund 40 %. Die 0,2 %-Dehngrenze weist etwas niedrigere Werte auf, während die Zugfestigkeit über der des austenitischen Schweißguts liegt.

Das Interface erstreckt sich durch die gewellte Struktur der Schmelzlinie über einen Bereich von ca. 3 mm. Dies hat zur Folge, dass bei den geprüften Proben mit einer Probendicke von 1 mm, deutlich von den Ausgangswerten abweichende Eigenschaften auftreten können. Die Justierung auf der x-Achse erfolgte daher so, dass der Probe, die die Schmelzlinie enthält, Beispiel Bild 4.63, die Nummer 16 zugeordnet wurde, um eine bessere Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten.



**Bild 4.63:** Kleinzugprobe aus dem Interface der Mischnaht M1 mit ferritischen Anteilen des Grundwerkstoffs und austenitischen Anteilen der Pufferung

Kennzeichnend für das Interface bei den austenitischen Pufferungen sind jeweils eine gegenüber den Ausgangswerkstoffen erhöhte Festigkeit und eine reduzierte Bruchdehnung. Bei den durchgeführten Zugversuchen wurde die höchste Zugfestigkeit von rund 1000 MPa bei der Pufferung der Mischnaht MP4 festgestellt.

Die Unterschiede der Kennwerte im Bereich des Interface hängen zum einen mit der Gefügeausbildung (Martensitanteil, Karbidsaumausbildung) aber auch mit der Lage der Proben zur Schmelzlinie zusammen. Eine Gegenüberstellung aller Werte der austenitischen Pufferung lässt erkennen, dass außer den größeren Änderungen im Bereich des Interface auch deutliche Änderungen auf der Austenitseite auftreten, **Bild 4.64**.

Die Kennwerte der ferritischen WEZ und des Grundwerkstoffs sind aufgrund der durchgeführten Spannungsarmglühung nahezu identisch. Im austenitischen Bereich werden die Eigenschaften überwiegend durch die lokalen Elementgehalte und die daraus resultierenden Gefügeanteile, z. B. Martensit, geprägt und werden durch die Spannungsarmglühung nur unwesentlich beeinflusst.

Die Nickel-Basis Pufferung zeigt eine erhöhte Festigkeit und eine reduzierte Bruchdehnung nur an der Probe, welche die Schmelzlinie beinhaltet, **Bild 4.65**.

Weiterhin lässt sich erkennen, dass die Probe aus der ersten Lage der Pufferung reduzierte Festigkeits- und Verformungskennwerte aufweist, was auf den durch die Aufmischung abgesenkten Nickel-Gehalt zurückzuführen ist.

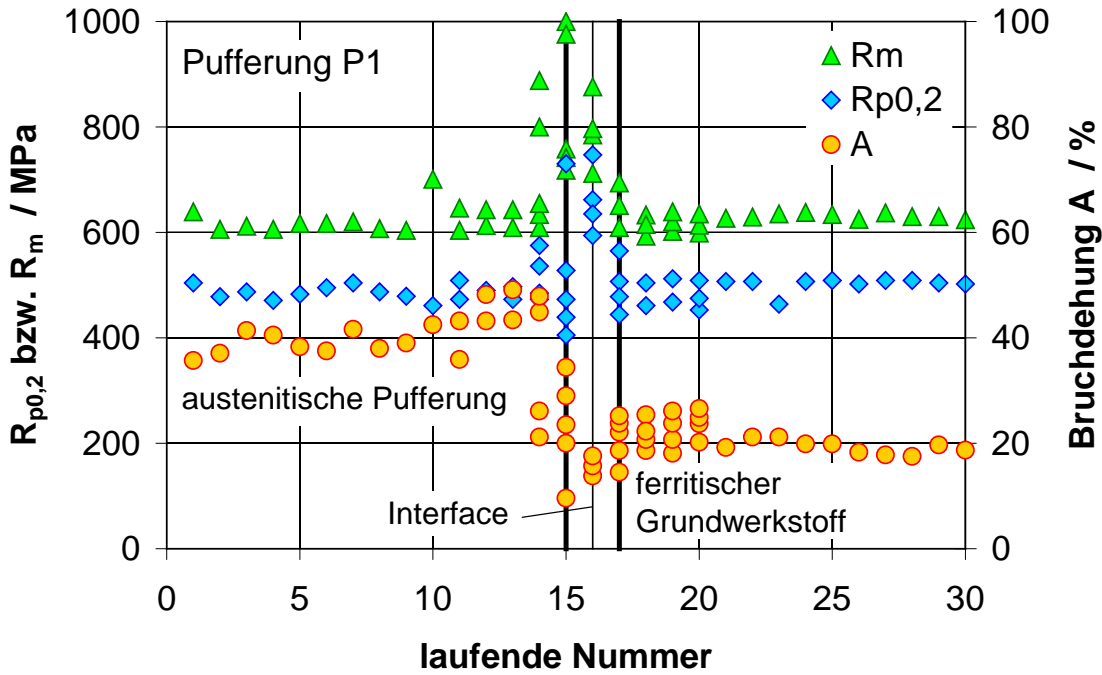


Bild 4.64: Verlauf der 0,2 % - Dehngrenze, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung, Pufferung P1 mit austenitischer Schweißelektrode

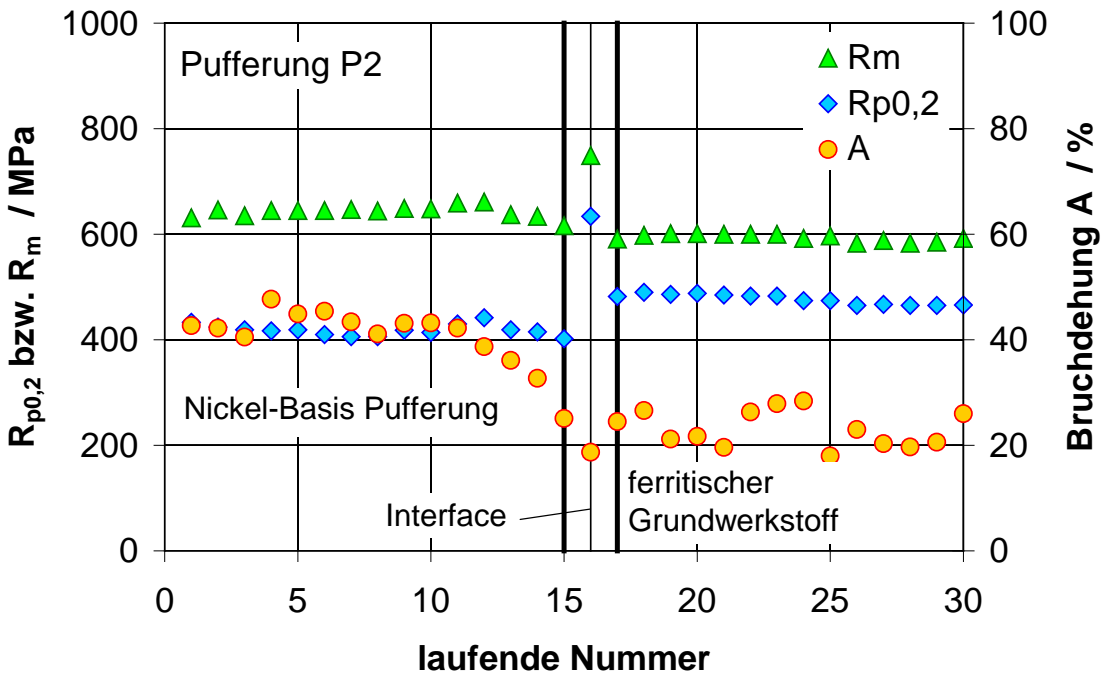


Bild 4.65: Verlauf der 0,2 % - Dehngrenze, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung, Pufferung P2 mit Nickel-Basis Schweißelektrode

Für detailliertere Untersuchungen wurde je eine Bruchfläche der Zugprobe aus der austenitischen Pufferung P1 sowie der Nickel-Basis Pufferung P2 im REM untersucht, die jeweils die Schmelzlinie beinhalten. Bei der Probe mit austenitischer Pufferung hat sich entlang der Schmelzlinie eine Zone von ca. 20  $\mu\text{m}$  Breite ausge-

bildet, die im Zugversuch ohne klar zuordenbare Bruchmerkmale (z.B. Spaltbruch, interkristalliner Bruch bzw. Verformungsbruch) bricht, Bild 4.66.

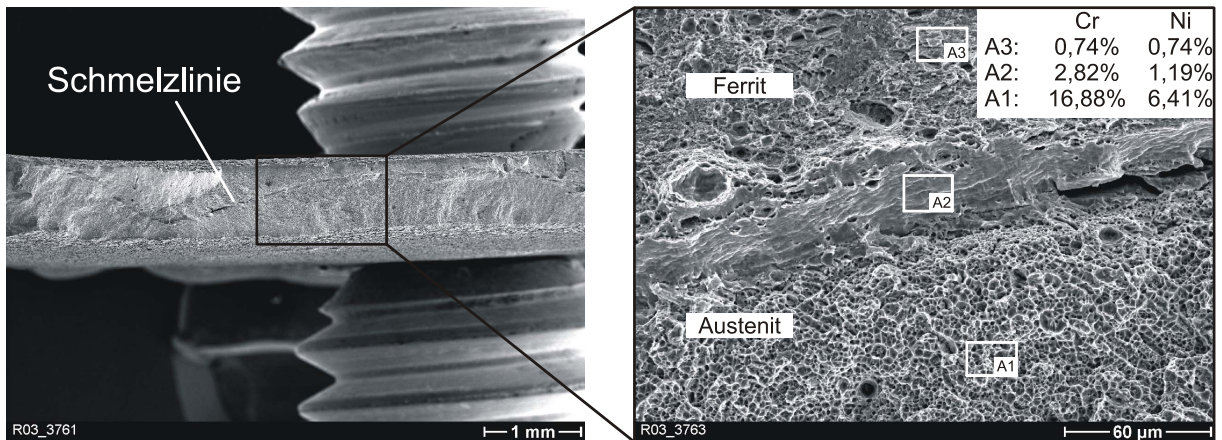


Bild 4.66: Bruchfläche der Zugprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, kennzeichnender Ausschnitt aus dem Interface

Die sich direkt an das Interface anschließenden Werkstoffbereiche zeigen entsprechend der gemessenen Bruchdehnungen von ca. 15 – 20 % eine ausgeprägte Wabenstruktur. Diese Wabenstruktur ist im ferritischen Grundwerkstoff etwas schwächer als im austenitischen Schweißgut. Es ist erkennbar, dass die strukturlose Zone auf der Austenitseite dazu neigt, sich verformungsarm abzulösen, Bild 4.66. Von der Elementzusammensetzung entspricht die strukturlose Zone im Wesentlichen dem ferritischen Werkstoff mit etwas angehobenem Chrom- und Nickel-Gehalt, d. h. es handelt sich möglicherweise um den Karbidsaum [3].

Bei der Nickel-Basis Pufferung ist die Zwischenzone der zuvor genannten Art nur minimal ausgeprägt, Bild 4.67. Auch unmittelbar entlang der Schmelzlinie liegt ein ausgeprägter Wabenbruch vor.

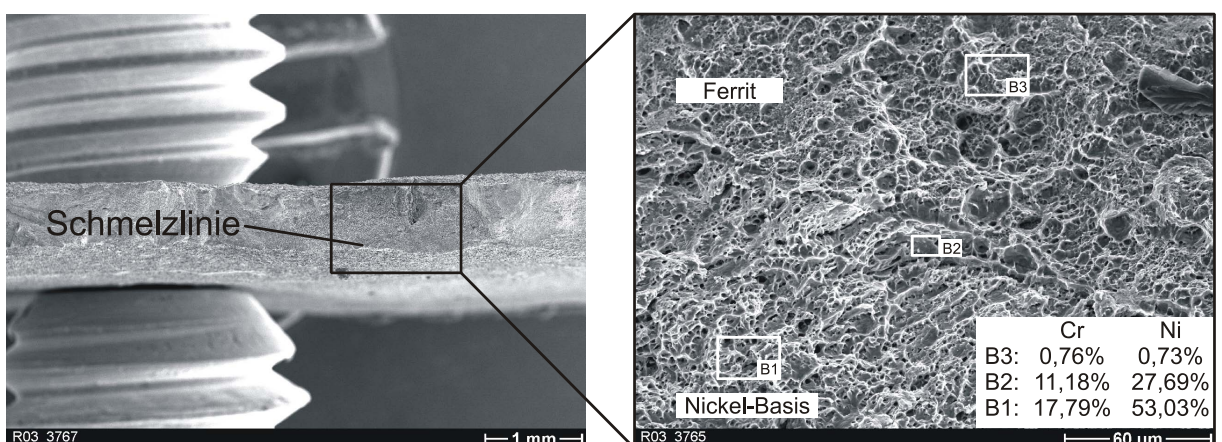


Bild 4.67: Bruchfläche der Zugprobe aus dem Interface der Nickel Basis Pufferung P2, kennzeichnender Ausschnitt aus dem Interface

## **Kerbschlagbiegeversuche**

Vom Kerbschlagbiegeversuch wird erwartet, dass aufgrund der Kerbe, die einen mehrachsigen Spannungszustand bewirkt, und der dynamischen Beanspruchung Schwachstellen im Interface in besonderem Maße in Erscheinung treten. Schwachstellen können hierbei eine Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Temperaturen oder einen Abfall der Kerbschlagarbeit in der Hochlage bewirken. Weiteres Indiz ist eine große Streuung der Einzelwerte.

Aus den Pufferungen P1 und P2 standen insgesamt 28 Kerbschlagbiegeproben (Charpy-V-Proben) zur Verfügung. Aus den Pufferungen der MSV MP1 bis MP5 wurden zusätzlich jeweils 20 Kerbschlagbiegeproben hergestellt. Aufgrund der Kerbschlagarbeit des ferritischen Grundwerkstoffs und des generellen Verhaltens der Wärmeeinflusszone, deren Übergangstemperatur in der Regel niedriger liegt als die des Grundwerkstoffs, war davon auszugehen, dass eine Prüfung bei Raumtemperatur ausreichende Bedingungen für das Erkennen von Schwachstellen im Interface darstellt.

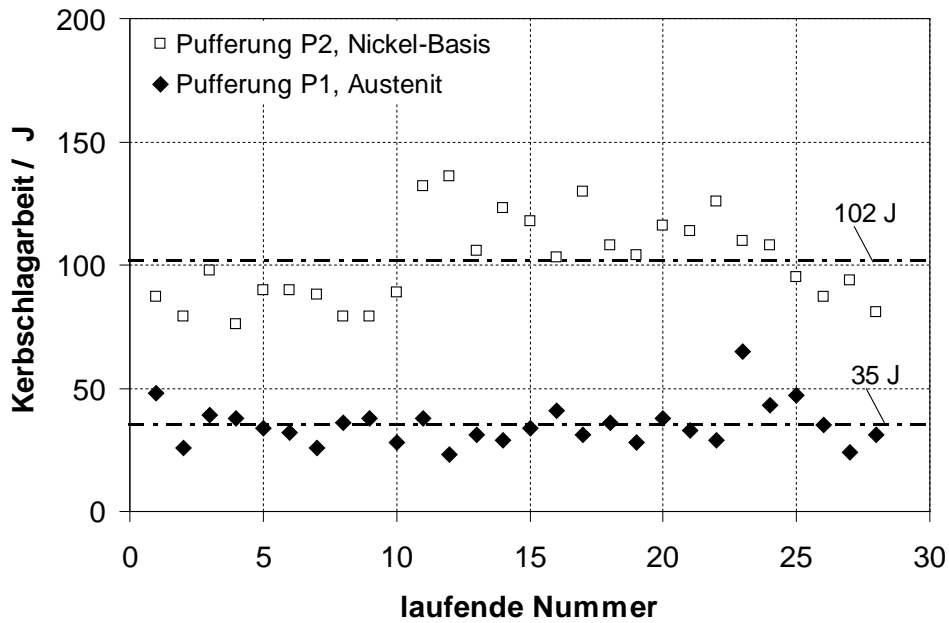
Für die Werkstoffbereiche in einem ausreichend großen Abstand zur Schmelzlinie wurden bei Raumtemperatur die folgenden Werte der Kerbschlagarbeit (Mittelwert aus vier Proben) ermittelt:

- Ferritischer Grundwerkstoff: 85 J,
- austenitische Pufferung: 85 J,
- Nickel-Basis Pufferung: 139 J.

Beim ferritischen Grundwerkstoff ergab sich ein duktiler Bruchanteil von im Mittel 50 %, was deutlich macht, dass die Prüfung bei Raumtemperatur etwa dem mittleren Übergangsbereich der Kerbschlagarbeit entspricht.

Bei den Ergebnissen der Kerbschlagbiegeversuche mit Proben aus dem Interface der Pufferungen P1 und P2 traten deutliche Unterschiede auf, Bild 4.68. Bei der austenitischen Pufferung P1 liegt die Kerbschlagarbeit am Interface im Mittel bei 35 J, bei der Nickel-Basis Pufferung P2 bei 102 J. Die Streuung der Daten ist relativ groß, was darauf zurückzuführen ist, dass der Bruchprozess unterschiedliche Werkstoff- bzw. Gefügebereiche miterfasst.

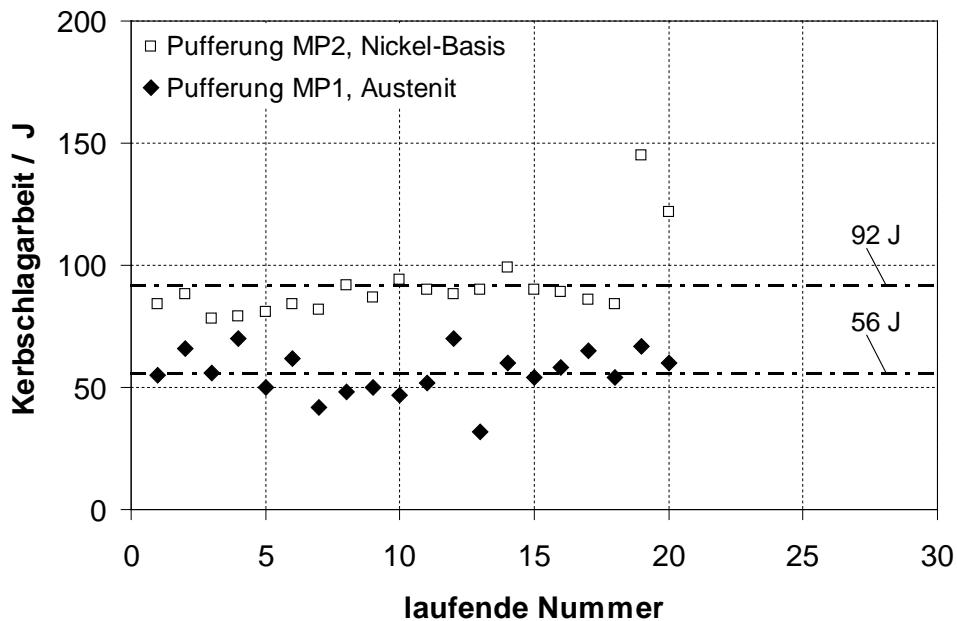
Bei den Mischnähten M1 und M2, bei denen die jeweilige Pufferung mit gleichen Parametern wie die Pufferungen P1 bzw. P2 geschweißt wurden, ergaben sich für das Interface der Nickel-Basis Pufferung MP2 im Wesentlichen die gleichen Kerbschlagarbeitswerte (92 J) wie für die Pufferung P2 (102 J), Bild 4.69.



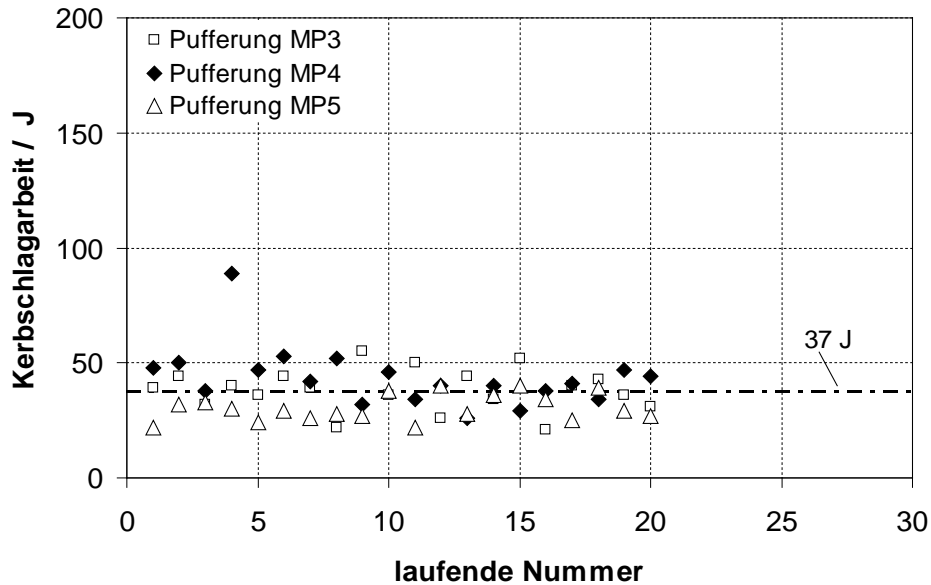
**Bild 4.68:** Kerbschlagarbeit der Proben aus dem Interface der Pufferungen P1 (austenitisch) und P2 (Nickel-Basis), Probenlage L-T

Die Kerbschlagarbeit der Proben aus der austenitischen Pufferung MP1 (56 J) liegt dagegen um ca. 20 J höher als bei der vergleichbaren Pufferung P1. Eine Ursache für dieses Verhalten konnte nicht gefunden werden.

Die Kerbschlagarbeit der austenitischen Pufferungen MP3, MP4 und MP5 beträgt im Mittel 37 J, [Bild 4.70](#).



**Bild 4.69:** Kerbschlagarbeit der Proben aus dem Interface der Pufferungen MP1 (austenitisch) und MP2 (Nickel-Basis), Probenlage L-T



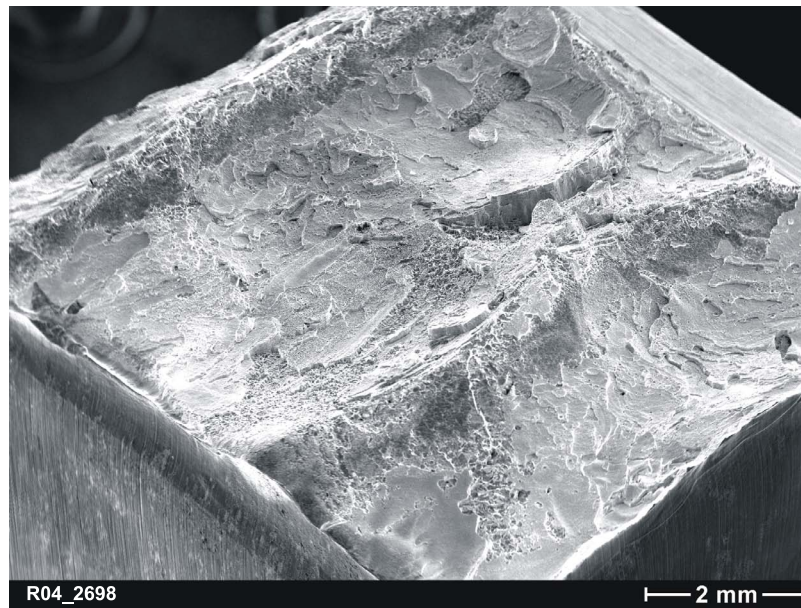
**Bild 4.70:** Kerbschlagarbeit der Proben aus dem Interface der austenitischen Pufferungen MP3, MP4 und MP5, Probenlage L-T

Der Wert liegt damit in dem Bereich, der sich auch für die Pufferung P1 ergab, obwohl die Kombination von Vorwärmtemperatur, Zwischenlagentemperatur und Bedingungen der Spannungsarmglühung unterschiedlich waren, vgl. Anhang A 1. Daraus ist zu schließen, dass es sich bei den oben genannten Parametern in dem realisierten Bereich um keine Größen handelt, die deutlichen Einfluss auf die Kerbschlagarbeit des Interface von austenitischen Pufferungen haben.

In allen Fällen hat sich gezeigt, dass die Brüche von Proben aus dem Interface der austenitischen Pufferungen mit deutlich niedrigerer Kerbschlagarbeitsenergie erfolgen, verglichen mit der des ferritischen Grundwerkstoffs und des reinen austenitischen Schweißguts. Auf den Bruchflächen zeichnen sich makroskopisch unterschiedliche Bereiche ab, Bild 4.71, wobei es sich bei den hell erscheinenden Zonen um die Zwickelbereiche der sich überlappenden Schweißraupen der ersten Pufferlage mit interkristallinen Trennungen handelt, Bild 4.72.

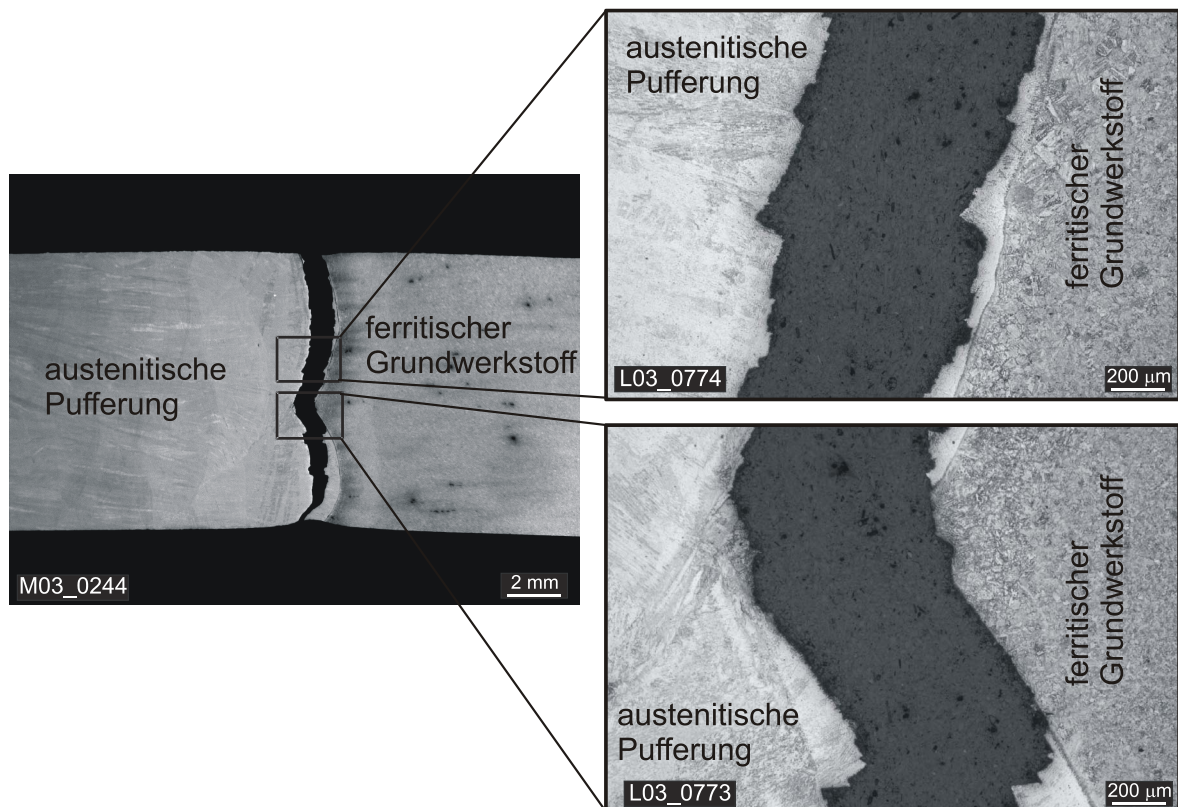


**Bild 4.71:** Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, Kerbschlagarbeit 28 J

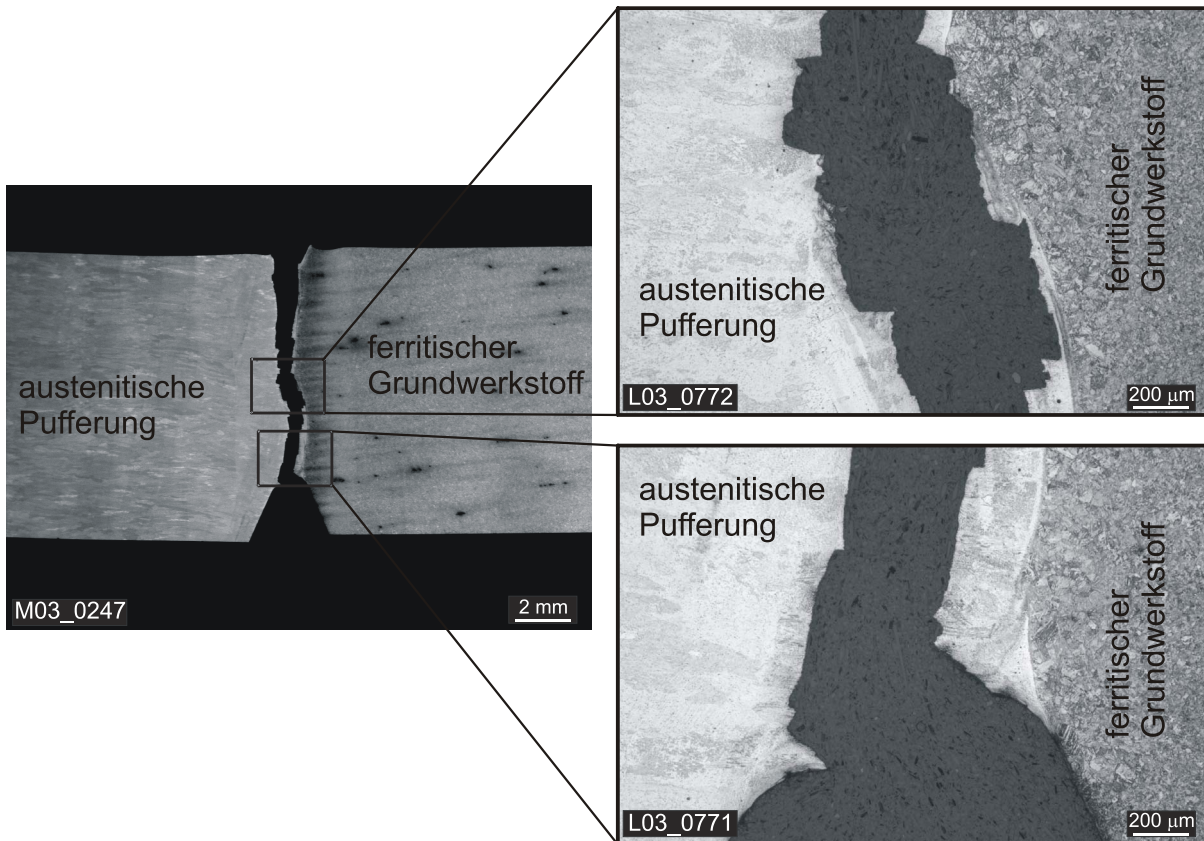


**Bild 4.72:** Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, Kerbschlagarbeit 38 J

Bei den metallographischen Schlifften der Kerbschlagbiegeproben hat sich gezeigt, dass die Trennung zu einem großen Teil im austenitischen Schweißgut dicht neben der Schmelzlinie erfolgt, zu einem kleineren Teil aber auch direkt entlang der Schmelzlinie, [Bild 4.73](#) und [Bild 4.74](#) [42].



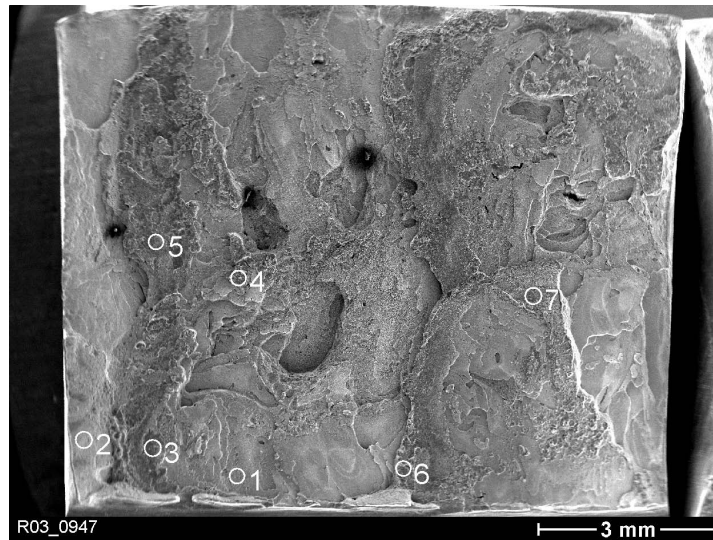
**Bild 4.73:** Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1 (Schliffebene L-S), Kerbschlagarbeit 31 J



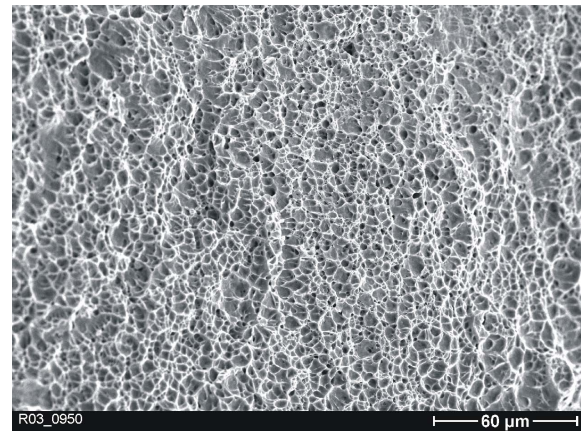
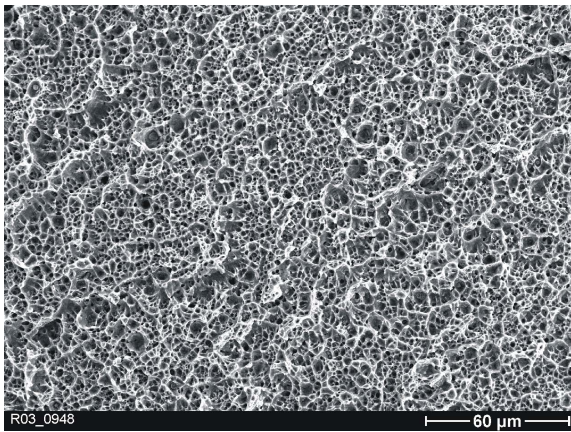
**Bild 4.74:** Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1 (Schliffebene L-T), Kerbschlagarbeit 29 J

Bei der fraktographischen Untersuchung in Verbindung mit EDS-Analysen der Bruchfläche einer Probe mit einer Kerbschlagarbeit von 29 J, [Bild 4.75](#) zeigten sich Bereiche mit duktilem Wabenbruch, [Bild 4.76](#) sowie interkristalline Bereiche, [Bild 4.77](#) die dem Austenit zuzuordnen sind.

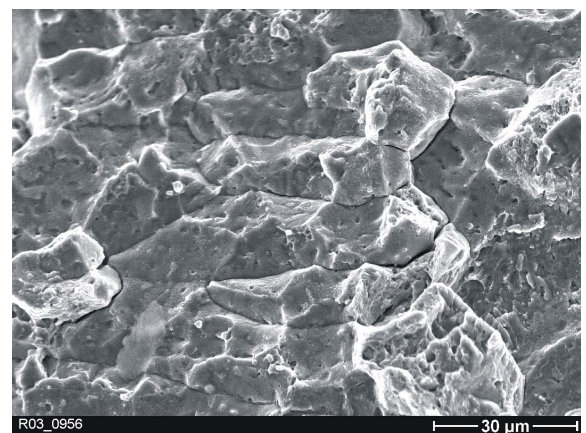
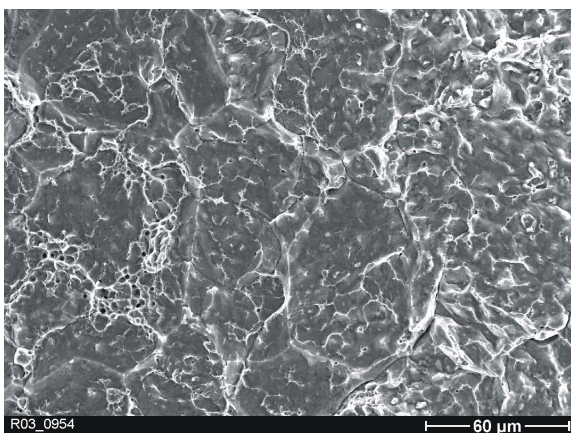
Hierbei handelt es sich um freigelegte Dendritenoberflächen, die den hellen Zonen des makroskopischen Bruchbildes entsprechen. Weiterhin waren noch vereinzelte Spaltbrüche zu erkennen, die im ferritischen Werkstoff verlaufen, [Bild 4.78](#). Damit ergibt sich bei den Kerbschlagproben lokal eine Bruchmorphologie, wie sie bereits bei dem Riss in der Biegeprobe sowie bei der disbondingbehafteten MSV festgestellt worden war.



**Bild 4.75:** Kerbschlagbiegeprobe (29 J) aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, Blick auf die austenitische Seite



**Bild 4.76:** Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, links Stelle 1, rechts Stelle 2 in Bild 4.75



**Bild 4.77:** Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, links Stelle 5, rechts Stelle 7 in Bild 4.75

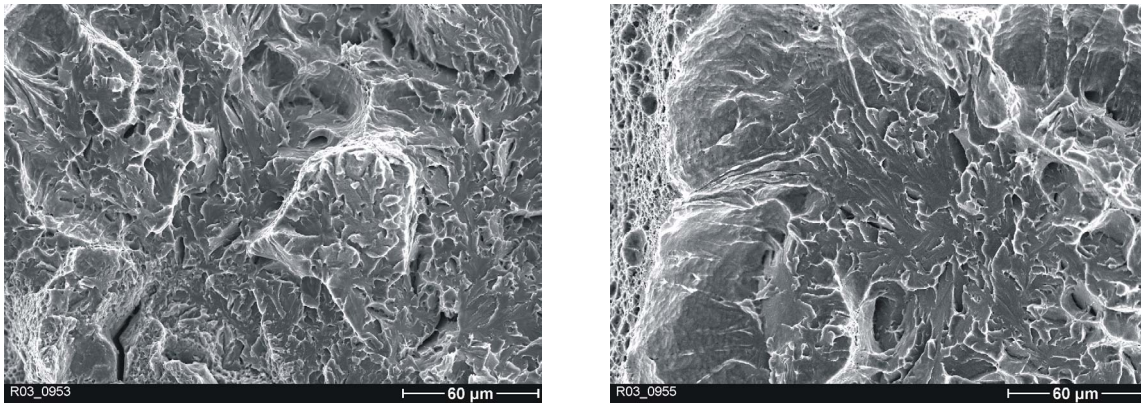


Bild 4.78: Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der austenitischen Pufferung P1, links Stelle 4, rechts Stelle 6 in Bild 4.75

Die untersuchten Bruchflächen der Kerbschlagbiegeproben aus der Nickel-Basis Pufferung zeigen ein weitgehend einheitlich, mattes Erscheinungsbild, wie es bei duktilem Wabenbruch der Fall ist, Bild 4.79.



Bild 4.79: Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der Nickel-Basis Pufferung P2, Kerbschlagarbeit 90 J

Die Risse laufen überwiegend in das Nickel-Basis Schweißgut und nur vereinzelt im Schweißgut dicht neben der Schmelzlinie, jedoch ebenfalls im Schweißgut, Bild 4.80.

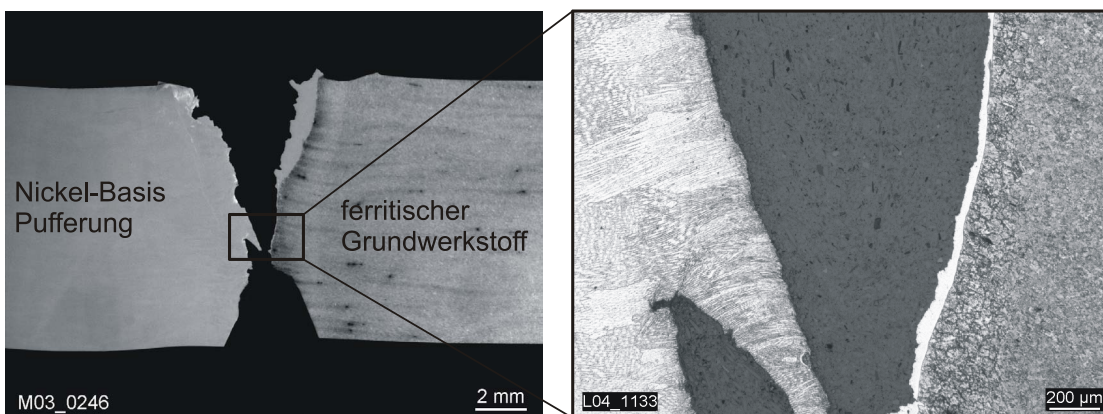


Bild 4.80: Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der Nickel-Basis Pufferung P2 (Schliffebene L-T), Kerbschlagarbeit 118 J

Bei der metallographisch untersuchten Probe, Bild 4.80, zeigt sich, dass selbst dann, wenn der Riss partiell nahe der Schmelzlinie verläuft, ein hohes Energieaufnahmevermögen gegeben ist, das in diesem Fall 118 J beträgt, d.h. das Interface bei der Nickel-Basis Pufferung stellt bezüglich des Energieaufnahmevermögens im Kerbschlagbiegeversuch keine Schwachstelle dar. Die fraktographische Untersuchung einer kennzeichnenden Bruchfläche im Rasterelektronenmikroskop, Bild 4.81, zeigt erwartungsgemäß den duktilen Wabenbruch, Bild 4.82. Dies geht mit dem makroskopischen Erscheinungsbild und der hohen Kerbschlagarbeit konform.

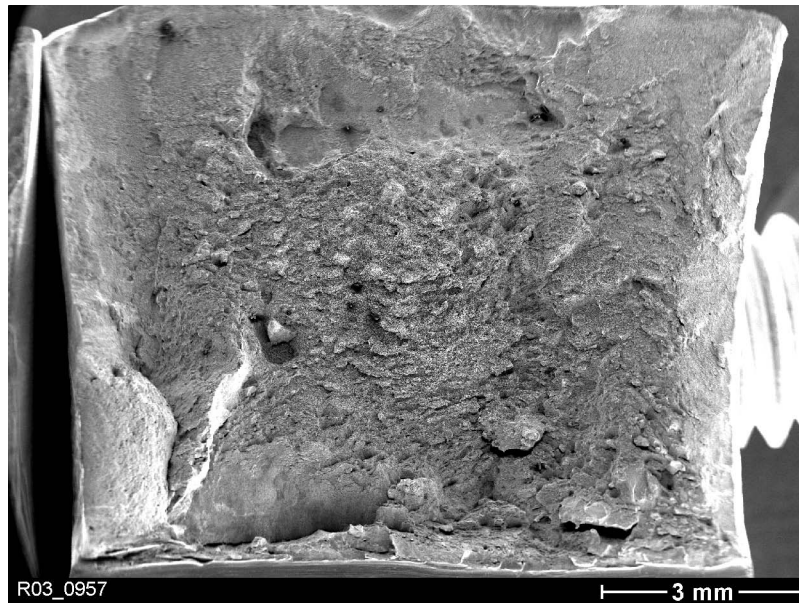


Bild 4.81: Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der Nickel-Basis Pufferung P2, Blick auf die Nickel-Basis Seite

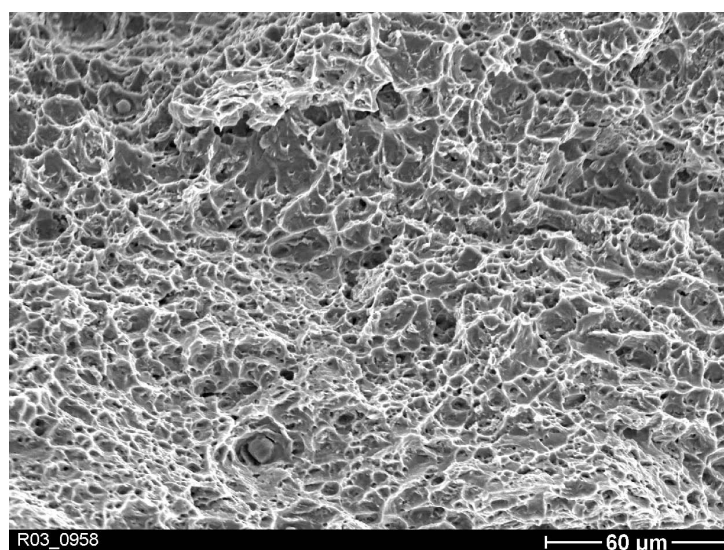


Bild 4.82: Kenzeichnendes Bruchbild der Kerbschlagbiegeprobe aus dem Interface der Nickel-Basis Pufferung P2



## 5 Numerische Untersuchungen

Die numerischen Untersuchungen dienen der rechnerischen Ermittlung und Quantifizierung möglicher Einflussparameter auf die Entstehung von Fehlstellen [43]. Mit den numerischen Untersuchungen auf makroskopischer Ebene wurden die Parameter variiert und optimiert, die zu hohen mechanischen Spannungen am Übergang ferritischer Grundwerkstoff zur austenitischen Pufferung führen. Dies sind Einflüsse der Schweißnahtgeometrie – Pufferungsdicke, Schweißnahtbreite, Flankenwinkel, Schweißvorbereitung, Lagenaufbau – und der Zwischenlagentemperatur. Die numerischen Untersuchungen dienen als Vorgabe für die zuvor beschriebenen experimentellen Untersuchungen. Anhand der durchgeführten FE-Rechnungen konnten die Schweißparameter angepasst werden. Eine Simulation der Gefügeumwandlungen während des Schweißprozesses wurde nicht berücksichtigt, was bei der späteren Auswertung der Eigenspannungsbetrachtungen zu berücksichtigen ist.

Für die nachfolgend aufgeführten Untersuchungen wird das Finite Elemente Programm ABAQUS [44] verwendet. ABAQUS bietet über eine Benutzerschnittstelle UMAT (user material) die Möglichkeit fortschrittliche Werkstoffmodelle selbst zu programmieren und somit den Schweißprozess möglichst versuchsnah zu simulieren. Aufbauend auf früheren Arbeiten [45], [46] konnte ein vorhandenes Werkstoffmodell den aktuellen Werkstoffrandbedingungen angepasst, optimiert und für die Simulation verwendet werden. Die Auswertung der Berechnungen und die Aufbereitung für die Ergebnisdarstellung erfolgte mit den Programmen PATRAN [47] und ABAQUS/Viewer [44].

### 5.1 Vorgehensweise und Untersuchungsumfang

Zur Bestimmung der Einflüsse der Schweißnahtgeometrie sowie der Schweißparameter, werden rotationssymmetrische 2D sowie 3D Finite Elemente Modelle der Rohrgeometrie erstellt.

Die numerischen Untersuchungen erfolgen in zwei Phasen. In der ersten Berechnungsphase, der transienten Temperaturverteilungsrechnung, werden die errechneten Temperaturdaten für die nachfolgende thermomechanische Strukturanalyse bereitgestellt. Bei der thermomechanischen Berechnungsphase werden nun schrittweise die Temperaturen aus der Temperaturverteilungsrechnung eingelesen und die hieraus entstehenden Spannungen, Dehnungen und Verschiebungen berechnet. Da sich die thermische Simulation und die strukturmechanische Simulation nicht gegenseitig beeinflussen werden die Simulationen als entkoppelte Berechnungen durchgeführt.

Während der Temperaturverteilungsrechnung sowie bei der anschließenden strukturmechanischen Berechnung wird der elementweise Lagenaufbau der Schweißnaht unter zu Hilfenahme der in ABAQUS implementierten Befehlszeile „\*MODELCHANGE“ durchgeführt. In einem ersten Schritt werden hierbei alle Elemente entfernt, die die Pufferung bzw. das Schweißgut repräsentieren. Anschließend können die Elemente Schritt für Schritt „aktiviert“ werden. Somit wird gewährleistet, dass bei der thermischen Berechnung nur diejenigen Elemente einen Einfluss auf das sich ausbildende Temperaturfeld haben, die aktuell geschweißt werden, bzw. schon vorhanden sind. Gleiches gilt für die strukturmechanische FE-Rechnung. Auch hier wird durch elementweises Hinzufügen der Elemente gewährleistet, dass nur die schon vorhandenen Elemente Einfluss auf das Verformungsverhalten der Struktur nehmen.

Für die Temperaturverteilungsrechnung wurde der zeitliche Verlauf der Temperatur an experimentelle Ergebnisse aus [46] mittels Vergleichsrechnungen angepasst, Bild 5.1. Somit konnte ein realistischer Aufheiz- und Abkühlvorgang während der Simulationsschweißung gewährleistet werden.

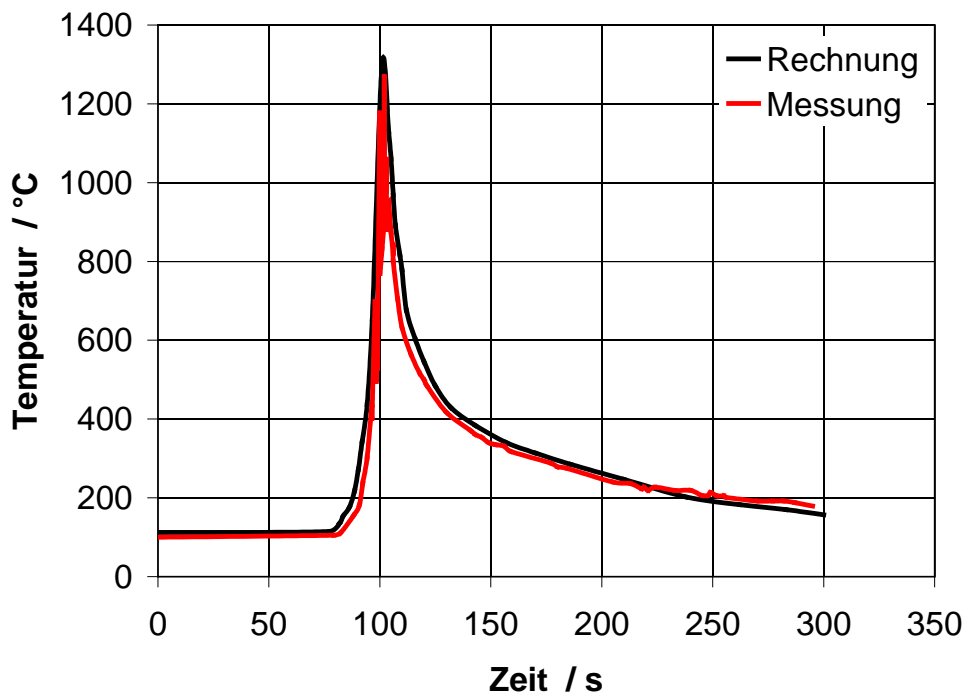


Bild 5.1: Zeitlicher Verlauf der Temperatur während der Schweißung

## 5.2 Werkstoffmodellierung

Als Grundlage für die numerischen Berechnungen diente das Unterprogramm UMAT, welches das elastisch-plastische Werkstoffverhalten beschreibt [48]. Hierbei erfolgt die mathematische Beschreibung des Werkstoffverhaltens, bei der für das Schmelz-

schweißen typischen Beanspruchung, auf der Basis der Veröffentlichungen von [49]-[54]. In das Unterprogramm UMAT wurde dieser Ansatz implementiert, und im weiteren als AFC-Modell bezeichnet [45]. Das AFC-Modell berücksichtigt hierbei zusätzlich, dass die bei hohen Temperaturen auftretenden plastischen Dehnungen, nach Abkühlung auf Raumtemperatur, keine bzw. nur eine reduzierte Werkstoffverfestigung zur Folge haben. Eine ausführliche Beschreibung des AFC-Modells kann [46], [48] und [55] entnommen werden.

Zur Einbindung des Modells in das Finite Elemente Programm ABAQUS muss aus den gegebenen Dehnungsinkrementen  $\dot{\varepsilon}$  mit Hilfe des zuvor genannten Werkstoffmodells die resultierende Spannungsänderung  $\dot{\sigma}$  berechnet werden. Hierbei wird zunächst die Gesamtdehnungsänderung in einen elastischen  $\dot{\varepsilon}_{el}$  und einen plastischen Anteil  $\dot{\varepsilon}_{pl}$  zerlegt:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{el} + \dot{\varepsilon}_{pl} . \quad \text{Gl. 1}$$

Unter Zuhilfenahme der Elastizitätstheorie wird folgender Zusammenhang zwischen Spannung und elastischer Formänderung erhalten:

$$\dot{\sigma} = E \cdot \dot{\varepsilon}_{el} = E \cdot (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_{pl}) . \quad \text{Gl. 2}$$

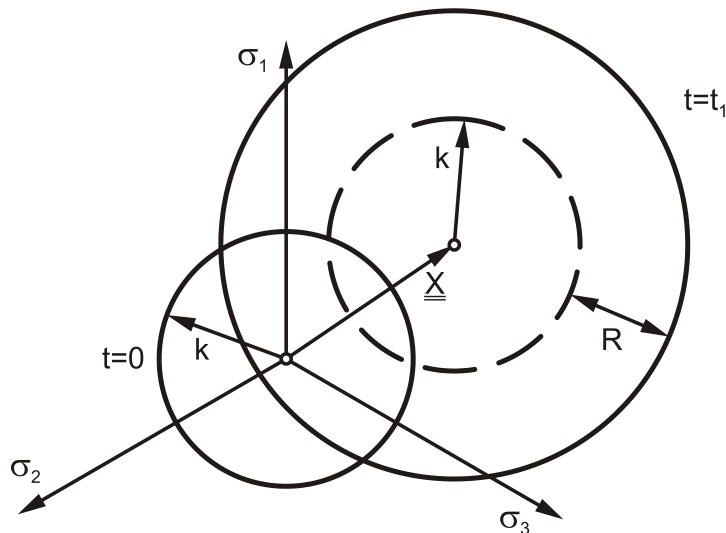
Fließen bzw. plastische Formänderung tritt ein, wenn die von Mises'sche Fließbedingung [56], [57]

$$F = J_2(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}) - k - R = 0 \quad \text{Gl. 3}$$

erfüllt ist.

Hierbei stellt  $k$  die ursprüngliche Elastizitätsgrenze dar,  $R$  eine skalare Variable, welche die isotrope Verfestigung des Werkstoffs beschreibt (Vergrößerung des Radius des Fließzylinders) und der Term  $J_2(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}})$ , die zweite Invariante (Vergleichsspannung) der Differenz aus dem deviatorischen Spannungsanteil  $\underline{\underline{\sigma}}'$  und dem kinematischen Verfestigungstensor  $\underline{\underline{X}}$ , Bild 5.2. Letzterer beschreibt die Verschiebung der Fließfläche senkrecht zur hydrostatischen Achse im Spannungsraum.

$$J_2(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}})} \quad \text{Gl. 4}$$



**Bild 5.2:** Kinematische ( $\underline{X}$ ) und isotrope Verfestigung ( $R$ ) in der Oktaederebene

Die zugrundegelegte Fließregel in Form der Prandtl-Reuß'schen Normalenregel [58], [59]

$$\dot{\underline{\epsilon}}_{=pl} = \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}' - \underline{X})}{k + R} \cdot \dot{p} \quad \text{Gl. 5}$$

besagt, dass die plastischen Dehnungsinkremente senkrecht auf der Fließfläche stehen. Die skalare Größe  $\dot{p}$  ist hierbei die Rate der akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\epsilon}}_{=pl} : \dot{\underline{\epsilon}}_{=pl}} \quad \text{Gl. 6}$$

Die isotrope Verfestigung lässt sich über die skalare Größe  $R$  beschreiben. Die Bestimmung von  $R$  kann in differentieller Form durch die Entwicklungsgleichung

$$\dot{R} = b \cdot (R_s - R) \cdot \dot{p} \quad \text{Gl. 7}$$

erfolgen. Durch Integration über der Zeit ergibt sich die Gleichung

$$R = R_s \cdot (1 - e^{-bp}) \quad \text{Gl. 8}$$

$R_s$  (Sättigungswert der isotropen Verfestigung) und  $b$  sind freie Parameter, die über zyklische Versuche ermittelt werden.

Die Berücksichtigung der kinematischen Verfestigung erfolgt über den sogenannten Backstress-Tensor  $\underline{X}$ . Erste Ansätze gehen hierbei auf Prager [60] zurück, der einen linearen Ansatz zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Rate der kinematischen Verfestigung und der plastischen Dehnrate verwendet. Die Entwicklungsgleichung

$$\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} \cdot c \cdot \dot{\underline{\varepsilon}}_{pl} - \gamma \cdot \underline{X} \cdot \dot{p} \quad \text{Gl. 9}$$

beschreibt die nichtlineare kinematische Verfestigung.

Die freien Parameter  $c$  und  $\gamma$  sind durch Regression aus Vergleichen zwischen Berechnungsergebnissen und Versuchsergebnissen zu ermitteln. Werden mehrere Backstresses superponiert,

$$\underline{X} = \sum \underline{X}_i \quad i = 1, n \quad \text{Gl. 10}$$

so kann in der Regel eine bessere Anpassung der Modellvorhersage an experimentelle Spannungs-Dehnungs-Verläufe erfolgen.

Für die Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der kinematischen Verfestigungsvariablen schlägt Chaboche eine weitere Erweiterung der Entwicklungsgleichung vor:

$$\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} \cdot c \cdot \dot{\underline{\varepsilon}}_{pl} - \gamma \cdot \underline{X} \cdot \dot{p} + \frac{1}{c} \cdot \frac{\partial c}{\partial T} \cdot \underline{X} \cdot \dot{T} \quad \text{Gl. 11}$$

Wird vorausgesetzt, dass der Parameter  $\gamma$  für alle Temperaturen konstant ist [46], erfüllt diese Formulierung die Anforderungen, wonach die kinematische Verfestigungsvariable nur von der momentanen Temperatur und der plastischen Belastungsgeschichte abhängt.

Für die isotrope Verfestigungsvariable können die temperaturabhängigen Materialparameter  $b$  und  $R_s$  direkt in die analytische Gleichung eingesetzt werden

$$R = R_s(T) \cdot (1 - e^{-b(T) \cdot p}) \quad \text{Gl. 12}$$

Die Temperaturabhängigkeit der kinematischen Verfestigung bei höheren Temperaturen wird dadurch berücksichtigt, dass sowohl bei der kinematischen Verfestigungsvariablen, als auch bei der akkumulierten plastischen Vergleichsdehnung  $p$  zwischen temperaturabhängigen (A) und temperaturunabhängigen Anteilen (U) unterschieden wird:

$$\underline{X} = \underline{X}^A + \underline{X}^U \quad \text{Gl. 13}$$

mit

$$\dot{\underline{X}}^A = f \cdot \dot{\underline{X}} \quad (0 \leq f \leq 1) \quad \text{Gl. 14}$$

bzw.

$$p = p^A + p^U \quad \text{Gl. 15}$$

mit

$$\dot{p}^A = g \cdot \dot{p} \quad \text{Gl. 16}$$

Mit beginnender Abkühlung wird der temperaturabhängige Anteil der kinematischen Verfestigung von dem jeweiligen Backstress subtrahiert. Gleiches geschieht mit den akkumulierten plastischen Dehnungen.

Zusätzlich zu der eingesetzten UMAT zur Beschreibung der elastisch-plastischen Vorgänge während des Schweißens wird noch eine Kriechroutine verwendet, welche der Simulation der Spannungsarmglühung (Relaxation) nach der Schweißung der Pufferung dient. Bei der eingesetzten Kriechroutine wird auf das modifizierte Kriechgesetz nach Graham-Walles [61],

$$\varepsilon_{cr} = \sum_i A_i \sigma^{n_i} t^{m_i} \quad \text{Gl. 17}$$

zurückgegriffen.

Um die Änderung der Kriechdehnung mit der Zeit, bzw. der Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\varepsilon}_{cr}$  bestimmen zu können, gibt es prinzipiell zwei unterschiedliche Möglichkeiten. Die beiden Möglichkeiten werden als Zeitverfestigungsregel (ZVR) und als Dehnungsverfestigungsregel (DVR) bezeichnet, Bild 5.3.

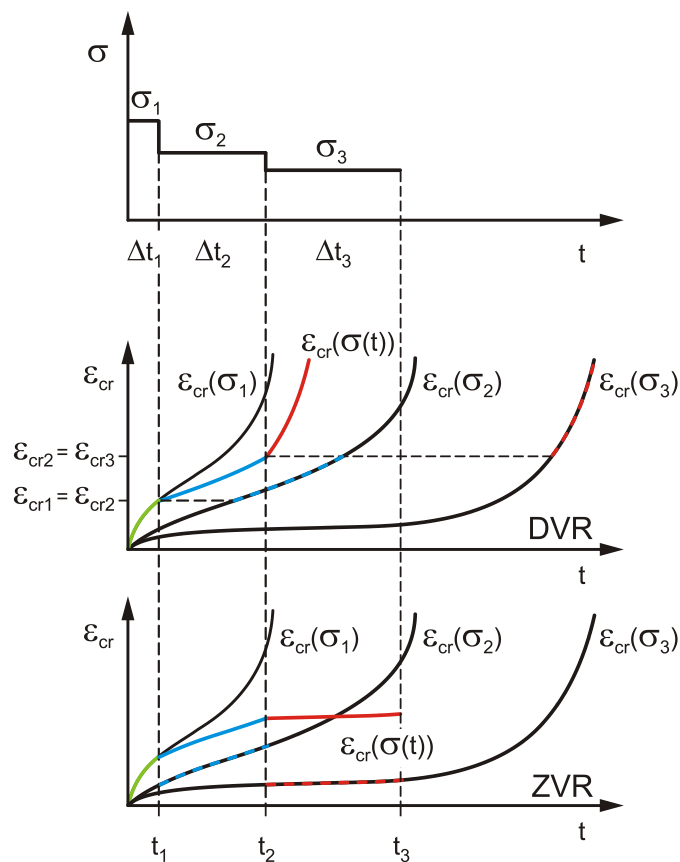


Bild 5.3: Unterschied der Zeitverfestigungs- (ZVR) und Dehnungsverfestigungsregel (DVR)

Anhand der Zeitverfestigungsregel kann durch einfaches Ableiten der Kriechdehnung nach der Zeit, folgende Kriechdehnrate erhalten werden:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = f(\sigma, t, T) . \quad \text{Gl. 18}$$

Durch Differentiation des zuvor beschriebenen Kriechgesetzes nach Graham-Walles, Gl. 17, ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = \sum_i A_i \sigma^{n_i} m_i t^{(m_i-1)} . \quad \text{Gl. 19}$$

Werden die Variablen substituiert, so ergibt sich:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = \sum_i A_i' \sigma^{n_i'} t^{m_i'} . \quad \text{Gl. 20}$$

Wird auf die Dehnungsverfestigungsregel zurückgegriffen, so bestimmt sich die Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit der bisherigen Kriechdehnung zu:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = f(\sigma, \varepsilon_{cr}, T) . \quad \text{Gl. 21}$$

Als Beispiel für solch eine Gleichung kann die nachfolgende Kriechgleichung gesehen werden, welche jedoch nicht mehr direkt integrierbar ist, aber eine wesentlich einfachere Berechnung in Finite-Elemente Berechnungen ermöglicht [62],

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = A_1 \sigma^{n_1} \varepsilon_{cr}^{m_1} + A_2 \sigma^{n_2} \varepsilon_{cr}^{m_2} . \quad \text{Gl. 22}$$

Für die durchgeführten Berechnungen wird auf die Dehnungsverfestigungsregel zurückgegriffen. Zur Bestimmung der Parameter  $A_1$ ,  $n_1$ ,  $m_1$  sowie  $A_2$ ,  $n_2$ ,  $m_2$ , für die austenitische Pufferung, wurden hierzu Kurzzeitstandversuche für den Werkstoff X6CrNiNb18-10 durchgeführt [3]. Die Anpassung der zu bestimmenden Parameter erfolgte mittels linearer Regression. Bei der Anpassung der Parameter für die Temperatur von 500 °C wurde auf Zeitstanddaten für Spannungen zwischen 310 MPa und 417 MPa zurückgegriffen. Für die Temperatur von 600 °C erfolgte die Parameteranpassung an Zeitstanddaten für Spannungen zwischen 246 MPa und 392 MPa.

Die hieraus ermittelten Kriechparameter für das Kriechgesetz nach Graham-Walles sind in nachfolgender Tabelle aufgeführt, Tabelle 5.1.

Tabelle 5.1: Konstanten für das Kriechgesetz nach Graham-Walles für X6CrNiNb18-10 (DVR)

Konstante	Wert	Wert
	(T = 500 °C)	(T = 600 °C)
A <sub>1</sub>	3,02299E-36	3,79062E-45
n <sub>1</sub>	3,70309E+00	6,43311E+00
m <sub>1</sub>	-7,00492E+00	-7,62221E+00
A <sub>2</sub>	3,96967E-18	1,82981E-12
n <sub>2</sub>	5,23959E+00	3,21389E+00
m <sub>2</sub>	1,89038E+00	5,87795E-01

### 5.3 Zugversuche

Das AFC-Modell wurde bisher vor allem zur Beschreibung von Ratchetting-Phänomenen eingesetzt [48]. Hierbei ist vor allem das Ver- bzw. Entfestigungsverhalten des betrachteten Werkstoffs von Bedeutung. Aus diesem Grunde werden neben der statischen Fließkurve zyklische Versuche zur Identifikation der freien Modellparameter herangezogen. Da für die Durchführung von Schweißsimulationen weniger die zyklische Verfestigung, als vielmehr das Verhältnis von isotropen zu kinematischen Verfestigungsanteilen bzw. der Einfluss der Temperatur auf diese Verfestigungsmechanismen von Bedeutung ist, wurden Versuchsdaten von an die Problemstellung angepassten isothermen zyklischen Versuchen verwendet [3].

Zur Ermittlung des Anteils isotroper Verfestigung wurden bei vier Temperaturen (RT, 500 °C, 800 °C, 1300 °C) zyklische Versuche mit kontinuierlich zunehmender Mitteldehnung durchgeführt, Bild 5.4.

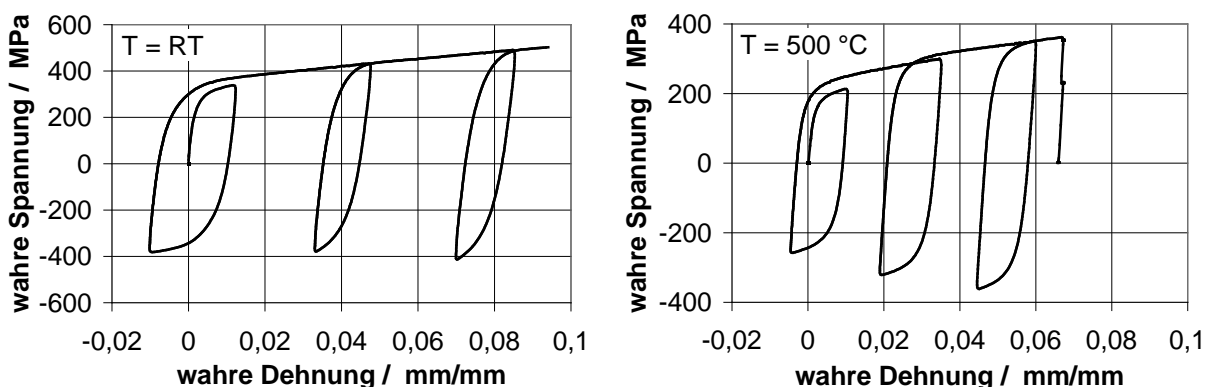
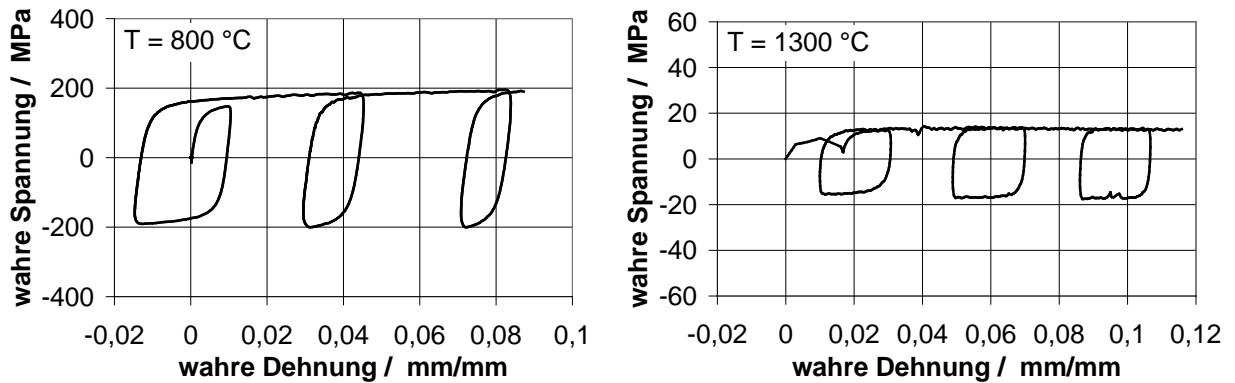


Bild 5.4: Isotherme zyklische Versuche für das Schweißgut



Fortsetzung Bild 5.4: Isotherme zyklische Versuche für das Schweißgut

Um die Mitteldehnungen erfolgte jeweils ein weggesteuerter Zug-Druck-Wechsel mit einer Dehnschwingbreite von 2 %. Die zunehmende Mitteldehnung entspricht beim Schweißvorgang dem mit jeder Lage zunehmenden axialen Schrumpf. Die Dehnschwingbreite von 2 % entspricht im einachsigen Belastungsfall einer vollständigen Dehnungsbehinderung bei einer Temperaturerhöhung um etwa 1000 K. Auf der Basis dieser Versuche werden die Parameter  $b$ ,  $c_i$  und  $\gamma_i$  des zuvor beschriebenen Werkstoffmodells ermittelt, Tabelle 5.2.

Tabelle 5.2: Parameter des Werkstoffmodells zur Beschreibung der Verfestigung für das Schweißgut (Fox SAS 2R)

Temperatur	20 °C	500 °C	800 °C	1300 °C
E-Modul / MPa	192000	148000	80000	15000
$n$ / -	0,277	0,306	0,324	0,354
$k$ / MPa	145	110	80	15
$c_1$ / MPa	75000	60000	40000	2000
$\gamma_1$ / -	1000	1000	1000	1000
$c_2$ / MPa	25840	11840	12450	400
$\gamma_2$ / -	200	200	200	200
$c_3$ / MPa	833	216	200	1
$b$ / -	1,8	3,5	7,0	1,0
$Q$ / MPa	500	450	65	1
$g$ / -	0,0	0,0	0,5	1,0

Ergänzend zu den zyklischen Versuchen wurden für den austenitischen sowie den ferritischen Grundwerkstoff statische Zugversuche für die Temperaturen RT, 500 °C, 800 °C und 1300 °C durchgeführt, Bild 5.5 und Bild 5.6.

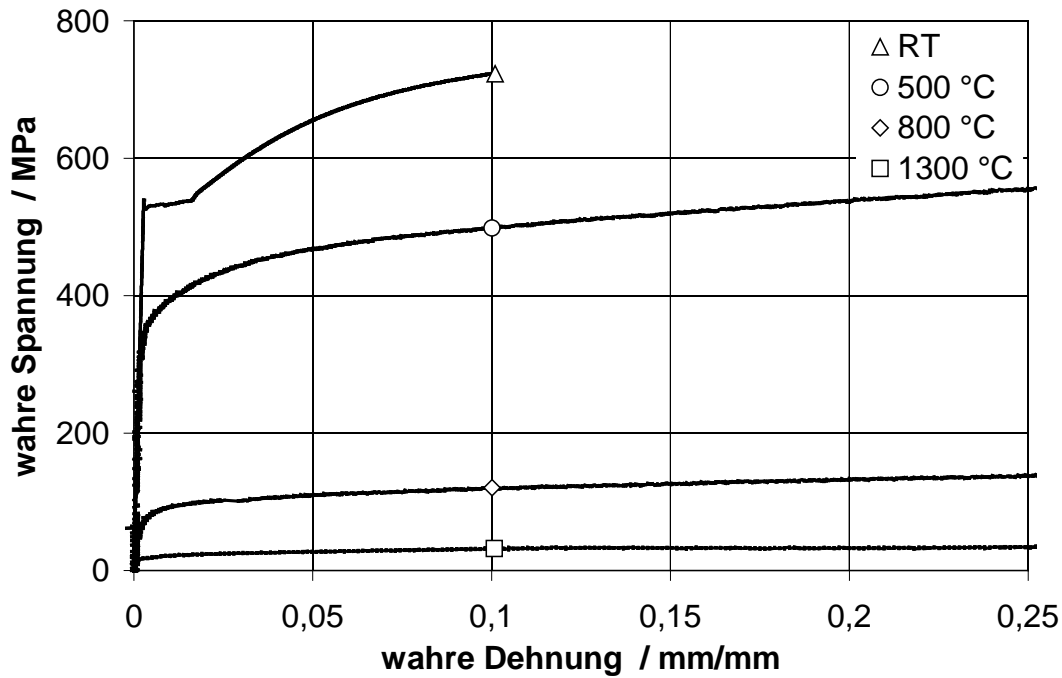


Bild 5.5: Zugversuchsdaten des ferritischen Grundwerkstoffs (22NiMoCr3-7)

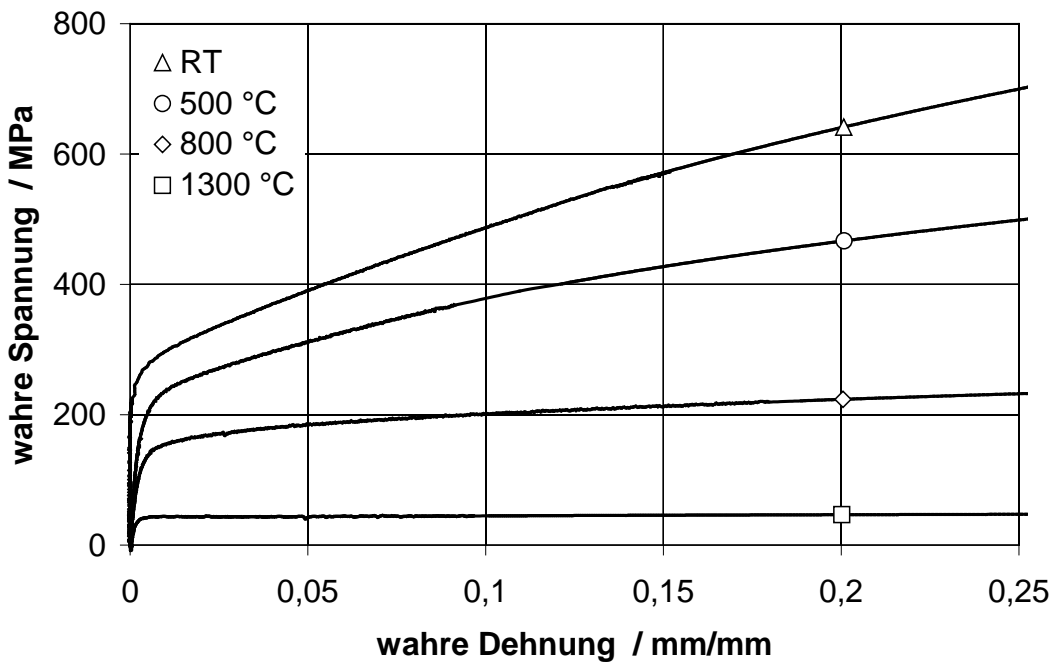


Bild 5.6: Zugversuchsdaten des austenitischen Grundwerkstoffs (X6CrNiNb18-10)

## 5.4 Idealisierung

Die Erstellung der Probengeometrien sowie die Vernetzung der Modelle wird in parametrisierter Form für den Finite Elemente Code ABAQUS [44] unter zu Hilfenahme des Programms MSC.Patran 2001 r3 [47] durchgeführt. Die Auswertung der Berechnungsergebnisse erfolgt im Programm ABAQUS/Viewer.

Bei den 2D-Modellen werden rotationssymmetrische Elemente (CAX8R bzw. DCAX8) mit quadratischem Verschiebungsansatz und reduzierter Integration eingesetzt. Für die 3D-Modelle werden hexagonale 3D-Solid-Elemente (C3D20R bzw. DC3D20) mit biquadratischem Ansatz und reduzierter Integration verwendet.

Die Randbedingungen der 2D-Modelle werden so gewählt, dass am ferritischen Teil nur einseitig Verschiebungen in Längsrichtung auftreten können. Für die 3D-Modelle wird nur ein 60°-Umfangssegment des Rohres modelliert, um eine Reduzierung der Rechenzeit zu gewährleisten. Zur Bewahrung der Geometrie werden die Verschiebungen an den Modellrändern der ferritischen Seite des Rohres in Axial- und Radialrichtung unterdrückt. Zusätzlich werden an den freien Seiten des austenitischen Rohres die Randbedingungen so aufgebracht, dass nur eine Verschiebung in Axialrichtung möglich ist. Die Verschiebung in Axialrichtung muss gewährleistet sein, damit sich das Rohr während des Schweißvorganges frei in Rohrlängsrichtung ausdehnen kann. Somit kann ein realistischer Nahtaufbau simuliert werden.

## 5.5 Parameterstudien

Für die numerischen Untersuchungen werden zwei Parameterstudien durchgeführt. Die erste Parameterstudie, im Weiteren als Parameterstudie 1 bezeichnet, wird ohne Simulation der Pufferschweißung und der sich daran anschließenden Spannungsarmglühung durchgeführt. Bei der zweiten Parameterstudie, Parameterstudie 2, wird zusätzlich die Schweißung der Pufferung sowie die sich daran anschließende Spannungsarmglühung mit simuliert. Für die Berechnungen wird zunächst ein 2D-FE-Modell aus den zuvor beschriebenen rotationssymmetrischen Elementen erstellt. Als Anfangsrandbedingungen wird dem Modell ein Flankenwinkel von 6°, eine Pufferungsdicke von 5 mm und eine Schweißnahtbreite von 18,5 mm zugrunde gelegt, Bild 5.7.

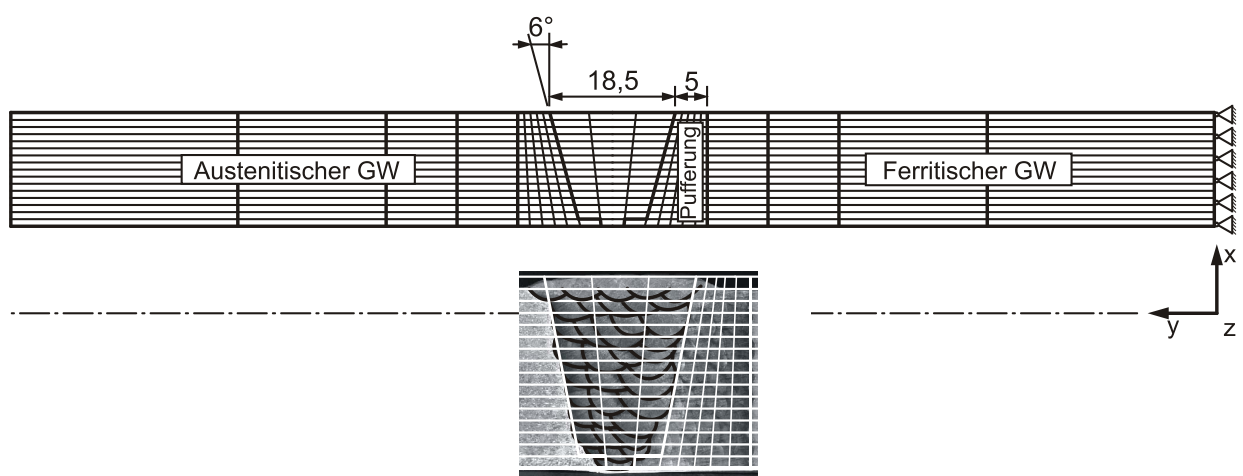


Bild 5.7: 2D-FE-Modell (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm)

Der Ablauf der Berechnungen setzt sich aus einer entkoppelten Temperaturfeld- und Spannungsanalyse zusammen. In einem ersten Schritt wird hierbei die transiente Temperaturverteilung berechnet und für konkrete Zeitpunkte abgespeichert. In einem zweiten Schritt werden die ermittelten Temperaturfelder in die Strukturanalyse eingelesen und die hierbei entstehenden Eigenspannungen, Eigendehnungen und Verformungen berechnet. Der zeitliche Verlauf der Temperatur bei der Schweißung der Raupen in Schweißnahtmitte im Abstand zur Rohrwand ist aus Bild 5.8 ersichtlich. Hierbei wurde eine Zwischenlagentemperatur von  $T = 150\text{ °C}$  zugrunde gelegt. Es lässt sich erkennen, dass trotz einhalten der Zwischenlagentemperatur das Gesamttemperaturniveau auf ca.  $200\text{ °C}$  ansteigt.

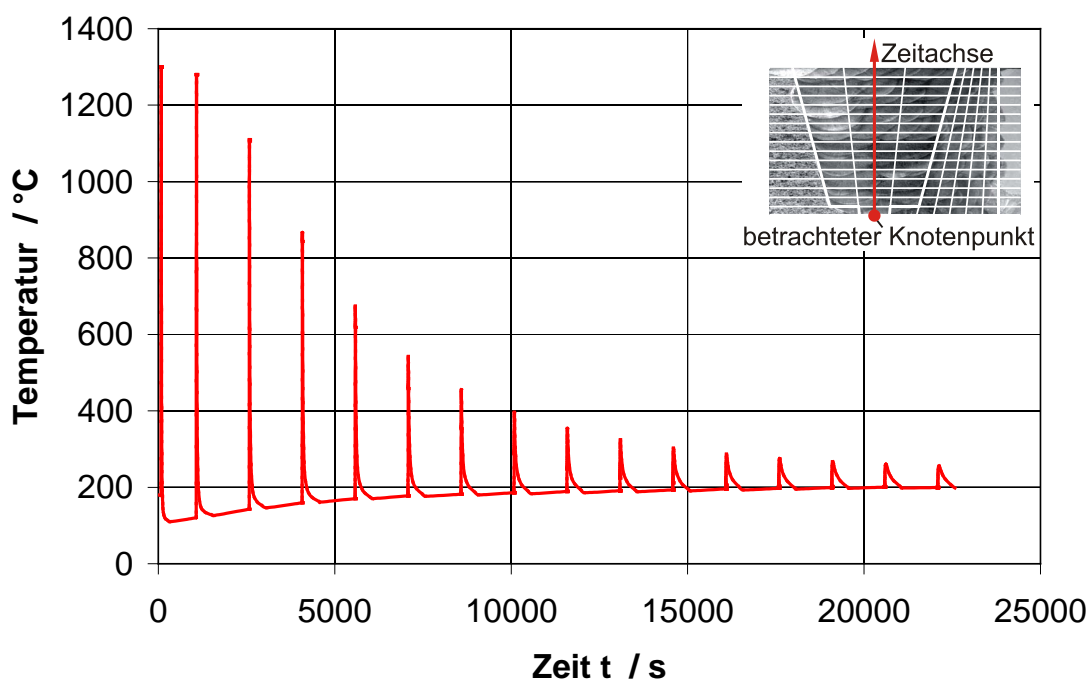
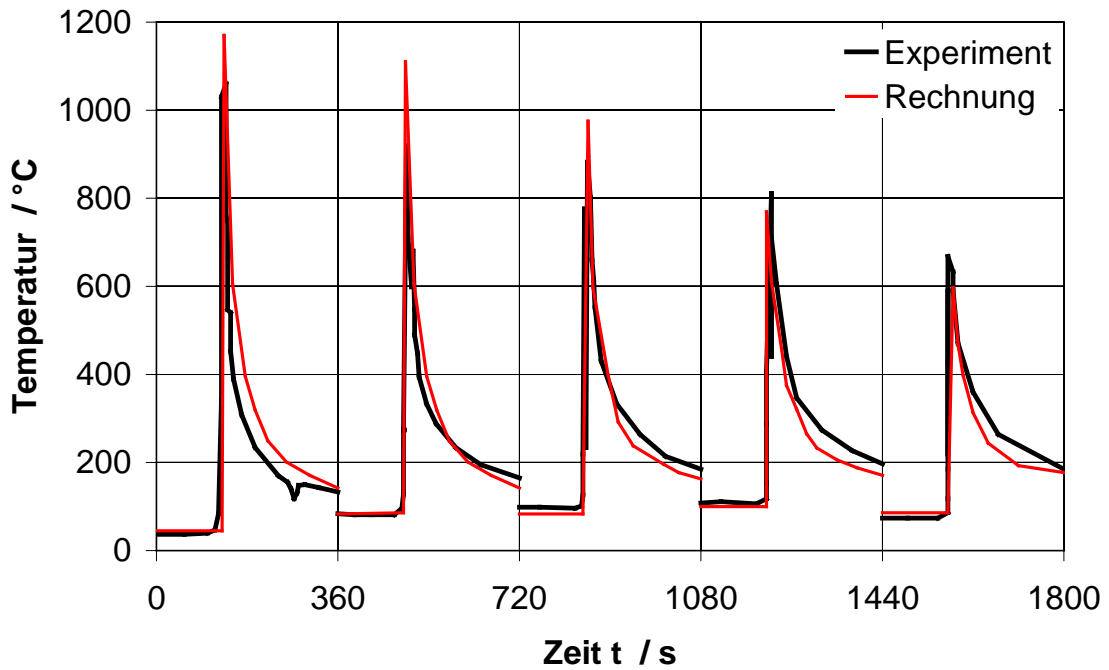


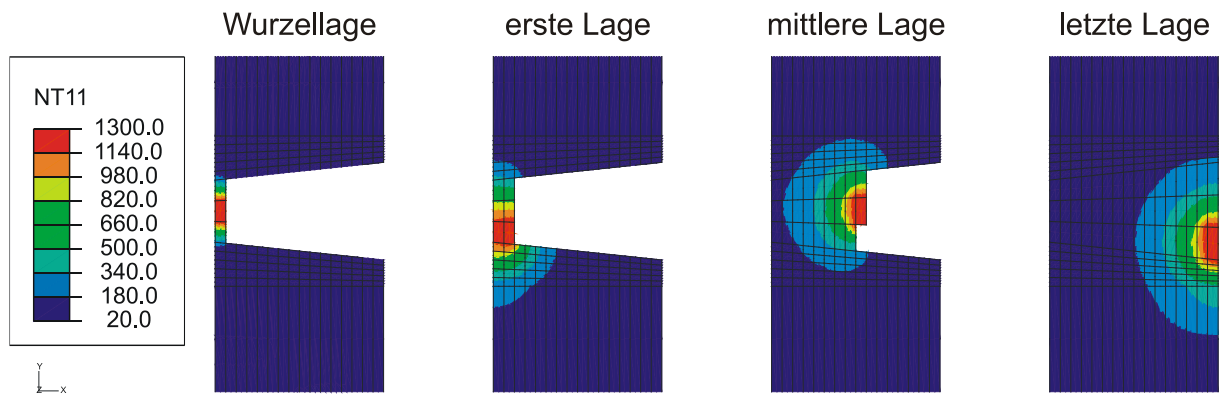
Bild 5.8: Zeitlicher Verlauf der Temperatur in Schweißnahtmitte

Ein Vergleich der berechneten Temperaturen mit gemessenen Temperaturen aus [46] im Abstand von 2 mm zur Schmelzlinie zeigt eine gute Übereinstimmung zwischen Versuch und Rechnung, Bild 5.9.



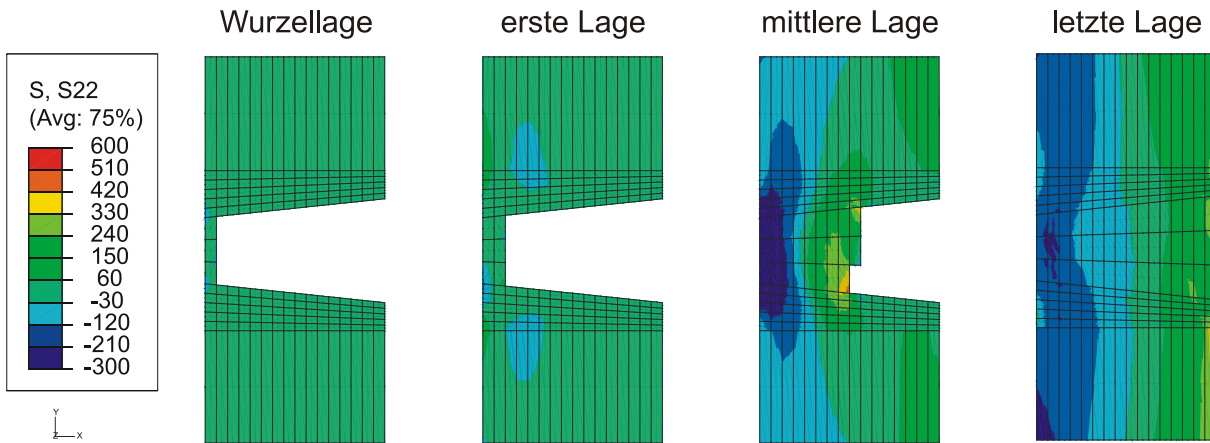
**Bild 5.9:** Vergleich Rechnung Experiment im Abstand von 2 mm zur Schmelzlinie

Der schematische Ablauf der elementweisen Temperatureaufbringung ist für die Schritte der Simulation der Schweißung der Wurzellage, der ersten Lage, der mittleren Lage sowie der letzten Lage in [Bild 5.10](#) aufgeführt.



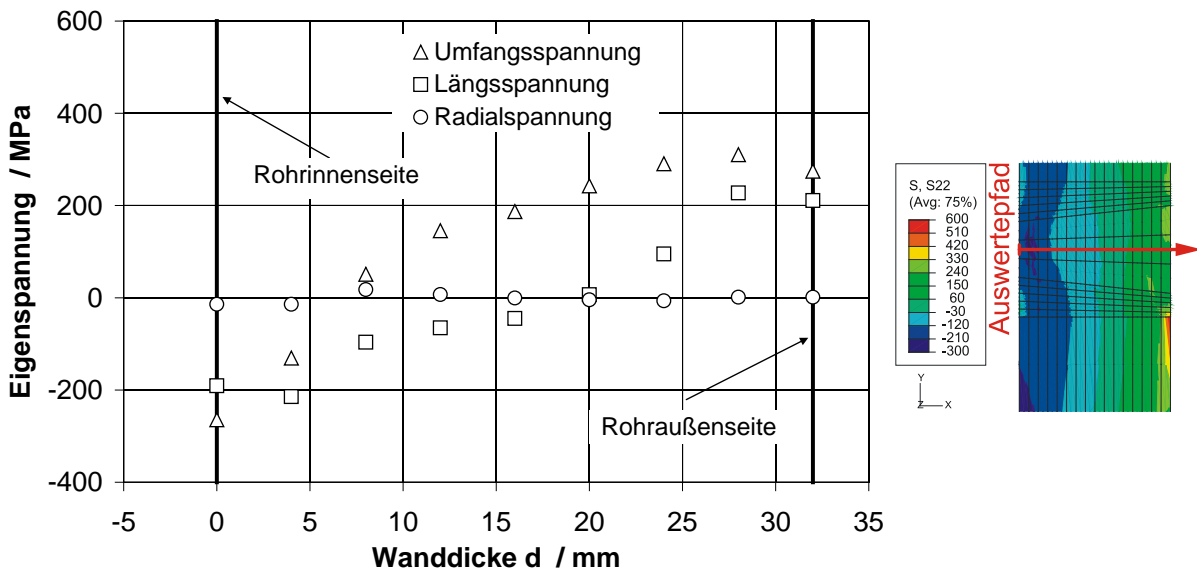
**Bild 5.10:** Schematischer Ablauf der Temperatureaufbringung

Durch Einlesen der berechneten transienten Temperaturfelder ergibt sich für die thermomechanische Strukturanalyse die in [Bild 5.11](#) dargestellte Verteilung der Längsspannung.



**Bild 5.11:** Ergebnisse der thermomechanischen Strukturanalyse am Beispiel der Längsspannung

Nach Durchführung der Berechnungen und Auswertung der Berechnungsergebnisse der Schweißsimulation lässt sich erkennen, dass die Eigenspannungsverteilung im Wurzelbereich nach Schweißung der letzten Lage in Umfangs- sowie in Längsrichtung mit Druckeigenspannungen im Bereich der Schweißwurzel gekennzeichnet ist. In der Decklage bilden sich Zugeigenspannungen aus und somit besteht hier das größte Potenzial für ein mögliches Auftreten von Disbonding, Bild 5.12.



**Bild 5.12:** Eigenspannungsverteilung über der Wanddicke in der Mitte der Schweißnaht

### Parameterstudie 1

#### Variation der Pufferungsdicke

Zur Veranschaulichung des Einflusses der Pufferungsdicke auf die Änderung des Eigenspannungszustands werden Vergleichsrechnungen durchgeführt. Es werden drei Teilmodelle erstellt, welche eine Pufferungsdicke von 5 mm, 10 mm sowie 15 mm, bei einem Flankenwinkel von 6° und einer Schweißnahtbreite von 18,5 mm,

aufweisen. Nach der durchgeführten thermischen und strukturmechanischen Berechnung lässt sich erkennen, dass die Variation der Pufferungsdicke einen großen Einfluss auf die Eigenspannungsverteilung am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff hat. Bei einer größeren Pufferungsdicke weisen sowohl die Umfangs- als auch die Längsspannung ein deutlich geringeres Spannungsniveau am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff auf, als dies bei kleineren Pufferungsdicken der Fall ist, Bild 5.13 bis Bild 5.15.

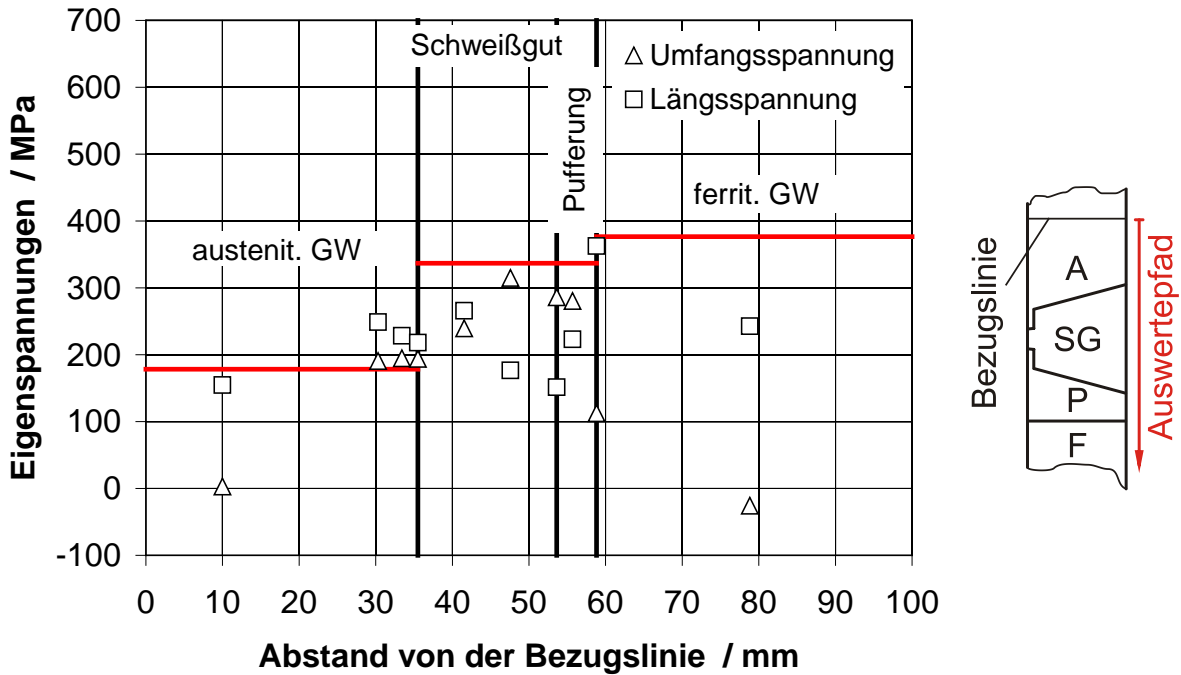


Bild 5.13: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Pufferungsdicke von 5 mm)

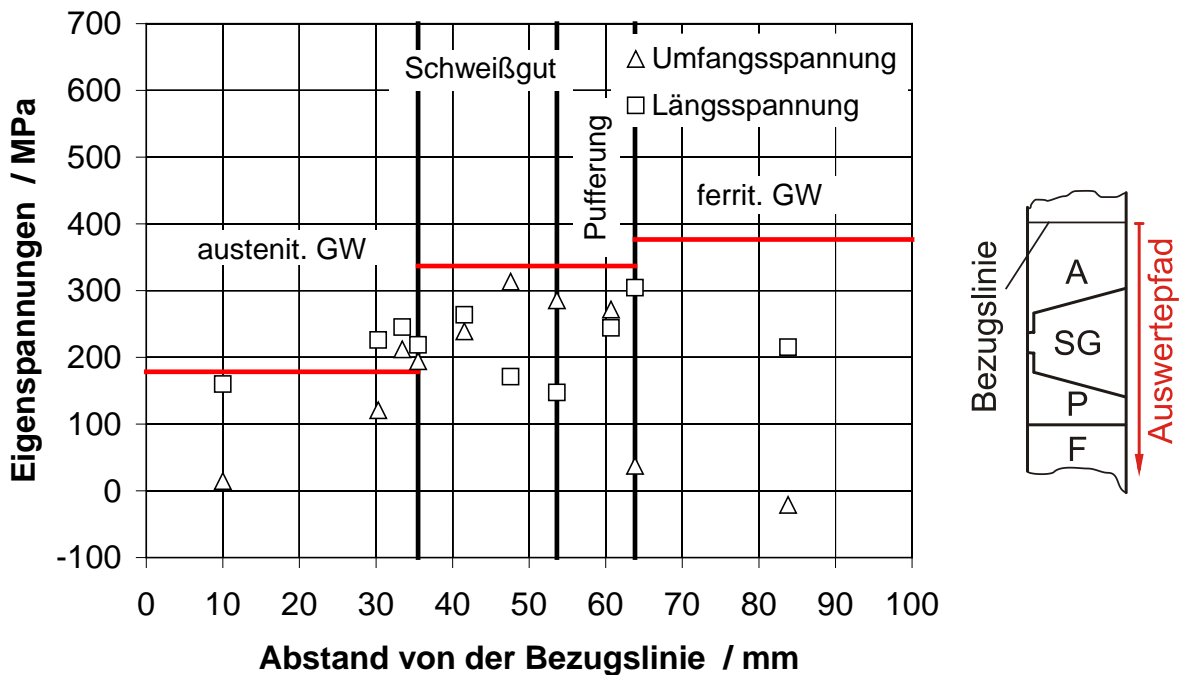
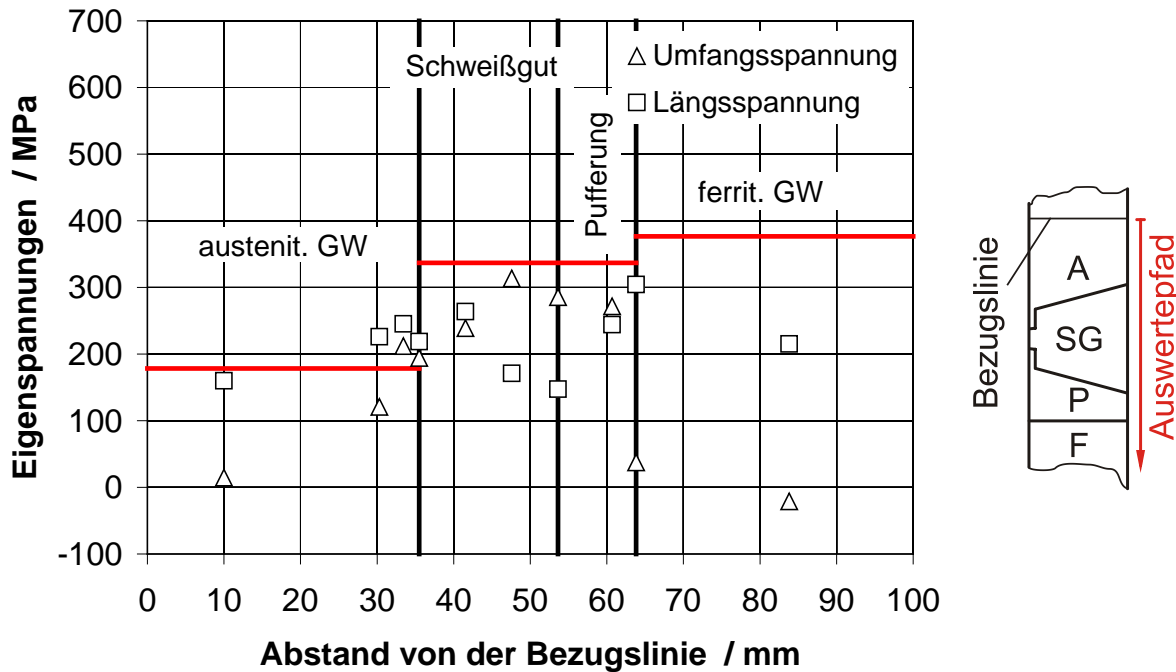


Bild 5.14: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Pufferungsdicke von 10 mm)



**Bild 5.15:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Pufferungsdicke von 15 mm)

Bei einer Pufferungsdicke von 15 mm sinkt die Umfangsspannung auf einen Wert von 0 MPa ab und die Längsspannung zeigt Werte von ca. 200 MPa. Da ein mögliches Auftreten von Disbonding jedoch durch hohe (Längs-)Spannungen und Dehnungen am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff begünstigt wird, werden die weiteren Simulationen mit einer Pufferungsdicke von 5 mm durchgeführt, da sich hier die höchsten Spannungen ergeben haben.

### Variation der Schweißnahtbreite

Nach Ermittlung der Pufferungsdicke wird im Weiteren der Einfluss der Schweißnahtbreite näher untersucht. Es werden zwei weitere Teilmodelle erstellt und hierbei die gewählte Schweißnahtbreite von 18,5 mm um 5 mm verbreitert sowie um 5 mm verringert. Bei der Auswertung der Berechnungsergebnisse am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff kann hierbei kein nennenswerter Einfluss bei den ausgewerteten Spannungen in Längs- und Umfangsrichtung beobachtet werden, Bild 5.13, Bild 5.16 und Bild 5.17. Für die weiteren Studien wird daher wiederum auf die festgelegte Schweißnahtbreite von 18,5 mm zurückgegriffen.

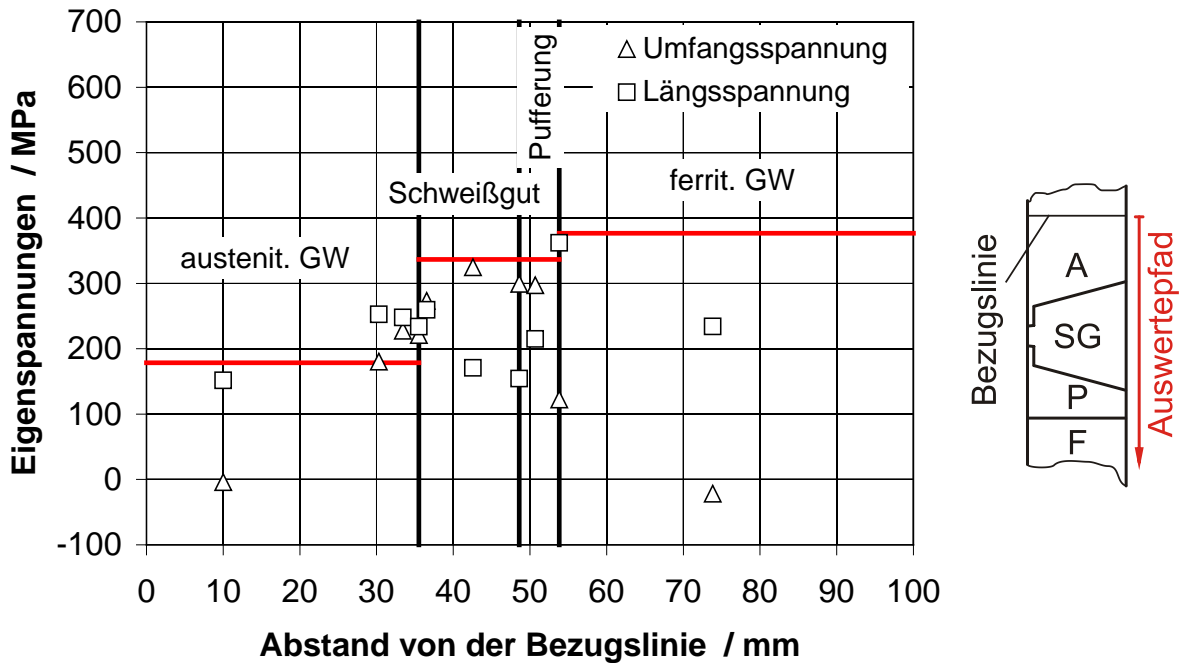


Bild 5.16: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Schweißnahtbreite 13,5 mm)

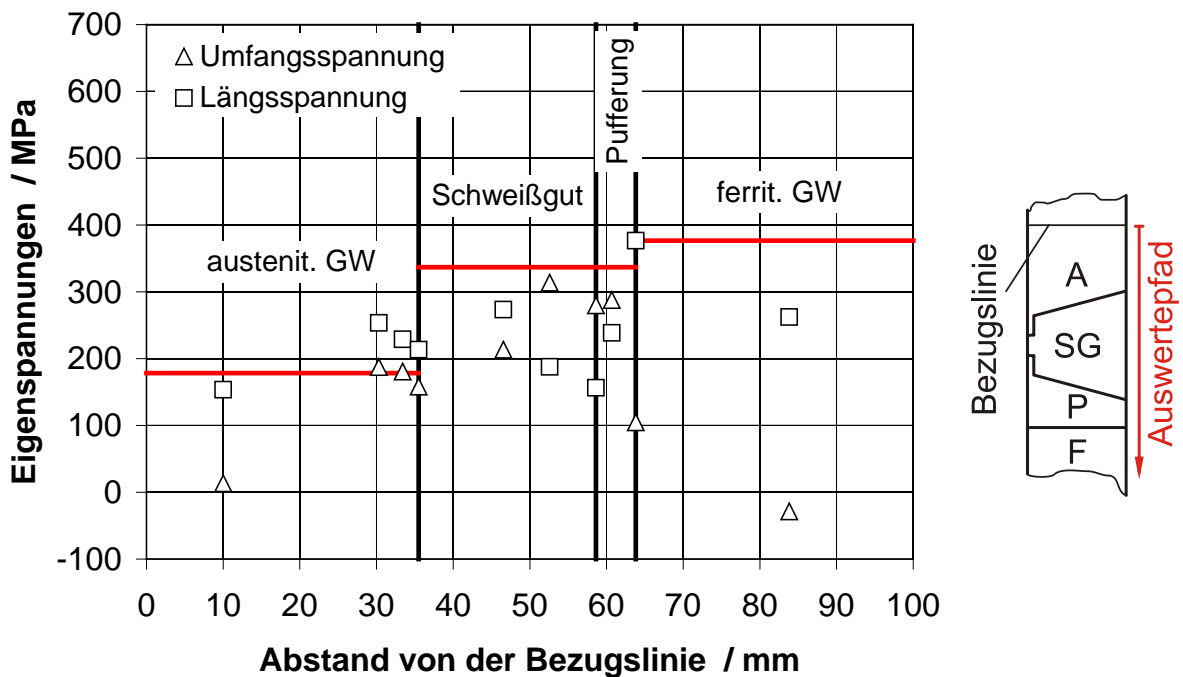


Bild 5.17: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Schweißnahtbreite 23,5 mm)

### Variation der Zwischenlagentemperatur (ZLT)

Eine weitere Einflussgröße die untersucht wird ist die Zwischenlagentemperatur (ZLT). Die Zwischenlagentemperatur stellt eine wichtige Größe dar, die es während der Schweißarbeiten einzuhalten gilt. Erst nachdem die Schweißung unterhalb dieser Temperaturgrenze abgekühlt ist kann, beispielsweise bei mehrlagigen Schweißungen, mit der nächsten Schweißlage begonnen werden. Diese Maßnahme dient dazu, die metallurgischen und physikalischen Eigenschaften des aufgeschmolzenen

Materials in der Schweißnaht zu gewährleisten, den Werkstoff vor Überhitzung (Verbrennung, Oxidation) zu schützen und sichert somit die spezifizierten metallurgischen Eigenschaften (Korngrößen, Korrosionsbeständigkeit etc.) der geschweißten Verbindung.

Zur Simulation des Einflusses der Zwischenlagentemperatur, werden bei den numerischen Untersuchungen Vergleichsrechnungen mit Zwischenlagentemperaturen von 100 °C, 150 °C und 200 °C einander gegenübergestellt. Ähnlich wie bei den durchgeführten Untersuchungen mit unterschiedlichen Schweißnahtbreiten lassen sich auch hier nur minimale Unterschiede im sich einstellenden Spannungsverlauf erkennen. Während bei einer ZLT von 100 °C und 150 °C praktisch keinerlei Veränderungen zu erkennen sind, lässt sich bei der ausgeführten Variante mit 200 °C ein Abfall der Spannungswerte speziell für die Umfangsspannung erkennen, Bild 5.13, Bild 5.18 und Bild 5.19. Die höchsten Spannungen treten hierbei bei einer ZLT von 150 °C auf, weshalb diese ZLT den weiteren Berechnungen zugrunde gelegt wurde.

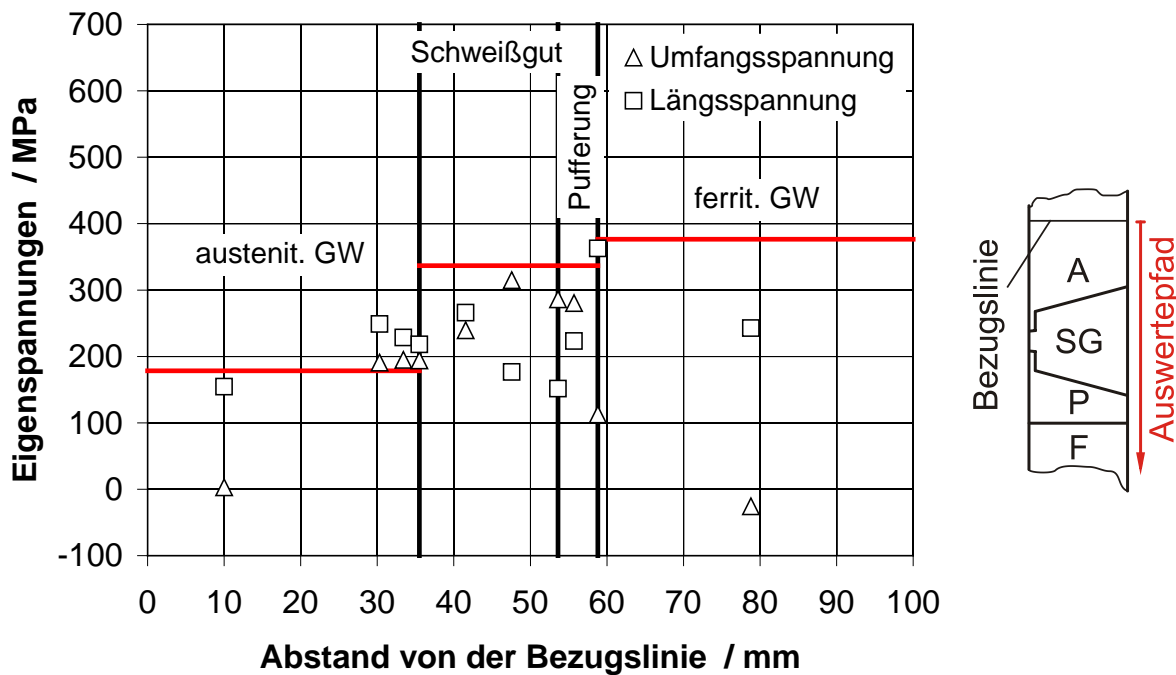


Bild 5.18: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Zwischenlagentemperatur 100 °C)

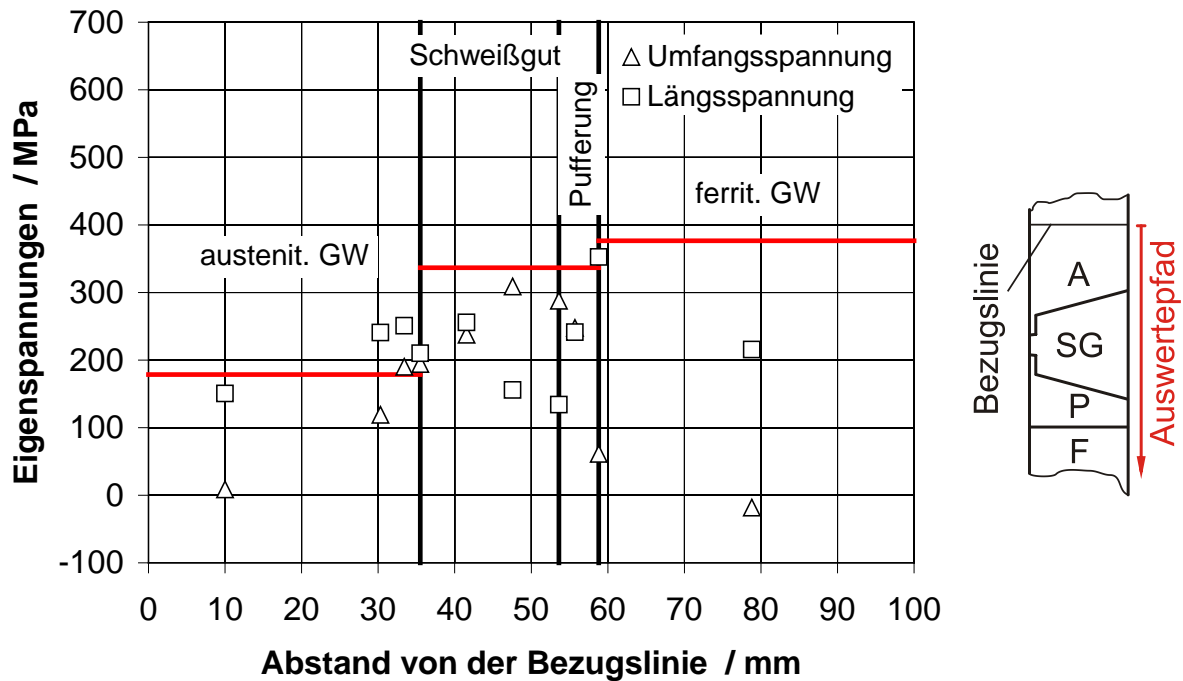


Bild 5.19: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Zwischenlagentemperatur 200 °C)

### Variation des Flankenwinkels

Bei der Ausführung realer Schweißungen ist unter anderem auch der Flankenwinkel von Bedeutung. Um auch diesen Einfluss untersuchen zu können wird ein weiteres Modell mit einem Flankenwinkel von 12,5° und einer anfänglichen Pufferungsdicke von 5 mm modelliert. Wie auch bei dem ausgeführten Flankenwinkel von 6° werden die Pufferungsdicke, die Schweißnahtbreite und die ZLT variiert und die Einflüsse auf die Umfangs- und Längseigenstress am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff ausgewertet und dargestellt, [Anhang A 24](#) bis [Anhang A 30](#).

Ein Vergleich der ausgeführten Flankenwinkel lässt erkennen, dass bei einem Flankenwinkel von 6° deutlich höhere Spannungswerte am Übergang Pufferung zu ferritischem Grundwerkstoff auftreten. Somit stellt der Flankenwinkel von 6° den kritischeren Zustand für ein mögliches Auftreten von Disbonding dar. Für die nachfolgenden Betrachtungen, der Veränderung der Schweißrichtung, wird daher der Flankenwinkel von 6° verwendet.

### Variation der Schweißrichtung

In einem letzten Schritt wird die Schweißrichtung variiert. Es gilt den Einfluss der Schweißung der Fülllagen der Festigkeitsnaht von der austenitischen Pufferung zum austenitischen Grundwerkstoff mit den Ergebnissen der Schweißung der Fülllagen der Festigkeitsnaht vom austenitischen Grundwerkstoff zur austenitischen Pufferung zu vergleichen. Ohne Simulation der Schweißung der Pufferung mit anschließender Spannungsarmglühung treten am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff die

höchsten Umfangs- und Längsspannungen auf, wenn die Schweißrichtung der Fülllagen der Festigkeitsnaht vom austenitischen Grundwerkstoff zur austenitischen Pufferung erfolgt. Dies lässt sich unter anderem durch die in Kapitel 4.1.7 aufgeführten thermomechanischen Prozesse beim Schweißen erklären, welche zum Aufbau von Eigenspannungen führen.

Bei der Längsspannung tritt nur ein geringer Abfall von 363 MPa auf 355 MPa auf. Bei Betrachtung der Umfangsspannung lässt sich erkennen, dass bei Schweißung der Fülllagen von der austenitischen Pufferung zum austenitischen Grundwerkstoff, nach Beendigung des Schweißvorgangs, die Spannung deutlich geringer ist, als bei Schweißung der Fülllagen vom austenitischen Grundwerkstoff zur austenitischen Pufferung. Hier lässt sich ein Abfall der Umfangsspannung von 113 MPa auf 56 MPa erkennen. Die Berechnungsergebnisse sind in Bild 5.20 und Bild 5.21 für eine typische Schweißnahtgeometrie zum Vergleich dargestellt.

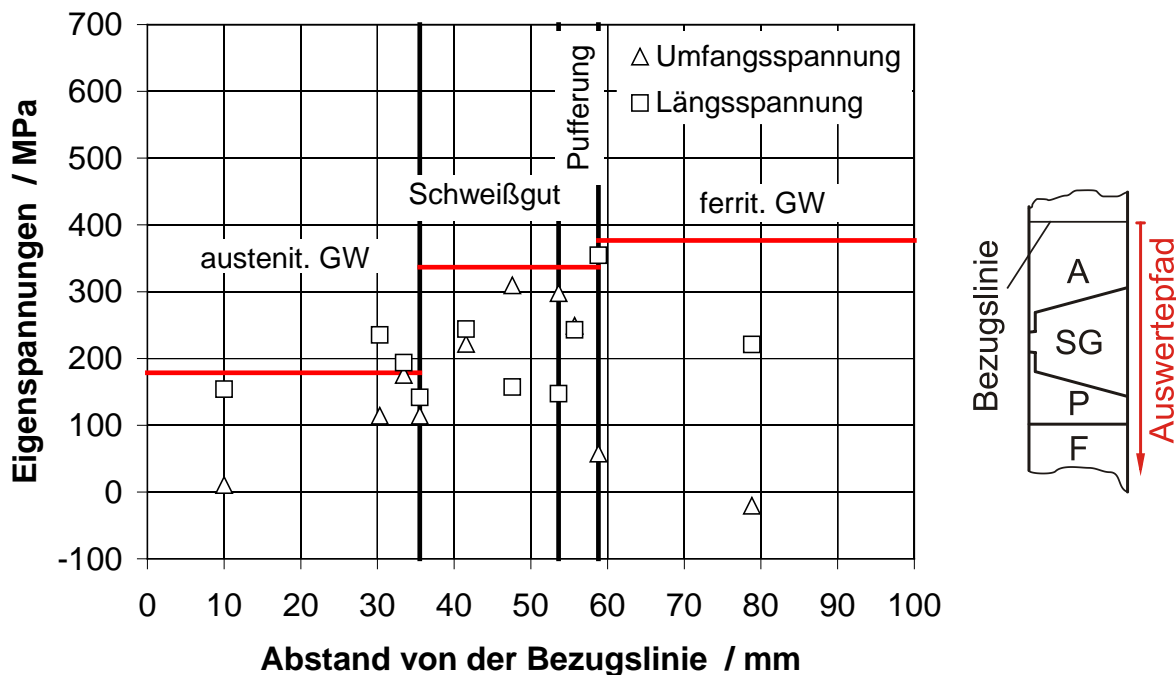
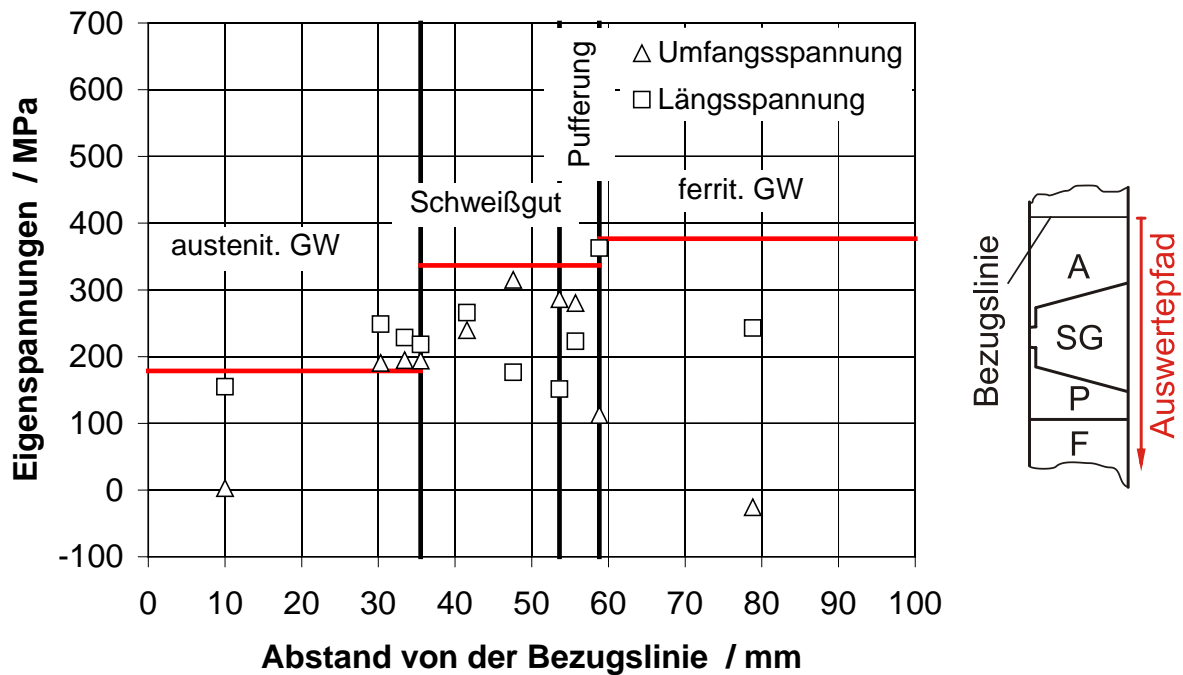
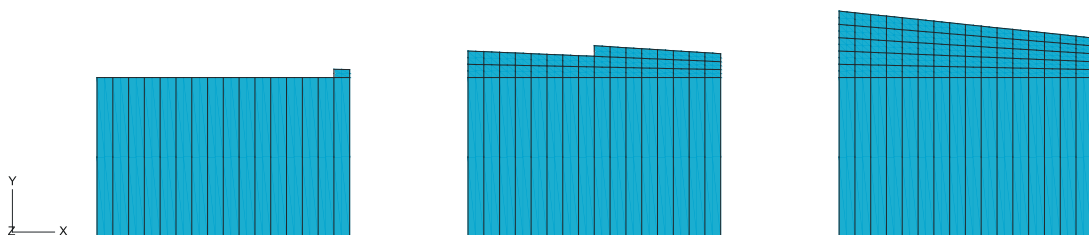


Bild 5.20: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Schweißrichtung vom austenitischen Grundwerkstoff zur austenitischen Pufferung)



**Bild 5.21:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Schweißrichtung von der austenitischen Pufferung zum austenitischen Grundwerkstoff)

Um einen Vergleich zu den experimentellen Versuchen zu erhalten, werden bei der Parameterstudie 2 im Vergleich zur Parameterstudie 1 zusätzlich die Schweißung der Pufferlagen mit anschließender Spannungsarmglühung mit berücksichtigt. Über elementweises Hinzufügen der Elemente der Pufferung wird zunächst der Aufbau der Pufferlagen durchgeführt, **Bild 5.22**.



**Bild 5.22:** Elementweiser Aufbau der Pufferung

Bei der Herstellung der Pufferung ist hierbei zu beachten, dass aufgrund der freien Oberfläche keine Zugspannungen senkrecht zum Interface auftreten. Dies wird bei der Wahl der Randbedingungen (rotationssymmetrisches Modell mit Unterdrückung der Verschiebungen in Achsrichtung) berücksichtigt, vgl. Bild 5.7. Schubdehnungen, welche sich aus den unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der beiden Werkstoffe (austenitischer Werkstoff/ferritischer Werkstoff) ergeben, müssen jedoch im Bereich des Interface bei der Abkühlphase aufgenommen werden können.

## Parameterstudie 2

Nach Simulation der Schweißung der Pufferlagen wird im Anschluss die Spannungsarmglühung simuliert. Bei der Spannungsarmglühung wird hierbei auf das zuvor beschriebene Kriechgesetz nach Graham-Walles zurückgegriffen, mit dem es möglich ist, das Relaxationsverhalten zu beschreiben. Die Simulation der Spannungsarmglühung wird bei einer relativ hohen Temperatur ausgeführt um bei den experimentellen Versuchen einen ausgeprägten Karbidsaum zu erzeugen. Dies begünstigt die Entstehung von Gefügeanteilen mit stark unterschiedlicher Festigkeit und Verformbarkeit. Der zeitliche Ablauf der simulierten Spannungsarmglühung ist in Bild 5.23 dargestellt.

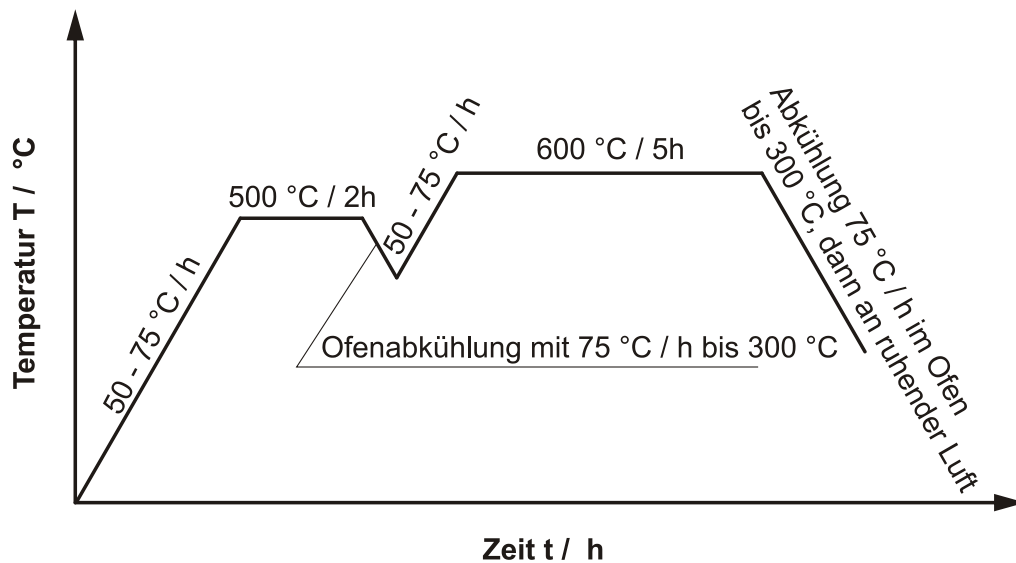
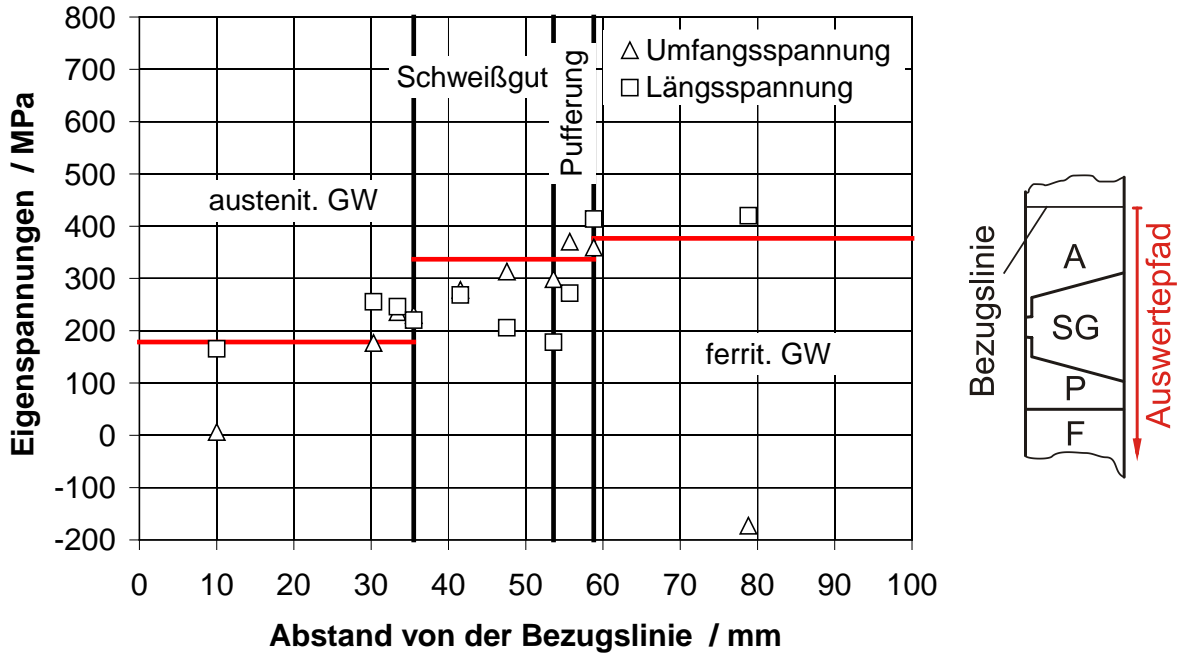


Bild 5.23: Zeitlicher Ablauf der Spannungsarmglühung

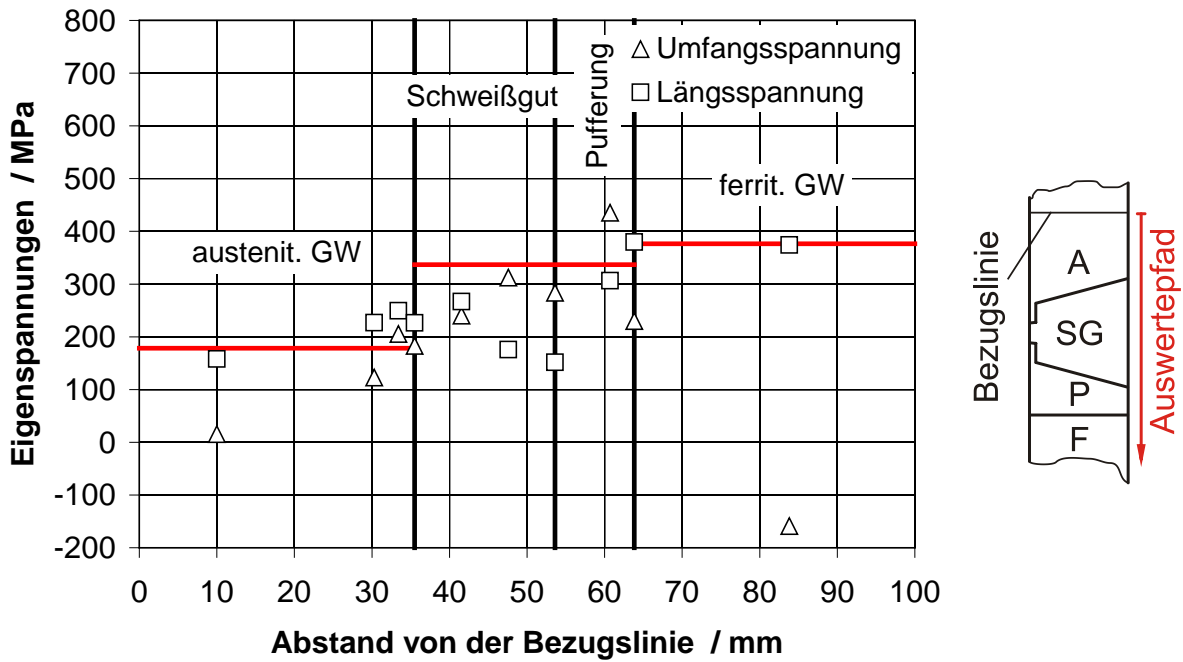
Nach ausgeführter Simulation der Spannungsarmglühung erfolgte wie auch schon unter Parameterstudie 1 beschrieben, der Aufbau der Fülllagen der Festigkeitsnaht.

Ausgehend von dem in Bild 5.7 dargestellten Modell wird erneut der Einfluss der Pufferungsdicke, der Schweißnahtbreite, der ZLT, des Flankenwinkels sowie der Einfluss der Schweißrichtung für die Pufferlagen und der Fülllagen der Festigkeitsnaht untersucht.

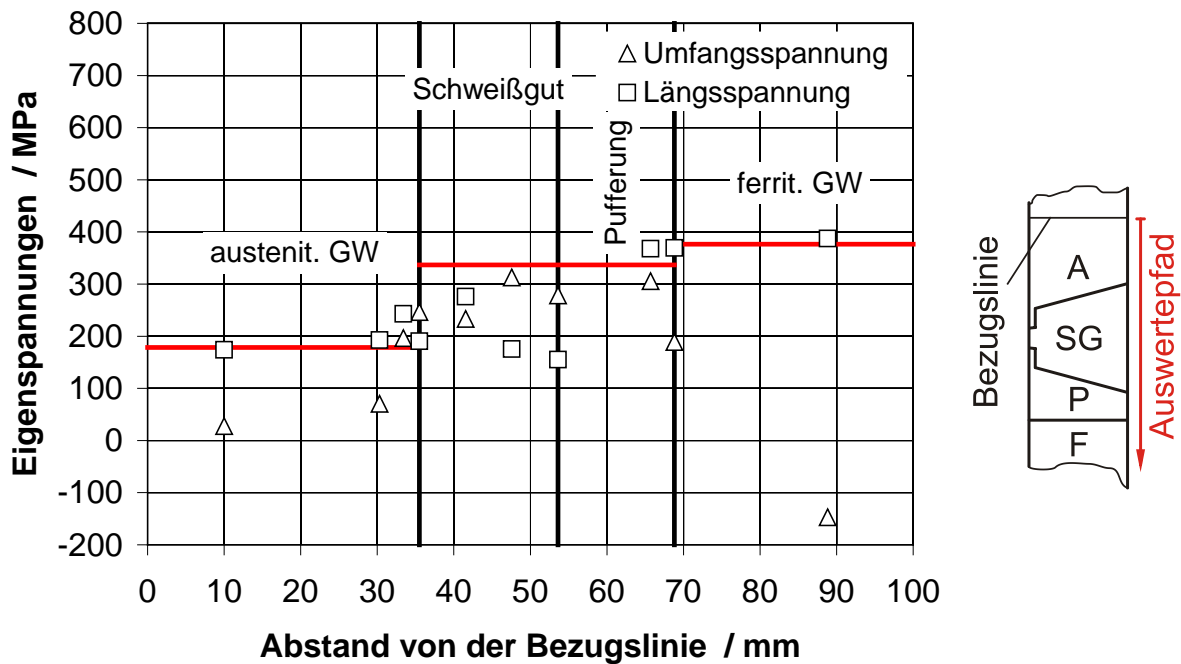
Die Pufferungsdicke wird bei einem Flankenwinkel von  $6^\circ$  und einer Schweißnahtbreite von  $18,5 \text{ mm}$  zunächst von  $5 \text{ mm}$  auf  $10 \text{ mm}$  und auf  $15 \text{ mm}$  verbreitert. Nach Aufbau der Pufferlagen erfolgte die Simulation der Spannungsarmglühung. Die Berechnungsergebnisse zeigen auch hier, dass die Umfangs- und Längsspannung am Übergang von der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff bei Verbreiterung der Pufferungsdicke deutlich abnehmen, Bild 5.24 - Bild 5.26.



**Bild 5.24:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm, ZLT von 150 °C)



**Bild 5.25:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 10 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm, ZLT von 150 °C)



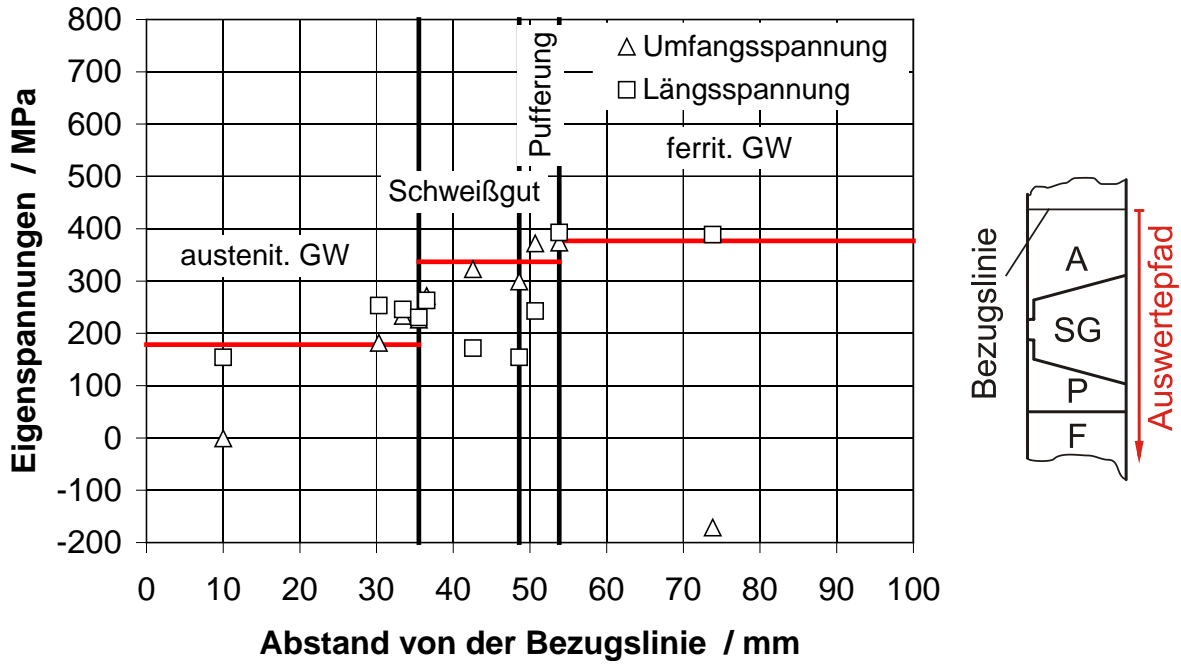
**Bild 5.26:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 15 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm, ZLT von 150 °C)

Analog zu den Ergebnissen der thermischen Simulation ohne Schweißung der Pufferung stellt sich für die 5 mm dicke Pufferung der kritischste Eigenspannungszustand ein, Bild 5.24. Die weiteren Variationen werden daher mit 5 mm Pufferungsdicke ausgeführt.

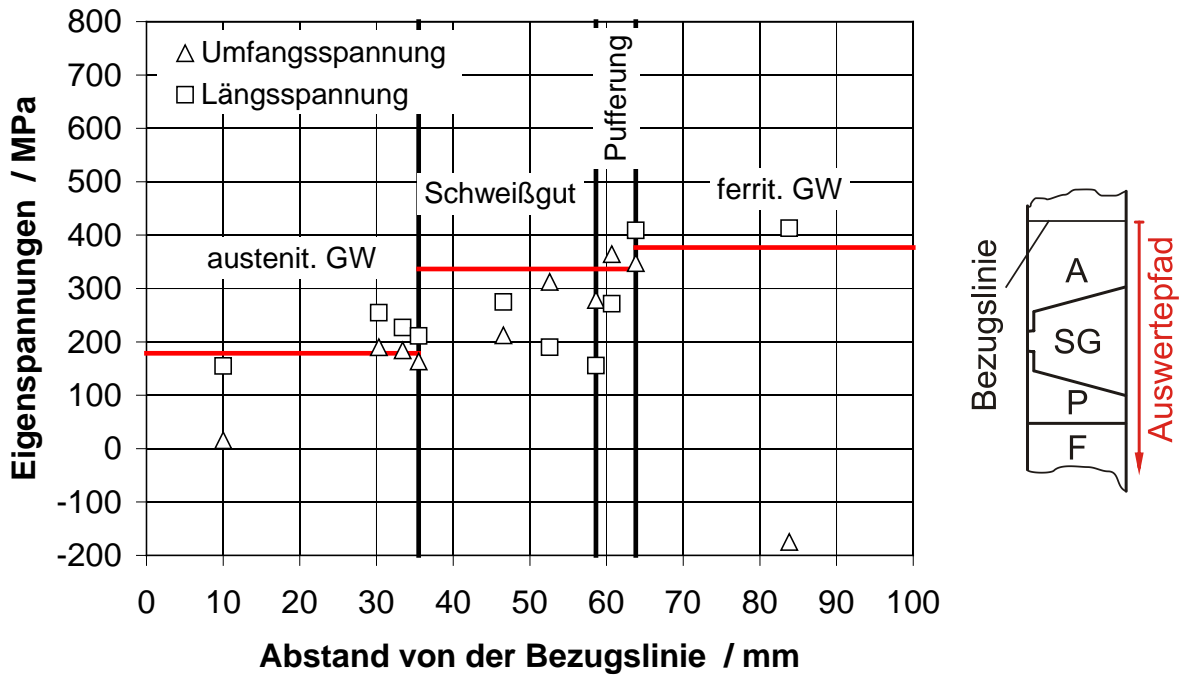
Durch die zusätzliche Berücksichtigung der Schweißung der Pufferlagen mit anschließender Spannungsarmglühung lässt sich erkennen, dass das Spannungsniveau im Vergleich zur Parameterstudie 1 zunimmt. Dies lässt sich auf die zusätzlich eingebrachten Eigenspannungen, die während der Schweißung der Pufferung entstehen, zurückführen.

Die Variation der Schweißnahtbreite zeigt erneut nur einen geringen Einfluss auf den Spannungsverlauf der Umgangs- und Längsspannung am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff, Bild 5.24, [Bild 5.27](#) und [Bild 5.28](#).

Die höchsten Werte für die Längsspannung mit einem Wert von 413 MPa treten bei einer Schweißnahtbreite von 18,5 mm auf, Bild 5.24. Bei den Schweißnahtbreiten von 13,5 mm ( $\sigma_1 = 392$  MPa) und 23,5 mm ( $\sigma_1 = 409$  MPa) ist hierbei nur ein geringer Unterschied zur Schweißnahtbreite von 18,5 mm zu erkennen.



**Bild 5.27:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 13,5 mm, ZLT von 150 °C)



**Bild 5.28:** Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 23,5 mm, ZLT von 150 °C)

Die Simulation der ZLT erfolgt wiederum für die Temperaturen 100 °C, 150 °C und 200 °C. Auch bei der zusätzlichen Berücksichtigung der Schweißung der Pufferlagen mit anschließender Spannungsarmglühung bleibt die Umfangsspannung am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff nahezu konstant,

während die Längsspannung für eine ZLT von 150 °C die höchsten Werte aufweist, Bild 5.24, Bild 5.29 und Bild 5.30.

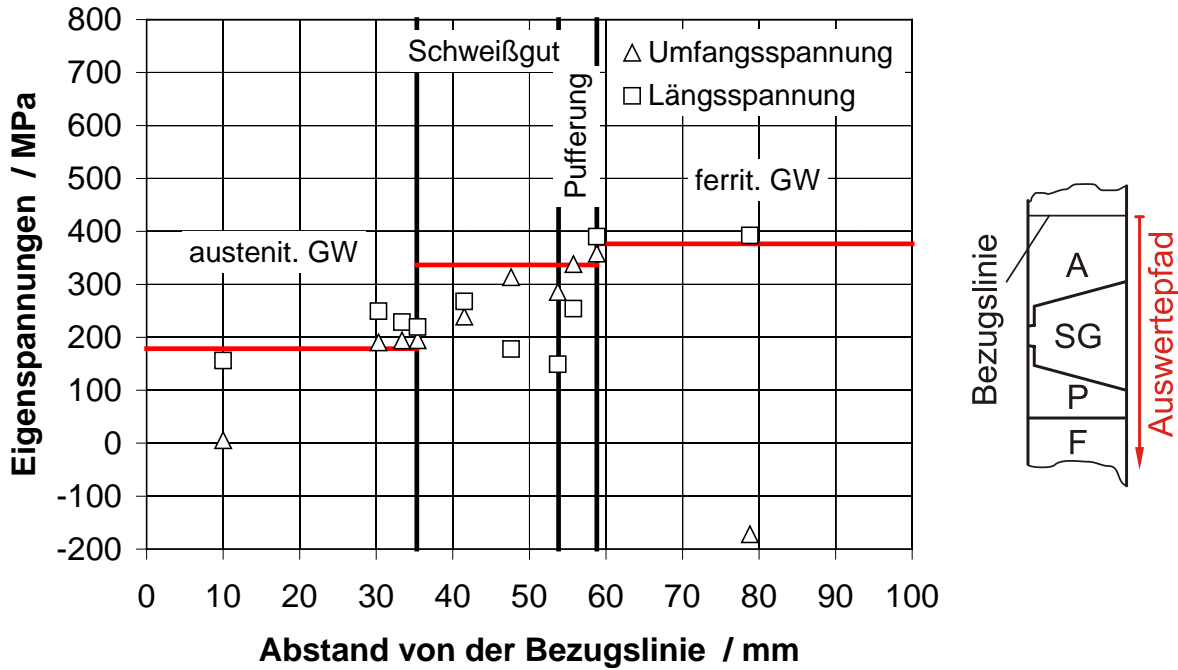


Bild 5.29: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm, ZLT von 100 °C)

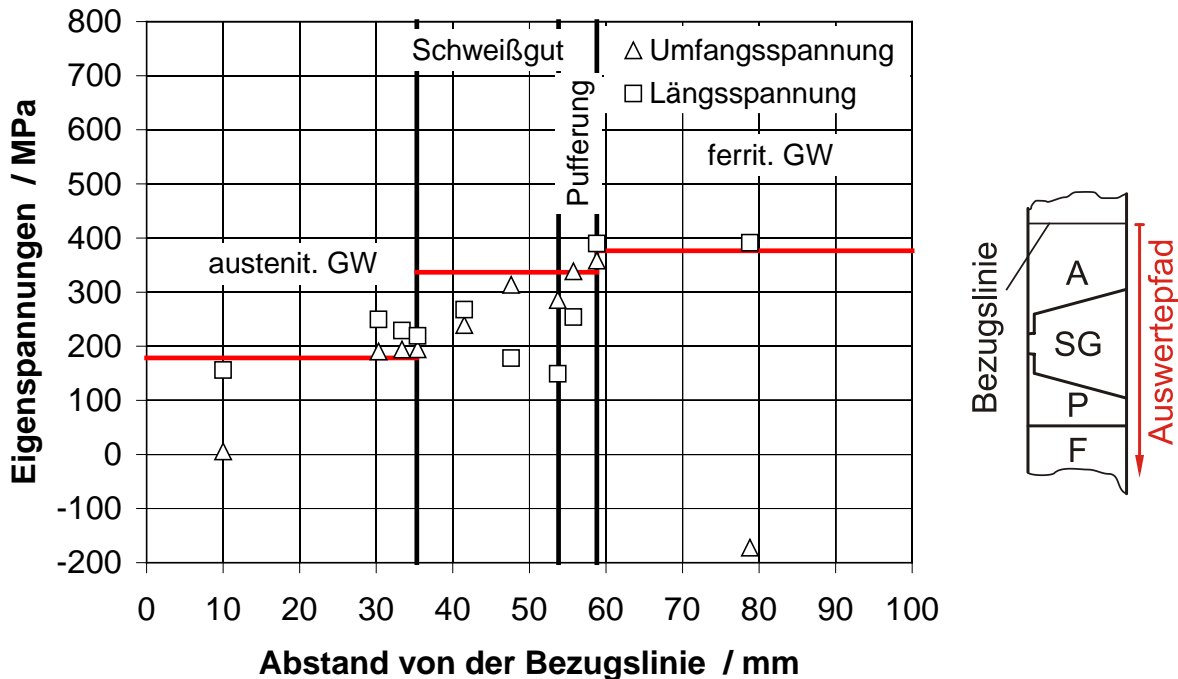


Bild 5.30: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm, ZLT von 200 °C)

Die Variation des Flankenwinkels erfolgt wiederum von 6° auf 12,5°. Die ausgewerteten Spannungen am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen

Grundwerkstoff zeigen hierbei, wie auch schon unter Parameterstudie 1 gezeigt wurde, bei einem Flankenwinkel von 6° höhere Werte als bei 12,5°, Tabelle 5.3. Für die nachfolgende Variation der Schweißrichtung wird daher auf die Konfiguration mit 6° Flankenwinkel zurückgegriffen.

Tabelle 5.3: Eigenspannungen am Übergang Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff

<b>Flankenwinkel / Grad</b>	<b>Längsspannung / MPa</b>	<b>Umfangsspannung / MPa</b>
6	413,6	359,3
12,5	392,1	345,3

Ein weiterer Einfluss auf die Verteilung der Spannungen ist die Schweißrichtung. In Tabelle 5.4 sind zunächst die Richtungen aufgeführt, die während der Schweißung der Pufferung sowie der Festigkeitsnaht variiert werden.

Tabelle 5.4: Kombinationen der ausgeführten Schweißrichtungen

<b>Schweißung der Fülllagen der Festigkeitsnaht</b>	<b>Schweißung der Pufferung</b>	
Austenitischer GW zu austenitischer Pufferung	Rohraußenseite zu Rohrinneiseite	1
Austenitische Pufferung zu austenitischem GW	Rohraußenseite zu Rohrinneiseite	2
Austenitischer GW zu austenitischer Pufferung	Rohrinneiseite zu Rohraußenseite	3
Austenitische Pufferung zu austenitischem GW	Rohrinneiseite zu Rohraußenseite	4

Die ausgewerteten Berechnungsergebnisse zeigen, dass die Längs- und Umfangsspannungen am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff in der gleichen Größenordnung von etwa 400 MPa ± 50 MPa liegen, Bild 5.31 bis Bild 5.34.

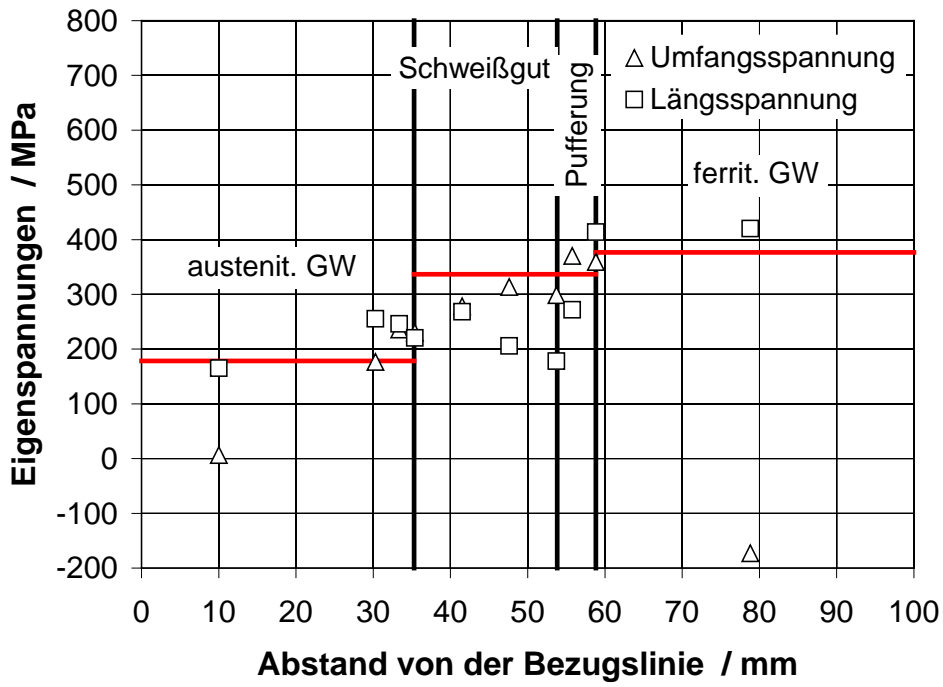


Bild 5.31: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Ausführung 1)

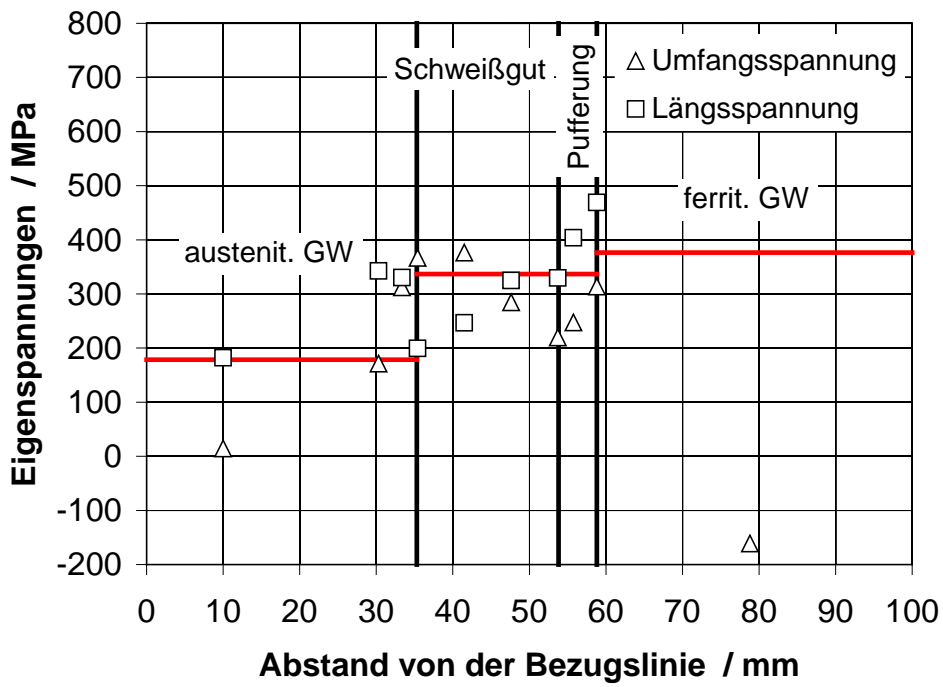


Bild 5.32: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Ausführung 2)

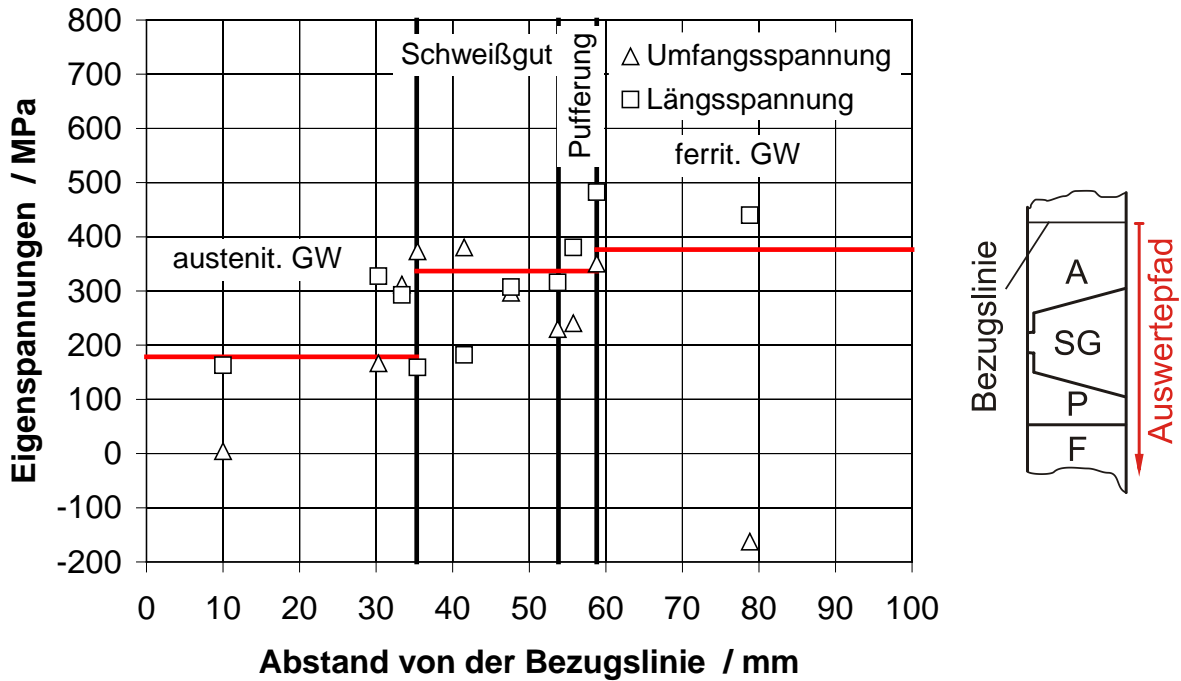


Bild 5.33: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Ausführung 3)

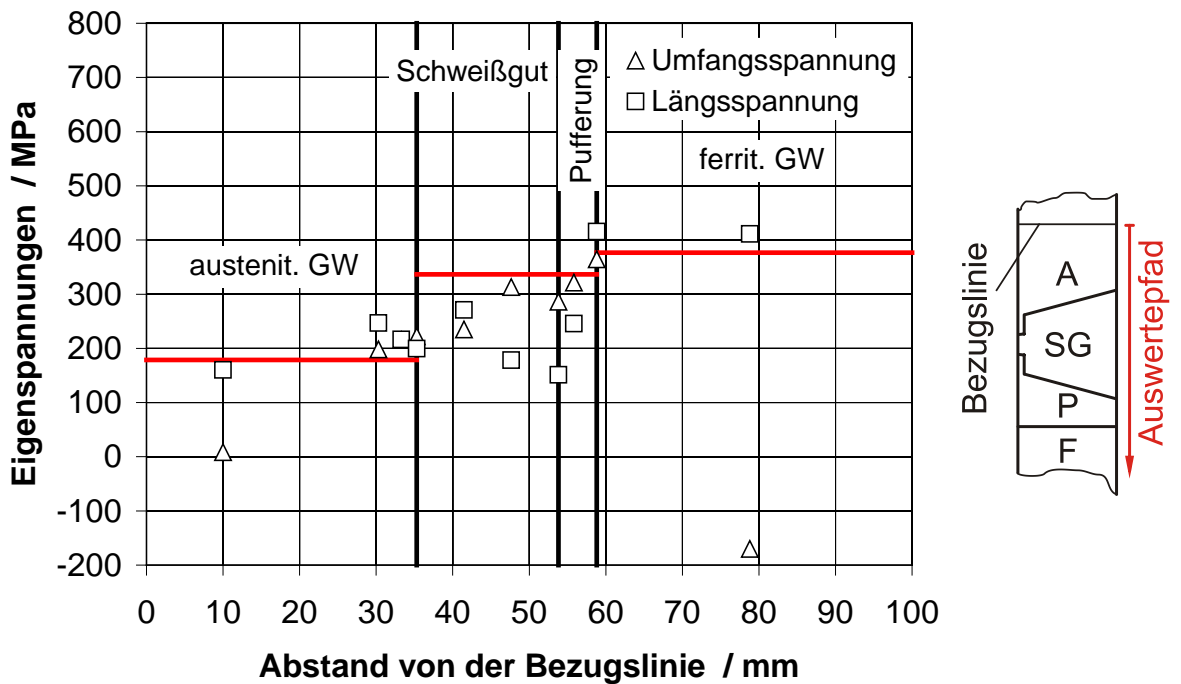


Bild 5.34: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Ausführung 4)

Zur endgültigen Festlegung der Schweißrichtung für die Pufferlagen sowie die Schweißung der Füllagen der Festigkeitsnaht wird zusätzlich noch die Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes betrachtet.

Bei der Bestimmung der Mehrachsichtigkeit wird meist auf eine Beziehung zwischen der hydrostatischen Spannung  $\sigma_{hyd}$  und der von Mises Vergleichsspannung  $\sigma_v$  einge-

gangen. Clausmeyer [63] hat hierzu ein Verhältnis hergeleitet, wobei sich die räumliche Beanspruchung auf eine einzige Größe, den Mehrachsigsigkeitsquotienten  $q$ , reduzieren lässt.

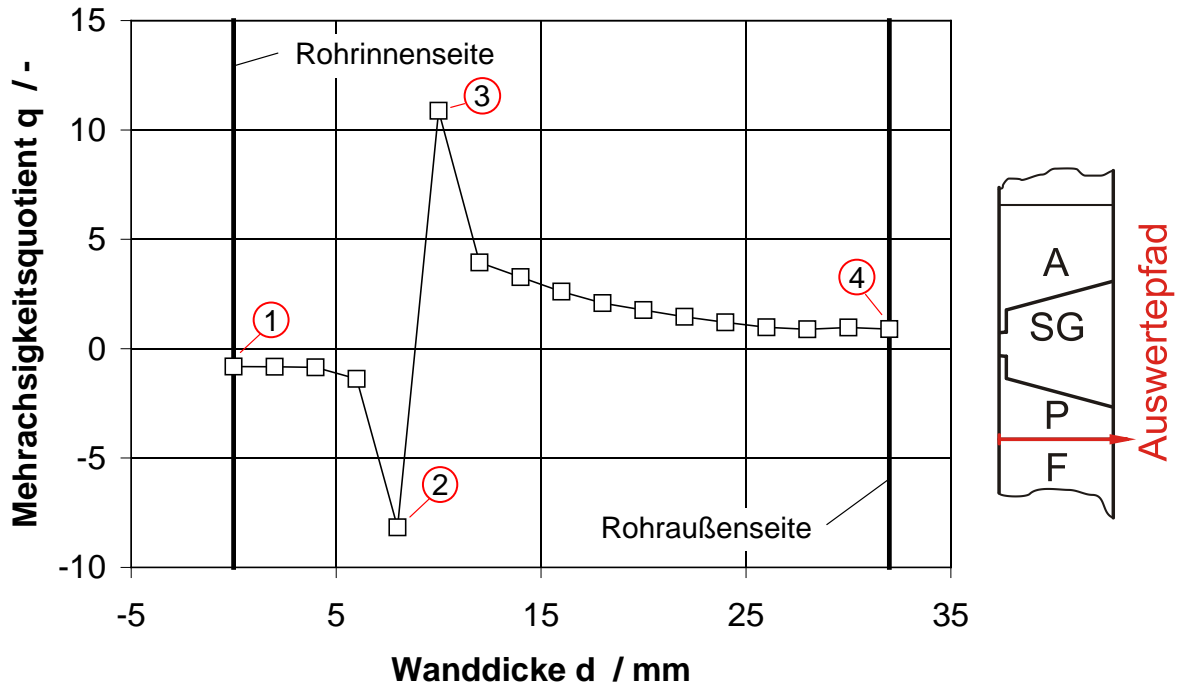
$$q = \frac{\sigma_v}{\sqrt{3} \cdot \sigma_{\text{hyd}}} \quad \text{Gl. 23}$$

Nach Auswertung der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes zeigt sich, dass der kritischste Spannungszustand vorliegt, wenn die letzte Raupe an der Pufferungsseite gelegt wird (Ausführung 3), Tabelle 5.5. Bei den ausgeführten Schweißungen wird daher die Schweißung der Pufferung und der Fülllagen gemäß der Ausführung 3 durchgeführt.

Tabelle 5.5: Mehrachsigkeit des Spannungszustandes

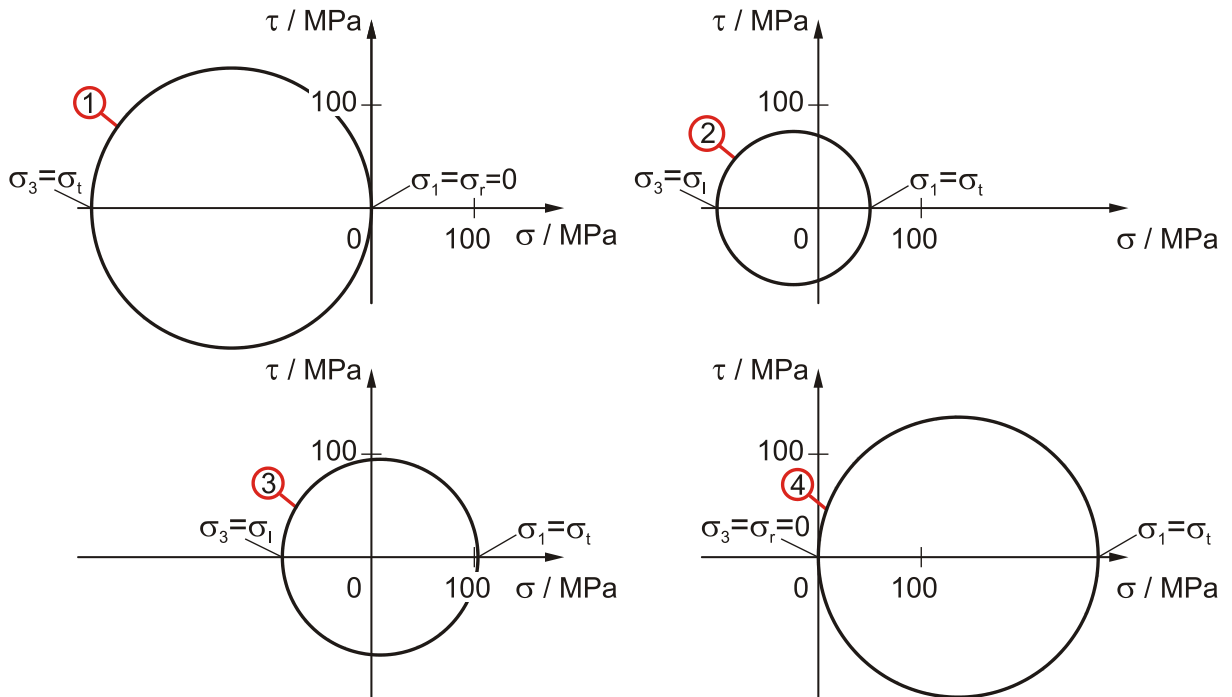
<b>Schweißung der Fülllagen der Festigkeitsnaht</b>	<b>Schweißung der Pufferung</b>	<b>Mehrachsigsigkeitsquotient <math>q</math></b>	
Austenitischer GW zu austenitischer Pufferung	Rohraußenseite zu Rohrinneiseite	0,872	1
Austenitische Pufferung zu austenitischem GW	Rohraußenseite zu Rohrinneiseite	0,916	2
Austenitischer GW zu austenitischer Pufferung	Rohrinneiseite zu Rohraußenseite	0,871	3
Austenitische Pufferung zu austenitischem GW	Rohrinneiseite zu Rohraußenseite	0,898	4

Für die kritischste Ausführung, Ausführung 3, ist nachfolgend der Verlauf der Mehrachsigkeit über der Wanddicke am Interface nach Schweißung der letzten Raupe dargestellt, Bild 5.35.



**Bild 5.35:** Verlauf der Mehrachsigkeit am Interface (Ausführung 3)

Hierbei lässt sich erkennen, dass aufgrund des günstigen Mehrachsigkeitsverlaufes an der Rohrinne- sowie an der Rohraußenseite keine Gefahr durch Sprödbbruch besteht. Dies lässt sich ebenfalls anhand der Mohrschen-Spannungskreise an vier ausgewählten Stellen veranschaulichen, **Bild 5.36**.



**Bild 5.36:** Mohrsche Spannungskreise (Auswertestellen entsprechend Bild 5.35)

### Ermittlung der Abstandsänderung

Neben der Ermittlung der Eigenspannungen als Auslöser für Disbonding, wird die Abstandsänderung während des Schweißprozesses zur Validierung der FE-Berechnungen bzw. weiterer Prognosegrößen ausgewertet. Die Abstandsänderung wird am Beispiel der simulierten Mischnähte M3 (Flankenwinkel  $6^\circ$ , Pufferungsdicke 5 mm) und M1 (Flankenwinkel  $12,5^\circ$ , Pufferungsdicke 10 mm) ausgeführt. Hierbei hat sich gezeigt, dass es zu einer Verkürzung der Gesamtlänge des Rohrs kommt. Die Verkürzung des Rohrs entsteht während des Schweißvorgangs, da es nur an der ferritischen Seite fest eingespannt wird und somit in Richtung Rohrlängsachse frei schrumpfen kann. Der Hauptteil der Verkürzung findet während des Schweißens der Wurzel und der ersten Fülllage statt. Bei der Mischnaht M3 ergibt sich hierbei eine Verkürzung des Rohrs von ca. 5 mm, was sich durch die ausbildenden Druckspannungen in der Schweißnahtwurzel, die infolge des Erstarrens der Wurzel entstehen, erklären lässt. Im weiteren Verlauf der Schweißung ist nur noch ein geringer Anstieg des Schrumpfes zu erkennen, welcher auf ca. 6 mm ansteigt, Bild 5.37.

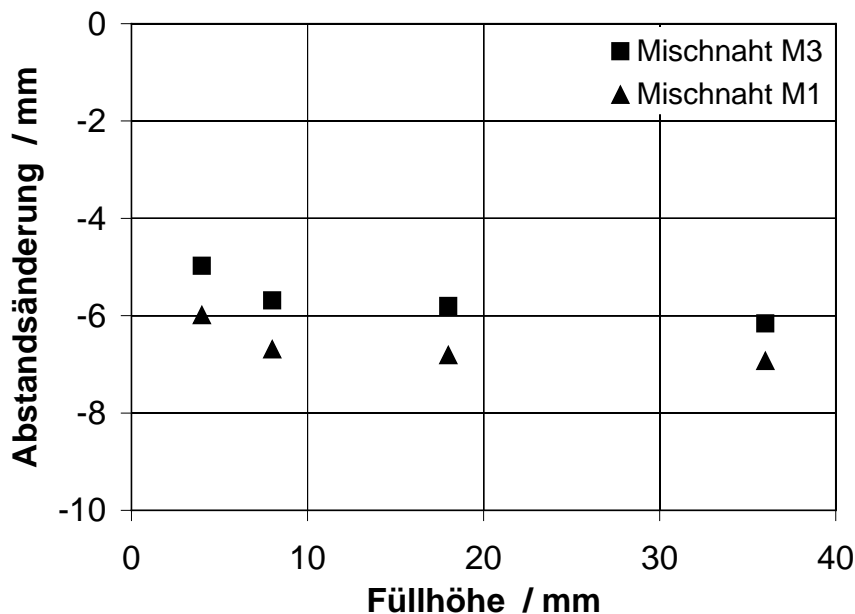


Bild 5.37: Verkürzung des Rohrs beim Schweißen der Mischnaht M1 und M3

Bei der simulierten Mischnaht M1 (Flankenwinkel  $12,5^\circ$ , Pufferungsdicke 10 mm) zeigt sich im Vergleich zur Mischnaht M3 ein größerer Schrumpfbetrag des Rohrs. Im Bereich des Schweißens der Wurzel und der ersten Fülllage treten hier Verkürzungen von ca. 6 mm auf. Im Weiteren Verlauf der Schweißung der Fülllagen tritt ein maximaler Schrumpf von ca. 7 mm auf, Bild 5.37.

## 5.6 Berechnungen am 3D FE-Modell

Zur Verifizierung der Ergebnisse aus den durchgeführten 2D-Berechnungen wird zusätzlich noch ein 3D-Modell erstellt, welches ein 60°-Segment des Rohres abbildet, Bild 5.38.

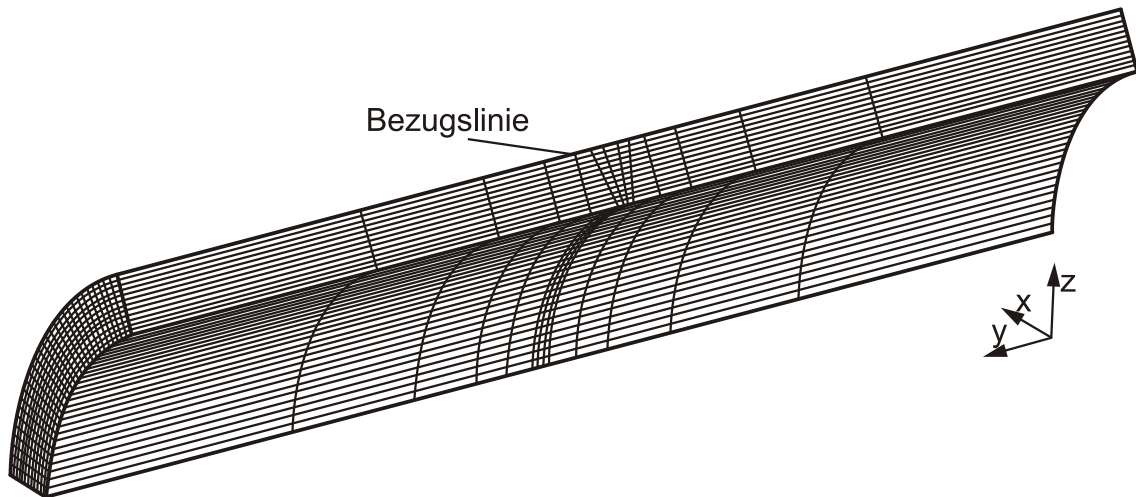
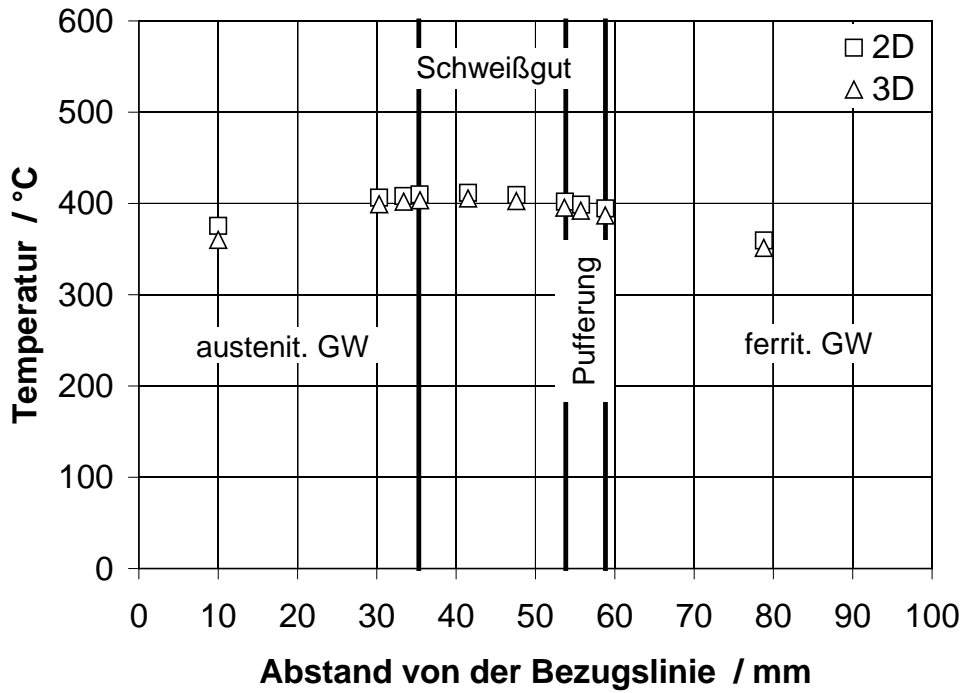
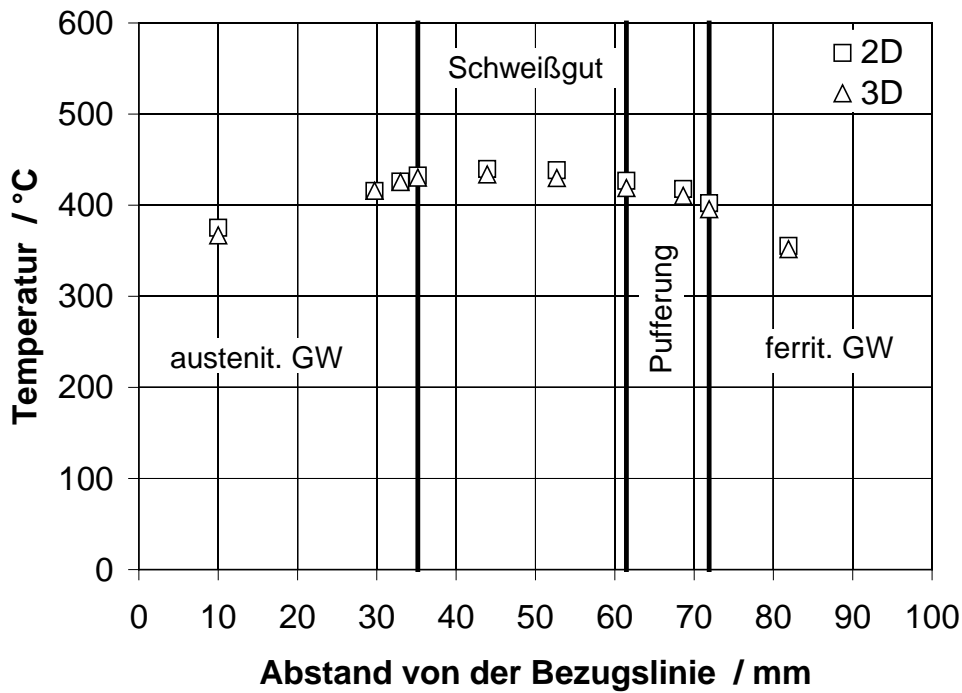


Bild 5.38: 3D-FE-Modell (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 18,5 mm)

Aufgrund der sehr hohen Rechenleistung, wird der Aufbau der Festigkeitsnaht lagenweise vollzogen und die Annahme getroffen, dass wie unter Parameterstudie 1 beschrieben, die Pufferung bereits vorhanden ist. Die auftretende Ovalisierung des Rohres während des Schweißvorgangs der Fülllagen, kann aufgrund des auf 60° reduzierten 3D-Modells nur bedingt beschrieben werden. Wird der Verlauf der Temperatur während der Simulation des Schweißens der Fülllagen betrachtet, so zeigt sich am Ende der Simulation eine sehr gute Übereinstimmung zwischen 2D-Rechnung und 3D-Rechnung. Die Auswertung wird sowohl für das Modell mit 6° Flankenwinkel und 5 mm Pufferung (Mischnaht M3), als auch für das Modell mit 12,5° Flankenwinkel und 10 mm Pufferung (Mischnaht M1) durchgeführt, Bild 5.39 und Bild 5.40.

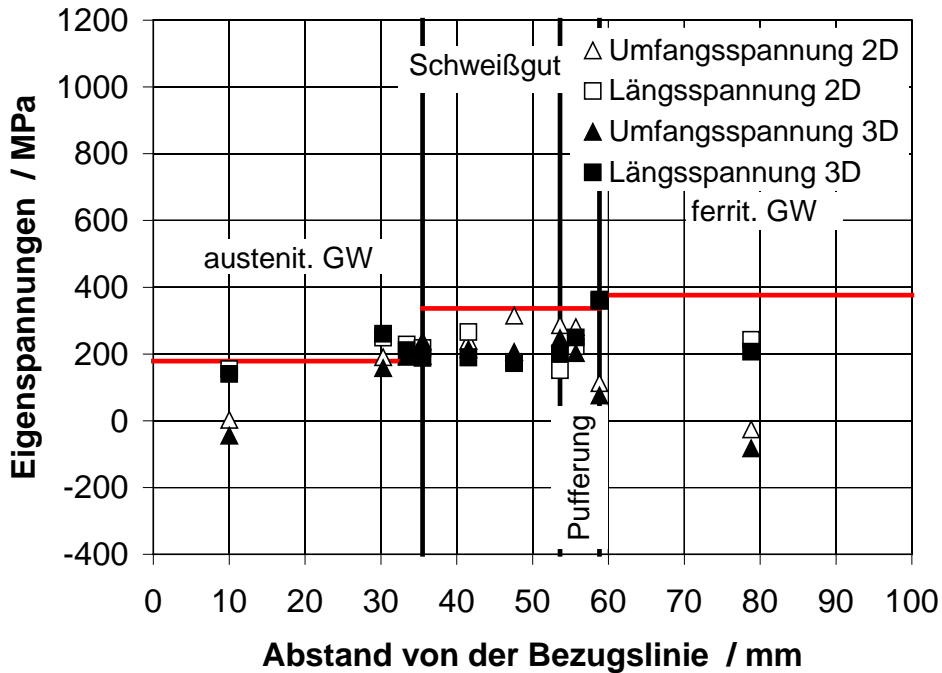


**Bild 5.39:** Vergleich von 2D- und 3D-Rechnung am Verlauf der Temperatur in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, ZLT von 150 °C)

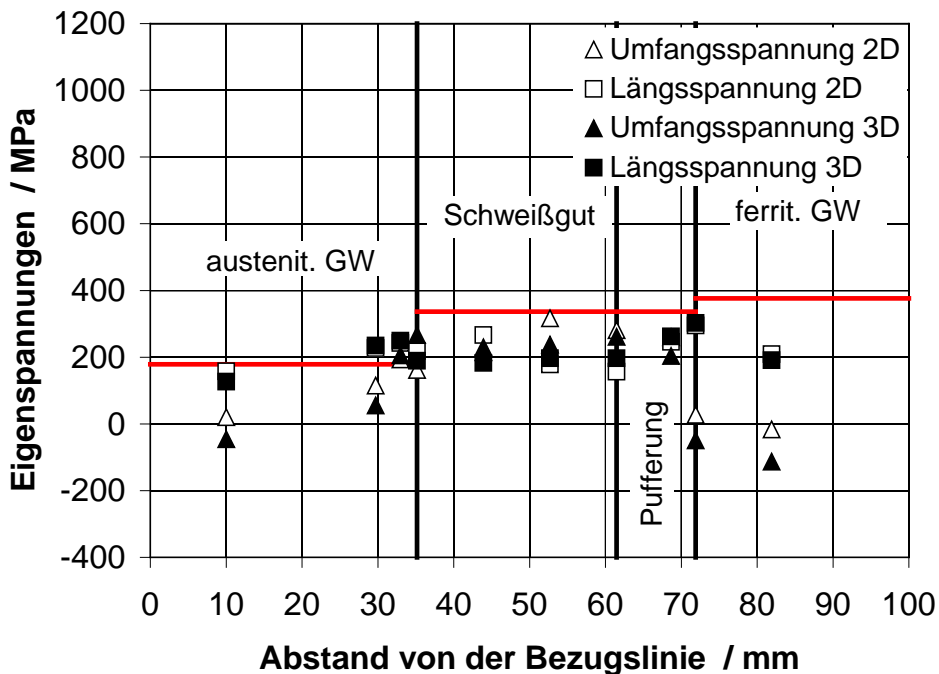


**Bild 5.40:** Vergleich von 2D- und 3D-Rechnung am Verlauf der Temperatur in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 12,5°, Pufferungsdicke von 10 mm, ZLT von 150 °C)

Auch bei der Auswertung der Umfangs- und Längsspannung zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der 2D-Rechnung (Parameterstudie 1) und den Ergebnissen der 3D-Rechnung, siehe [Bild 5.41](#) und [Bild 5.42](#).



**Bild 5.41:** Vergleich von 2D- und 3D-Rechnung am Verlauf der Eigenstressungen in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 6°, Pufferungsdicke von 5 mm, ZLT von 150 °C)



**Bild 5.42:** Vergleich von 2D- und 3D-Rechnung am Verlauf der Eigenstressungen in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel von 12,5°, Pufferungsdicke von 10 mm, ZLT von 150 °C)

Bei beiden ausgeführten Flankenwinkeln sind die Ergebnisse der Längsspannung am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff deckungsgleich. Die Abweichung der Umfangsspannung zwischen 2D- und 3D-Rechnung liegt bei ca. 50 MPa bei einer Umfangsspannung von ungefähr 200 MPa.

Erwartungsgemäß liegen die Ergebnisse aus den Berechnungen am 3D-Modell unter den Ergebnissen der 2D-Modelle. Dies lässt sich unter anderem auf die größere Steifigkeit der 2D-Modelle zurückführen, die aus dem gewählten Elementtyp (rotationssymmetrische Elemente) mit im Vergleich zu den 3D Elementen eingeschränkten Freiheitsgraden resultiert.

Mithilfe der durchgeführten strukturmechanischen FE-Simulationen mit dem angepassten AFC-Werkstoffmodell konnten somit die Parameter identifiziert und festgelegt werden, die beim Schweißen von Schwarz-/Weißverbindungen zu hohen Eigenspannungen am Übergang von Pufferung zu ferritischem Grundwerkstoff führen und somit ein mögliches Auftreten von Disbonding begünstigen können.

Die hierbei ermittelten Parameter für die Pufferungsdicke, die Schweißnahtbreite, den Flankenwinkel, den Lagenaufbau der Verbindungsnaht sowie die Zwischenlagentemperatur sind in Tabelle 5.6 aufgeführt. Werden diese grenzwertigen Parameter bei der experimentellen Ausführung von Mischschweißerbindungen berücksichtigt, so kann das Potenzial zur Entstehung von Disbonding während der Fertigung deutlich reduziert werden.

Tabelle 5.6: Ermittelter Parametersatz aus den FE-Simulationen

<b>Pufferungs- dicke</b>	<b>Schweißnaht- breite</b>	<b>Flanken- winkel</b>	<b>Lagenaufbau</b>	<b>ZLT</b>
5 mm	18,5 mm	6°	Austenitischer Grundwerkstoff zu austenitischer Pufferung	150 °C

## **5.7 Vergleich der numerischen mit den experimentell ermittelten Werten**

Beim Vergleich der berechneten Eigenspannungen aus der FE-Simulation mit den experimentell ermittelten Ergebnissen besteht die Schwierigkeit, dass durch die experimentelle Eigenspannungsmessung über die Umrechnung der Daten aus den Dehnmessstreifen, der Anteil der plastischen Verformungen nur bedingt berücksichtigt werden kann. In der FE-Berechnung wird jedoch das elastisch-plastische Verhalten anhand der Vorgabe einer Werkstofffließkurve in die Rechnung mit eingebracht. Somit können ab dem Zeitpunkt des Plastifizierens größere Unterschiede zwischen Rechnung und Versuch auftreten. Weiterhin wird bei den numerischen

Berechnungen, wie zuvor beschrieben, nicht auf die Gefügeumwandlungen eingegangen.

Der Vergleich der numerisch ermittelten Eigenspannungswerte mit den experimentell ermittelten Eigenspannungswerten hat Folgendes ergeben. Im Experiment werden in der Mischnaht M1 (Flankenwinkel 12,5°, Pufferungsdicke 10 mm) in einer Tiefe von 1 mm Eigenspannungswerte in Umfangsrichtung von knapp 90 MPa am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff ermittelt. Die numerische Berechnung weist für die selbe Nahtgeometrie wie Mischnaht M1 in einer Tiefe von 1 mm - von der Decklage aus gemessen - Werte von ca. 260 MPa nach Fertigstellung des kompletten Schweißvorgangs auf, Bild 5.43. Bei den Längseigenspannungen ist am Übergang austenitische Pufferung/ferritischer Grundwerkstoff eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung zu erkennen. Die Eigenspannungswerte im Experiment liegen bei ca. 440 MPa bei den numerischen Berechnungen werden 400 MPa berechnet, Bild 5.43.

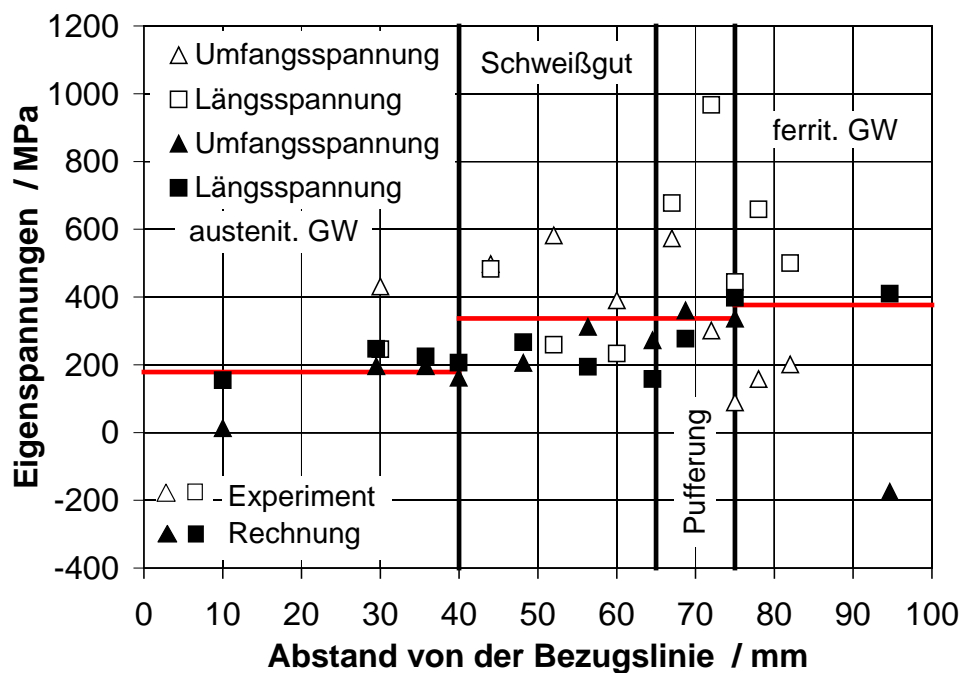


Bild 5.43: Eigenspannungen der Mischnaht M1

Bei der Mischnaht M4 (Flankenwinkel 6°, Pufferungsdicke 5 mm) tritt der Unterschied von experimentell ermittelten Umfangsspannungen zu den numerisch berechneten Umfangsspannungen nicht so stark in Erscheinung wie bei der Mischnaht M1. Beim Vergleich der Umfangsspannung in 1 mm Tiefe werden hierbei Spannungen von 417 MPa im Experiment ermittelt, während die numerische Simulation Umfangsspannungen von 360 MPa ausweist, Bild 5.44.

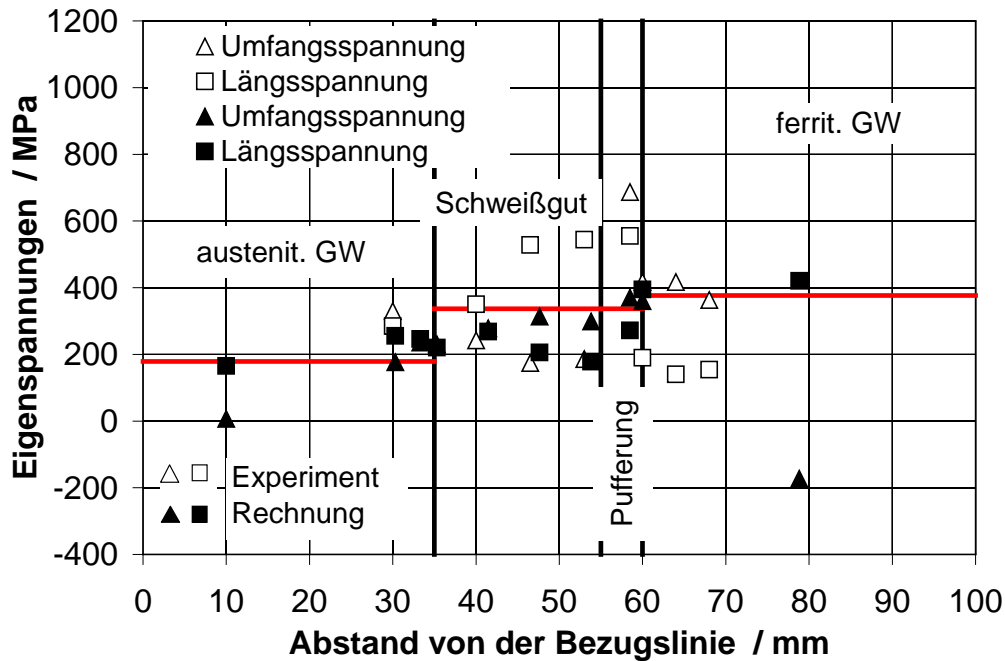


Bild 5.44: Eigenspannungen der Mischnaht M4

Größere Abweichungen sind hier jedoch bei den Längsspannungen zu erkennen. Im Experiment treten Spannungen von ca. 190 MPa auf, während sich bei der numerischen Simulation Spannungen von ca. 395 MPa ergeben, Bild 5.44. Bei den numerischen Simulationen zeigt die Umfangsspannung am Übergang der austenitischen Pufferung zum ferritischen Grundwerkstoff stets geringere Werte als die Längsspannung. Im Bereich des Schweißguts der Festigkeitsnaht und der Pufferung ist ein Wechsel der Spannungsverläufe zu erkennen, der jedoch keine Regelmäßigkeiten zeigt.

Beim Vergleich der rechnerisch und experimentell ermittelten Abstandsänderungen lässt sich erkennen, dass bei der Schweißnaht M1 die simulierten Ergebnisse mit einem maximalen Schrumpfung von ca. 7 mm, eine sehr gute Übereinstimmung zeigen, Bild 5.45.

Lediglich im Anfangsbereich zu Beginn der Schweißung sind die Abweichungen zwischen Versuch und Berechnung relativ hoch, was auf die im Wurzelbereich relative grobe Elementierung des FE-Modells zurückzuführen ist. Ähnliches gilt für die Schweißnaht M3. Bei der Schweißnaht M3 ist wiederum ein größeres Abweichen von Berechnung und Versuch zu Beginn der Schweißung zu erkennen, während der Verlauf ab einer Füllhöhe von 18 mm wiederum eine gute Deckung von Versuch zu Berechnung zeigt, Bild 5.45.

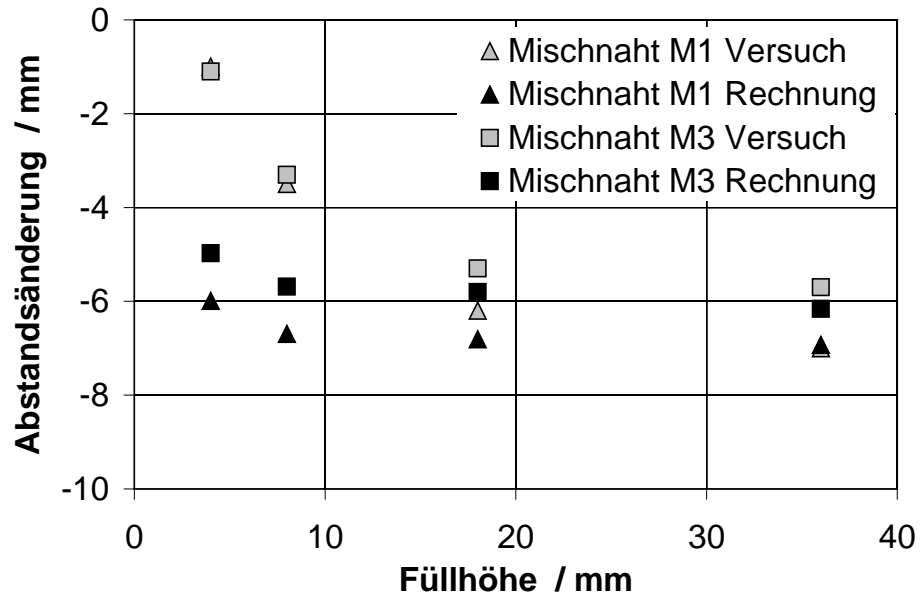


Bild 5.45: Vergleich der Abstandsänderungen der Mischnaht M1 und M3



## 6 Literatur

- [1] Merkblatt DVS 3011 (8/2000):  
Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen (S/W-Verbindungen)  
DVS – Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.
- [2] Kloß, H., P. Lauer, G. Engelhard, K.C. Fraas, D. Pellkofer, U. Wesselig:  
Schweißreparatur an einer Mischverbindung ohne nachfolgende  
Spannungsarmglühung  
27. MPA-Seminar „Sicherheit und Verfügbarkeit in der Energietechnik“, 4.  
und 5. Oktober 2001, Stuttgart, Band 1, S. 22.1 – 22.16
- [3] Roos, E., W. Burr, J. Föhl, P. Kizler, T. Schütt, E. Soppa, L. Stumpfrock,  
D. Willer:  
Untersuchungen zur fertigungsbedingten Entstehung von Fehlstellen bei  
Mischschweißverbindungen  
Abschlussbericht Reaktorsicherheitsforschung - Vorhaben-Nr. 1501 245,  
MPA Stuttgart, 2005
- [4] VdTÜV 365 (05.76):  
Warmfester Feinkorn-Vergütungsstahl 22NiMoCr3-7, Schmiedegüte, Werk-  
stoff Nr. 16751, Herausgabe: Vereinigung der Technischen Überwachungs-  
vereine e.V., Essen, 1976
- [5] KTA 3201.1 (6/98):  
Sicherheitstechnische Regel des KTA, Komponenten des Primärkreises von  
Leichtwasserreaktoren, Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, 1998
- [6] KTA 3201.1 (6/90):  
Sicherheitstechnische Regel des KTA, Komponenten des Primärkreises von  
Leichtwasserreaktoren, Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen, 1990
- [7] DIN 17458 (07/85):  
Nahtlose kreisförmige Rohre aus austenitischen nichtrostenden Stählen für  
besondere Anforderungen, 1985
- [8] Rocha, H.J.:  
Die Sensibilisierung stabilisierter und nicht stabilisierter austenitischer Stähle  
durch Chromkarbid  
DEW-Technische Berichte, Band 2 - Heft 1, 1962

- [9] KTA 3201.3 (6/98):  
Sicherheitstechnische Regel des KTA, Komponenten des Primärkreises von  
Leichtwasserreaktoren, Teil 3: Herstellung, 1998
  
- [10] Schaeffler, A.L.:  
Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal  
Metal Progress 56 - Nr. 11, 1949
  
- [11] Diltthey, U.:  
Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim  
Schweißen  
Springer-Verlag, 3. bearbeitete Auflage, 2005
  
- [12] Bystram, M.C.T.:  
Some Aspects of Stainless Alloy Metallurgy and their Application to Welding  
Problems  
British Welding Journal 3 - No. 2, 1956
  
- [13] Pohle, C.:  
Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und  
Chrom-Nickel-Stählen, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 121, 1994
  
- [14] Eckel, J. F.:  
Diffusion across dissimilar metal joints  
Welding Journal 43, 1964
  
- [15] Beres, L.:  
Ausbildung der karbidreichen Schicht in S/W Verbindungen  
Schweißtechnik (Wien) 45, 1991
  
- [16] MPA-Untersuchungsbericht: 949 216 001  
Dezember 2000
  
- [17] Roos, E. und K. Maile:  
Werkstoffkunde für Ingenieure  
Springer-Verlag, 2. Auflage, 2004
  
- [18] Macherau, E. et al.:  
Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen  
Härterei – Technische Mitteilungen 28, 1973

- [19] Roos, E.:  
Festigkeitslehre I  
Vorlesungsmanuskript, Universität Stuttgart, 2008
- [20] Hiersig, H.:  
Lexikon Produktionstechnik, Verfahrenstechnik  
Springer-Verlag, 1995
- [21] Bargel, H.-J. und G. Schulze.:  
Werkstoffkunde  
Springer-Verlag, 10. Auflage, 2008
- [22] Dilthey, U.:  
Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien  
Springer-Verlag, 3. bearbeitete Auflage, 2005
- [23] DIN EN 444:  
Zerstörungsfreie Prüfung - Grundlagen für die Durchstrahlungsprüfung von metallischen Werkstoffen mit Röntgen und Gammastrahlen, April 1994
- [24] DIN ISO/TS 21432:  
Zerstörungsfreie Prüfung - Standardprüfverfahren zur Bestimmung von Eigenspannungen durch Neutronenbeugung, November 2005
- [25] König, G. und K. Kußmaul:  
Erweiterung der Anwendungsmöglichkeiten der Bohrlochmethode zur Eigenspannungsmessung unter Berücksichtigung plastischer Effekte  
DVM-Tagung "Werkstoffprüfung", Bad Nauheim, Dezember 1987
- [26] Gibmeier, J. und M. Kornmeier:  
Plastische Deformationen bei Anwendung der Bohrlochmethode  
Niederschrift zur 11. Sitzung der GESA-Arbeitsgruppe 3, Bonn, Mai 1998
- [27] Wohlfahrt, H. und E. Macherauch:  
Die Ursachen des Schweißeigenspannungszustandes  
Materialprüf. 19 Nr. 8 August, 1977
- [28] Pasquale, P.:  
Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte  
Dissertation, Universität Karlsruhe, Februar 2001

- [29] Radaj, D.:  
Wärmewirkung des Schweißens  
Springer-Verlag, 1988
  
- [30] Csapo, G., T. Just:  
Ultraschallprüfung von Mischnähten auf Ablösung der Pufferung  
(Disbonding)  
DGZfP-Jahrestagung, 2002
  
- [31] Föhl, J., F. Hüttner und T. Weißenberg:  
Zentrale Untersuchung und Auswertung von Herstellungsfehlern und  
Betriebsschäden von Kernkraftwerken – Korrosionsversuche in sauerstoff-  
haltigem Hochtemperaturwasser  
BMU-Vorhaben SR-2360, Abschlussbericht der MPA Stuttgart, 2003
  
- [32] Sinz, R., L. Issler und H. Griesse:  
Forschungsvorhaben Komponentensicherheit (FKS)  
TWB 1/1 Werkstoffe und Schweißverbindungen, Band 1: Schmelzen KS01  
bis KS07, MPA Stuttgart, 1983
  
- [33] DIN 17458:  
Nahtlose kreisförmige Rohre aus austenitischen nichtrostenden Stählen für  
besondere Anforderungen, Juli 1985
  
- [34] Pohle, C.:  
Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und  
Chrom-Nickel-Stählen, Fachbuchreihe Schweißtechnik, 1994
  
- [35] KTA 3201.4:  
Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren – Wieder-  
kehrende Prüfungen und Betriebsüberwachung, Juni 1999
  
- [36] DIN EN 583-2:  
Zerstörungsfreie Prüfung - Ultraschallprüfung - Teil 2: Empfindlichkeits- und  
Entfernungsjustierung, April 2001
  
- [37] DIN EN 1712:  
Ultraschallprüfung von Schweißverbindungen, September 2002
  
- [38] DIN EN 1714:  
Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen, September 2002

- [39] ASTM E 837-08:  
Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, 2008
- [40] Roos, E., X. Schuler, T. Schütt, E. Soppa, L. Stumpfrock:  
Investigations of causes of disbonding in dissimilar weld joints during fabrication  
Fontevraud 6, „Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs“, Fontevraud Royal Abbey, France, 2006
- [41] Roos, E. et al.:  
Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken  
Abschlussbericht Reaktorsicherheitsforschung - Vorhaben-Nr. 1501 240, MPA Stuttgart, 2006
- [42] Schütt, T., E. Soppa und L. Stumpfrock:  
Untersuchungen zur Entstehung fertigungsbedingter Fehlstellen in Mischschweißnähten  
33. MPA-Seminar „Werkstoff- & Bauteilverhalten in der Energie- & Anlagentechnik“, 11. und 12. Oktober 2007, Stuttgart
- [43] Schuler, X., T. Schütt und L. Stumpfrock:  
Numerische Untersuchungen zur Entstehung fertigungsbedingter Fehlstellen in Mischschweißnähten  
4. Workshop Kompetenzverbund Kerntechnik „Komponentensicherheit“, 4. Oktober 2006, Stuttgart
- [44] ABAQUS/Standard User's Manual, Version 6.6  
ABAQUS, Inc., Providence, RI 02909, USA, 2006
- [45] Krolop, S. et al.:  
Die numerische Simulation inelastischen Werkstoffverhaltens und deren Bewertung anhand von Bauteilversuchen im Temperaturbereich unter 400 °C  
Abschlussbericht Reaktorsicherheitsforschung Vorhaben-Nr. 1500 955, MPA-Stuttgart, 1997
- [46] Bonn, R.:  
Experimentelle und numerische Ermittlung der thermo-mechanischen Beanspruchung des Wurzelbereichs austenitischer Rundnähte  
Dissertation Universität Stuttgart, MPA-Stuttgart, 2001

- [47] MSC.Patran 2001 r3 User Manual
- [48] Scheffold, A.:  
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum zyklischen, inelastischen Verformungsverhalten austenitischer Stähle  
Dissertation Universität Stuttgart, MPA-Stuttgart, 1997
- [49] Chaboche, J.L., G. Rousselier:  
On the plastic and viscoplastic constitutive equations  
Journal of Pressure Vessel Technology 105, 1983
- [50] Chaboche, J.L.:  
Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity  
International Journal of plasticity Vol. 2, 1986
- [51] Chaboche, J.L.:  
Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity  
International Journal of plasticity Vol. 5, 1989
- [52] Chaboche, J.L.:  
On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects  
International Journal of plasticity Vol. 5, 1991
- [53] Armstrong, P.J. and C.O. Frederick:  
A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect  
Materials at High Temperatures, Volume 24, Number 1, April 2007 , pp. 1-26
- [54] Lemaitre, J. and J.L. Chaboche:  
Mechanics of solid materials  
Cambridge University Press, 1990
- [55] Xu, H.:  
Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des verformungs- und Versagensverhalten einer Hochtemperatur-Schraubenverbindung  
Dissertation Universität Stuttgart, 1998
- [56] von Mises, R.:  
Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen  
Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik, Vol. 8, 1928

- [57] von Mises, R.:  
Mechanik der festen Körper im plastischen deformablen Zustand  
Nachrichten der Kgl. Gesellschaft der Wissenschaften Göttingen, Math-phys.  
Klasse, 1913
- [58] Prandtl, L.:  
Spannungsverteilung in plastischen Körpern  
Proceedings of the 1st International Congress on Applied Mechanics, Delft,  
1925
- [59] Reuss, E.:  
Berücksichtigung der elastischen Formänderung in der Plastizitätstheorie  
Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik 10, 1930
- [60] Prager, W.:  
The theory of plasticity: a survey of recent achievements  
Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Vol. 169, 1955
- [61] Graham, A. and K. F. A. Wallis:  
Relation between long and short time properties of commercial alloys  
Journal Iron and Steel Inst. 179, 1955
- [62] Gengenbach, T.:  
Relaxationsverhalten von Rohrflanschen aus 9 % Chromstahl  
Dissertation Universität Stuttgart, MPA-Stuttgart, 2003
- [63] Clausmeyer, H., K. Kussmaul und E. Roos:  
Influence of Stress State on the Failure Behaviour of Cracked Components  
Made of Steel  
Journal of Applied Mechanics, Vol. 44, 1991



## 7 Anhang

Anhang A 1: Schweißparameter für die Ausführung der Pufferungen

Pufferung	Vorwärmung °C	ZLT °C	Elektrode	Raupenüberlappung		Stromstärke A	SAG °C / h
				1. Lage %	Folgelagen %		
VP1	-	-	Fox SAS 2R Ø 3,2 mm	50	-	80 - 110	-
VP2	-	-	Thermanit 25/14 E Ø 3,2 mm	0	-	80 - 110	-
P1	> 150	≤ 220	Fox SAS 2R Ø 3,2 mm	20	20	135	500 / 2 550 / 2
P2	< 120	< 180	Fox NiCr 70 Nb Ø 3,2 mm	50	50	110 - 120	500 / 2 550 / 2
MP1	wie P1						
MP2	wie P2						
MP3	50	≤ 220	Fox SAS 2 trocken <sup>1)</sup> , feucht <sup>2)</sup> Sonderelektrode <sup>3)</sup>	10	20	90 - 100	500 / 2 600 / 5
MP4	150	300	Fox SAS 2 trocken <sup>1)</sup> , feucht <sup>2)</sup>	10	20	90 - 100	500 / 2 650 / 5
MP5	150	300	Fox SAS 2 trocken <sup>1)</sup> , feucht <sup>2)</sup>	10	20	90 - 100	500 / 2 600 / 5

<sup>1)</sup> Umfangsbereich 270° - 90°

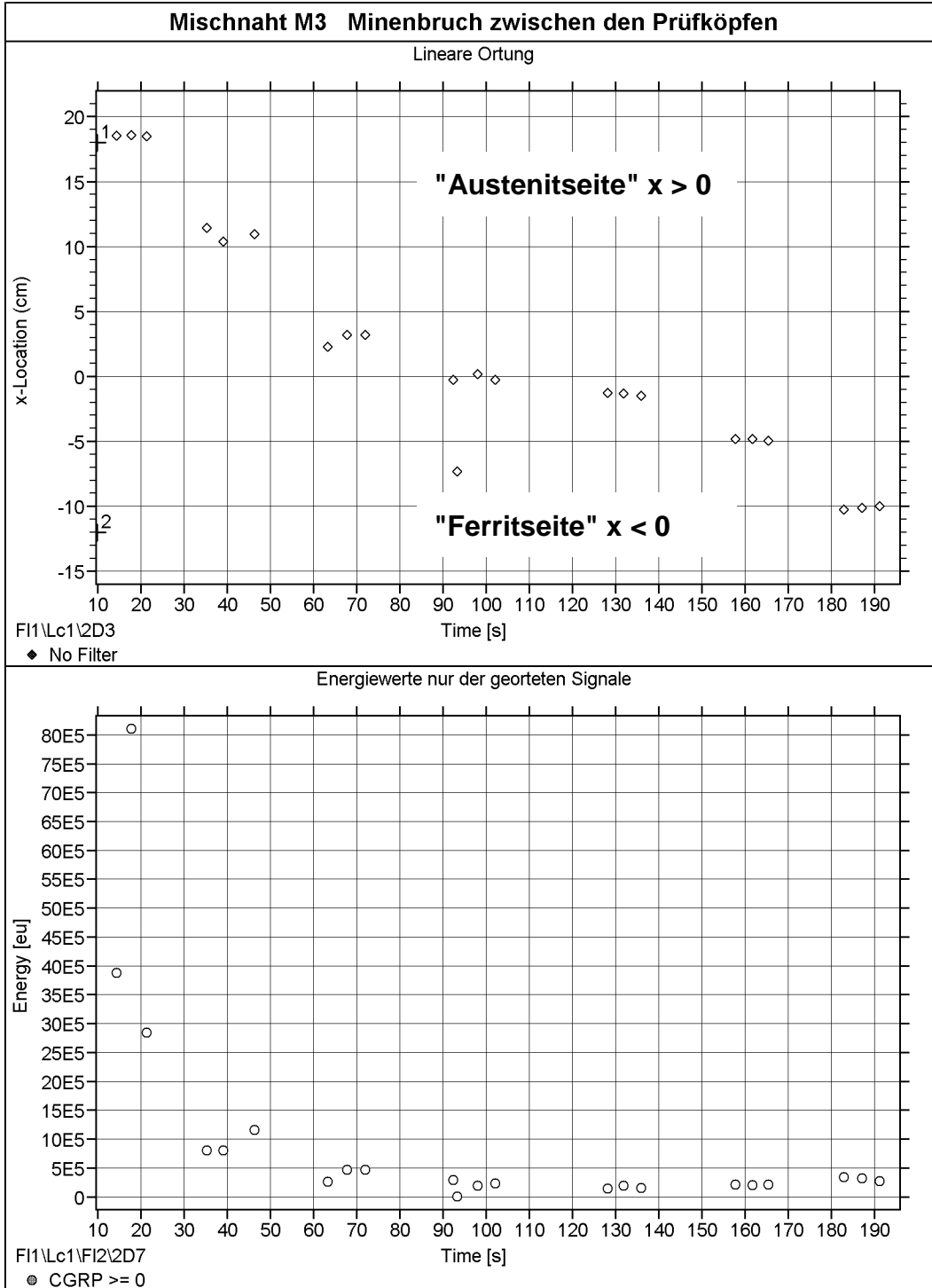
<sup>2)</sup> Umfangsbereich 90° - 270°

<sup>3)</sup> gezielte Erzeugung von Heißrissen

Anhang A 2: Überprüfung der Lageortung von "Minenbruchsignalen" bei Mischnaht M3

oberes Bild: ermittelte Lage des Signalausgangs (Stelle 1 bei  $x = 18$  bzw. Stelle 2 bei  $X = -12$  entspricht Position der Sensoren)

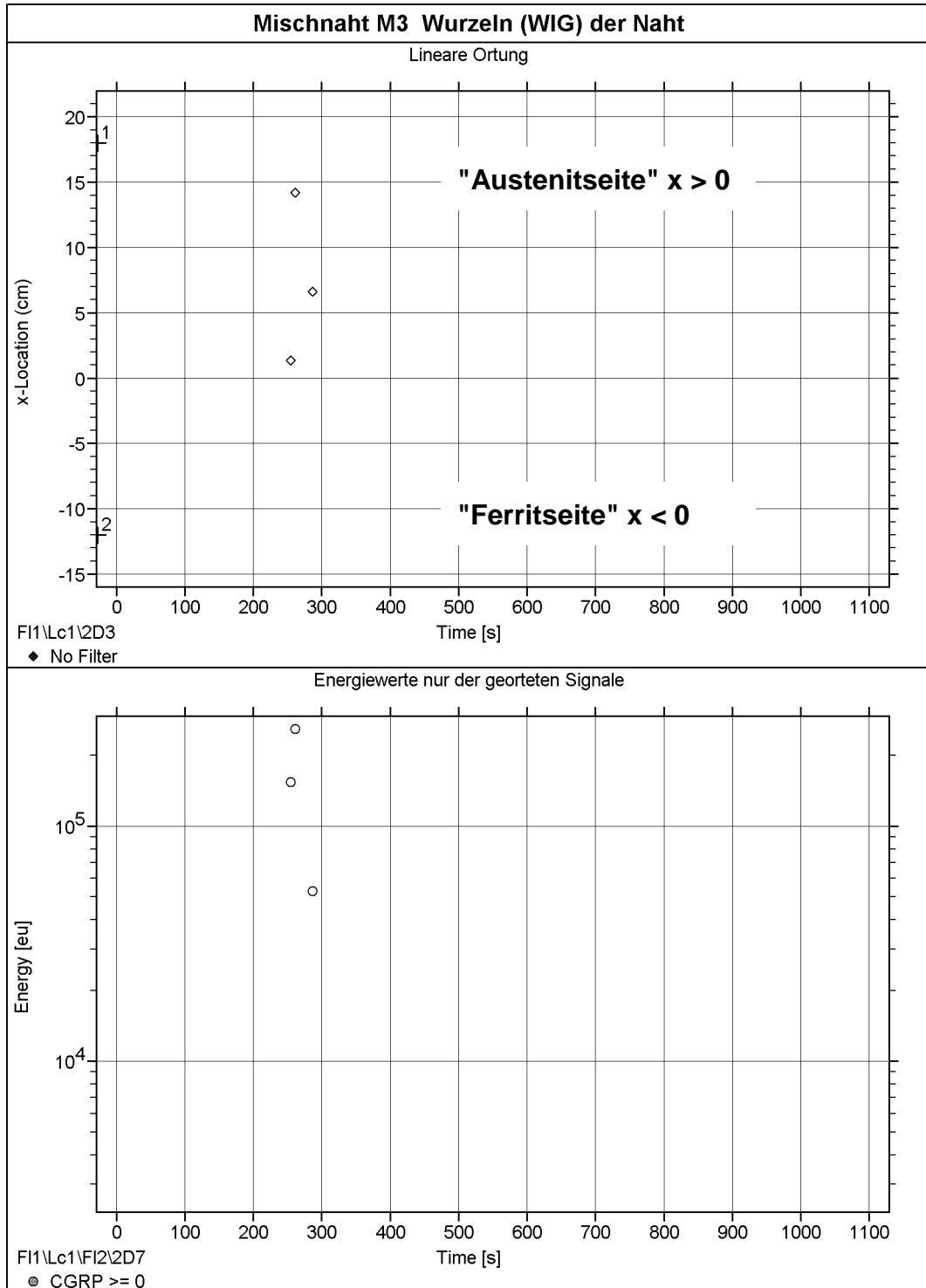
unteres Bild: Intensität der Signale



Anhang A 3: Schallemissionssignale beim Schweißen der Wurzellage von Mischnaht M3

oberes Bild: ermittelte Lage des Signalausgangs (Stelle 1 bei  $x = 18$  bzw. Stelle 2 bei  $X = -12$  entspricht Position der Sensoren)

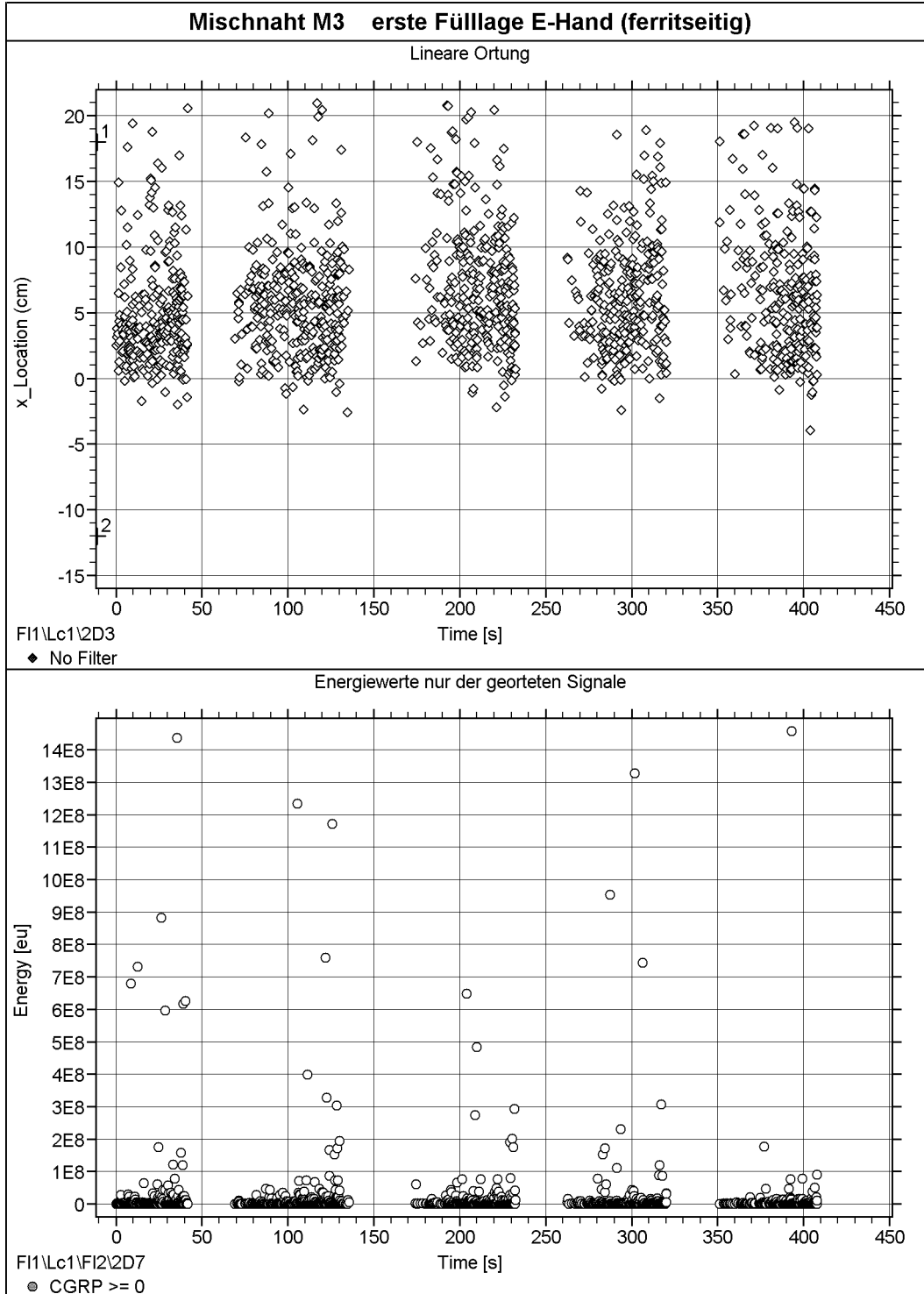
unteres Bild: Intensität der Signale



Anhang A 4: Schallemissionssignale beim Schweißen von Fülllagen bei Mischnaht M3 (Beispiel)

oberes Bild: ermittelte Lage des Signalausgangs (Stelle 1 bei  $x = 18$  bzw. Stelle 2 bei  $X = -12$  entspricht Position der Sensoren)

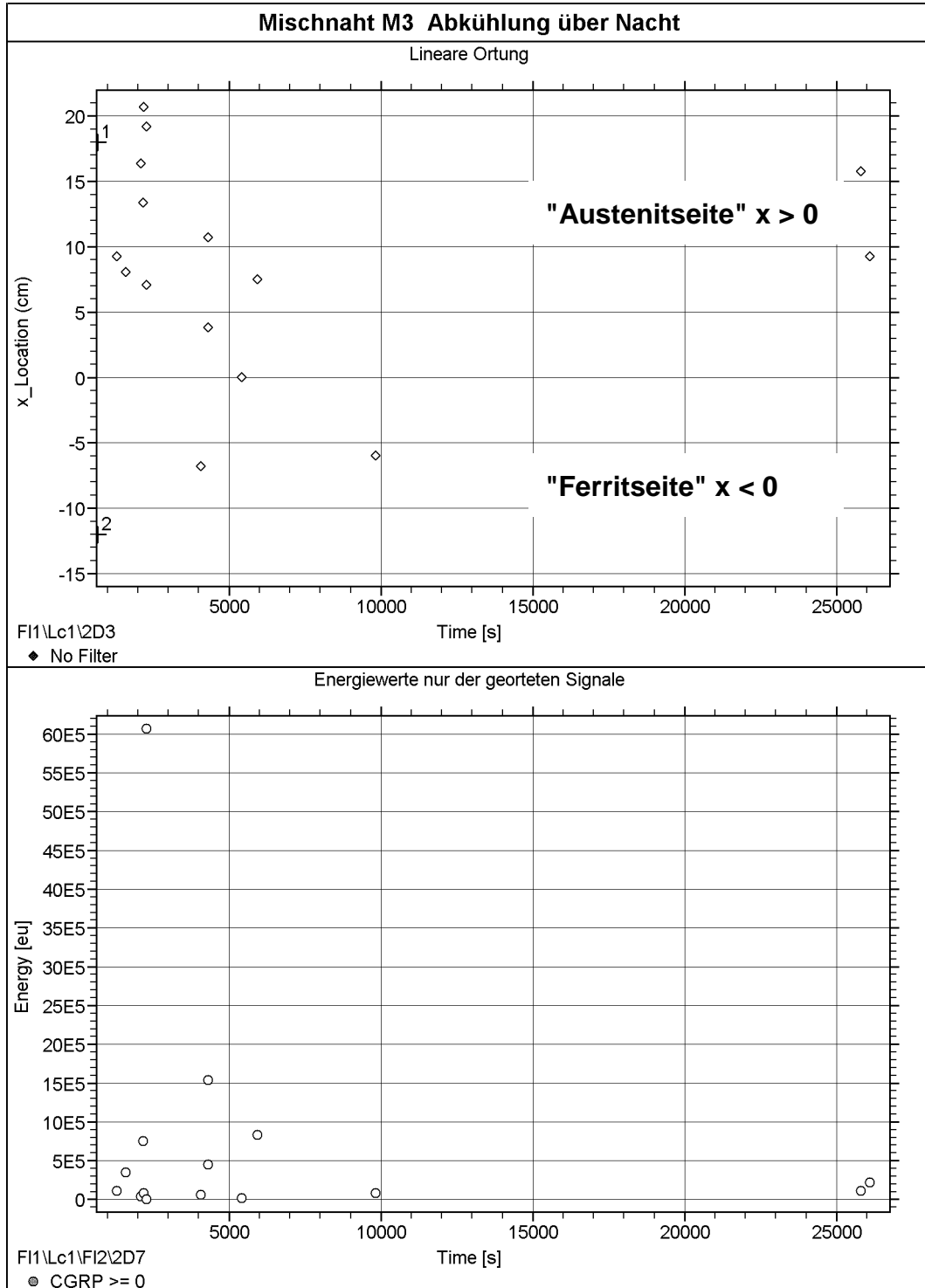
unteres Bild: Intensität der Signale



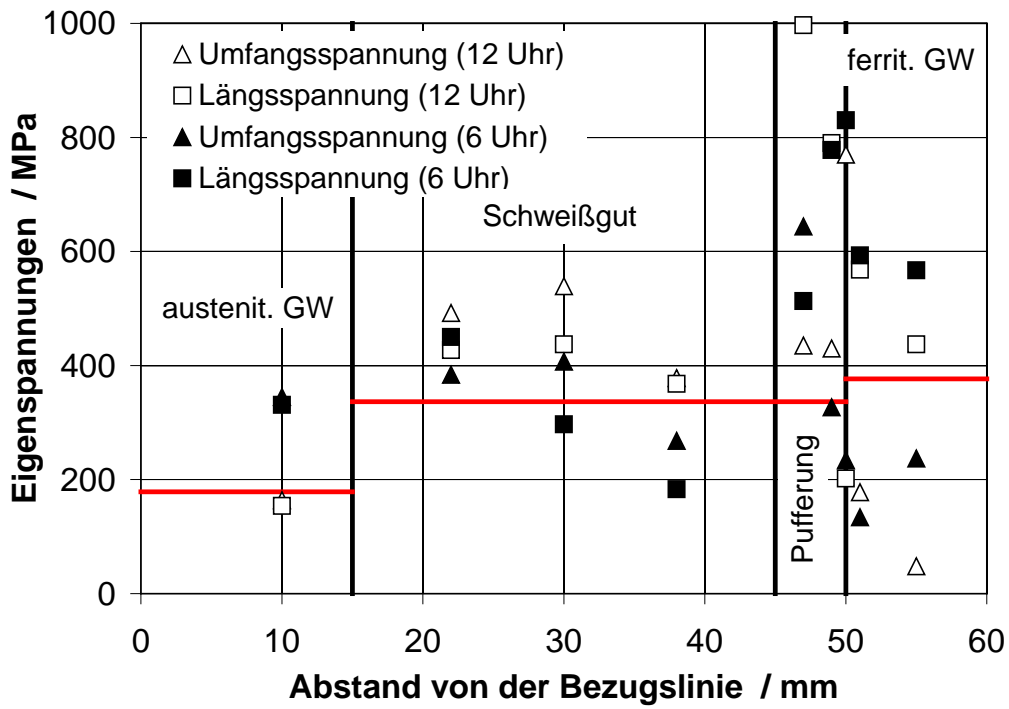
Anhang A 5: Schallemissionssignale beim Abkühlen der Mischnaht M3

oberes Bild: ermittelte Lage des Signalausgangs (Stelle 1 bei  $x = 18$   
bzw. Stelle 2 bei  $X = -12$  entspricht Position der Sensoren)

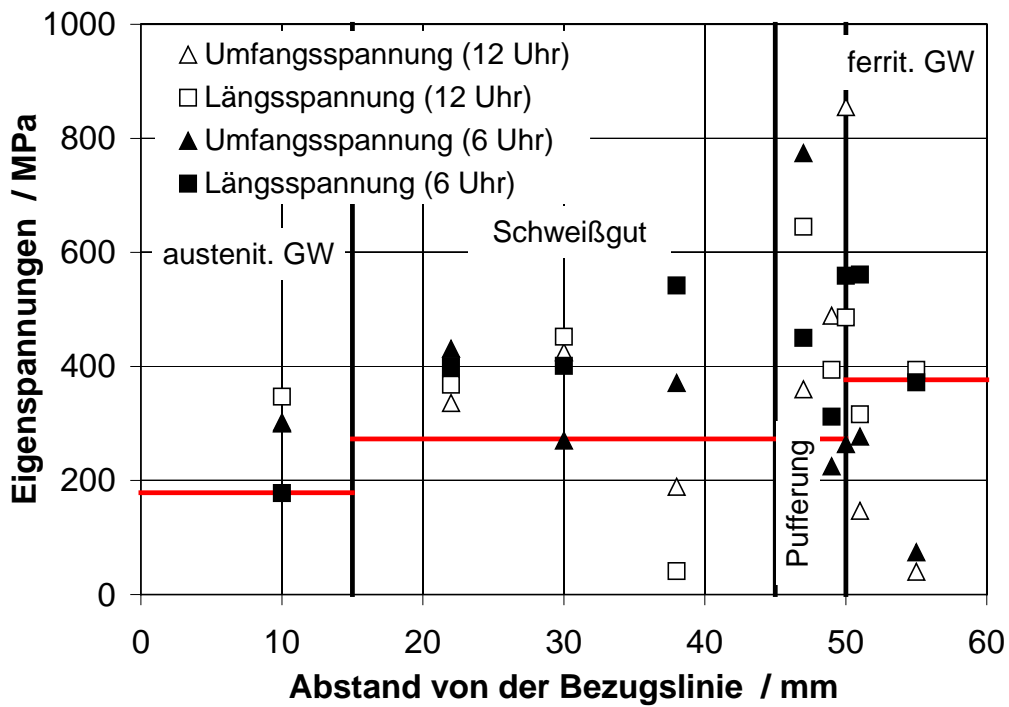
unteres Bild: Intensität der Signale



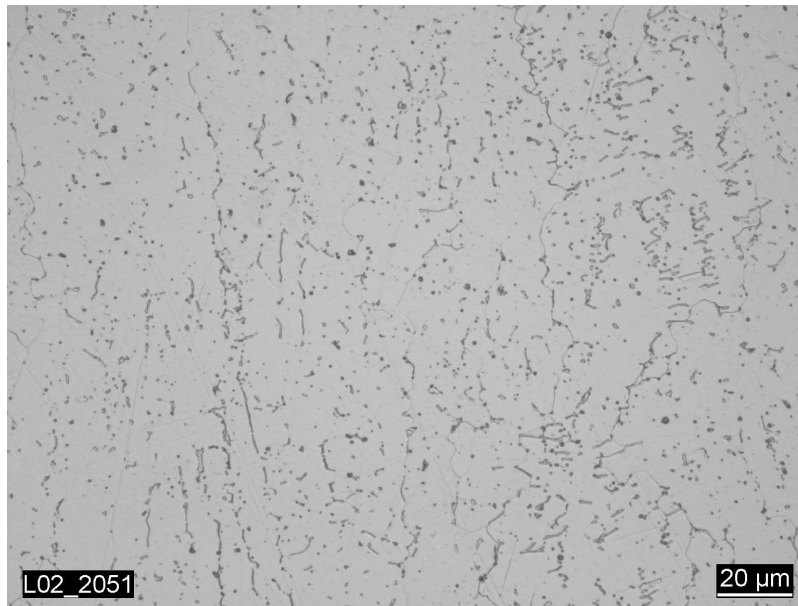
Anhang A 6: Eigenspannungen in der Mischnaht M1, Tiefenlage 0,2 mm



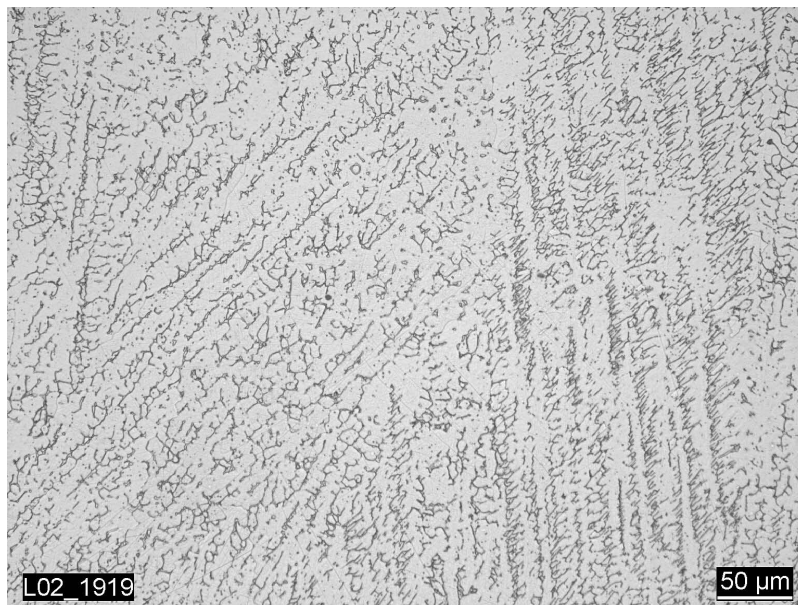
Anhang A 7: Eigenspannungen in der Mischnaht M2, Tiefenlage 0,2 mm



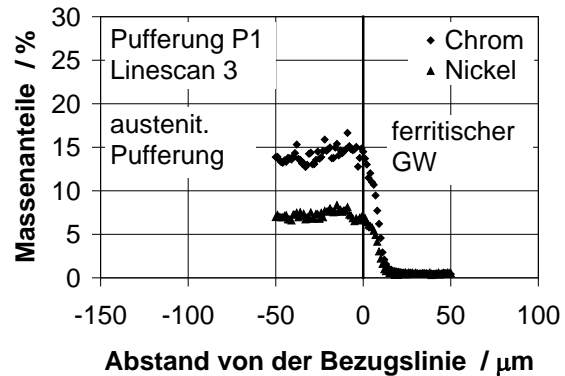
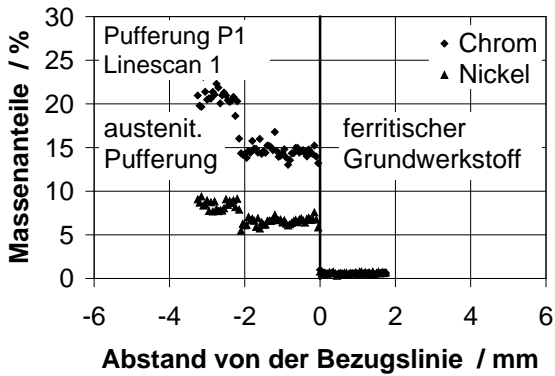
Anhang A 8: Pufferung P1 mit überwiegend austenitischer Struktur und geringen Anteilen von  $\delta$ -Ferrit in der ersten Lage



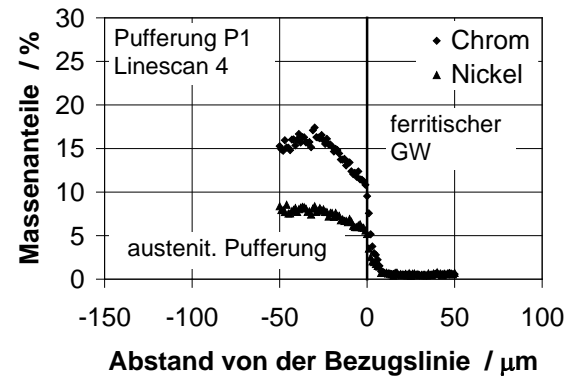
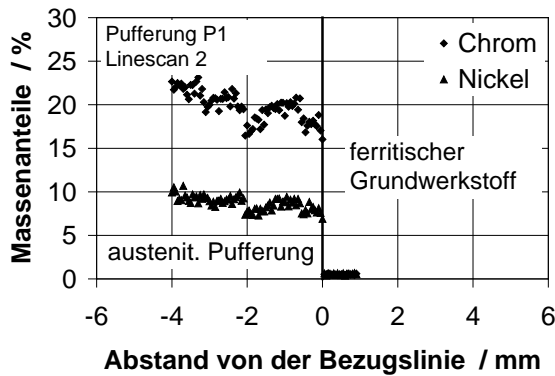
Anhang A 9: Pufferung P1 mit überwiegend austenitischer Struktur und hohen Anteilen von  $\delta$ -Ferrit in der zweiten Lage



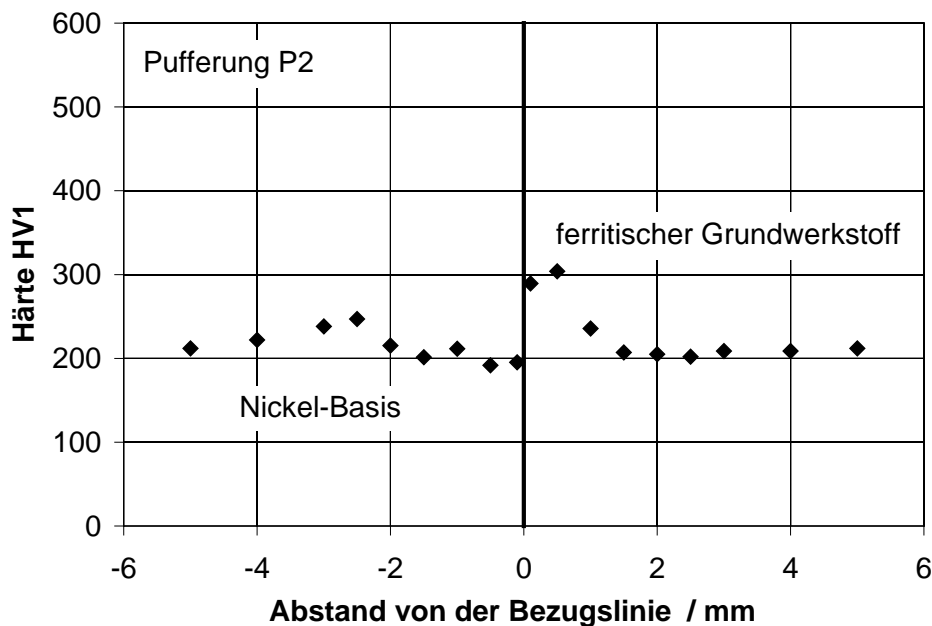
Anhang A 10: Linescan 1 und 3 der Elemente Chrom und Nickel im Schliff 4AS9 der austenitischen Pufferung P1 im Bereich mit überwiegend martensitischer Gefügeausbildung



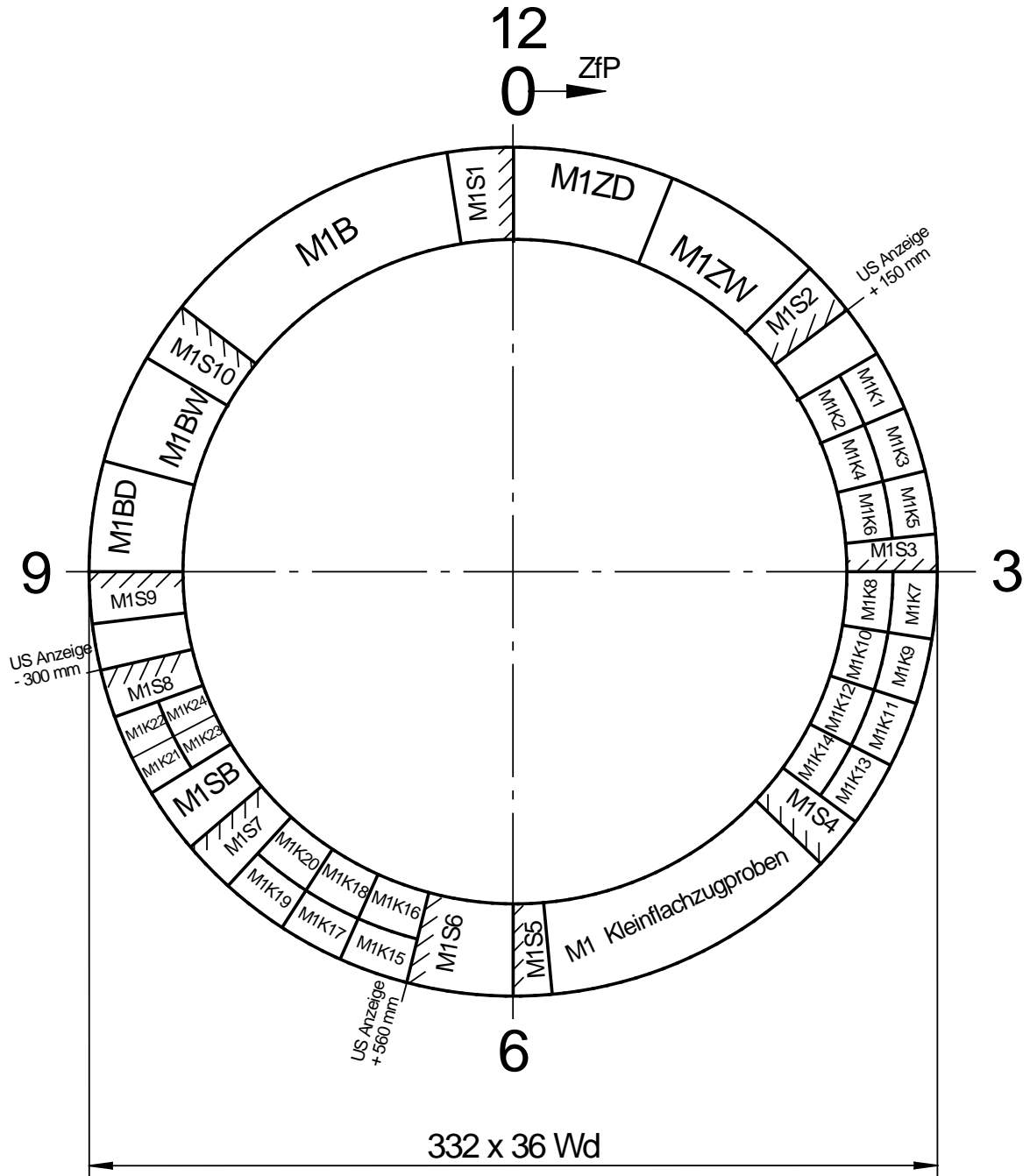
Anhang A 11: Linescan 2 und 4 der Elemente Chrom und Nickel im Schliff 4AS9 der austenitischen Pufferung P1 mit geringen Anteilen an Martensit in der ersten Lage



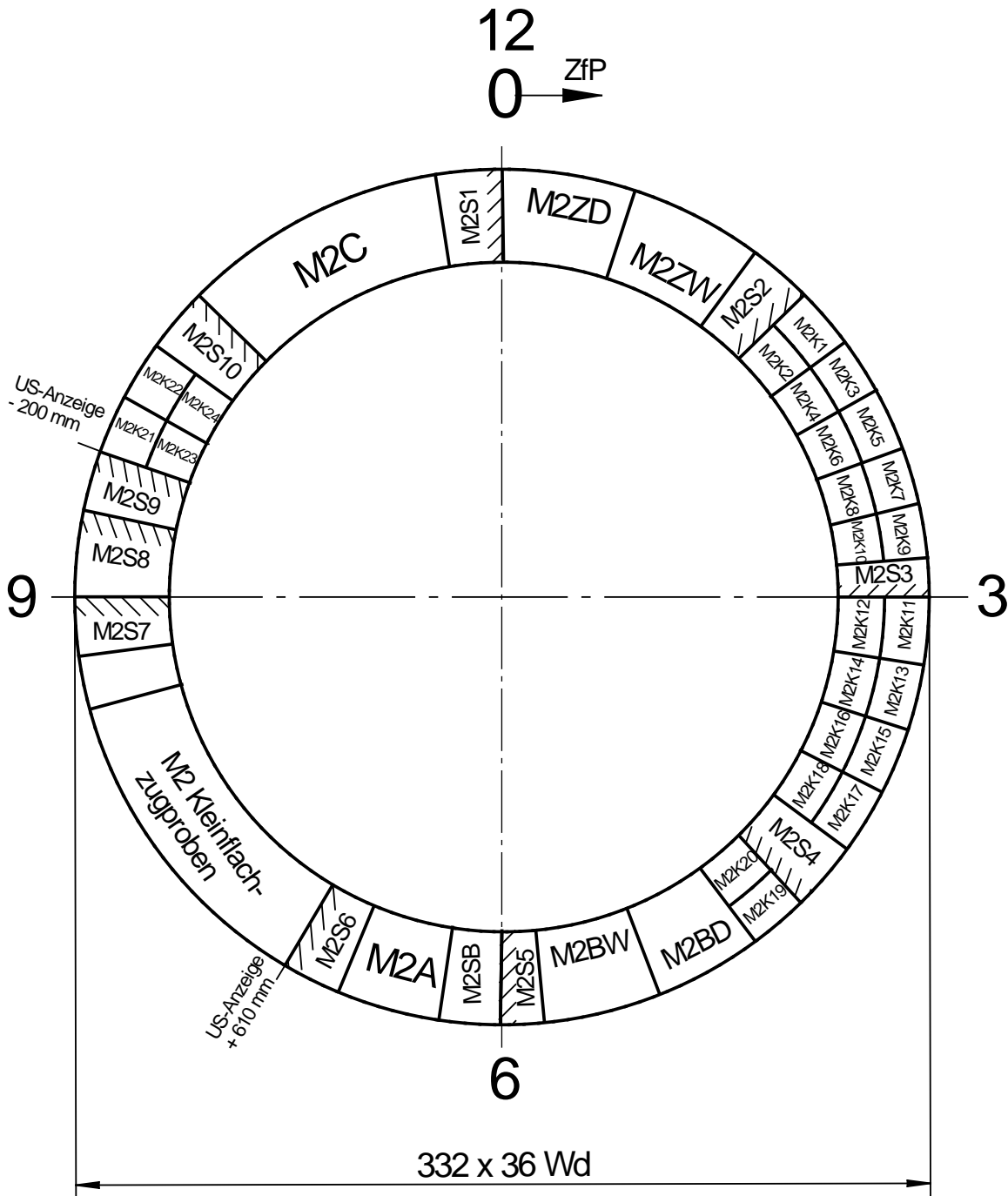
Anhang A 12: Härteverlauf über die Schmelzlinie, Nickel-Basis Pufferung P2



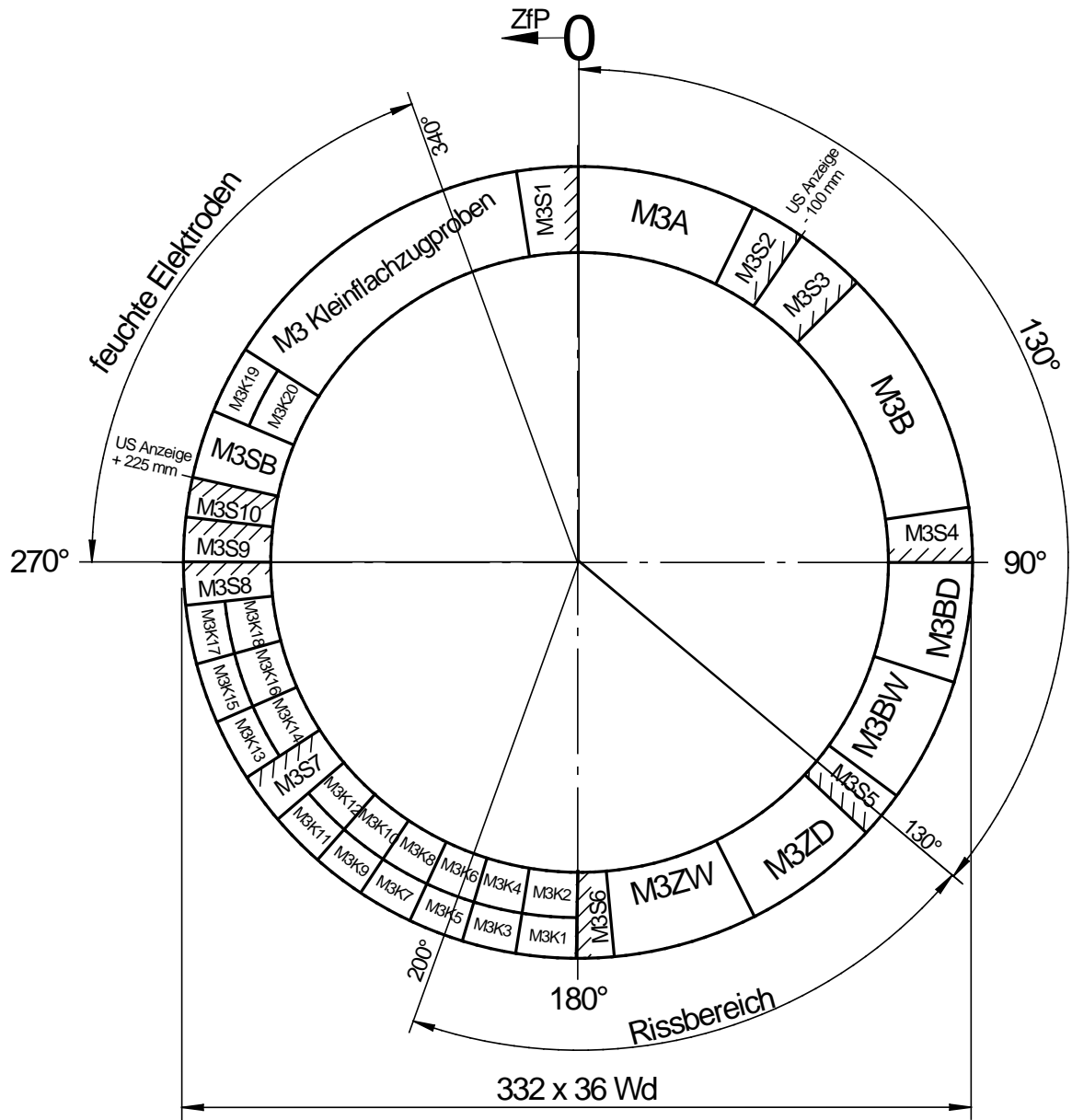
Anhang A 13: Probenentnahmeplan der Mischnaht M1, Ansicht mit Blick vom Austenitrohr (ferritische Rohrhülse KS05 BFA 3)



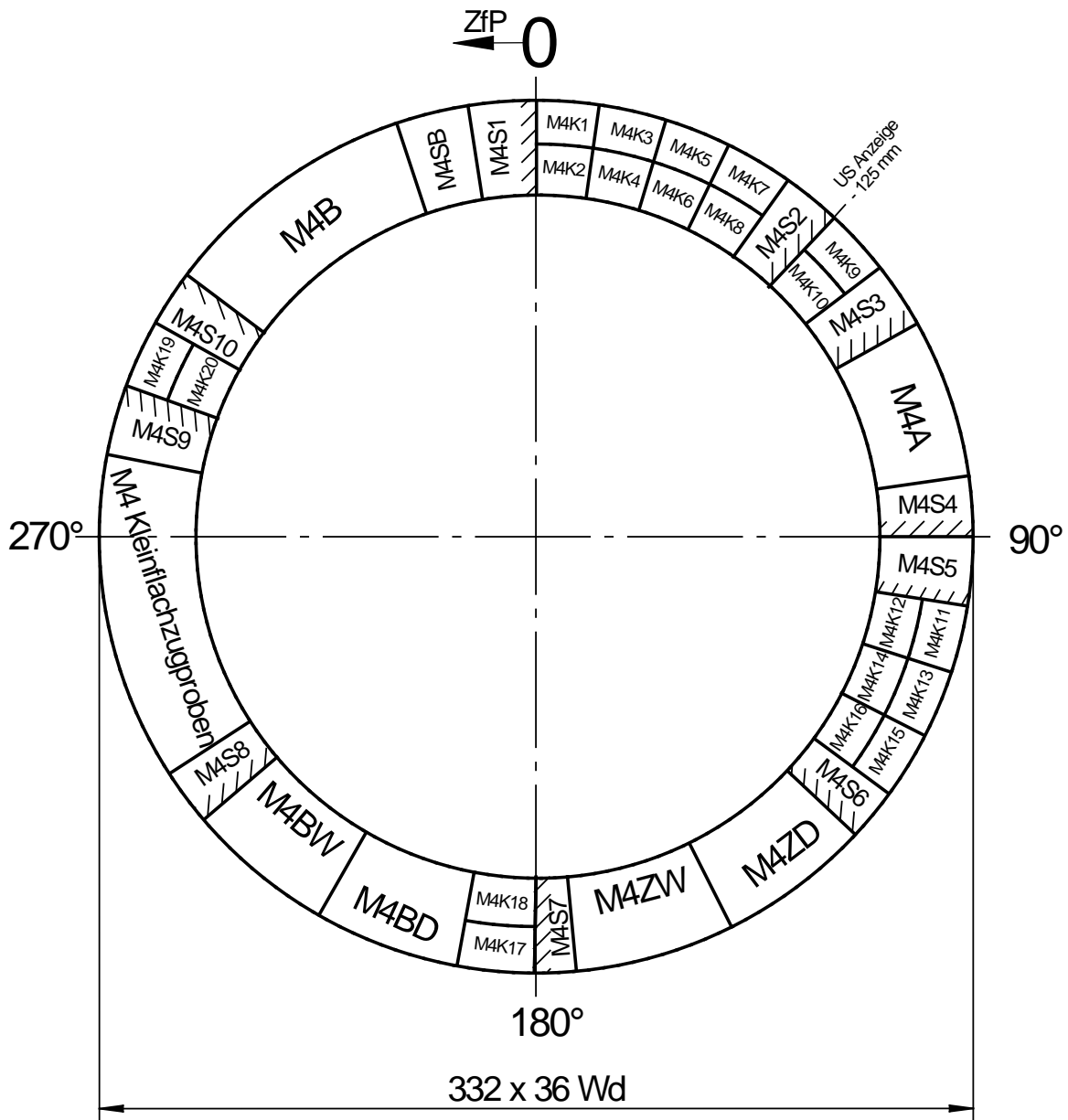
Anhang A 14: Probenentnahmeplan der Mischnaht M2, Ansicht mit Blick vom Austenitrohr (ferritische Rohrhülse KS05 BFA 5)



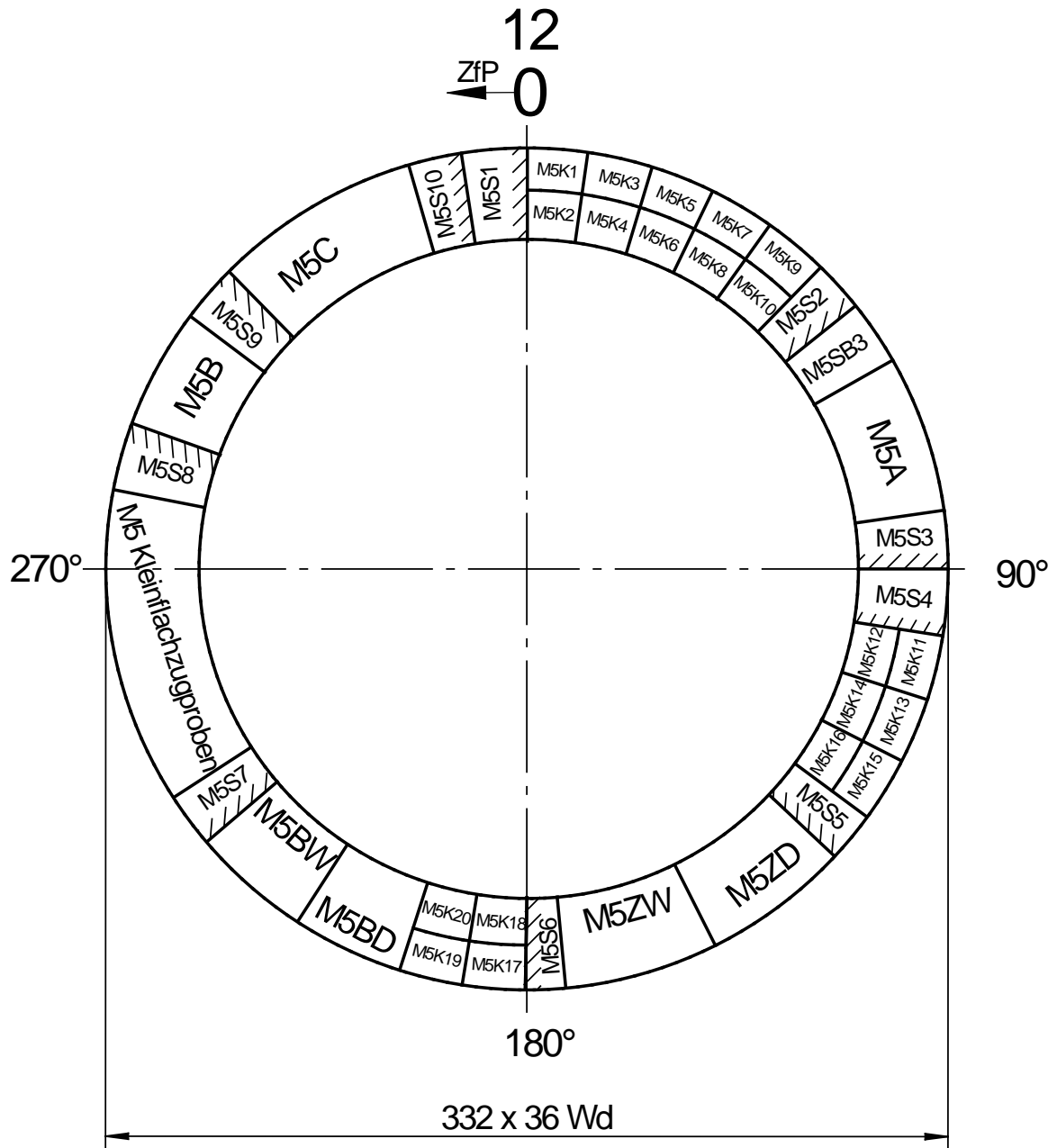
Anhang A 15: Probenentnahmeplan der Mischnaht M3, Ansicht mit Blick vom Austenitrohr (ferritische Rohrhülse KS05 BFA 1)



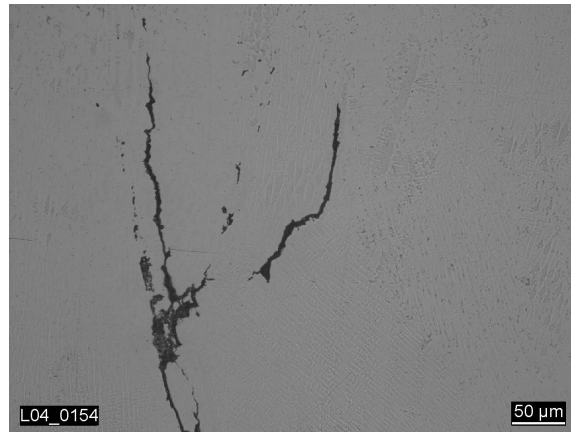
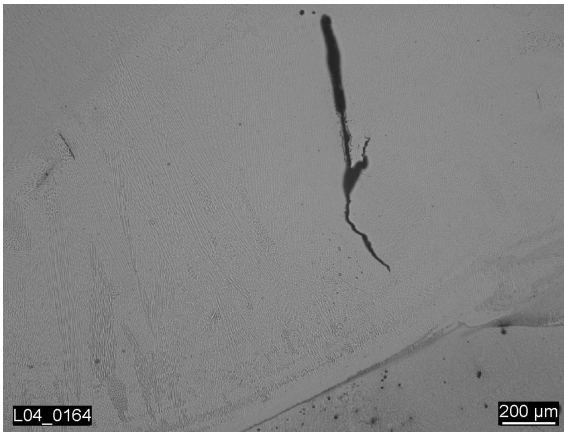
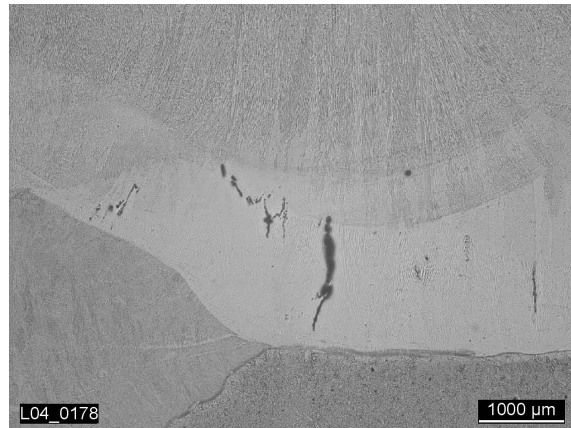
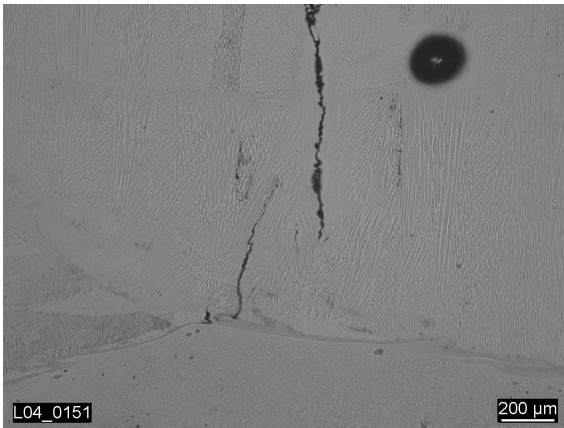
Anhang A 16: Probenentnahmeplan der Mischnaht M4, Ansicht mit Blick vom Austenitrohr (ferritische Rohrhülse KS05 BFA 2)



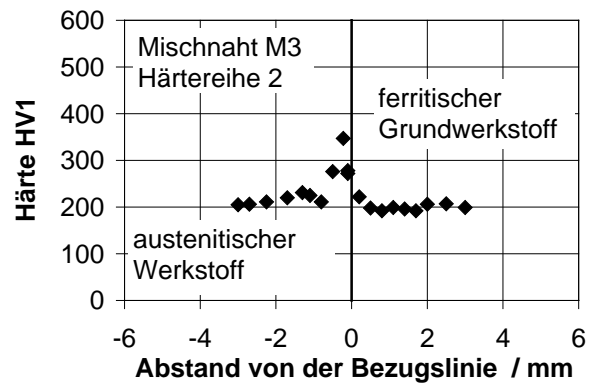
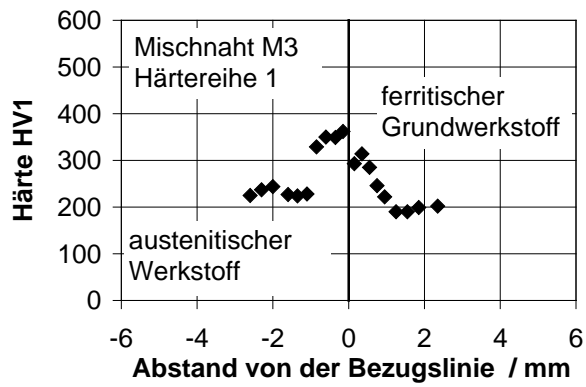
Anhang A 17: Probenentnahmeplan der Mischnaht M5, Ansicht mit Blick vom Austenitrohr (ferritische Rohrhülse KS05 BFA 6)



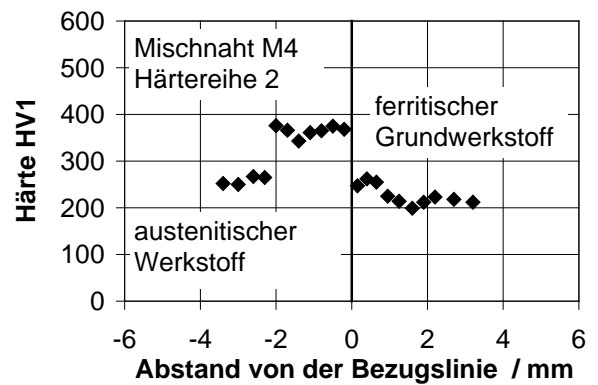
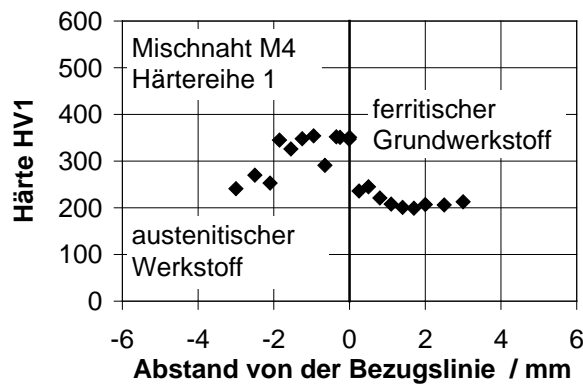
**Anhang A 18:** Heißrisse in der ersten Lage der austenitischen Pufferung von Mischnaht M3



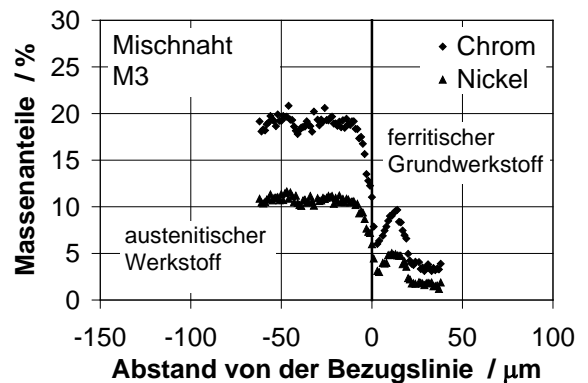
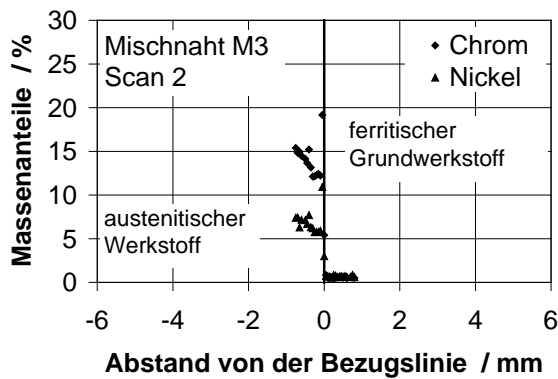
**Anhang A 19:** Härtereihe 1 und 2, Mischnaht M3



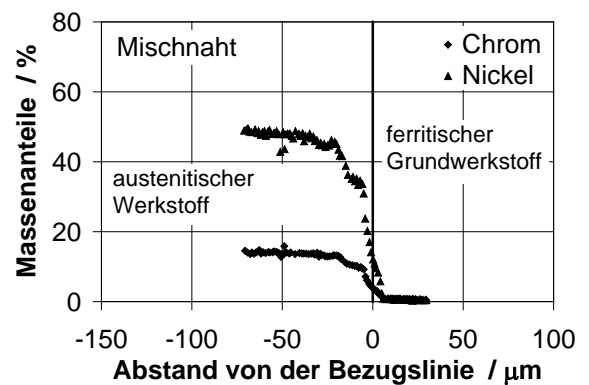
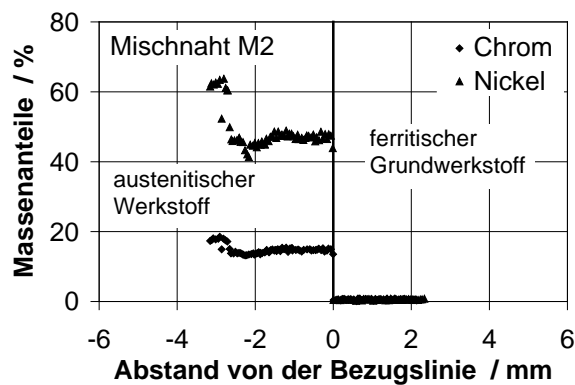
Anhang A 20: Härtereihe 1 und 2, Mischnaht M4



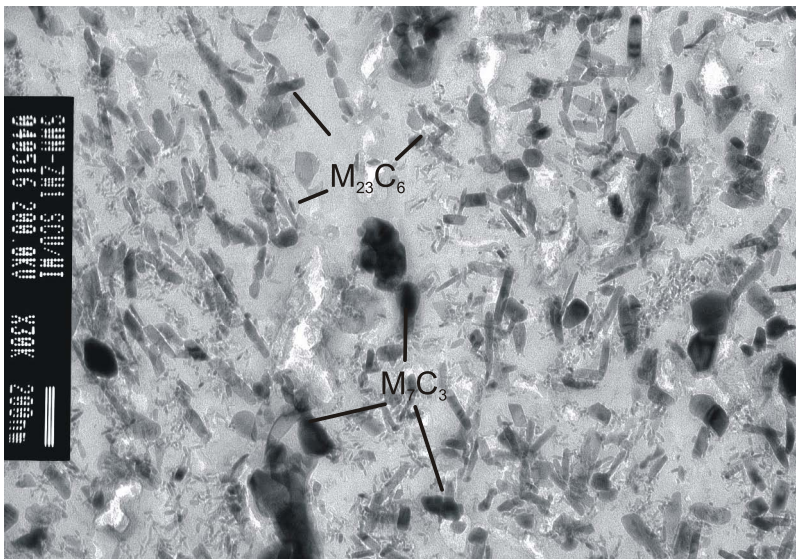
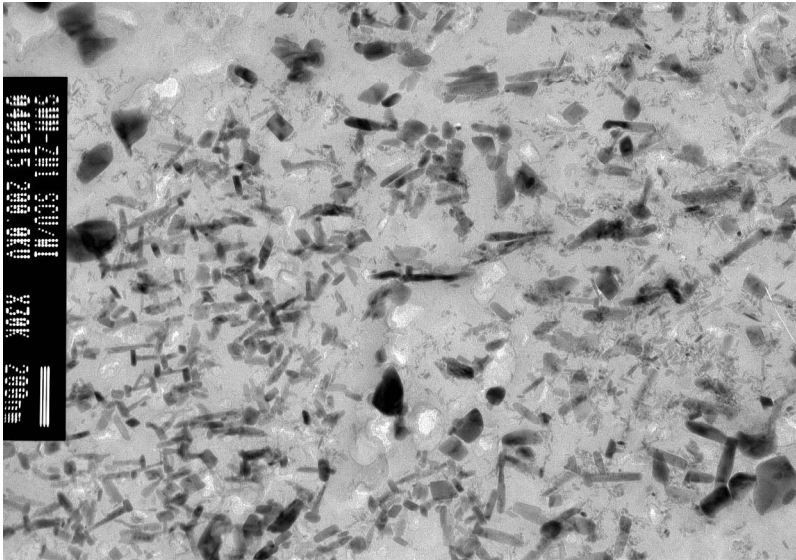
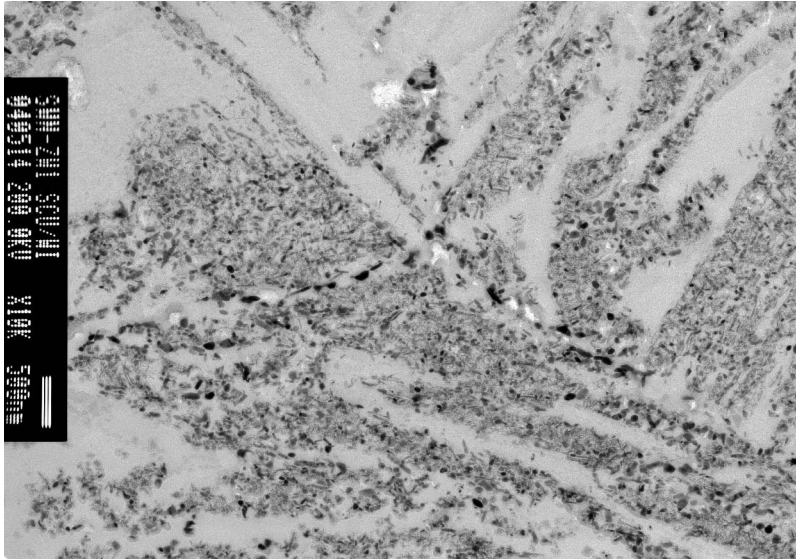
Anhang A 21: Linescan 2 und 5 der Mischnaht M3 (links große Schrittweite, rechts kleine Schrittweite (1  $\mu\text{m}$ ))



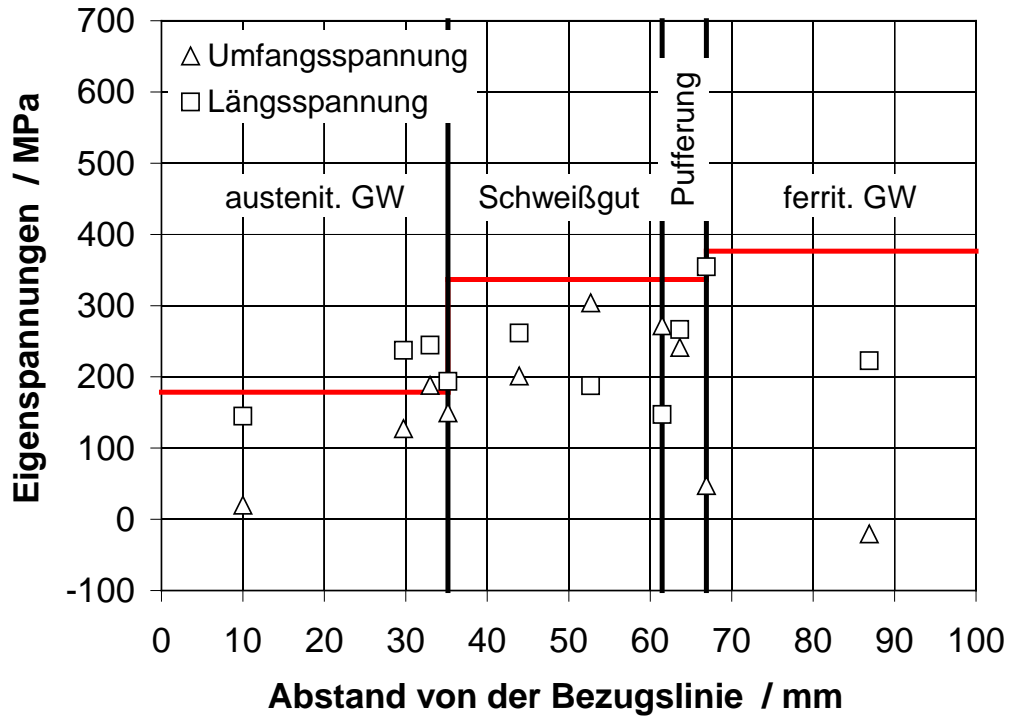
Anhang A 22: Linescan der Mischnaht M2 (links große Schrittweite, rechts kleine Schrittweite (1  $\mu\text{m}$ ))



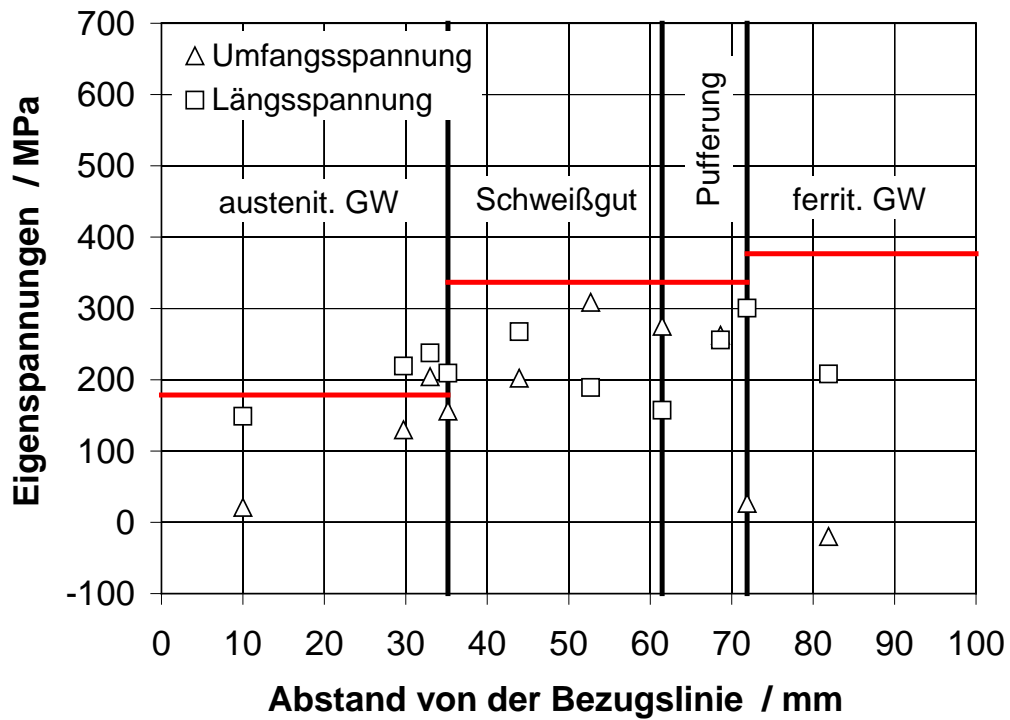
Anhang A 23: Ausscheidungen im Bereich des Karbidsaums im Zwickelbereich, Bereich 3 in Bild 4.43



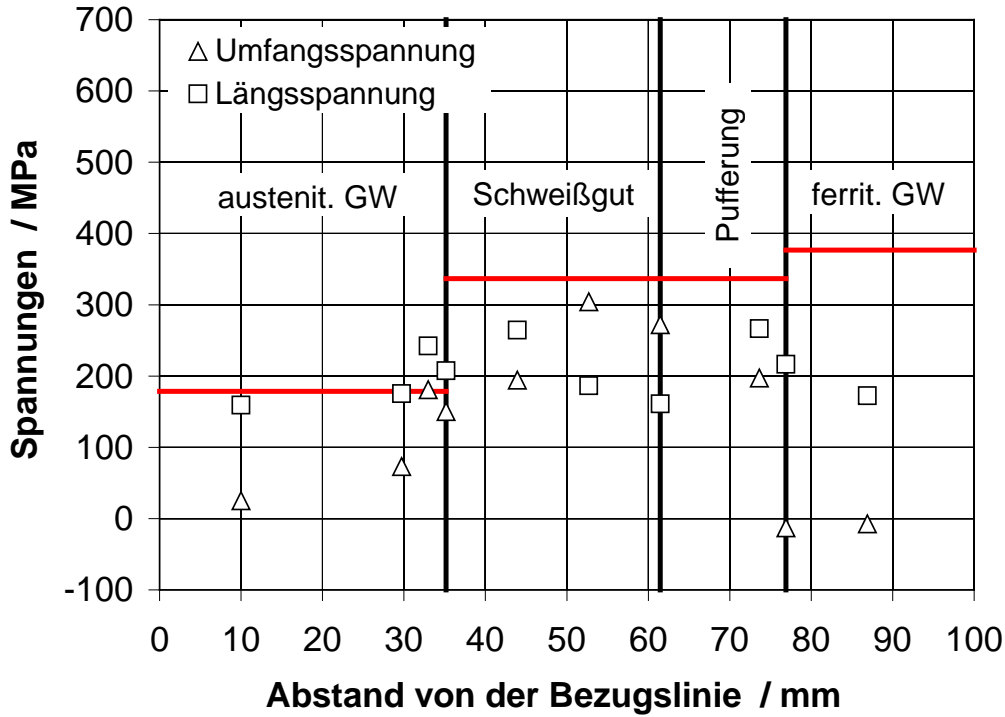
Anhang A 24: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, Pufferungsdicke von 5 mm, Schweißnahtbreite von 25,5 mm)



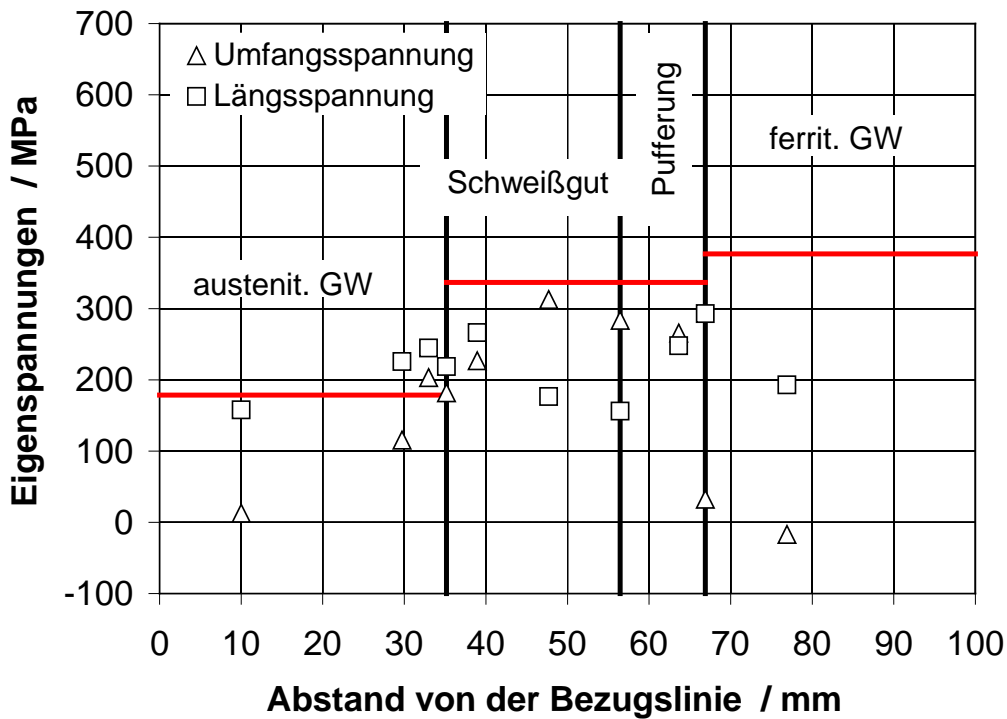
Anhang A 25: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, Pufferungsdicke von 10 mm, Schweißnahtbreite von 25,5 mm)



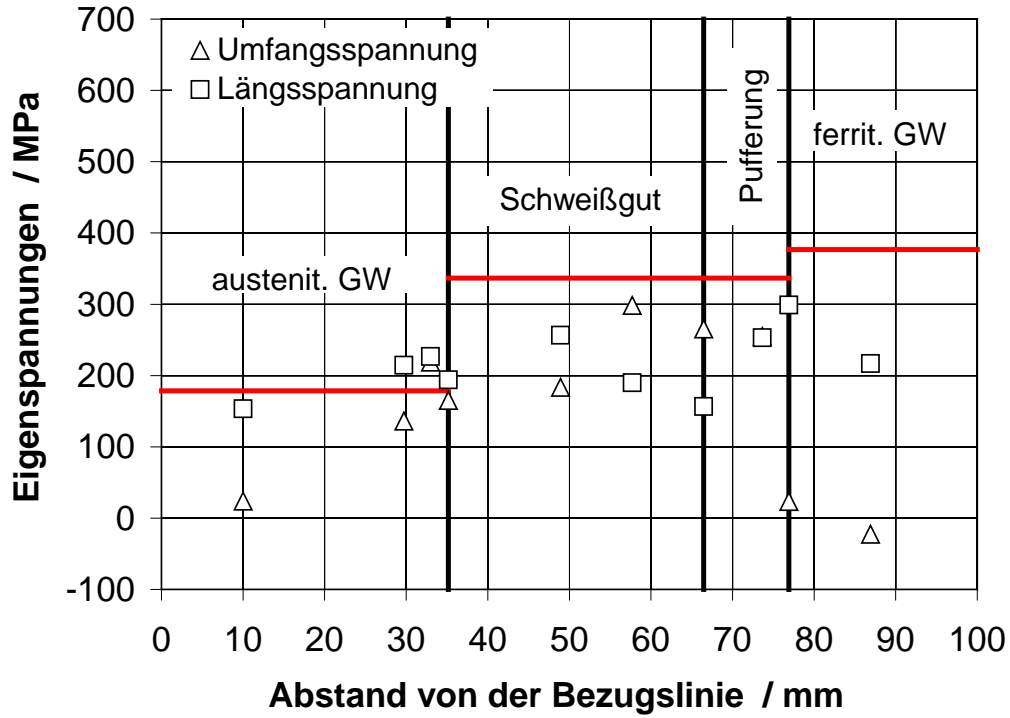
Anhang A 26: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, Pufferungsdicke von 15 mm, Schweißnahtbreite von 25,5 mm)



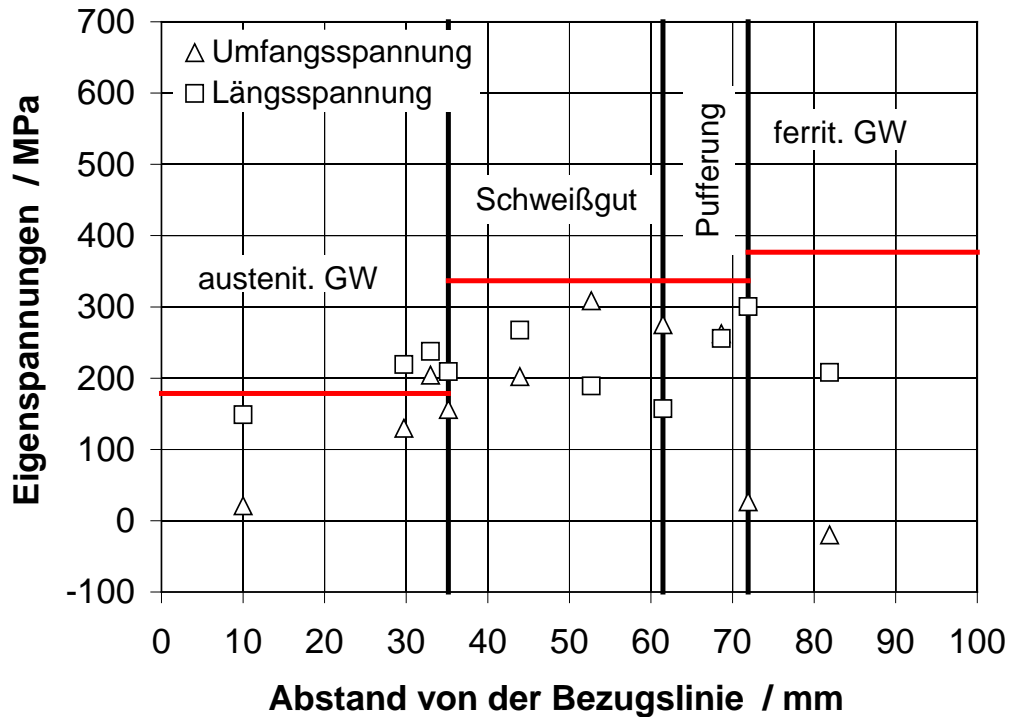
Anhang A 27: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, Schweißnahtbreite von 20,5 mm)



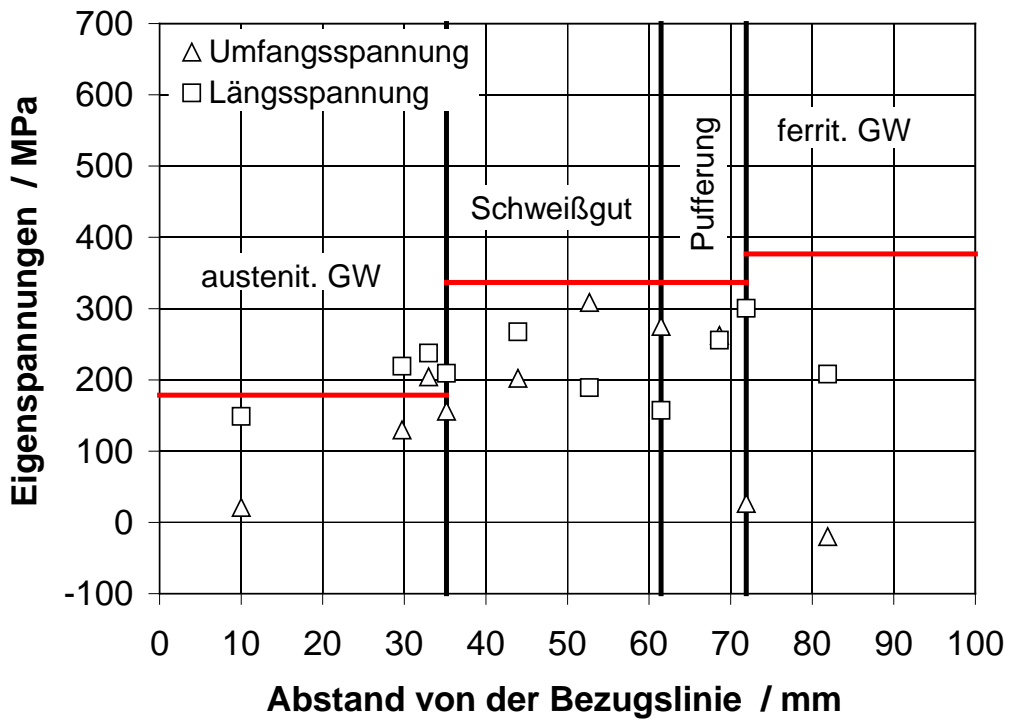
Anhang A 28: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, Schweißnahtbreite von 30,5 mm)



Anhang A 29: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, ZLT 100 °C)



Anhang A 30: Spannungsverlauf in 1 mm Tiefe (Flankenwinkel 12,5°, ZLT 200 °C)



## **Lebenslauf**

### **Persönliche Daten**

Name: Thorsten Schütt  
Geburtsdatum, -ort: 3. Juli 1976, Tübingen  
Familienstand: verheiratet

### **Schulbildung**

07/1983 – 06/1987 Hohenberg Grundschule, Rottenburg am Neckar  
07/1987 – 06/1996 Eugen-Bolz- Gymnasium, Rottenburg am Neckar  
Allgemeine Hochschulreife

### **Wehrdienst**

07/1996 – 04/1997 Grundwehrdienst, Luftlandefernmeldekompanie AMF(L) 9,  
Dillingen/Donau

### **Studium**

10/1997 – 04/2003 Diplomstudiengang Maschinenwesen  
Universität Stuttgart, Abschluss als Diplom-Ingenieur  
09/2001 – 01/2002 Auslandsstudium an der University of Strathclyde, Glasgow, UK

### **Berufstätigkeit**

06/2003 – 03/2011 Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt  
(MPA) Universität Stuttgart  
12/2007 – 03/2011 Stellvertretender Leiter des Referats „Numerische Bauteil-  
analyse“ der Abteilung Berechnung  
seit 04/2011 Angestellter bei der Robert Bosch GmbH im Zentralbereich  
Forschung und Voraentwicklung, Abteilung Werkstoff- und  
Bearbeitungstechnik Metalle