

Versagensverhalten rissbehafteter Mischschweißnähte – theoretische und experimentelle Untersuchungen

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. Mathias Büttner

geboren in Heilbronn-Neckargartach

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

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. J. Starflinger

Tag der mündlichen Prüfung: 18. Oktober 2011

2011

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre
(IMWF) Universität Stuttgart und der
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre Universität Stuttgart (IMWF). Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) im Rahmen des Forschungsvorhabens BMWi 1501322 gefördert.

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. Herrn Prof. Dr.-Ing. Jörg Starflinger danke ich sehr herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl sowie in den einzelnen Fachgruppen der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart möchte ich mich besonders für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit und die zahlreichen Anregungen und Hinweise bedanken, die ich in wertvollen Diskussionen erhalten habe. Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle die Unterstützung durch Herrn Dr.-Ing. Michael Seidenfuß, Herrn Dr.-Ing. Daniel Krätschmer und Herrn Dipl.-Ing. Roman Kießling, deren ständige Bereitschaft zur fachlichen Diskussion eine wertvolle Hilfe war. Darüber hinaus danke ich den Studierenden, die mich im Rahmen von Studien- und Diplomarbeiten tatkräftig unterstützt haben.

Sehr herzlich möchte ich mich bei meiner Partnerin Sabrina Guhr und meinen Eltern für ihr Verständnis und ihre Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit bedanken.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Formelzeichen.....	iii
Kurzfassung	1
Abstract	3
1 Einleitung und Zielsetzung	5
1.1 Ausgangssituation	5
1.2 Aufgabenstellung.....	6
2 Werkstoffmechanische Grundlagen.....	8
2.1 Dendritische Erstarrung	8
2.2 Mögliche Rissbildungsmechanismen in Mischnähten	11
2.2.1 Mögliche Schadensmechanismen bei der Herstellung.....	11
2.2.2 Mögliche Schädigungsmechanismen während des Betriebs.....	13
2.3 Schädigungsmechanismen bei duktilem Wabenbruch	15
2.4 Ausbildung von Eigenspannungen	16
3 Konzepte zur Versagensbewertung von Mischnähten.....	21
3.1 Bruchmechanische Konzepte.....	21
3.2 Numerische Versagensmodelle.....	24
4 Experimentelle Untersuchungen	27
4.1 Herstellung der Mischnähte	27
4.2 Werkstoffcharakterisierung.....	28
4.2.1 Chemische Analyse	28
4.2.2 Gefüge- und Härtecharakterisierung.....	31
4.2.3 Zugversuche	37
4.2.4 Dynamische E-Modul Bestimmung.....	42
4.2.5 Kerbschlagbiegeversuche	43
4.2.6 Kerbzugversuche	44
4.2.7 Bruchmechanische Untersuchungen.....	46
5 Bestimmung der mikromechanischen Versagensvorgänge.....	54
5.1 Untersuchungen der Zugproben.....	54
5.1.1 Fraktographische Untersuchung der Bruchflächen.....	54
5.1.2 Bestimmung der hohlraumbildenden Phasen.....	61
5.1.3 Schlitze senkrecht zur Bruchoberfläche	63
5.2 Untersuchung der bruchmechanischen Proben	64
5.2.1 Fraktographische Untersuchung der Bruchflächen.....	64
5.2.2 Electron-Backscatter-Diffraction Analysen.....	73

6	Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen	74
6.1	Bohrlochmethode	74
6.2	Neutronenbeugung.....	75
7	Ergebnisse der bruchmechanischen Bewertungsverfahren	79
8	Numerische Simulationen	81
8.1	Numerische Bestimmung des Eigenspannungszustandes.....	81
8.1.1	Thermisches Berechnungsmodell.....	82
8.1.2	Mechanisches Berechnungsmodell	83
8.2	Numerische Analyse der Versagensvorgänge	88
8.2.1	Numerische Bestimmung der Fließkurven.....	89
8.2.2	Numerische Bestimmung der schädigungsmechanischen Parameter	93
8.2.3	Validierung der angepassten Parameter und Fließkurven.....	95
8.2.4	Einfluss der Anfangsrissposition und -rissfront auf die Rissinitiierung.....	97
8.2.5	Einfluss der Eigenspannungen auf die duktile Rissausbreitung	98
8.2.6	Analyse des Spannungszustandes in der Rissspitzenumgebung	100
8.2.7	Vergleich der numerischen und experimentellen J-Integral Bestimmung...	107
8.2.8	Schädigungsmechanische Simulation der Versagensvorgänge.....	109
8.2.9	Vergleich der schädigungsmechanischen Berechnungen und der bruchmechanischen Näherungsverfahren	125
9	Zusammenfassung und Fazit.....	127
10	Literaturverzeichnis	130
11	Anhang.....	140

Abkürzungen und Formelzeichen**Abkürzungen**

ASTM	American Society for Testing of Material
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EDZ	Ebener Dehnungszustand
FAC	Failure Assessment Curve
FAD	Failure Assessment Diagram
FE	Finite Elemente
G	Korngröße
GW	Grundwerkstoff
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
MK	Mischkristall
P	aktuelle Last
PA	Schweißposition in Wannennlage
PC	Schweißposition in Querrichtung
PGL	plastische Grenzlast
REM	Rasterelektronen Mikroskop
SEB	Single Edge Bend, Dreipunktbiegeprobe
SG	Schweißzusatzwerkstoff
SZW	Stretched-Zone-Width
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram Intertgas Schweißen

Weitere Abkürzungen werden im Text erläutert

Formelzeichen

a	mm	Risslänge
α	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient
γ	°	Auslenkung des Ausgangsrisses
a_0	mm	Ausgangsrisslänge
a_{pl}	mm	Betrag des stabilen Risswachstums
a_{SZW}	μm	Größe der Stretched-Zone
A_v	J	Kerbschlagarbeit
B	mm	Probenbreite
COD	mm	Rissöffnung
c_p	W/mK	Spezifische Wärmekapazität
D	-	Integrationskonstante des Rousselier-Modells
Δd	mm	Einschnürung
D	nm	Gitterebenenabstand
Δl_{Ext}	mm	Extensometerverlängerung
Δl_{Kerb}	mm	Kerbaufweitung
D_{nenn}	mm	Nenndurchmesser
e	mm	Abstand des Anfangsschwingrisses zum Werkstoffübergang
E	MPa	Elastizitätsmodul
ε_{plast}	-	Plastische Dehnung
f	-	aktuelles Hohlraumvolumen
Φ	-	Fließfunktion
f_0	-	Anfangshohlraumvolumen
f_c	-	kritisches Hohlraumvolumen
F_{init}	N	Kraft bei Rissinitiierung
F_y	N	Plastische Grenzlast
J_i	N/mm	physikalischer Rissinitiierungskennwert
J_{Ic}	N/mm	zähbruchmechanischer Kennwert nach ASTM 1820
K_I	MPa $m^{1/2}$	Spannungsintensitätsfaktor
K_r	-	Auf K_{mat} normierte Rissspitzenbelastung
K_{mat}	MPa $m^{1/2}$	Risswiderstand des Werkstoffs
λ	J/kgK	Wärmeleitfähigkeit
l_0	mm	Ausgangsmesslänge

l_c	mm	charakteristische Länge des Rousselier-Modells
L_r	-	Plastifizierungsgrad
L_r^{\max}	-	Plastifizierungsgrad bei plastischem Kollaps
M	-	Mismatchverhältnis
μ	-	Querkontraktionszahl
q	-	Mehrachsigkeitsquotient
q_{int}		Mehrachsigkeitsquotient, integriert über 30% des Ligaments
q_{min}		Minimaler Mehrachsigkeitsquotient
ρ	g/cm ³	Dichte
R_e	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_{p02}	MPa	Ersatzstreckgrenze
s	mm	Wanddicke
S	mm	Abstand der Widerlager
σ	MPa	Spannung
t	s	Zeit
θ	°	Beugungswinkel
T	°C	Temperatur
T_{Schm}	°C	Schmelzbadtemperatur
T_{Liq}	°C	Liquidustemperatur
T_{Sol}	°C	Solidustemperatur
σ_{hyd}	MPa	hydrostatische Spannung
σ_f	MPa	Fließspannung
σ_k	MPa	Werkstoffkonstante des Rousselier-Modells
σ_{vM}	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_y	MPa	aktuelle Fließgrenze
W	mm	Probenweite
Z	%	Brucheinschnürung

Weitere Formelzeichen werden im Text erläutert

Kurzfassung

Die Steigerung des Wirkungsgrades und der Wirtschaftlichkeit von chemischen und energie-technischen Anlagen erfordert die optimale Werkstoffauswahl nach den vorherrschenden Betriebsbedingungen. Für das Beispiel des Kraftwerks- und Anlagenbaus stellt die untersuchte Mischschweißverbindung, zwischen einem ferritischen und austenitischen Werkstoff, eine weit verbreitete Kombination in Bezug auf die geforderte Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit dar. Durch die deutlich unterschiedlichen mechanischen, thermischen und chemischen Eigenschaften der beiden Werkstoffe ist eine artgleiche Verbindung nicht möglich, weshalb vielfach Nickelbasis-Schweißgüter verwendet werden. Aus dieser Kombination unterschiedlicher Materialien ergibt sich bei Mischnähten eine Abfolge von Bereichen mit teilweise deutlich variierenden mechanischen und thermischen Eigenschaften, woraus ein sehr inhomogener Werkstoff- und Beanspruchungszustand resultiert. Dies kann insbesondere bei Rissen zu deutlich anderen Versagensabläufen, als bei homogenen Werkstoffen oder artgleichen Schweißverbindungen, führen.

Aufgrund der fehlenden Detailkenntnis bezüglich des realen Versagensverhaltens angerissener Mischnähte werden nach dem Stand der Technik bruchmechanische Näherungsverfahren zur Bewertung verwendet. Diese Verfahren basieren allerdings auf Methoden, welche für homogene Werkstoffe oder gleichartige Schweißverbindungen entwickelt wurden und liefern bei Mischnähten in der Regel sehr konservative Lösungen. Deshalb liegt der Schwerpunkt der Arbeit auf der Beschreibung des Versagensverhaltens von Mischnähten, unter Verwendung des schädigungsmechanischen Rousselier-Modells.

Hierzu wurden umfangreiche experimentelle Untersuchungen zur Charakterisierung der Mischnaht durchgeführt. Im Fokus stand dabei vor allem die Klärung der mikromechanischen Vorgänge während Rissinitiierung und -wachstum durch metallographische und bruchmechanische Untersuchungen. Dadurch konnte der maßgebliche Einfluss der dendritischen Erstarrung auf das Versagensverhalten der Schweißnaht aufgezeigt werden, aus welchem der niedrigste Risswiderstand im Bereich der Verbindungsnaht resultiert. Auf der Basis der durchgeführten experimentellen und fraktographischen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Bereiche der Naht, in welchen Risswachstums- und Erstarrungsrichtung parallel verlaufen, als kritisch anzusehen sind. Bei anderen Mischnähten kann sich dadurch je nach Herstellung der Bereich mit niedrigen Bruchzähigkeiten in anderen Nahtbereichen befinden.

Die für die schädigungsmechanische Bewertung mit dem Rousselier-Modell notwendigen Parameter wurden anhand der experimentellen Ergebnisse von gekerbten und ungekerbten Zugversuchen bestimmt. Unter Verwendung dieser Parameter konnte im Vergleich zu den bruchmechanischen Untersuchungen gezeigt werden, dass das Berechnungsmodell in der Lage ist, das Last-Verformungsverhalten, den Initiierungszeitpunkt sowie größere Beträge von stabilem Risswachstum in allen Bereichen der Mischnaht zu beschreiben.

Mit den in dieser Arbeit durchgeführten schädigungsmechanischen Berechnungen ist eine realistische Vorhersage der real ablaufenden Versagensmechanismen während der Rissinitiierung und -ausbreitung möglich. Es wurden damit die Grundlagen geschaffen, um die Tragfähigkeit sowie den genauen Versagensablauf von integren und rissbehafteten Mischschweißnähten unter komplexen Belastungen zu berechnen.

Abstract

To increase the efficiency and profitability of chemical facilities and power plants, an appropriate material selection with respect to the dominant service conditions is indispensable. For instance, in plant construction the investigated dissimilar weld between ferritic and austenitic steel is a widely used combination to meet the required strength and corrosion resistance. As a result of the diverging mechanical, thermal and chemical properties a similar combination of the ferritic and austenitic steel is not possible. Therefore, Nickel based alloys are commonly used as weld material. This leads to a series of material sections with highly different mechanical and thermal properties which results in an inhomogeneous material and loading condition. In particular for cracks, this may lead to damage processes that are notably different from what is observed in homogenous materials or similar welds.

Due to the lack of detailed knowledge about the real damage processes in pre-cracked dissimilar welds, state-of-the-art fracture mechanic procedures are applied for their safety assessment. These procedures are based on methods which were developed for homogenous materials or similar welds and thus lead to very conservative results for dissimilar welds. Therefore, the focus of this research is on the numerical description of the real damage processes using Rousselier's damage model.

For this purpose, comprehensive experimental investigations were performed to obtain a detailed characterization of the dissimilar weld. The experimental focus was on the clarification of the micromechanical processes during crack initiation and propagation with fracture mechanic and fractographic methods. With these investigations a dominant impact of the dendritic solidification on the failure behavior could be demonstrated. Particularly the fracture mechanic examinations show the least resistance against crack initiation and growth in the domain of the assembly weld. Based on the conducted experimental and fractographical examinations it can be demonstrated that, at any time, sections can be considered to be critical when the direction of crack growth and solidification coincide. Considering other dissimilar welds, the critical section can be located in other micro-structural areas depending on the manufacturing.

The damage mechanic parameters for the simulations based on Rousselier's model were numerically determined by using the empirical results from notched and unnotched tensile tests. Using these parameters, the numerical model was demonstrated to show the load-deformation behavior, the initiation point as well as bigger amounts of stable crack growth – which were observed in fracture mechanic tests for the different regions of the dissimilar weld.

With the performed damage mechanic simulations, a realistic assessment of the real damage processes during crack initiation and propagation is possible. Therefore, a reliable basis to evaluate the bearing capacity as well as the real damage evolution of pre-cracked dissimilar welds under complex loading conditions and various crack configurations was established.

1 Einleitung und Zielsetzung

1.1 Ausgangssituation

Der technische Entwicklungsprozess strebt stetig nach einer Erhöhung der Wirtschaftlichkeit und damit verbunden nach einer immer besseren Ausnutzung der Werkstoffe. Dies beinhaltet neben einer ständigen Anpassung der Werkstoffe an die vorherrschenden Betriebsbedingungen auch die optimale Auswahl der Werkstoffe [1]. Die untersuchte Mischschweißverbindung zwischen einem ferritischen und einem austenitischen Werkstoff stellt eine weit verbreitete Kombination in Bezug auf die geforderte Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit dar, welche unter anderem in sicherheitsrelevanten Bereichen deutscher Druckwasserreaktoren eingesetzt wird. Durch die deutlich unterschiedlichen mechanischen, thermischen und chemischen Eigenschaften der beiden Werkstoffe ist eine direkte Verbindung, unter Verwendung eines artgleichen Schweißzusatzwerkstoffs, nicht möglich [2]. Der verwendete Schweißzusatzwerkstoff sollte in diesem Fall vielmehr mit seinen mechanisch-technologischen Eigenschaften wie Festigkeit, Wärmeausdehnungskoeffizient etc. zwischen dem ferritischen und austenitischen Grundwerkstoff liegen. Darüber hinaus muss er die Kohlenstoffdiffusion vom niedrig zum hochlegierten Werkstoff möglichst unterbinden [2]. Bei diesen Mischschweißverbindungen zwischen ferritischen und austenitischen Werkstoffen, auch als Mischnähte oder Schwarz-Weiß-Verbindungen bezeichnet, kommen im Kraftwerks- und Anlagenbau vielfach austenitische oder Nickelbasis-Schweißgüter zum Einsatz.

Durch die Kombination der unterschiedlichen Materialien ergibt sich bei Mischnähten eine Abfolge von Bereichen mit teilweise deutlich variierenden mechanischen und thermischen Eigenschaften, woraus ein sehr inhomogener Werkstoff- und Beanspruchungszustand resultiert. Dadurch besteht die Gefahr, dass Risse früher, also bei niedrigeren Lasten, eingeleitet werden, als dies von gleichartigen Schweißverbindungen oder homogenen Werkstoffen bekannt ist. Zudem ändern sich durch den Schweißprozess insbesondere in der Wärmeeinflusszone des ferritischen Grundwerkstoffs die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften, was die Rissausbreitung maßgeblich beeinflusst. Darüber hinaus besteht infolge der spezifischen Werkstoffstruktur und -abfolge der Mischnähte die Möglichkeit, dass Risse in Bereiche mit einer anderen Mikrostruktur oder chemischen Zusammensetzung wachsen.

Aufgrund der fehlenden Detailkenntnis zum realen Versagensverhalten angerissener Mischnähte werden nach dem aktuellen Stand der Technik analytische Bewertungskonzepte zur sicherheitstechnischen Bewertung verwendet [3], [4], [5], [6], [7], [8]. Diese Verfahren basieren auf Methoden welche für homogene Werkstoffe oder gleichartige Schweißverbindungen entwickelt wurden. Durch den komplexen Spannungs- und Werkstoffzustand bei Mischnähten ist deren Anwendung allerdings nur in Spezialfällen oder unter starken Vereinfachungen, mit in der Regel sehr konservativen Lösungen, möglich. Für eine Adaption bzw. Optimierung dieser Verfahren wurden in der jüngeren Vergangenheit vereinzelt Forschungsarbeiten zur Integritätsbewertung mischnahtgeschweißter Bauteile durchgeführt. Dies sind die an der MPA Universität Stuttgart durchgeführten Forschungsvorhaben [9], [10] sowie die in der Literatur vielfach genannten EU-Vorhaben BIMET und ADIMEW [11], [12], [13], [14], [15].

Eine Alternative stellen die numerischen Methoden der Schädigungsmechanik [16], [17] dar. Im Gegensatz zu den globalen bruchmechanischen Konzepten berücksichtigen diese die mikromechanischen Versagensvorgänge während der Rissentstehung. In der Vergangenheit zeigten diese schädigungsmechanischen Methoden in einer Vielzahl von Untersuchungen homogener Werkstoffe [18], [19], [20], [21], [22], [23] sowie vereinzelt bei Untersuchungen von Schweißverbindungen [24], [25], [26] gute Ergebnisse.

1.2 Aufgabenstellung

Bei Bauteilen mit einem komplexen Spannungs- und Werkstoffzustand, wie er in Rohrleitungen mit Mischnähten auftritt, ist eine sichere Bestimmung der zulässigen Belastung mit den derzeit üblichen analytischen Bewertungskonzepten nur in Spezialfällen oder mit Hilfe kostenintensiver Bauteilversuche möglich. Deshalb liegt der Schwerpunkt der Arbeit auf der Beschreibung des Versagensverhaltens von Mischnähten, unter Verwendung des schädigungsmechanischen Rousselier-Modells. Auf diese Weise kann die Tragfähigkeit von angerissenen und integren Mischschweißverbindungen realistisch beurteilt werden. Dies wird erreicht, indem die Versagensmechanismen bzw. die Rissentwicklung in unterschiedlichen Bereichen der Mischnaht experimentell untersucht und numerisch berechnet werden. Diese Hauptaufgabe untergliedert sich in folgende Arbeitspunkte:

Schaffung einer experimentellen Datenbasis

Die experimentellen Untersuchungen werden benötigt, um die Versagensvorgänge in der Mischnaht zu untersuchen und quantitativ zu charakterisieren. Weiterhin dienen sie zur Verifizierung der schädigungsmechanischen Berechnungen. Die Untersuchungen konzentrieren sich auf eine für deutsche Druckwasserreaktoren typische Umfangsnaht aus einem Nickelbasis-Schweißzusatzwerkstoff zwischen einem ferritischen und austenitischen Rohrsegment. Die Werkstoffe und Fertigungsverfahren wurden dabei identisch zu vorangegangenen Untersuchungen der MPA Universität Stuttgart [9], [27] gewählt, um zusätzlich auf diese experimentelle Datenbasis zurückgreifen zu können.

Neben einer umfangreichen Grundcharakterisierung der mechanisch technologischen Eigenschaften der Schweißnaht werden zur systematischen Ermittlung des Versagensverhaltens (Risseinleitung und Risswachstum) die unterschiedlichen Gefügebereiche bruchmechanisch untersucht. Dazu werden bruchmechanische Single-Edge Bend (SEB)-Proben mit Anrisspositionen in unterschiedlichen Gefüge- und Werkstoffbereichen der Mischnaht entnommen und geprüft. Des Weiteren werden die für die schädigungsmechanischen Simulationen benötigten werkstoffabhängigen Parameter für alle Bereiche der Schweißnaht bestimmt.

Untersuchung der gefügespezifischen, mikromechanischen Vorgänge während der Rissinitiation und -ausbreitung

Ein wichtiger Punkt für die Anwendung von mikromechanisch basierten Schädigungsmodellen ist die Kenntnis der auf mikroskopischer Ebene ablaufenden Versagensprozesse. Zur Klärung der lokalen Versagensursachen und des daraus resultierenden Rissverlaufs werden metallographische Schlitze und Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Zur Bestimmung der lokalen Werkstoffzusammensetzung und der hohlraum-

bildenden Phasen in den unterschiedlichen Werkstoffbereichen werden energiedispersive Röntgenanalysen (EDX-Analysen) durchgeführt.

Analyse des Eigenspannungszustandes

Um die Einflüsse des aus der Fertigung der Mischnaht resultierenden Eigenspannungszustandes auf die Rissentwicklung abzuschätzen, wird dieser numerisch berechnet sowie mit Hilfe der Bohrlochmethode und der Neutronenbeugung experimentell bestimmt. Die Analysen erfolgen zum einen an einem entnommenen Probenrohling, um den Einfluss der Eigenspannungen in den bruchmechanischen Untersuchungen zu quantifizieren. Zum anderen werden Untersuchungen am kompletten Rohr durchgeführt, um den Eigenspannungszustand in einer späteren Übertragung der Ergebnisse auf reale Komponenten berücksichtigen zu können.

Schädigungsmechanische Berechnungen

Die schädigungsmechanischen Simulationen der durchgeführten bruchmechanischen Versuche ermöglicht es, unter Berücksichtigung der einzelnen Gefüge- bzw. Werkstoffbereiche, in Abhängigkeit vom Belastungszustand den Zeitpunkt, den Verlauf und den Betrag des Risswachstums zu berechnen. Mit den angewendeten numerischen Modellen können auch grundlegende Einflussgrößen wie die Rissfrontausbildung sowie die Rissauslenkung aus der Ligamentebene abgebildet werden. Zudem ermöglichen die numerischen Untersuchungen eine genaue Analyse des Spannungszustandes in der Risspitzenumgebung während der Rissinitiierung in den unterschiedlichen Gefügebereichen der Mischnaht.

Validierung des schädigungsmechanischen Berechnungsverfahrens

Die schädigungsmechanischen Berechnungen zur Vorhersage der Rissinitiierung und des Risswachstums in Abhängigkeit vom Schweißnahtaufbau werden mit Hilfe der experimentellen Datenbasis verifiziert und validiert. Die Qualität der schädigungsmechanischen Berechnungen wird darüber hinaus im Vergleich zu analytischen Bewertungskonzepten, wie beispielsweise dem R6-Verfahren [28], beurteilt.

2 Werkstoffmechanische Grundlagen

Für eine optimale und wirtschaftliche Ausnutzung von Konstruktionen ist es unabdingbar, die ertragbare Beanspruchbarkeit des Werkstoffs möglichst vollständig auszunutzen. Dies beinhaltet neben der Wahl geeigneter Berechnungsmethoden auch die Wahl entsprechender Sicherheitsfaktoren. Für eine optimale Werkstoffausnutzung muss der Sicherheitsfaktor nicht nur an die wirkende Belastung und den Werkstoff, sondern auch an das Versagensverhalten und die Versagensmechanismen angepasst werden [29], [30], [31]. Vor diesem Hintergrund wird im Folgenden auf die beim duktilen Bruch ablaufenden Versagensmechanismen eingegangen. Da diese Vorgänge maßgeblich vom Werkstoffzustand abhängen, werden auch die unterschiedlichen Gefügeentstehungen in der Mischnaht erläutert. Darüber hinaus werden in diesem Rahmen die kritischen Bereiche hinsichtlich der Rissentstehung beschrieben.

2.1 Dendritische Erstarrung

Da die dendritische Erstarrung des Schweißgutes entscheidenden Einfluss auf die in der Mischnaht ablaufenden Versagensvorgänge hat, soll im Folgenden kurz auf die Mechanismen während der Erstarrung des Schweißgutes eingegangen werden. Die dabei ablaufenden Vorgänge werden von einer Vielzahl physikalischer Größen beeinflusst. Maßgeblichen Einfluss haben unter anderem die Enthalpiedifferenzen (zwischen festem und flüssigem Schweißgut), Entmischungsreaktionen (aufgrund unterschiedlicher Löslichkeit der der Legierungselemente im festen und flüssigen Zustand) sowie ablaufende Diffusions- und Konvektionsvorgänge [32]. Im Folgenden wird eine phänomenologische Beschreibung der ablaufenden Erstarrungsvorgänge durchgeführt.

Die Vorgänge während der Schweißguterstarrung können am ehesten mit den Vorgängen während der Ausbildung eines Gussgefüges verglichen werden. Im Vergleich mit diesen Erstarrungsvorgängen gelten beim Schweißen die folgenden geänderten Randbedingungen [2], [33]:

- Wesentliche Überhitzung des Schmelzbades infolge des Schweißprozesses
- Hoher Temperaturgradient zwischen den erstarrten und schmelzflüssigen Bereichen
- Kleines Schmelzbadvolumen
- Hohe Erstarrungsgeschwindigkeit
- Verhältnismäßig große Anzahl von Kristallisationskeimen (Verunreinigungen etc.) in der Schmelze infolge des Schweißprozesses

Wie bei jeder Erstarrung können die ablaufenden Vorgänge in die beiden Phasen Keimbildung und -wachstum unterteilt werden. Bei der Keimbildung wird zwischen der homogenen Keimbildung (wenn ausschließlich arteigene Keime beispielsweise in Form ausgeschmolzener Körner vorliegen) und der heterogenen Keimbildung (wenn artfremde Keime beispielsweise in Form von Verunreinigungen vorliegen) unterschieden [34]. Da bei Schweißprozessen im Allgemeinen eine große Anzahl artfremder Keime vorliegt, wird der Prozess durch die heterogene Keimbildung dominiert [2]. Eine notwendige Voraussetzung für das Wachstum der Keime ist ein Temperaturgradient, um die bei der Erstarrung entstehende Kristallisationswärme abzuführen [35]. Dieser, auch als Unterkühlung bezeichnete Effekt, setzt sich aus mehreren Teilbeiträgen zusammen [32], wobei im Folgenden nur auf die beiden wesentlichen Teilbeiträge – die thermische und die

konstitutionelle Unterkühlung – eingegangen, wird. Die sogenannte thermische Unterkühlung entspricht der Wärmeableitung in die bereits erstarrten festen Bereiche [36], wohingegen die konstitutionelle Unterkühlung auf einer lokalen Verschiebung der Legierungszusammensetzung in der Schmelze beruht, siehe Abb. 1 [37].

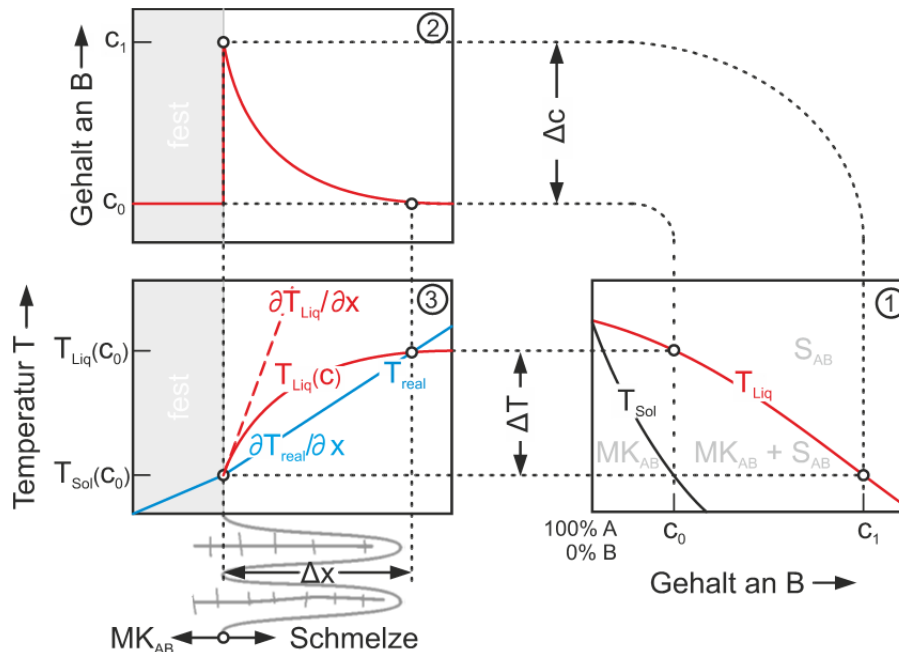


Abb. 1: Schematische Darstellung der Vorgänge bei der konstitutionellen Unterkühlung metallischer Schmelzen [32]

Vereinfachend sollen die Zusammenhänge bei der konstitutionellen Unterkühlung an einem binären Zweistoffsystem mit vollkommener Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand beschrieben werden (Abb. 1-1). Erstarrt eine Schmelze der Zusammensetzung c_0 , erstarren zu Beginn A-reiche Mischkristalle (MK_{AB}), wodurch die ursprüngliche Schmelze (S_{AB}) B-reicher wird. Dadurch kommt es lokal vor der Erstarrungsfront zu einer Anreicherung der Schmelze mit Element B (Abb. 1-2), was zu einer lokalen Abnahme der Liquidustemperatur ΔT führt. Der reale Temperaturverlauf T_{real} , welcher sich aus der Wärmeableitung in die bereits erstarrten Bereiche ergibt, ist in Abb. 1-3 dargestellt. Der Bereich, in welchem die reale Temperatur T_{real} unterhalb der Liquidustemperatur T_{Liq} liegt, wird als unterkühlter Bereich bezeichnet. Da nur in diesem Bereich Δx die Kristallisationswärme abgeführt werden kann, ist nur dort ein Keimwachstum möglich. Wenn der Temperaturgradient der realen Temperatur $\partial T_{real}/\partial x$ flacher verläuft als der durch die Liquidustemperatur bestimmte Gradient $\partial T_{Liq}/\partial x$, kommt es zu einer nicht ebenen Erstarrungsfront und einem dendritischen Kristallwachstum, siehe Abb. 2.

Da der Temperaturgradient $\partial T_{real}/\partial x$ zu Beginn der Erstarrung zwischen dem kalten Grundwerkstoff und dem aufgetragenen Schweißgut maximal ist, beginnt die erste Erstarrungsfront, ausgehend vom angrenzenden Grundwerkstoff [2]. Dieses erste Kristallwachstum (auch als epitaxiales Wachstum bezeichnet) erfolgt mit einer Kristallorientierung nach den Körnern des Grundwerkstoffs [38]. Während der Erstarrung kühlt das Schmelzbad ab und der Temperaturgradient der realen Temperatur $\partial T_{real}/\partial x$ wird flacher. Durch die daraus resultierende konstitutionelle Unterkühlung kommt es zu einem dendritischen Kornwachstum. In Abb. 2 sind die abhängig vom Temperaturgradienten entstehenden Gefüge dargestellt. Beim für die vorliegende Schweißung verwendeten

Lichtbogenhandschweißen ergibt sich ein aus der Schmelze säulenförmig erstarrendes dendritisches Gefüge.

Aufgrund der lokalen Verschiebung der Legierungszusammensetzung in der Schmelze während der Erstarrung weisen dendritisch erstarrte Gefüge starke Mikroseigerungen auf den Dendritengrenzen auf [33], [39]. Zusätzlich können sich eventuell vorhandene niedrig schmelzende Phasen auf den Dendritengrenzen ablagern [40]. Bilden diese in ungünstigen Fällen zusammenhängende Netzwerke, kann es zur Entstehung von Heißrissen kommen. Neben den Mikroseigerungen auf den Dendritengrenzen kann es auch zu makroskopischen Seigerungs-zonen kommen, wenn Verunreinigungen und nichtmetallische Einschlüsse vor der Erstarrungsfront hergeschoben werden und sich in größeren Bereichen ablagern [37].

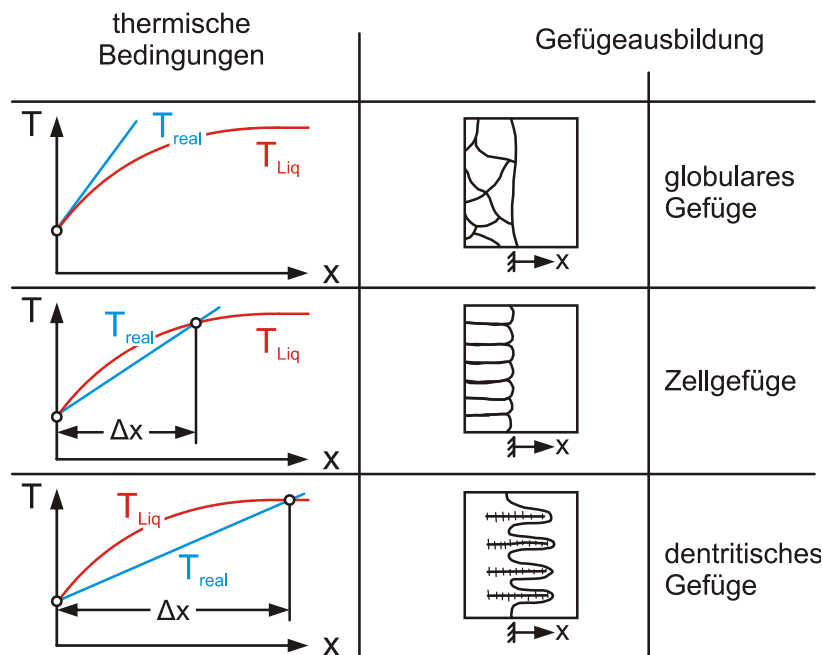


Abb. 2: Ausbildung der Erstarrungsfront in Abhängigkeit der konstitutionellen Unterkühlung [37]

Die Hauptwachstumsrichtung des entstehenden dendritischen Gefüges erfolgt immer entgegengesetzt der Richtung der maximalen Wärmeleitung, das bedeutet senkrecht zu den Isothermen [41]. Bei einer niedrigen Schweißgeschwindigkeit ergibt sich ein annähernd ovals Schmelzbad, siehe Abb. 3. Die daraus resultierenden stumpf auslaufenden Isothermen bewirken ein zur Mitte des Schmelzbades hin gekrümmtes Dendritenwachstum. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten ergibt sich ein zunehmend längliches Schmelzbad mit spitz auslaufenden Isothermen und folglich eine geradliniger verlaufende Erstarrungsstruktur [33].

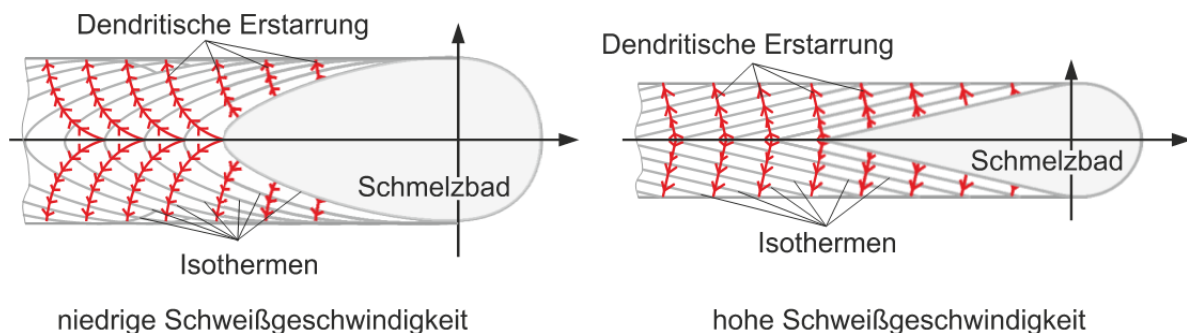


Abb. 3: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit auf die Erstarrungsrichtung [33]

2.2 Mögliche Rissbildungsmechanismen in Mischnähten

Für die nachfolgenden experimentellen Untersuchungen ist es wichtig, die Proben an den in der Praxis relevanten Stellen der Mischschweißnaht zu positionieren. Daher werden im Folgenden Rissbildungsmechanismen, welche in Mischnähten zu technischen Anrissen führen können, genauer beleuchtet. Es wird dabei speziell auf Rissbildungen durch Werkstoff-, Herstellungs- und Betriebsbedingungen eingegangen. Bei den aufgeführten Schädigungsmechanismen wird lediglich auf die wichtigsten Einflussfaktoren eingegangen. Die Aufzählung erhebt dabei keinen Anspruch auf Vollständigkeit.

2.2.1 Mögliche Schadensmechanismen bei der Herstellung

Entsprechend der KTA 3201.3 [42] muss der Hersteller über Einrichtungen und Personal verfügen, um eine einwandfreie Fertigung der Komponenten zu garantieren. Trotz der Einhaltung hoher Standards können Schädigungen auftreten, die das spätere Betriebsverhalten der Anlage maßgeblich beeinflussen. Zu den relevanten Schädigungen zählen unter anderem: [2]

- Bindefehler und unverschweißte Stellen
- Schlacke und andere Feststoffeinschlüsse
- Quetschfalten
- Einbrand- und Randkerben

Neben den Fehlern infolge einer unsachgemäßen Fertigung beeinflussen die Eigenschaften der Grundwerkstoffe, des Schweißzusatzmaterials sowie die Einwirkung von Schweißwärme und -spannung maßgeblich das Verhalten der Schweißnaht. Zu diesen werkstoffverursachten Fehlern zählen:

- Erstarrungsrisse
Erstarrungsrisse gehören zur Kategorie der Heißrisse. Sie entstehen durch niedrig schmelzende Phasen auf den Korngrenzen, welche die Schrumpfungen während der Erstarrung nicht aufnehmen können und dadurch zu interkristallinen bzw. interdendritischen Werkstofftrennungen führen. Da δ -Ferrit gegenüber Austenit eine höhere Löslichkeit von Schwefel bei einem gleichzeitig deutlich niedrigeren Ausdehnungskoeffizienten besitzt, nimmt die Empfindlichkeit eines Werkstoffs bei primärer austenitischer Erstarrung zu. Folglich steigern höhere Kohlenstoff- und Nickelanteile die Gefahr zur Erstarrungsrissebildung. [2], [43], [44]
- Aufschmelzungsrisse
Aufschmelzungsrisse gehören wie die Erstarrungsrisse zur Kategorie der Heißrisse. Sie entstehen durch das Aufschmelzen niedrig schmelzender Phasen auf den Korngrenzen erstarrter Gefügebereiche während des Schweißprozesses. Gefährdete Bereiche sind dabei insbesondere die unteren Lagen einer Mehrlagenschweißnaht sowie die Wärmeeinflusszone (WEZ) der angrenzenden Grundwerkstoffe. [2]
- Wasserstoffinduzierte Rissbildung
Die wasserstoffinduzierte Rissbildung zählt zur Kategorie der Kaltrisse, da die Risse im erkalteten Bauteil, teilweise auch zeitlich verzögert, auftreten. Während des Schweißens ionisiert Wasserstoff aus der Umgebung und diffundiert in den Werkstoff ein. Der Wasserstoff kann dabei sowohl aus einer feuchten Elektrode als auch aus der Umgebung stammen. Durch schnelles Abkühlen kann der Wasserstoff nicht mehr

entweichen und führt nach dem Abkühlen des Werkstücks zur Rissbildung. Da kubisch flächenzentrierte (kfz) Gitterstrukturen eine höhere Löslichkeit für Wasserstoff aufweisen als kubisch raumzentrierte (krz) Gitter, sind ferritische Werkstoffe im Allgemeinen kritischer anzusehen als austenitische Werkstoffe. Des Weiteren gelten spröde Werkstoffe als anfälliger für Kaltrissbildung. Entsprechend sind die hochfesten martensitischen Bereiche von ferritischen Werkstoffen als kritisch zu betrachten. [2], [43], [45]

- **Aufhärtungsrisse**

Die martensitischen Gefügeanteile in der WEZ ferritischer Stähle besitzen eine, im Vergleich zu den unbeeinflussten Grundwerkstoffen, stark reduzierte Verformungsfähigkeit. Dadurch können diese Bereiche die auftretenden Schrumpfspannungen nur teilweise oder ungenügend ausgleichen und es kommt zu transkristallinen Rissen. Insbesondere Werkstoffe mit hohen Kohlenstoffgehalten bzw. hohen Kohlenstoffäquivalenten können, aufgrund einer zunehmenden Gitterverzerrung im martensitischen Gitter, als kritisch angesehen werden. Durch Vorwärmen und Spannungsarmglühen nach dem Schweißen kann die Gefahr von Aufhärtungsrisse deutlich vermindert werden. [2], [45]

- **Ausscheidungsrisse**

Ebenso wie die Aufhärtungsrisse und die wasserstoffinduzierten Risse zählen die Ausscheidungsrisse zu den Kaltrissen. Nach DIN EN ISO 6520-1 [46] entstehen Ausscheidungsrisse durch die Ausscheidung spröder Phasen auf den Korngrenzen während des Schweißens oder einer nachfolgenden Wärmebehandlung. Besonders gefährdet sind Stähle mit ausscheidungshärtenden Karbiden, die sich beim Schweißen auflösen und beim anschließenden Spannungsarmglühen an den Korngrenzen ausscheiden und diese dadurch verspröden. Die Gefahr der Bildung von Ausscheidungsrisse wird bei Mehrlagenschweißungen durch das Wiederaufschmelzen der überlappenden Schweißraupen erheblich reduziert. [2]

- **Sprödrisse**

Sie treten beim Durchlaufen von temperaturabhängigen Zähigkeitsminima auf, wodurch die Volumenschrumpfungen beim Abkühlen nicht ausgeglichen werden können. Insbesondere niobstabilisierte Austenite mit relativ hohem Niob- und Kohlenstoffgehalt neigen zu interkristallinen Sprödrissen. [44]

- **Dilationsrisse**

Als Dilationsrisse werden Korngrenzentrennungen infolge unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten der Körner bezeichnet. Entsprechend sind besonders die Übergänge zwischen den verschiedenen Werkstoffen der Mischnaht gefährdet [43].

- **Hohlräume im Schweißgut**

Durch gelöste Gase können sich im erstarrenden Schweißgut Hohlräume bilden, insbesondere Wasserstoff und Stickstoff können dafür als kritisch angesehen werden. Des Weiteren können sich während der Erstarrung aufgrund der Volumenschrumpfung Hohlräume in Form von Lunkern bilden. [2]

In Anlehnung an [38] und [47] sind in Abb. 4 die aufgeführten Fehlerarten und -positionen graphisch veranschaulicht.

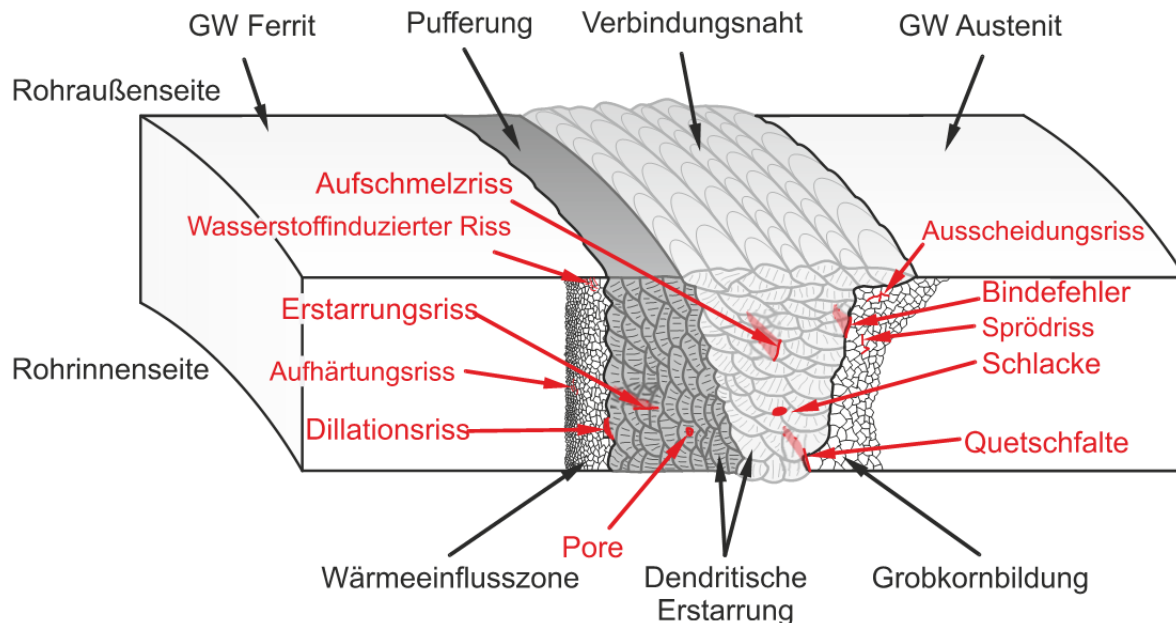


Abb. 4: Mögliche Fehlerarten und -positionen infolge eines nicht optimalen Fertigungsablaufes

2.2.2 Mögliche Schädigungsmechanismen während des Betriebs

Neben fertigungsbedingten Rissbildungen kann es während des Betriebs in Anlagen zu Rissbildungen kommen. Derartige Schädigungen können vielfältige Ursachen haben. Zu diesen zählen zyklische Beanspruchungen aus der Schwingung der Anlage sowie Temperaturwechselbeanspruchungen infolge von An- und Abfahrvorgängen. Bei Mischnähten kommt es infolge der Kombination unterschiedlicher Werkstoffe, insbesondere in den Werkstoffübergängen, zu zusätzlichen spezifischen Belastungen. Bei der untersuchten Naht tritt beispielsweise im Bereich zwischen dem austenitischen Grundwerkstoff und der Nickelbasis-Pufferung die größte Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten auf. Die somit während des Betriebs entstehenden thermisch induzierten Spannungen können sich zusätzlich infolge der Kerbwirkung geometrischer Imperfektionen, wie beispielsweise einem Wurzeldurchhang, verstärken [43].

Weitere Ursachen für Rissbildungen während des Betriebs können thermische Beanspruchungen oberhalb 40 % der Schmelztemperatur sein [1]. Durch die vorherrschenden Betriebsbedingungen (Temperatur und Innendruck) kann es dadurch während der Betriebszeit der Anlage zu Zeitstandschädigungen kommen. Erst bei Temperaturen von über ca. 400 °C [48] kann die interkritische Zone des ferritischen Grundwerkstoffs als kritisch für eine derartige Zeitstandschädigung angesehen werden, somit ist bei den für deutschen Reaktoren üblichen Betriebstemperaturen von 320 °C nicht von einer Zeitstandschädigungen auszugehen.

Aus Erfahrungen mit ausländischen Anlagen [49], [50], [51] zeigen sich bei Verwendung von Nickelbasis-Schweißzusatzwerkstoffen korrosive Beanspruchungen als besonders kritisch. Zu den möglichen korrosiven Beanspruchungen, die in Mischnähten auftreten können, zählen:

- **Kontaktkorrosion**
Durch die Kombination von Werkstoffen mit stark unterschiedlichem Normalpotential kann es in den Grenzbereichen zur Ausbildungen von Lokalelementen und damit Korrosionsschädigungen kommen. [43], [44]
- **Interkristalline Korrosion**
Bei austenitischen Stählen besteht infolge der Schweißwärme die Gefahr von Chromkarbidausscheidungen auf den Korngrenzen. Infolge dessen verarmen die Bereiche unmittelbar neben der Korngrenze und lösen sich bei einem entsprechenden korrosiven Angriff auf. Durch die Beimischung von Niob bzw. Titan kann die Anfälligkeit gegenüber interkristalliner Korrosion maßgeblich verringert werden. [52]
- **Spaltkorrosion**
Kommt es infolge von Fertigungsungenauigkeiten zu Spalten in den Schweißnähten, entstehen über der Spalttiefe Potentialunterschiede, wobei sich im Spaltgrund anodische Bereiche ausbilden. Als kritisch können beispielsweise Spalten infolge von Quetschfalten, einer ungenügenden Wurzeldurchschweißung oder Wurzeldurchhängen gesehen werden. [43], [44]
- **Spannungsrissskorrosion**
Insbesondere Nickelbasis-Werkstoffe sind anfällig für eine interkristalline Spannungsrissskorrosion in Reinstwasser. Der Schädigungsmechanismus beruht auf dem Modell der „inneren Oxidation“, wonach der Werkstoff durch Sauerstoff, der entlang der Korngrenzen eindiffundiert, versprödet [53], [54]. Durch Bildung von Chromkarbiden auf den Korngrenzen wird die Diffusion des Sauerstoffs behindert [55], wodurch die Korrosionsbeständigkeit steigt. Folglich zeigen lösungsgeglühte Werkstoffzustände eine erhöhte Anfälligkeit, da dabei die Karbide fein verteilt über dem Korn vorliegen [55].
- **Borsäure Korrosion**
In deutschen Druckwasserreaktoren wird Borsäure zur Langzeitregelung eingesetzt. Im Falle einer Leckage kann jedoch das austretende Wasser verdampfen, wodurch eine Aufkonzentration der Borsäure stattfindet. Infolge der geringen korrosiven Beständigkeit sind dann insbesondere die Bereiche des ferritischen Grundwerkstoffs einem starken korrosiven Angriff ausgesetzt. [56]

Aus der durchgeführten Betrachtung stellen sich die geschweißten Bereiche der Pufferung und Verbindungsnaht sowie die Werkstoffübergänge als kritisch heraus. In den geschweißten Bereichen besteht dabei neben einer erhöhten Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrissskorrosion die größte Wahrscheinlichkeit für das Auftreten fertigungsbedingter Risse. Die Werkstoffübergänge weisen neben einer Spannungserhöhung durch die verschiedenen Steifigkeiten und Festigkeiten der kombinierten Materialien ebenfalls eine erhöhte Wahrscheinlichkeit fertigungsbedingter Imperfektionen auf. Die Grundwerkstoffbereiche sowie die WEZ zählen dagegen zu den weniger gefährdeten Bereichen. Die folgenden Untersuchungen konzentrieren sich dementsprechend auf die geschweißten Bereiche der Pufferung und der Verbindungsnaht sowie die Werkstoffübergänge.

2.3 Schädigungsmechanismen bei duktilem Wabenbruch

Je nach Werkstoff, Umgebungsbedingungen und wirkender Belastung können verschiedene Schädigungs- und Bruchmechanismen unterschieden werden. Eine prinzipielle Unterteilung der verschiedenen Brucharten kann dabei nach der für die Rissentstehung maßgebenden Belastungsart erfolgen. Entsprechend der äußeren Belastung kann nach einer quasistatischen, dynamischen oder wechselnden Beanspruchung unterschieden werden. Eine weitere Klassifizierung kann nach den mikro- und makromechanischen Vorgängen bei der Bruchentstehung durchgeführt werden [57]. Aus mikromechanischer Sicht wird dabei zwischen Spalt- und Wabenbrüchen unterschieden, wohingegen auf makroskopischer Ebene spröde und duktile Brüche unterschieden werden [18]. Mikro- und makroskopische Abläufe der Bruchentstehung müssen dabei nicht zwangsläufig miteinander gekoppelt sein [58]. Die folgenden Untersuchungen konzentrieren sich ausschließlich auf die quasistatischen Versagensvorgänge bei Raumtemperatur, bei welcher sich alle untersuchten Werkstoffe in der Hochlage der Zähigkeit befinden und folglich ein Wabenbruch zu erwarten ist. Der Fokus der weiteren Betrachtung liegt daher auf den Abläufen während der Entstehung duktiler Wabenbrüche. Zuerst werden dafür die mikromechanischen Schädigungsmechanismen erläutert. Anschließend wird näher auf die makroskopischen Vorgänge eingegangen.

Im Gegensatz zum Spaltbruch ist der Wabenbruch durch große lokale plastische Verformungen während des Risswachstums gekennzeichnet. Die mikromechanischen Abläufe während der Rissinitiierung und -ausbreitung sind dabei im Allgemeinen stark abhängig von der Mikrostruktur des Werkstoffs. Für alle technisch relevanten Metalle und Legierungen lassen sich die Vorgänge während der Rissinitiierung in drei Stadien unterteilen. Das erste Stadium ist gekennzeichnet durch die Bildung von Hohlräumen an Partikeln einer zweiten Phase, wie beispielsweise Mangansulfiden oder Aluminiumoxiden. Die Bildung dieser Hohlräume kann entweder durch Bruch von Ausscheidungen, insbesondere bei langgestreckten und verzweigten Ausscheidungen, oder durch Ablösen des Grundwerkstoffs von den Ausscheidungen erfolgen [19]. Bedingt durch die anhaltende plastische Verformung des Grundwerkstoffs schließt sich das Stadium des Hohlraumwachstums an. Dadurch verringert sich der Anteil der tragenden Querschnitte und es kommt im dritten Stadium zur Koaleszenz der Hohlräume. Hohlraumvereinigung wird durch die Ausbildung von Gleitbändern und sekundärem Hohlraumwachstum sowie durch die Einschnürung der Werkstoffstege zwischen den Hohlräumen dominiert. Als Folge der Hohlraumbildung, -wachstum und -koaleszenz weist die entstehende Bruchfläche eine wabenförmige Struktur auf. Die Tiefe der einzelnen Waben kann dabei als Indiz für die Duktilität des untersuchten Werkstoffs herangezogen werden [59].

Makroskopisch betrachtet ist der Verformungsbruch durch große plastische Verformungen gekennzeichnet. Bei rissbehafteten Proben und Bauteilen bedeutet dies die Ausbildung einer plastischen Zone unmittelbar vor der Risspitze. In diesem stark verformten Bereich läuft auch der oben beschriebene mikromechanische Schädigungsprozess, bestehend aus Hohlraumbildung, -wachstum und -koaleszenz, ab. Bevor es zur eigentlichen Rissbildung bzw. dem Fortschreiten des Risses kommt, kommt es durch die Plastifizierungen zu einer makroskopisch sichtbaren Abstumpfung der Risspitze, dem so genannten Blunting. Als Maß für das Rissspitzenblunting dient die sogenannte Stretched-Zone-Width (SZW). [60]

2.4 Ausbildung von Eigenspannungen

Die in Kap. 2.2 beschriebenen Rissbildungsmechanismen können bei der vorliegenden Mischnaht zusätzlich durch die aus der Herstellung resultierenden Eigenspannungen negativ beeinflusst werden. Da die Entstehung von Eigenspannungen vielfältige Ursachen hat, werden die unterschiedlichen Einflussgrößen im Folgenden getrennt voneinander dargestellt. Für eine möglichst klare und eindeutige Beschreibung beziehen sich die nachfolgenden Betrachtungen in Anlehnung an [61], [62], [63], [64] auf Einlagenschweißungen an ebenen Platten bei hohen Schweißgeschwindigkeiten. Um Rückschlüsse auf die vorliegende Naht zu ermöglichen, wird abschließend auf die errechneten und gemessenen Eigenspannungsverteilungen vergleichbarer Schweißnähte eingegangen.

Eigenspannungen sind Spannungen die in einem abgeschlossenen System ohne die Einwirkung äußerer Kräfte und Momente wirksam sind [65]. Folglich müssen sie sich gegenseitig das Gleichgewicht halten und integral über den Querschnitt Null ergeben. Sie können als Folge von thermischen oder mechanischen Werkstoffbeanspruchungen während des Betriebs oder der Herstellung (Schweißen, Wärmebehandlung, Zerspanen etc.) entstehen [66]. Für den vorliegenden Fall der Mischnaht wird die Ausbildung von Schweiß eigenspannungen während der Fertigung näher betrachtet.

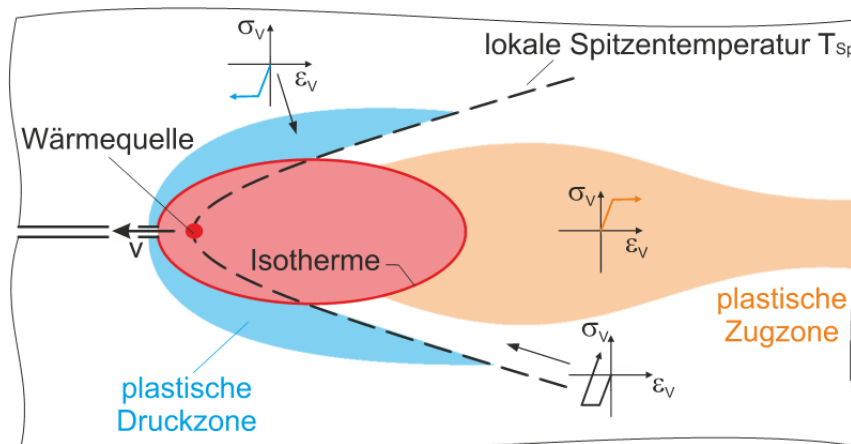


Abb. 5: Ausbildung von Eigenspannungen im quasistationären Temperaturfeld der wandernden Schweißquelle [63]

Schweiß eigenspannungen sind Spannungen, die sich während des Schweißprozesses infolge der örtlich inhomogenen Schweiß- und Abkühlprozesse ausbilden [67]. Eine anschauliche Erklärung für ihre Entstehung bietet [63] am Beispiel des quasistationären Temperaturfelds einer wandernden Wärmequelle. In Abb. 5 sind schematisch die örtlichen Beanspruchungsverläufe eines ideal-plastischen Werkstoffverhaltens angedeutet. Während des Schweißens wird das Schmelzbad stark erwärmt und lokal aufgeschmolzen. Im Schmelzbad sowie in dessen direkter Umgebung, innerhalb der eingezeichneten Isotherme, kommt es bei der Erwärmung aufgrund der niedrigen Streckgrenze bei hohen Temperaturen zu einer praktisch spannungsfreien Druckverformung. Die Volumenminderung bei der Abkühlung wird durch die umgebenden kälteren Bereiche behindert und es bildet sich hinter der Wärmequelle eine plastische Zugzone aus. Der dargestellte Verlauf der lokalen Spitztemperatur T_{sp} , mit einem örtlichen Temperaturanstieg vor der Kurve und einer Abkühlung dahinter, trennt diesen Bereich von der Druckzone ab. Infolge der Ausdehnung der hochoberhitzten Bereiche werden die kälteren Bereiche gestaucht und es kommt zu einer

plastischen Druckverformung. Im Übergang zwischen den beiden Bereichen liegt ein Streifen mit einer elastischen Entlastung aus dem Druck- in den Zugbereich. Resultierend ergeben sich daraus Zugspannungen in der Schweißnaht und Druckspannungen in den umgebenden Bereichen. Werden umwandlungsfähige Werkstoffe, wie beispielsweise Ferrite, geschweißt, kommt es aufgrund der Austenit/ Ferrit-Umwandlung während des Abkühlens zu einer Volumenvergrößerung mit damit verbundenen Druckspannungen im Bereich der Schweißnaht. Zudem resultieren aus der schnellen Abkühlung und den hohen Temperaturgradienten so genannte Abschreckeigenspannungen. Die resultierenden Schweißeigenspannungen sind nach [64] somit als eine Überlagerung von Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen zu sehen, siehe Abb. 6. Für die bessere Verständlichkeit wird die Entstehung der drei erwähnten Arten im Folgenden entkoppelt voneinander diskutiert.

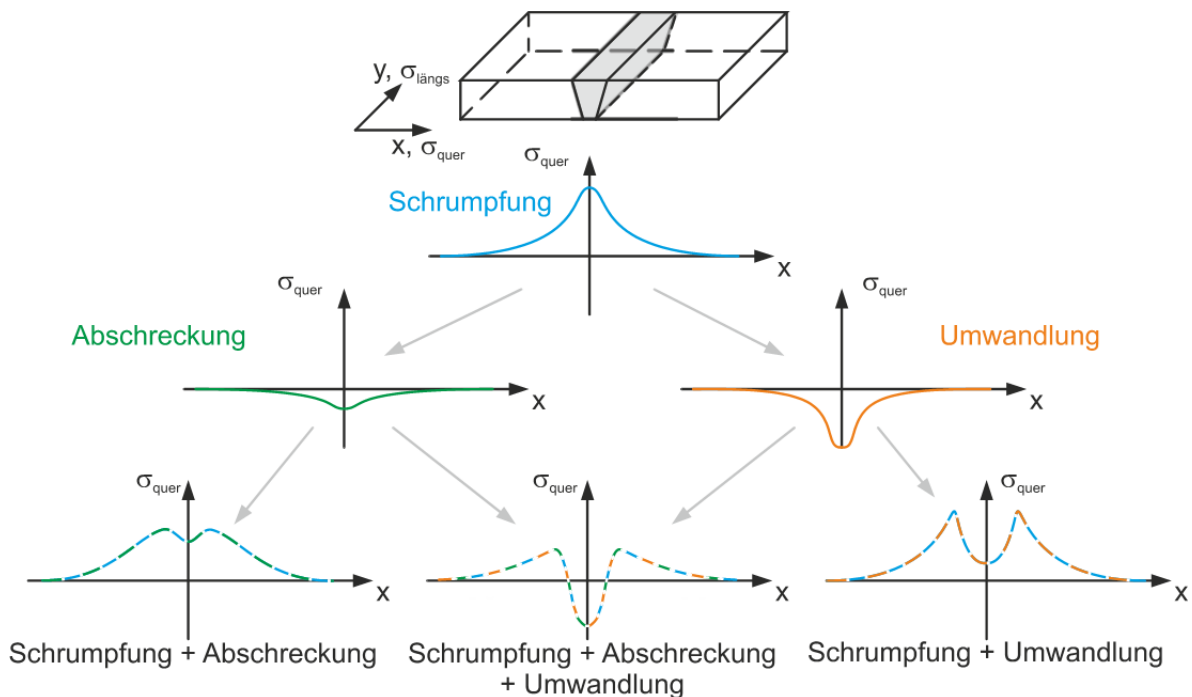


Abb. 6: Schematische Unterteilung der Eigenspannungen nach ihrer Entstehung [64]

Schrumpfeigenspannungen

Schrumpfungen sind eine direkte Folge der Abkühlung des Schmelzbades und von größter Bedeutung für die Ausbildung von Schweißeigenspannungen. Werden die Schrumpfungen nicht behindert, kommt es unweigerlich zum Verzug der gefertigten Bauteile und gegenläufig bei einer festen Einspannung zur zunehmenden Ausbildung von Eigenspannungen. Aber auch ohne eine feste Einspannung kann es durch die Schrumpfungsbehinderung der kalten Werkstoffbereiche zu einer Eigenspannungsbildung kommen. Um die Ursachen detailliert zu erläutern, wird zwischen Längsspannungen (y-Richtung) und Querspannungen (x-Richtung) unterschieden, siehe Abb. 7.

Durch die Schrumpfung der geschweißten Bereiche in Längsrichtung (y-Richtung) und die Dehnungsbehinderung der kalten nahtfernen Bereiche ergeben sich in der Naht Zugeigenspannungen in Längsrichtung, welche an den beiden Nahtenden ($y = -1$, $y = 1$) auf Null abfallen, siehe Abb. 7. Für die Einhaltung des Kräftegleichgewichts ergibt sich quer zur Naht eine Spannungsverteilung mit Druckspannungen in den nahtfernen Bereichen [64].

eigenspannungserzeugender Mechanismus wirken, käme es zur Bildung von Druckeigenspannungen im gesamten umwandelnden Bereich. In den kälteren, nicht umwandelnden Bereichen müssten aus Gleichgewichtsgründen Zugeigenspannungen entstehen [64]. Dieser Zustand tritt in der Realität jedoch nicht auf, da die Umwandlungen in den unterschiedlichen Bereichen der Naht zu verschiedenen Zeiten ablaufen. Durch diese inhomogene Umwandlung bilden sich Zugeigenspannungen in den zuerst umwandelnden Bereichen aus, während in den später umwandelnden Bereichen Druckeigenspannungen entstehen [64]. Ob eine Schweißnaht überwiegend homogen oder inhomogen umwandelt, hängt maßgeblich von der Möglichkeit zur Wärmeableitung in die drei Raumrichtungen und somit von den Schweißbedingungen (Blechdicke, Schmelzvolumen etc.) ab. Demnach ist bei kleinen Schmelzvolumina im gesamten umwandlungsfähigen Bereich von einer gleichzeitigen Umwandlung auszugehen, während große Schmelzvolumina zeitversetzt umwandeln [68].

Abschreckeigenspannungen

Bei der Ausbildung der Schrumpfeigenspannungen wurde eine homogene Erwärmung bzw. Abkühlung über dem Querschnitt unterstellt. Bei realen Schweißungen ist dieser Umstand allerdings nicht gegeben, da die oberflächennahen Schichten wesentlich schneller abkühlen als das Bauteilinnere. Durch die phänomenologische Ähnlichkeit zum Abschrecken homogener erwärmter Bauteile werden die daraus resultierenden Eigenspannungen im Allgemeinen als Abschreckeigenspannungen bezeichnet [61], [64]. Infolge der inhomogenen Abkühlung der Schweißverbindung entstehen Wärmespannungen. Erreichen diese die Warmstreckgrenze, kommt es zu plastischen Verformungen, welche nach dem vollständigen Abkühlen zu inhomogenen Eigenspannungszuständen in der Schweißnaht führen können. Bei einer isolierten Betrachtung ergeben sich daraus Zugeigenspannungen in den schneller erkalteten oberflächennahen Schichten und Druckeigenspannungen im langsamer abkühlenden Bauteilinneren [64]. Im Vergleich zu den vorher betrachteten Schrumpf- und Umwandlungseigenspannungen tragen die Abschreckeigenspannungen am wenigsten zum endgültigen Eigenspannungszustand bei [61].

Die oben durchgeführten Betrachtungen und Erläuterungen beziehen sich ausnahmslos auf einlagige Stumpfschweißverbindungen ebener Platten. Bei der vorliegenden Schweißnaht handelt es sich allerdings um eine mehrlagige Umfangsnaht einer Rohrleitung zwischen verschiedenartigen Materialien. Die grundlegenden Mechanismen (Schrumpf-, Umwandlungs- und Abschreckeigenspannungen) bei der Ausbildung der Eigenspannungen bleiben weitgehend identisch, allerdings wird der entstehende Eigenspannungszustand durch die zyklisch wiederkehrende Erwärmung infolge der nachfolgenden Lagen beeinflusst. Ein weiterer maßgeblicher Unterschied zur Betrachtung der ebenen Platten sind die geänderten Randbedingungen bei den Rundnähten. Für eine Einordnung der daraus resultierenden Spannungszustände sind in Abb. 8 die experimentellen und numerischen Ergebnisse von ähnlichen Schweißnähten aus der Literatur [70], [71] dargestellt. Exemplarisch sind dabei nur die Ergebnisse an der Rohraußenseite abgebildet. Aus der zusammenfassenden Darstellung wird zum einen deutlich, dass die Spannungsverläufe zwischen den verschiedenen Forschungsvorhaben [70], [71] trotz der großen Ähnlichkeit in weiten Bereichen streuen. Zum anderen wird ersichtlich, dass die berechneten und gemessenen Verläufe teilweise deutliche Unterschiede aufweisen.

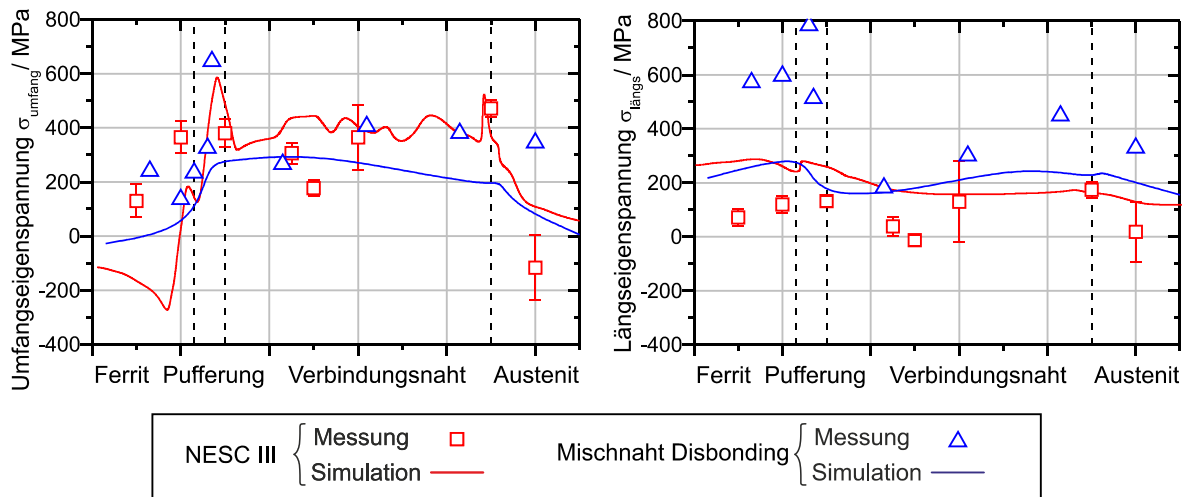


Abb. 8: Rechnerische und Experimentell bestimmte Eigenspannungsverläufe an vergleichbaren Mischnähten in Rohrleitungen [70], [71]

Da die Eigenspannungszustände das Betriebsverhalten nachteilig beeinflussen können, gibt es verschiedene Verfahren zur Reduktion der entstandenen Eigenspannungen. Die meisten Verfahren beruhen darauf, die erzeugten Eigenspannungen durch eine plastische Verformung des Werkstoffs zu verringern. Diese kann entweder durch Überlagerung von äußeren mechanischen Belastungen (beispielsweise durch Hämmern) oder mittels Absenken des Formänderungswiderstandes durch eine Wärmebehandlung aufgebracht werden, wobei das technisch wichtigste Verfahren das Spannungsarmglühen ist [2]. Das Spannungsarmglühen beruht auf einer mit zunehmender Temperatur abnehmenden Streckgrenze des Werkstoffs, wodurch Spannungsspitzen durch plastische Verformungen abgebaut werden können. Durch die relativ niedrigen Temperaturen während des Spannungsarmglühens ändert sich dabei das Gefüge im Allgemeinen nicht [72], wobei bei zunehmendem Gehalt an Legierungselementen die Gefahr einer unerwünschten Ausscheidungsbildung, wie beispielsweise von Chromkarbiden, besteht [38]. Durch das Spannungsarmglühen können lediglich Spannungen bis auf Höhe der Warmstreckgrenze abgebaut werden, weshalb durch die relativ geringen Temperaturen (550 bis 650 °C) [1] ein vollständiger Abbau der Eigenspannungen nicht möglich ist.

3 Konzepte zur Versagensbewertung von Mischnähten

Für die Bewertung rissbehafteter Bauteile existieren unterschiedliche Ansätze: Klassische analytische Bewertungskonzepte oder numerische Methoden. Die analytischen Konzepte können generell in Verfahren zur Abschätzung der Traglast sowie bruchmechanische Näherungsverfahren unterschieden werden. In beiden Verfahren wird die Gesamttragfähigkeit durch analytische Beziehungen aus der Bauteilgeometrie und dem globalen Beanspruchungszustand beurteilt. Die realen Versagensvorgänge an der Rissspitze bleiben dabei weitestgehend unberücksichtigt. Dagegen wird bei den numerischen Konzepten der lokale Spannungszustand in der Rissspitzenumgebung betrachtet. Mit ausgewählten schädigungsmechanischen Werkstoffmodellen ist es auf dieser Basis möglich, das Versagensverhalten unter Berücksichtigung der real ablaufenden Schädigungsmechanismen zu erfassen. Die experimentellen, fraktographischen und numerischen Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit konzentrieren sich ausschließlich auf das Werkstoffverhalten bei Raumtemperatur, bei welcher sich die untersuchten Werkstoffe in der Hochlage der Zähigkeit befinden und mit einem duktilen Werkstoff- und Versagensverhalten zu rechnen ist. Der Fokus der folgenden Betrachtung liegt daher auf Konzepten der elastisch-plastischen Bruchmechanik sowie numerischen Konzepten zur Beschreibung des duktilen Wabenbruchs.

3.1 Bruchmechanische Konzepte

Bei der sicherheitstechnischen Bewertung angerissener Bauteile kommen, aufgrund ihres im Vergleich zu numerischen Berechnungen geringen Aufwands, vielfach analytische Bewertungskonzepte zum Einsatz. Zu diesen Konzepten zählen die Verfahren zur Abschätzung der Traglast sowie bruchmechanische Näherungslösungen zur Beurteilung der Rissinitiierung. Die verfügbaren bruchmechanischen Verfahren wurden in der Regel zunächst für homogene Werkstoffe entwickelt und im Weiteren auf die speziellen Anforderungen von artgleichen Schweißverbindungen angepasst. Artgleiche Schweißverbindungen bezeichnen in diesem Fall die Verbindung von zwei identischen oder zumindest ähnlichen Grundwerkstoffen durch eine Schweißnaht mit unterschiedlichen Eigenschaften. Bei der Bewertung angerissener Schweißnähte kann, durch die teilweise deutlich unterschiedlichen Festigkeitseigenschaften von Schweißgut und Grundwerkstoff, die symmetrische Ausbildung der plastischen Zone nicht mehr a priori angenommen werden. Dieses unterschiedliche Festigkeitsverhalten der Werkstoffe wird im Allgemeinen durch das Streckgrenzenverhältnis (Mismatchverhältnis M) von Schweißgut σ_{ySG} zu Grundwerkstoff σ_{yGW} definiert:

$$M = \frac{\sigma_{ySG}}{\sigma_{yGW}} \quad \text{Gl. 3.1}$$

Ein Verhältnis von $M > 1$ wird als overmatch bezeichnet und ein Verhältnis von $M < 1$ entsprechend als undermatch [73]. Der mechanische Effekt des Festigkeitsmismatch besteht darin, dass sich im niederfesteren Werkstoff eine lokale Dehnungskonzentration ausbildet, wie sie in homogenen Bauteilen nicht auftreten würde. Dies wird bei konventionellen Schweißnähten ausgenutzt, um durch die Verwendung von höherfesten Schweißzusatzwerkstoffen (overmatch) das potentiell fehleranfällige Schweißgut abzuschirmen [13], [74]. Durch die beim betrachteten elastisch-plastischen Werkstoffverhalten auftretenden großen Verformungen in der Rissspitzenumgebung ist bei bruchmechanischen Bewertungen

allerdings nicht nur der Bereich der Fließgrenze, sondern vielmehr das gesamte Verfestigungsverhalten der beteiligten Werkstoffe von Bedeutung. Bei entsprechenden Werkstoffkombinationen kann ein anfängliches overmatch bei größeren Dehnungen in ein undermatch umschlagen [75]. Bedingt durch die Breite der Naht ergibt sich dadurch je nach Mismatchverhältnis eine unterschiedliche Entwicklung der plastischen Zone. Bei einer breiten Naht verbleibt die plastische Zone weitestgehend in der Naht und das Verhalten ist ähnlich einer Struktur aus reinem Schweißgut. Mit abnehmender Nahtbreite bzw. zunehmendem overmatch können sich, zusätzlich zur plastischen Zone an der Risspitze, auch weitere plastifizierte Bereiche in den angrenzenden Grundwerkstoffbereichen bilden. Somit ist das Verhalten der Struktur von beiden Werkstoffen geprägt. [76]

Neben dem unterschiedlichen Plastifizierungsverhalten müssen allerdings noch weitere Faktoren, wie beispielsweise die Rissposition und Nahtgeometrie [77], [78], [79] in den Analysen berücksichtigt werden. Vor diesem Hintergrund wurde die Einsetzbarkeit der bruchmechanischen Näherungsverfahren in mehreren Forschungsvorhaben an der MPA Universität Stuttgart überprüft [9], [10], [27]. Zu den dort betrachteten analytischen Bewertungskonzepten zählen [79]:

- Plastisches Grenzlastkonzept (PGL)
- Fließspannungskonzept (FSK)
- R6-Verfahren
- Aide à la Réalisation d'Analyse Mécanique de l'Intégrité des Sources (ARAMIS Verfahren)
- Equivalent Material Method (EMM)
- Modifizierter GE/ EPRI-Verfahren
- Modifikation der SC.ENG
- Engineering Treatment Model for Mismatch (ETM-MM)

Allerdings berücksichtigen die derzeit verfügbaren Verfahren nur artgleiche Schweißverbindungen, d. h. die Verhältnisse in einer Mischnaht mit bis zu vier unterschiedlichen Werkstoffbereichen können nicht vollständig erfasst werden. In vielen Fällen wird deshalb die Zahl der Werkstoffe näherungsweise reduziert, indem in den Analysen nur die Werkstoffkennwerte des weniger festen Werkstoffs berücksichtigt werden. Dadurch ist eine generelle Anwendbarkeit zur Bewertung von Mischnähten ohne eine experimentelle Verifikation allerdings kaum möglich [8].

Im Folgenden wird das zur Bewertung der SEB-Proben eingesetzte R6-Verfahren näher erläutert. Für eine ausführliche Zusammenstellung der oben aufgezählten Verfahren sei auf [79] und [80] verwiesen.

Das R6-Verfahren ist das derzeit wohl am häufigsten eingesetzte Verfahren zur analytischen Fehlerbewertung [79] und hat unter anderem Eingang in die europäischen Fehlerbewertungsprozeduren SINTAP [81] und FITNET [82] gefunden. Es wird auch als „2-Kriterien-Verfahren“ bezeichnet und beruht auf der Modellvorstellung, dass die Versagensmöglichkeiten einer Struktur vom verformungsarmen Bruch (Spröbruch) bis zum vollplastischen Kollaps reichen können. Diese beiden Extremfälle werden charakterisiert, indem die wirkende Risspitzenbelastung K_I auf den Werkstoffkennwert K_{mat} (vgl. [Gl. 3.2](#)) und die wirkende Last F auf die Last bei Erreichen des plastischen Kollaps F_y (vgl. [Gl. 3.3](#)) bezogen werden.

Rissinitiierung:
$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} \leq 1 \tag{Gl. 3.2}$$

Plastischer Kollaps:
$$L_r = \frac{F}{F_y} \leq L_r^{max} \tag{Gl. 3.3}$$

Die Obergrenze L_r^{max} berücksichtigt dabei über die Fließspannung σ_f das Verfestigungsvermögen der untersuchten Werkstoffe und definiert sich für den vorliegenden Fall zu:

$$L_r^{max} = \frac{\sigma_f}{\sigma_y} \text{ mit } \sigma_f = \frac{\sigma_y + R_m}{2} \tag{Gl. 3.4}$$

Das Zusammenwirken der beiden Kriterien beschreibt, mittels der Grenzkurve (engl. Failure Assessment Curve FAC), die Versagensmöglichkeiten vom verformungsarmen Bruch bis zum vollplastischen Kollaps. Beim R6-Verfahren werden drei verschiedene Optionen zur Konstruktion der Fehlerabschätzungsdiagramme (engl. Failure Assessment Diagram FAD) beschrieben, die sich nach dem Detaillierungsgrad bzw. der Genauigkeit der Analyse unterscheiden. Für die im vorliegenden Fall verwendete Option 1 ist die Grenzkurve wie folgt definiert:

$$K_r = f(L_r) = \begin{cases} (1 + 0,5 L_r^2)^{-0,5} \cdot (0,3 + 0,7 e^{-0,7 L_r^6}) & \text{für } L_r < L_r^{max} \\ 0 & \text{für } L_r \geq L_r^{max} \end{cases} \tag{Gl. 3.5}$$

Mit dem sich daraus ergebenden FAD kann die Integrität der Struktur in Bezug auf die ertragbaren Belastungszustände bzw. Fehlergrößen ermittelt werden, siehe Abb. 9. Dafür werden aus dem vorherrschenden Belastungszustand die Vergleichsgrößen K_r und L_r bestimmt und in das FAD eingetragen. Eine konservative Auslegung liegt vor, wenn der auf diese Weise ermittelte Lastpunkt P innerhalb der Grenzfläche liegt. Entsprechend tritt Versagen durch plastischen Kollaps bzw. Rissinitiierung ein, wenn der Lastpunkt die Grenzkurve erreicht. [5], [8]

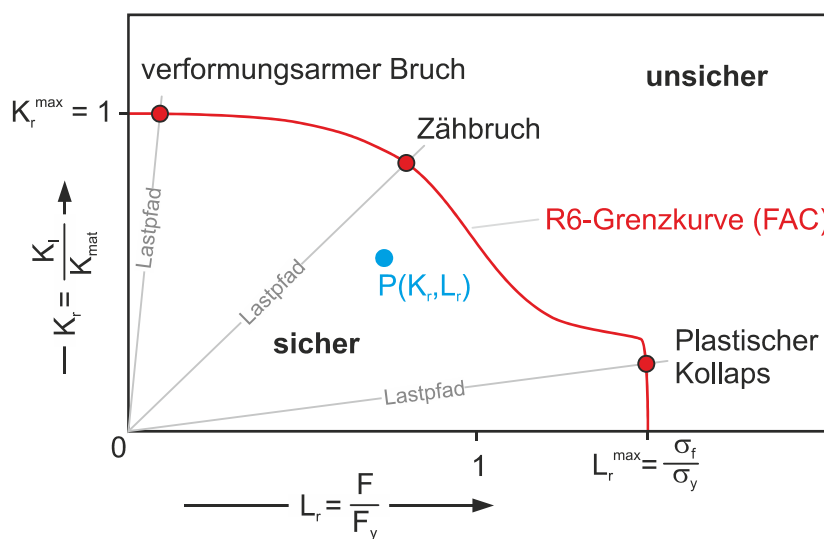


Abb. 9: R6 Fehlerabschätzungsdiagramm Option 1

3.2 Numerische Versagensmodelle

Mit den angesprochenen bruchmechanischen Konzepten ist eine sicherheitstechnische Bewertung von Komponenten und Bauteilen nur möglich, wenn ausreichend abgesicherte analytische Formulierungen für den vorliegenden Belastungszustand vorliegen. Die zur Charakterisierung des Belastungszustands notwendigen analytischen Formulierungen sind jedoch nur für ausgewählte Riss- und Bauteilgeometrien verfügbar [83]. Eine generelle Übertragbarkeit der Ergebnisse von Kleinproben auf Komponenten ist daher mit den momentan verfügbaren Methoden nicht gegeben. Mit Hilfe von schädigungsmechanischen Modellen kann eine solche Übertragbarkeit möglich sein [20], [21], [84], [85], [86]. Eine elementare Voraussetzung für die realistische Abbildung der Versagensvorgänge in Bauteilen ist allerdings eine möglichst exakte Abbildung des Werkstoffverhaltens. Dafür stehen für die in Kap. 2.3 beschriebenen Phasen der Hohlraumentstehung, -wachstum und -koaleszenz bewährte mikromechanisch basierte Schädigungsmodelle zur Verfügung. Für das Stadium der Hohlraumentstehung sind dies beispielsweise die Modelle von Beremin [87] oder Chu und Needleman [88]. Des Weiteren kann vereinfachend von einer Hohlraumentstehung bei einsetzender Plastifizierung ausgegangen werden, wie in umfangreichen Untersuchungen der MPA Universität Stuttgart [89] gezeigt werden konnte. Zur Beschreibung des sich daran anschließenden Hohlraumwachstums können beispielsweise die Schädigungsmodelle von Rousselier [90] oder Gurson [91], [92] verwendet werden. Die finale Hohlraumkoaleszenz kann entsprechend dem gewählten Modell zur Beschreibung des Hohlraumwachstums über kritische Werte der Spannung, der Dehnung oder des Hohlraumvolumens erfolgen. In der vorliegenden Arbeit wird die duktile Schädigung wie folgt beschrieben:

- Initiierung bei einsetzender Plastifizierung
- Hohlraumwachstum auf Basis des Rousselier-Modells
- Hohlraumkoaleszenz bei Erreichen eines kritischen Hohlraumvolumens

Grundgedanke des verwendeten Rousselier-Modells [90] ist eine möglichst einfache Formulierung zur Beschreibung des Hohlraumwachstums. Rousselier ging bei der Herleitung seines Modells von einem einfachen thermodynamischen Ansatz aus und entwickelte auf dieser Basis folgende Fließfunktion für Werkstoffe mit Hohlräumen:

$$\phi = \frac{\sigma_{VM}}{1-f} + \sigma_k \cdot f \cdot D \cdot e^{\frac{\sigma_{hyd}}{(1-f) \cdot \sigma_k}} - \sigma_y \quad \text{Gl. 3.6}$$

Mit Gl. 3.6 werden in Form eines kontinuumsmechanischen Ansatzes nicht einzelne Hohlräume, sondern das Gesamtverhalten eines porösen Werkstoffs beschrieben. Es wird dabei in der Fließfunktion ϕ , neben der von Mises Vergleichsspannung σ_{VM} , auch der hydrostatische Anteil der Spannung σ_{hyd} berücksichtigt. Dies hat zur Folge, dass der offene unendliche Zylinder, den die von Mises Fließbedingung beschreibt, nach oben hin begrenzt wird, siehe Abb. 10.

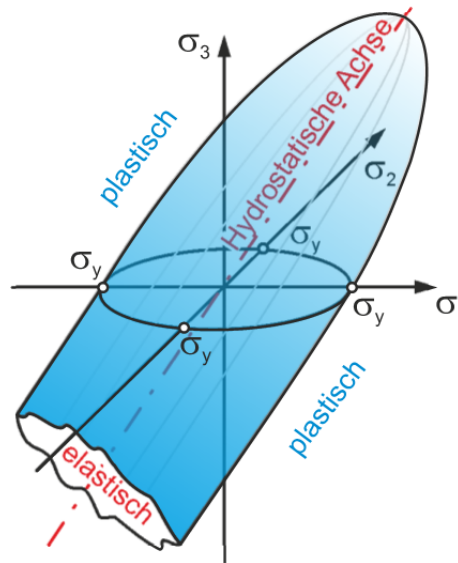


Abb. 10: Fließfunktionen nach Rousselier [18]

Das Rousselier-Modell ermöglicht die Beschreibung des Hohlraumwachstums f , ausgehend von einem vorgegebenen Anfangshohlraumvolumen f_0 . Umfangreiche vorangegangene Untersuchungen [19] haben gezeigt, dass beispielsweise bei ferritischen Stählen das Anfangshohlraumvolumen f_0 in sehr guter Näherung mit dem Anteil der hohlraumbildenden Phase korreliert. Entsprechend kann hier das Anfangshohlraumvolumen entweder direkt aus der Mikrostruktur des Werkstoffs oder durch eine numerische Kalibrierung bestimmt werden [89], [93].

Auch die weiteren Parameter σ_k , D und f_c des Modells sind werkstoffabhängig und müssen auf Basis numerischer oder metallographischer Untersuchungen für jeden Werkstoff bzw. Bereich mit einer geänderten Mikrostruktur bestimmt werden. Der Parameter σ_k stellt anschaulich den Widerstand des Werkstoffs gegen Hohlraumwachstum dar. Die Größenordnung von σ_k liegt laut Rousselier bei etwa zwei Drittel der Streckgrenze [90], muss aber dennoch für alle Werkstoffe numerisch kalibriert werden. Der Parameter D entspricht einer Integrationskonstanten und kann für kleine Anfangshohlraumvolumina f_0 materialunabhängig zu $D = 2$ gesetzt werden [90].

Die Formulierung des Rousselier-Modells stellt eine Werkstofftrennung im Allgemeinen implizit über die Werkstoffentfestigung infolge des Hohlraumwachstums dar. Übersteigt diese Entfestigung die Verfestigung des Materials, fällt die Spannung im geschädigten Bereich ab. Allerdings haben vorangegangene Untersuchungen [19] gezeigt, dass die Spannung in den entsprechenden Bereichen nicht vollkommen auf Null abfällt. Um dies zu umgehen, wurde das Materialmodell um einen zusätzlichen Parameter f_c erweitert [19]. Erreicht das aktuelle Hohlraumvolumen f diesen kritischen Wert, wird der Integrationspunkt als geschädigt betrachtet und die lokale Steifigkeit nahezu Null gesetzt. Dadurch kann dieser Integrationspunkt und damit ein Teil des Elements keine Kraft mehr übertragen.

Ein weiterer Parameter, der in Gl. 3.6 nicht erfasst wird, ist die Elementkantenlänge l_c des FE-Modells. Infolge der Diskretisierung bei der Methode der Finiten Elemente werden die mikromechanischen Prozesse nur an den Integrationspunkten beschrieben. Dadurch springt der Riss von Integrationspunkt zu Integrationspunkt. Für eine realistische Abbildung des stabilen Rissfortschritts muss somit die Elementgröße an die Mikrostruktur des Werkstoffs

gekoppelt werden. Da das Hohlraumwachstum in metallischen Werkstoffen an nichtmetallischen Einschlüssen abläuft, kann der Abstand der Integrationspunkte l_c als mittlere Entfernung der Einschlüsse gedeutet werden. Dadurch kann die Ermittlung der Elementgröße zum einen auf Basis metallographischer Schliffe und fraktographischer Untersuchungen erfolgen. Zum andern kann die Elementlänge im relevanten Bereich durch eine numerische Anpassung an den Abfall der experimentell bestimmten Last-Verformungskurve angepasst werden [94].

4 Experimentelle Untersuchungen

Die vorliegende Arbeit entstand maßgeblich im Rahmen des BMWi Forschungsvorhabens "Darstellung und Quantifizierung des Versagensablaufs rissbehafteter Mischnaht-Schweißverbindungen" an der MPA Universität Stuttgart [95]. In diesem Vorhaben wurden mehrere Mischschweißnähte gefertigt und umfangreiche experimentelle Untersuchungen durchgeführt. Diese umfassen neben detaillierten metallographischen und experimentellen Untersuchungen zur Grundcharakterisierung aller relevanten Werkstoffbereiche, zahlreiche bruchmechanische und fraktographische Untersuchungen zur Klärung der mikro-mechanischen Vorgänge in den einzelnen Gefügebereichen der Mischnaht.

4.1 Herstellung der Mischnähte

Der ferritische Grundwerkstoff 20MnMoNi5-5 wurde für ein vorangegangenes Forschungsvorhaben der MPA Universität Stuttgart bei der Firma Mannesmann in Anlehnung an VdTÜV-Blatt 401 [96] beschafft. Die Rohrstücke des austenitischen Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 wurden im Rahmen des Forschungsvorhabens VGB 3.2 [9] bei DMV STAINLESS gemäß DIN 17458 [97] gefertigt. Die Herstellung der Schweißnähte unter Verwendung des Nickelbasis-Werkstoffs NiCr70Nb erfolgte bei der Firma Essener Hochdruck Rohrleitungsbau (EHR), Werk Dortmund. Diese führte auch die Qualifizierung der Schweißzusatzwerkstoffe gemäß DIN 32525-1 [98] durch. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden die Anforderungswerte nach KTA 3201.1 [99], sowie die Böhler Katalogwerte für die verwendeten Elektroden sicher erreicht [95].

Die durchgeführten Fertigungsschritte bei der Herstellung der einzelnen Nähte gliederten sich wie folgt:

- Aufbringen der stirnseitigen Pufferung auf den ferritischen Grundwerkstoff mittels Lichtbogenhandschweißen und Nickelbasis-Elektroden
- Spannungsarmglühung des gepufferten ferritischen Rohres bei 520 °C für 2 Stunden
- Fertigen der Schweißnahtflanken an dem gepufferten ferritischen Rohr und dem austenitischen Rohr
- Herstellen der Verbindungsnaht zwischen der Pufferung und dem austenitischen Rohr. Die Wurzellagen wurden mittels Wolfram-Inertgas (WIG)-Schweißen gefertigt. Die Füll- und Decklagen wurden analog zur Pufferung mittels Lichtbogenhandschweißen unter Verwendung desselben Nickelbasis-Zusatzwerkstoffs hergestellt.

Eine detaillierte Dokumentation des Fertigungsablaufs ist in [Abb. A1](#) bis [Abb. A3](#) gegeben. Bei den nach KTA 3201.3 [42] vorgeschriebenen zerstörungsfreien Prüfungen während bzw. nach der Fertigung der Nähte fanden sich, außer sehr kleiner Schlackeeinschlüsse sowie vereinzelt Schlauchporen, keine nennenswerten Befunde [95]. Die gefundenen Fehler sind nach den dafür geltenden Regelwerken [42] zulässig.

In den vorangegangenen Forschungsvorhaben VGB 3.2 [9] sowie VGB 6.1 [27] der MPA Universität Stuttgart wurden umfangreiche experimentelle Untersuchungen an Mischnahtverbindungen mit Nickelbasis-Schweißgütern durchgeführt. In Vorhaben VGB 3.2 [9] wurde, neben Untersuchungen zum Tragverhalten von Mischnahtverbindungen in Rohrleitungen mit Originalabmessungen, eine detaillierte Grundcharakterisierung der kombinierten Werkstoffe durchgeführt. Im Rahmen des Vorhabens VGB 6.1 [27] wurden Untersuchungen für die Anwendbarkeit von Leck-vor-Bruch Kriterien an austenitischen

Rohrleitungskomponenten sowie einer Mischnaht durchgeführt. Um die vorliegenden experimentellen Daten verwenden zu können, wurden sowohl der austenitische als auch der ferritische Grundwerkstoff aus derselben Charge entnommen. Des Weiteren wurden die gleiche Schweißposition bzw. ein identischer Lagenaufbau während der Herstellung der Pufferung sowie der Verbindungsnaht festgelegt, um eine identische Mikrostruktur der Nahtbereiche zu erzeugen. Die entsprechenden Positionen waren wie folgt:

Pufferung: Ferritischer Rohrabschnitt stehend; Schweißposition in Wannelage PA [100], Schweißrichtung von innen nach außen

Verbindungsschweißung: Rohr stehend, ferritischer Grundwerkstoff unten, Schweißrichtung in Querposition PC [100], Schweißrichtung vom ferritischen zum austenitischen Rohrabschnitt

In Abb. 11 sind der Nahtaufbau sowie die daraus resultierende Erstarrungsstruktur dargestellt. Entsprechend der gewählten Schweißpositionen ergeben sich in der Pufferung eine in Rohrlängsrichtung gerichtete Erstarrungsstruktur und eine radial nach außen verlaufende Erstarrungsstruktur in der Verbindungsnaht.

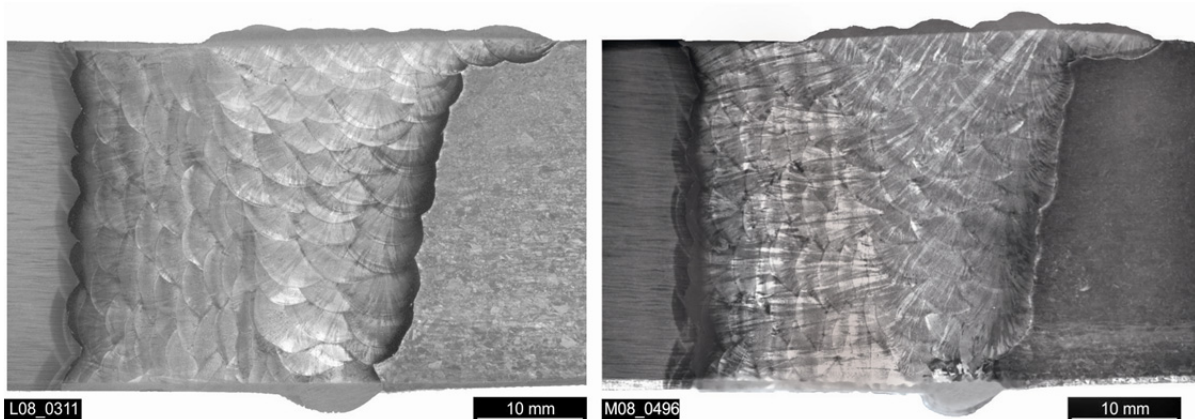


Abb. 11: Lagenaufbau (links) und Erstarrungsstruktur (rechts) der untersuchten Mischnaht

4.2 Werkstoffcharakterisierung

4.2.1 Chemische Analyse

Die chemische Grundcharakterisierung der beiden Grundwerkstoffe X6CrNiNb18-10 und 20MnMoNi5-5 erfolgte funkenerosiv mittels einer Spektralanalyse. Die Ergebnisse sind in Tab. 1 und Tab. 2 aufgeführt. Die Zusammensetzung entspricht den Vorgaben der KTA 3201.1 [99] für Bauteile mit Betriebstemperaturen unter $T = 200 \text{ °C}$.

Tab. 1: Chemische Analyse des austenitischen Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 (1.4550)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	Nb
KTA 3201.1	min.	---	---	---	---	17,0	9,0	---	0,4
	max.	0,04 ¹⁾	1,0	2,0	0,035	0,015	19,0	12,0	0,2
Stückanalyse	0,044	0,41	1,83	0,02	0,004	17,35	10,41	0,06	0,61

¹⁾ Nach Stückanalyse $C < 0,05$

Tab. 2: Chemische Analyse des ferritischen Grundwerkstoffs 20MnMoNi5-5 (1.6310)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	V	Sn	As	N
KTA 3201.1	min.	0,15	0,10	1,15	---	---	---	0,40	0,45	0,010	---	---	---	---
	max.	0,25	0,35	1,55	0,012	0,012	0,20	0,55	0,85	0,040	0,12	0,020	0,011	0,013
Stückanalyse	0,20	0,23	1,31	0,009	<0,001	0,05	0,475	0,65	0,025	0,011	0,004	0,001	0,001	0,006

Die chemische Analyse des Schweißguts erfolgte nasschemisch beim Forschungsinstitut Edelmetalle und Metallchemie (fem) in Schwäbisch Gmünd. Bis auf einen minimal erhöhten Eisengehalt im Vergleich zu den Vorgaben aus DIN EN ISO 14172 [101] konnten keine Besonderheiten erkannt werden, siehe [Tab. 3](#). Der minimal erhöhte Eisengehalt resultiert aus lokal leicht unterschiedlichen Zusammensetzungen in der Schweißnaht. Dies konnte mit den folgenden Untersuchungen mit der Mikrosonde bestätigt werden.

Tab. 3: Chemische Analyse des Schweißzusatzwerkstoffs NiCr70Nb

Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti	Fe
DIN-EN-ISO 14172	min.	---	---	2,0	18,0	63,0	---	1,5	---
	max.	0,10	0,08	6,0	22,0	---	0,5	3,0	0,5
Stückanalyse	0,030	0,581	5,5	18,5	68,0 ²⁾	0,04	2,3	0,06	4,1

²⁾ Nickel als Rest berechnet

Für eine genauere Charakterisierung der chemischen Zusammensetzung über der gesamten Breite der Naht und insbesondere in den Werkstoffübergängen wurden mittels einer Mikrosonde zwei Konzentrationsprofile (Line-Scans) über die gesamte Schweißnahtbreite durchgeführt, siehe [Abb. 12](#) und [Abb. 13](#). Bei den Diagrammen wurde der Nullpunkt an der Schmelzlinie zwischen dem ferritischen Grundwerkstoff und der ersten Pufferungslage gesetzt (Interface 1). In den beiden Konzentrationsprofilen 3 und 4 lassen sich Konzentrationsunterschiede der Elemente Eisen und Nickel in den ersten beiden Schweißlagen der Pufferung feststellen.

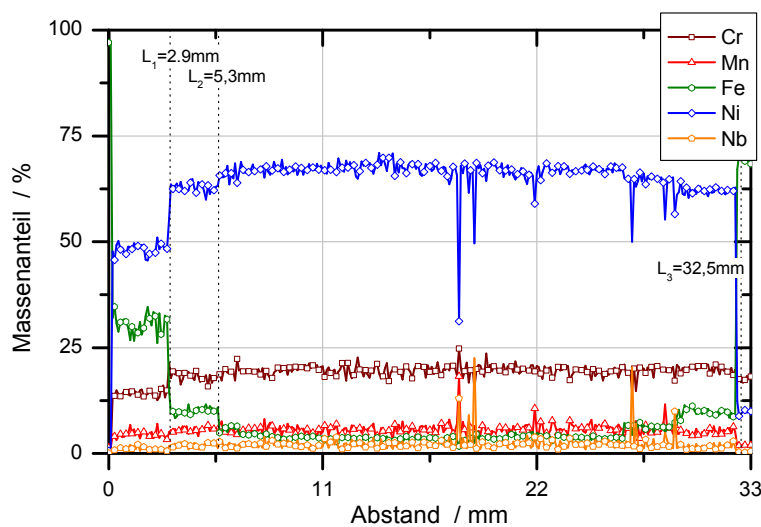


Abb. 12: Konzentrationsprofil 3 über der gesamten Nahtbreite (Position siehe [Abb. 14](#))

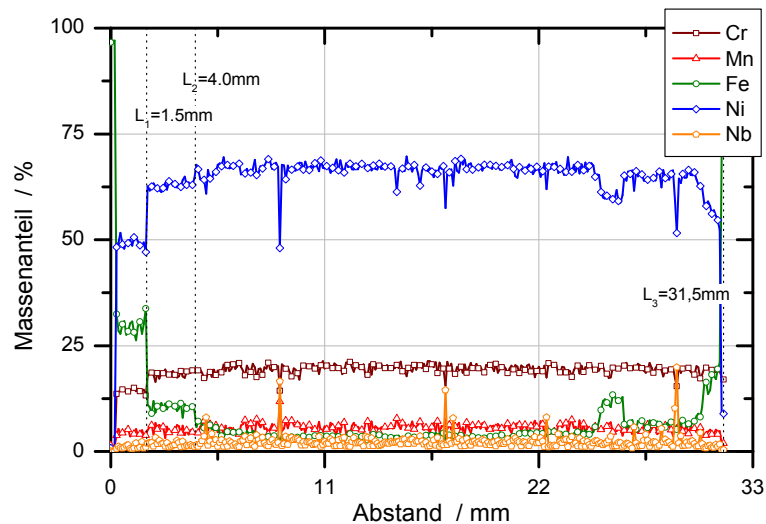


Abb. 13: Konzentrationsprofil 4 über der gesamten Nahtbreite (Position siehe [Abb. 14](#))

Die auf die ersten beiden Lagen begrenzte Aufmischung des Schweißzusatzwerkstoffs mit Eisen, bei gleichzeitig reduziertem Nickelgehalt, lässt sich mit metallographischen Aufnahmen eindeutig bestätigen, siehe [Abb. 14](#). Die Ergebnisse der nachfolgend beschriebenen Flachzugversuche (vgl. Kap. 4.2.3) und Kerbschlagbiegeversuche (vgl. Kap. 4.2.5) zeigen allerdings keine relevante Beeinflussung der mechanisch-technologischen Kennwerte durch diese Aufmischung. Über der restlichen Schweißnahtbreite wurde eine gleichmäßigere chemische Zusammensetzung gemessen. Die Sprünge im Verlauf der Elemente Nickel, Niob und Mangan deuten auf die Bildung von Karbiden bzw. sulfidischen Einschlüssen hin. Im Bereich des Übergangs zwischen Schweißgut und Pufferung (Interface 2) ergaben sich aufgrund der identischen Schweißelektroden erwartungsgemäß keine Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung. Es zeigt sich auch, dass der Eisengehalt teilweise nur sehr lokal erhöht ist, im Mittelwert allerdings im zulässigen Bereich von unter 4 % liegt.

20MnMoNi5-5

X6CrNiNb18-10

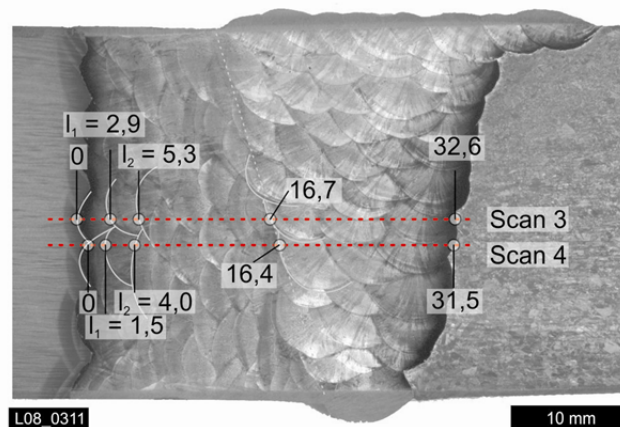


Abb. 14: Positionen der Konzentrationsprofile (Rohr Nr. 8)

Zur detaillierten Untersuchung der Aufmischung der Grundwerkstoffe wurden die Bereiche um die Werkstoffübergänge mit zwei separaten Konzentrationsprofilen mit größerer Auflösung genauer untersucht. Im ferritischen Grundwerkstoff sind nur sehr geringe Aufmischungen mit dem Nickel des verwendeten Schweißzusatzwerkstoffs zu erkennen, die nach 5 μm die Zusammensetzung des Grundwerkstoffs erreichen, siehe [Abb. 15](#). Im austenitischen Grundwerkstoff sind die Aufmischungen unmerklich höher und erstrecken

sich etwa 10 µm in den Grundwerkstoff hinein, siehe Abb. 16. In den beiden Darstellungen (Abb. 15 und Abb. 16) ist der Nullpunkt zur Verdeutlichung jeweils direkt in den metallographisch bestimmten Werkstoffübergang zu den beiden Grundwerkstoffen gelegt.

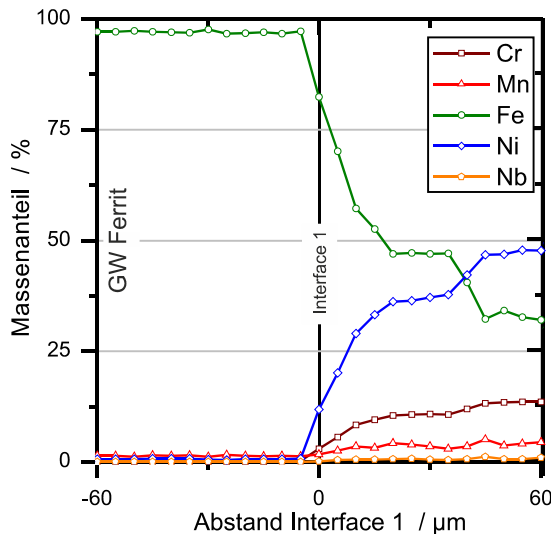


Abb. 15: Konzentrationsprofil 1 – Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1)

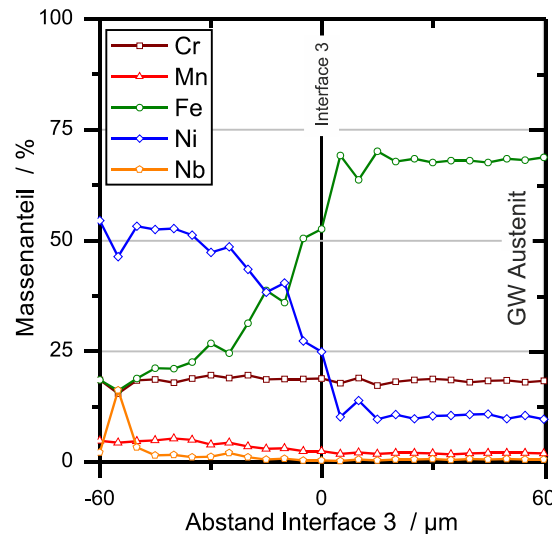


Abb. 16: Konzentrationsprofil 2 – Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3)

4.2.2 Gefüge- und Härtecharakterisierung

Die metallographischen Untersuchungen an Querschliffen aus den für die Experimente verwendeten Rohren weisen einen spezifikationsgerechten Nahtaufbau und eine identische Mikrostruktur auf, siehe Abb. 17. Zur ausführlichen Dokumentation wurde daher exemplarisch auf einen Schliff aus Rohr Nr. 8 zurückgegriffen.

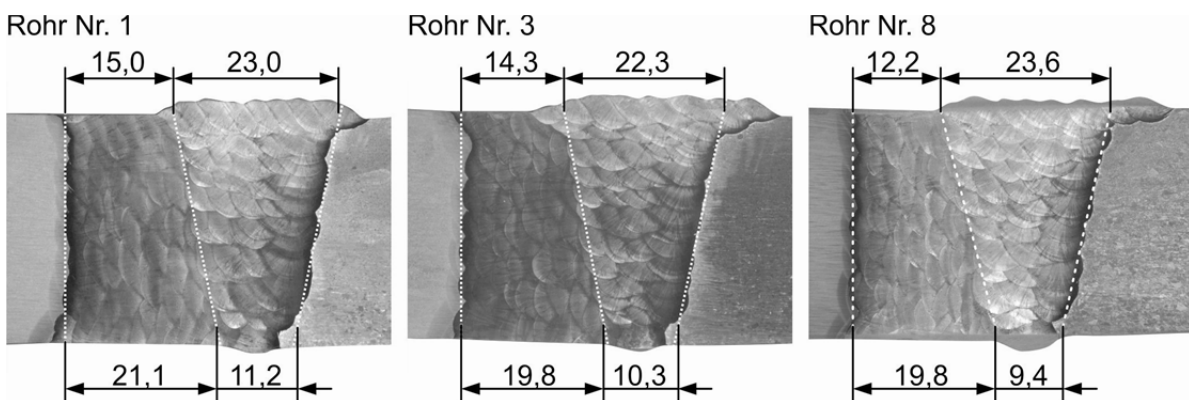


Abb. 17: Abmaße der Schweißnähte aus den drei betrachteten Rohren

In Abb. 17 sind zusätzlich die Maße der geschweißten Bereiche eingetragen. Die Dimensionen der Pufferung und Verbindungsschweißung schwanken um bis zu 3 mm. Dies ist, bedingt durch die manuelle Fertigung der Nähte, allerdings nicht ungewöhnlich. Je nach Schweißer werden in den zulässigen Grenzen der Spezifikation unterschiedlich große Schweißraupen aufgebracht, was insbesondere bei der überlappenden obersten Raupe Einfluss auf die im Querschliff bestimmte Länge der Pufferung bzw. Verbindungsnaht hat. Dadurch bedingt sind auch die Form der Schweißnahttulpe und die Bereiche um die Wurzellagen leicht unterschiedlich ausgebildet.

Der ferritische Grundwerkstoff 20MnMoNi5-5 weist ein ferritisch-bainitisches Grundgefüge mit einer Korngröße G von 9 bis 9 ½ nach DIN EN ISO 643 [102] auf. In Rohrlängsrichtung sind Seigerungszone mit martensitischen Anteilen enthalten. Des Weiteren weist der Werkstoff vereinzelte in Rohrlängsrichtung orientierte Schlackenzeilen aus dem Herstellungsprozess auf, siehe Abb. 18.

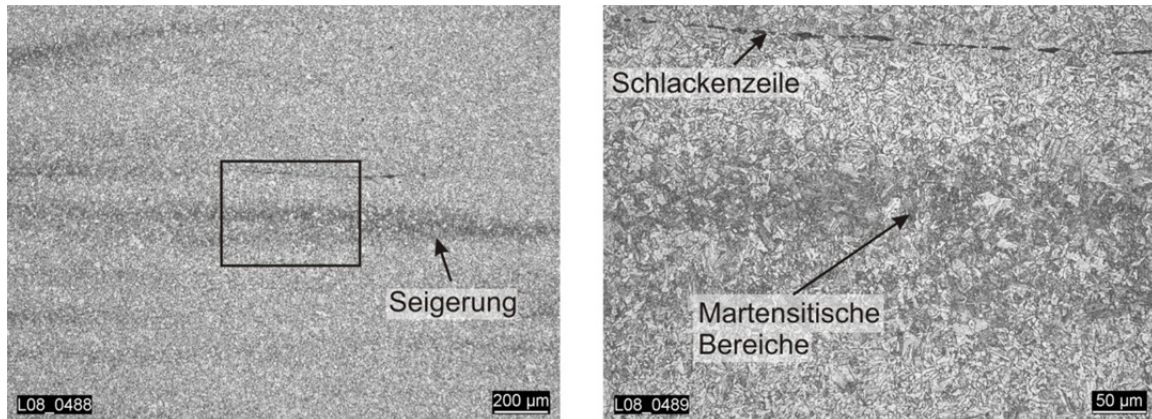


Abb. 18: Mikrostruktur des ferritischen Grundwerkstoffs 20MnMoNi5-5

Die ferritische WEZ hat einschließlich aller Zonen (Grobkornzone, Feinkornzone etc.) eine Breite von ca. 2 mm, siehe Abb. 19. Zur Pufferung hin sind martensitische Bereiche dokumentierbar, die sich auch in einem Anstieg der Härte widerspiegeln. Infolge der wiederkehrenden Anlassbehandlung durch die Mehrlagenschweißung weist die WEZ in zyklischen Abständen Bereiche mit martensitischen Inseln und perlitischen Säumen auf. In Richtung des ferritischen Grundwerkstoffs sind aufeinanderfolgend sowohl die Grob- als auch die Feinkornzone ausgebildet.

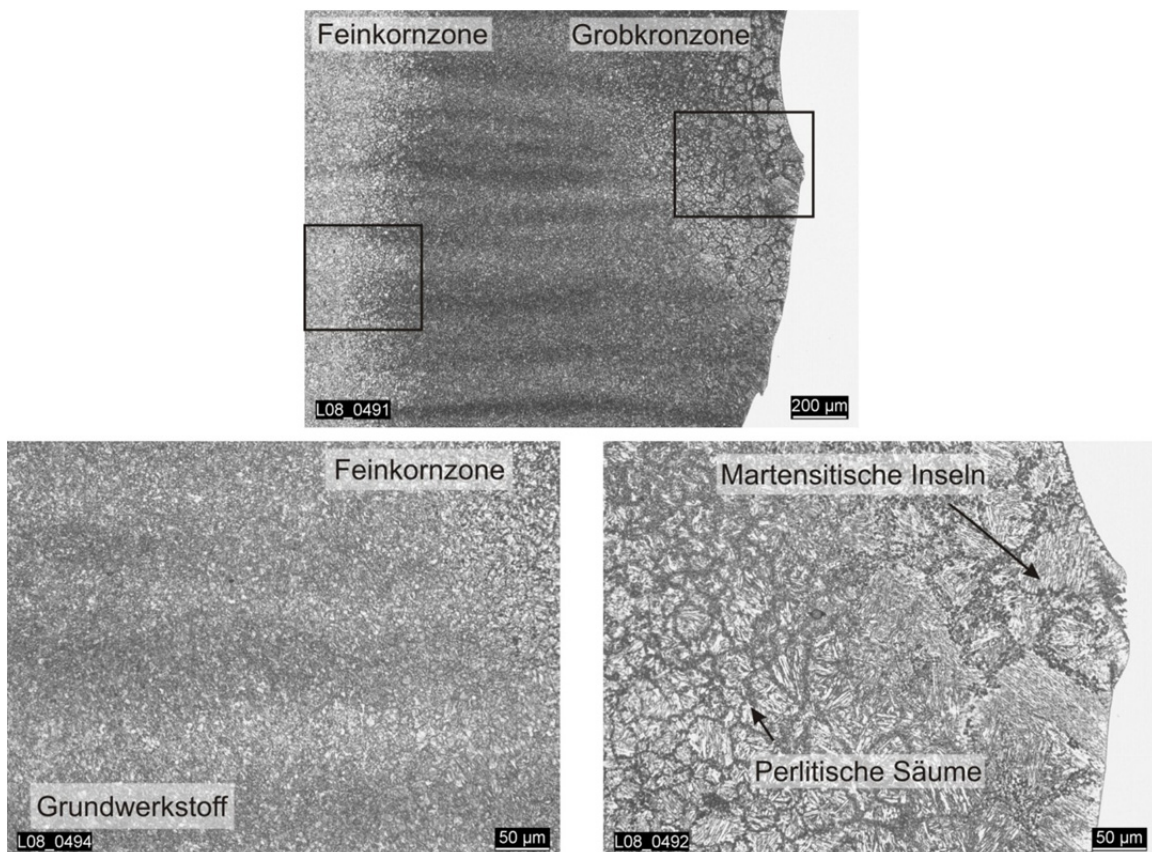


Abb. 19: Mikrostruktur der ferritischen WEZ sowie im Übergang zur Pufferung

Die Pufferung hat entsprechend der gewählten Schweißposition PA [100] eine dendritische Erstarrung in Rohrlängsrichtung. Wie aus [Abb. 20](#) deutlich wird, erstrecken sich die Dendritenarme über mehrere Lagen hinweg und keimen an den Dendriten der vorherigen Raupen an. Der verwendete Nickelbasis-Schweißzusatzwerkstoff zeigt bei den lichtoptischen Betrachtungen in keinem Bereich sichtbare Änderungen des Gefüges durch den Wärmeintrag der nachfolgend aufgetragenen Lagen.

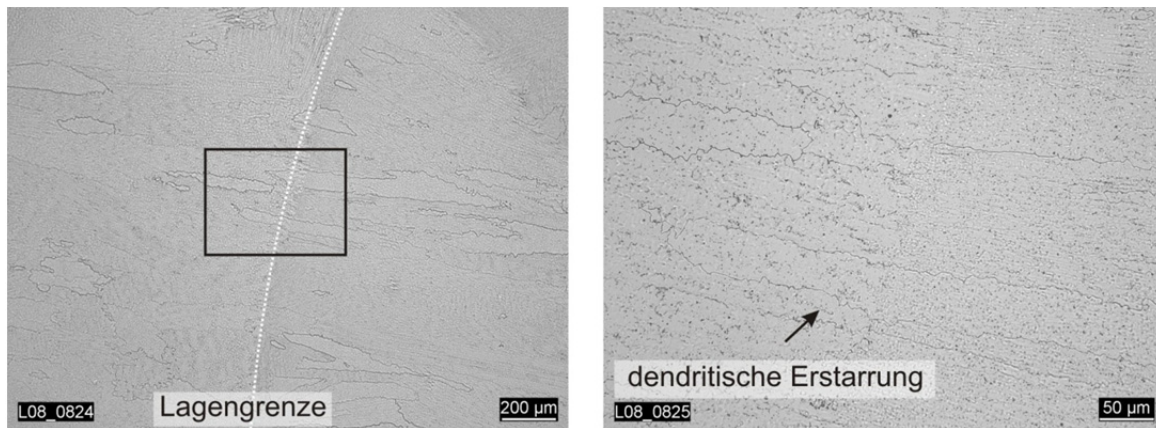


Abb. 20: Mikrostruktur der Pufferung NiCr70Nb

Entsprechend der Schweißposition PC [100] verläuft die dendritische Erstarrung im Bereich der Verbindungsschweißung von der Pufferung aus bogenförmig zur Rohraußenseite, siehe auch [Abb. 11](#). Die Verbindungsnaht weist eine der Pufferung analoge Erstarrungsstruktur auf. Die Dendriten erstrecken sich über mehrere Lagen hinweg und zeigen keine Anlasserscheinungen, [Abb. 21](#). Der Dendritenarmabstand in der Pufferung sowie in der Verbindungsnaht beträgt ca. 50 µm. In allen dargestellten lichtoptischen Aufnahmen sind die auf den Dendritenarmen ausgeschiedenen Einschlüsse deutlich erkennbar. Diese erhöhte Ausscheidungsichte der interdendritischen Bereiche resultiert aus dem Erstarrungsprozess. Die interdendritischen Bereiche reichern sich hierbei mit nichtmetallischen Einschlüssen sowie weiteren Verunreinigungen an, die vor der Erstarrungsfront hergeschoben werden, vgl. Kap. 2.1. Eine genaue Bestimmung von Art und Zusammensetzung erfolgt im Weiteren mit Hilfe von EDX-Analysen, vgl. Kap. 5.1.

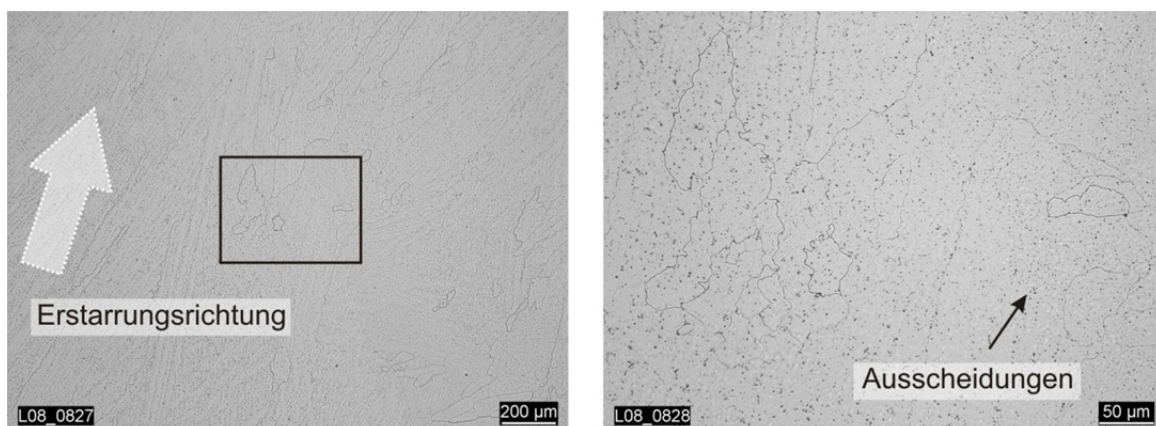


Abb. 21: Mikrostruktur der Verbindungsnaht NiCr70Nb

Im Werkstoffübergang zwischen austenitischem Grundwerkstoff und Verbindungsnaht (Interface 3) kann in den lichtoptischen Untersuchungen keine ausgeprägte WEZ

dokumentiert werden, da der austenitische Grundwerkstoff kein Umwandlungsverhalten aufweist, siehe [Abb. 22](#). Im Werkstoffübergang finden sich Bereiche mit δ -Ferrit Bildung. Infolge der größeren Wärmeeinbringung während des Schweißprozesses bildet sich in den wurzelnahen Bereichen ein grobkörnigeres Gefüge als in den Decklagenbereichen. Die Korngröße G nach DIN EN ISO 643 [102] nimmt über der Wanddicke von 0,5 im wurzelnahen Bereich auf 2 bis 3 nahe der Decklage ab, siehe [Abb. A4](#). Die restliche Mikrostruktur entspricht der des austenitischen Grundwerkstoffs und wird im Folgenden ausführlich diskutiert.

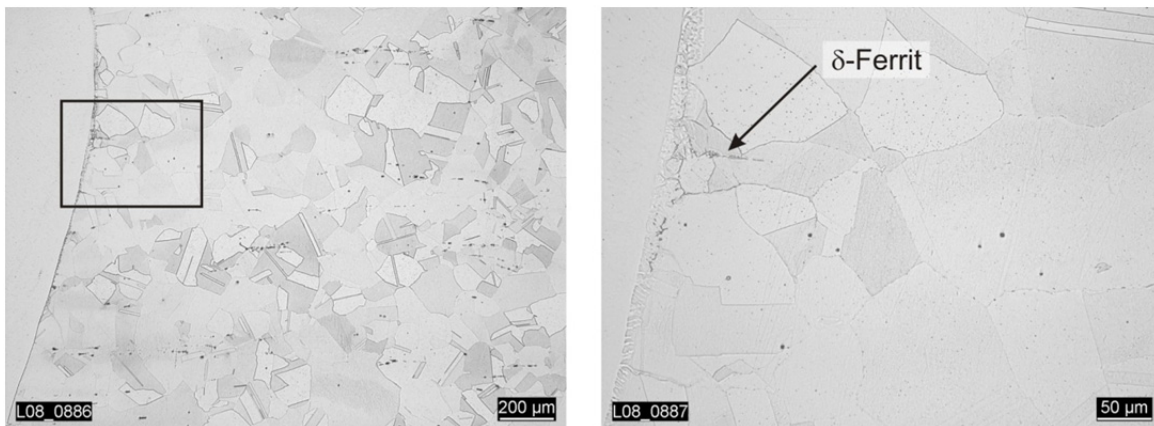


Abb. 22: Mikrostruktur im Werkstoffübergang zwischen Verbindungsnaht und Austenit (Interface 3)

Der in [Abb. 23](#) dargestellte austenitische Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 weist ein typisches austenitisches Gefüge mit Zwillingskorngrenzen auf, die Korngröße G beträgt zwischen 2 und 4 nach DIN EN ISO 643 [102]. Innerhalb dieser austenitischen Kornstrukturen befinden sich Substrukturen, die sowohl in den schweißnahtnahen, als auch in den weiter entfernten Bereichen nachweisbar sind, siehe [Abb. A5](#). In weiteren Forschungsvorhaben mit Werkstoffen nominell gleicher chemischer Zusammensetzung [103] und [104] konnten diese Substrukturen nicht nachgewiesen werden. Um eventuelle Einflüsse auf die nachfolgenden Untersuchungen auszuschließen, wurden die Verteilung sowie Art dieser Substrukturen mittels TEM-Analysen genauer untersucht, siehe [Abb. 24](#). Diese ergaben, dass es sich sowohl bei den größeren globularen, als auch bei den fein verteilten perlschnurartigen Ausscheidungen um Niobkarbide handelt.

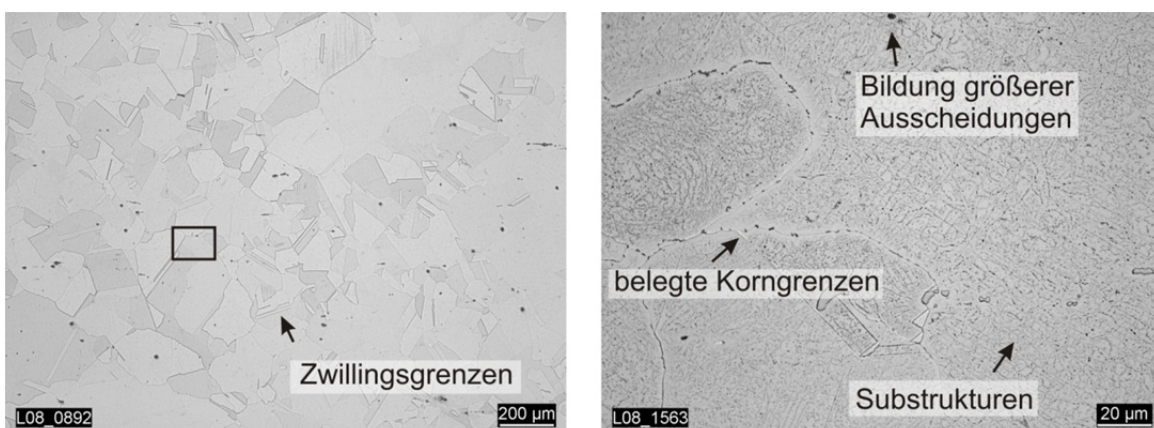


Abb. 23: Mikrostruktur des austenitischen Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10

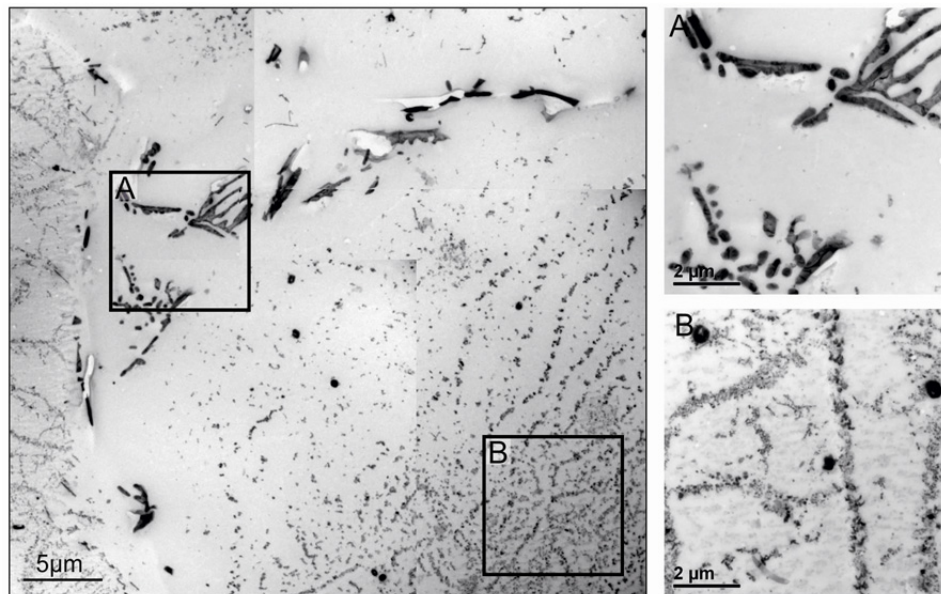


Abb. 24: TEM-Untersuchung der Substrukturen im austenitischen Grundwerkstoff

Um sicher zu stellen, dass kein atypischer Werkstoffzustand bezüglich der Herstellungsgeschichte vorliegt, wurde die Wärmebehandlung des aktuellen Werkstoffs, sowie die Wärmebehandlung aus den beiden anderen Forschungsvorhaben nachgestellt. Entsprechend den Werkszeugnissen des aktuellen Werkstoffs wurde eine Diffusionsglühung bei 1050 °C für 10 min durchgeführt. Die Werkstoffe aus den Vorhaben [103], [104], welche keine Substrukturen aufwiesen, hatten laut Werkszeugnis bei einer identischen Temperatur Haltezeiten von bis zu 110 min. In **Abb. 25** sind die Ergebnisse beider Diffusionsglühungen dargestellt. Entsprechend dem ZTA-Schaubild lösen sich die Niob-Karbide bei längeren Haltezeiten auf. Beide Haltezeiten entsprechen den Forderungen der KTA. 3201.1 A3.4 [99] und sind somit zulässig.

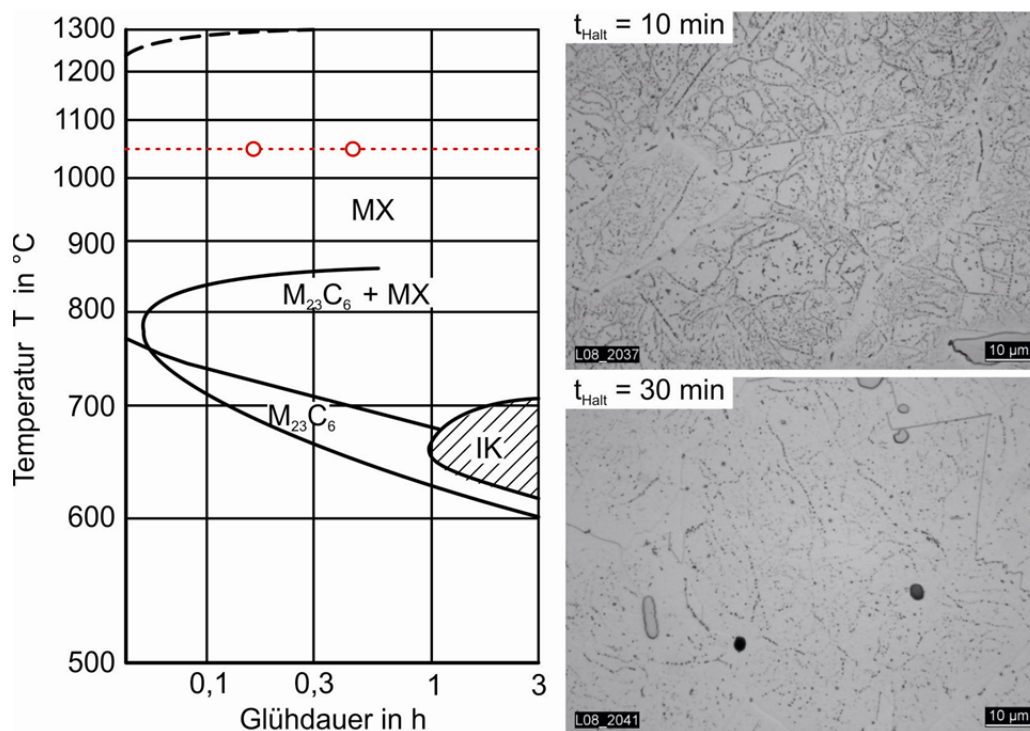


Abb. 25: Wärmebehandlungsversuche des austenitischen Grundwerkstoffs bei 1050°C [105]

Neben der ausführlichen Gefügecharakterisierung wurde bei den metallographischen Untersuchungen ein besonderes Augenmerk auf die Dokumentation von eventuell vorhandenen Heißrissen gelegt. Bei der Untersuchung mehrerer Längsschliffe der gesamten Schweißnaht konnten lediglich sehr vereinzelt Risse dokumentiert werden. In [Abb. 26](#) sind alle Befunde dieser Untersuchungen dargestellt. Es wurden sehr vereinzelt Heißrisse im Werkstoffübergang zwischen Pufferung und Verbindungsschweißung (Interface 2) sowie im Werkstoffübergang zwischen Austenit und Verbindungsschweißung (Interface 3) und im Bereich der Pufferung gefunden. Unzulässige Heißrissfelder konnten in keinem Bereich der Schweißnaht beobachtet werden.

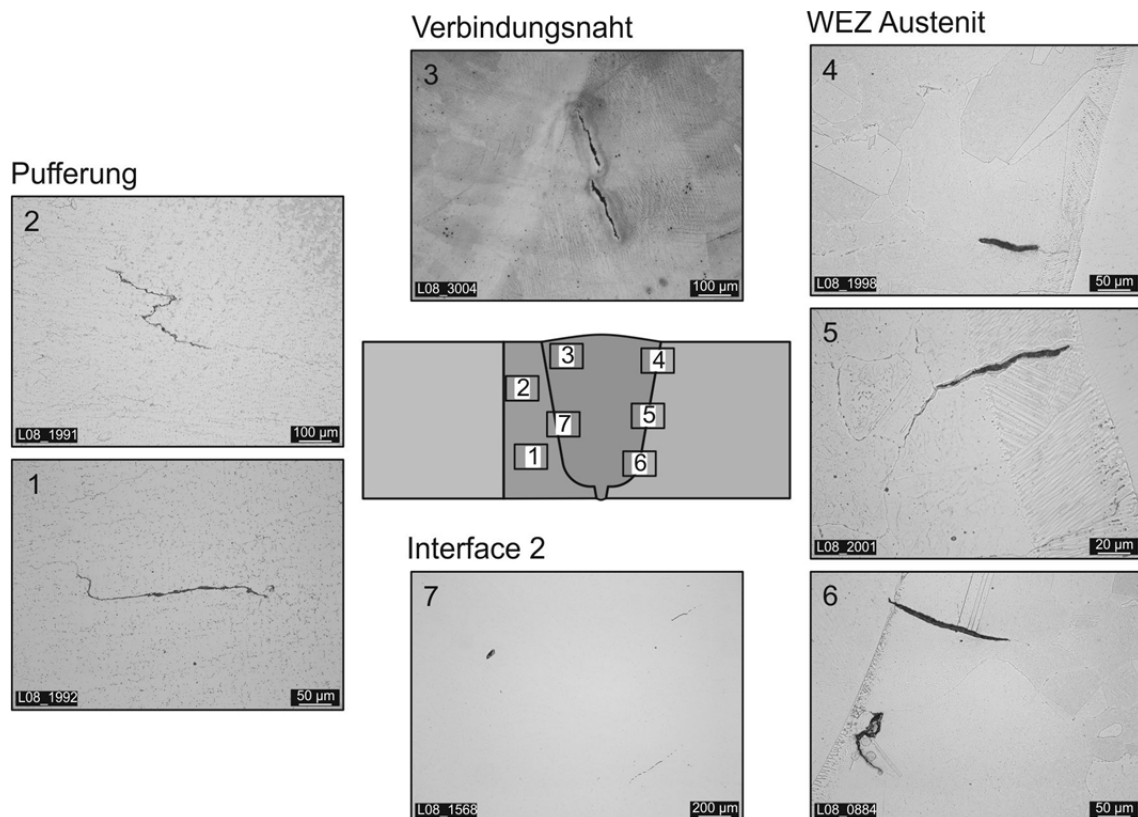


Abb. 26: Heißrissbefunde aus allen untersuchten Rohren (zusammenfassende Darstellung aller Befunde)

Zur Überprüfung der Homogenität der Schweißnähte sowie zur vollständigen Grundcharakterisierung wurden an allen drei untersuchten Nähten Härteprofile über der Schweißnahtlänge aufgenommen. Entsprechend [Abb. 27](#) sind die Härteprofile sowohl in ihrem Verlauf als auch in ihren Absolutwerten annähernd identisch und bestätigen die Vergleichbarkeit aller untersuchten Nähte. Für eine bessere Vergleichbarkeit der Ergebnisse wurden die unterschiedlichen Abmaße der Pufferung und der Verbindungsnaht in [Abb. 27](#) normiert. Zwei wesentliche Merkmale, die bei allen Profilen zu erkennen sind, sind die Härtespitze in der ferritischen WEZ sowie der langsame Härteabfall in Richtung des austenitischen Grundwerkstoffs. Die Härtespitze auf der ferritischen Seite resultiert aus der Martensitumwandlung des ferritischen Grundwerkstoffs. Der langsame Härteabfall (siehe auch [Abb. A6](#)) auf der austenitischen Seite resultiert vermutlich aus einer Verfestigung des austenitischen Grundwerkstoffs, bedingt durch die Schrumpfung während der Schweißnahtherstellung. Diese Vermutung wurde mit den numerischen Simulationen des

Schweißprozesses (vgl. Kap. 8.1) sowie in Untersuchungen an Mehrlagenschweißnähten aus identischen Werkstoffen [106] bestätigt.

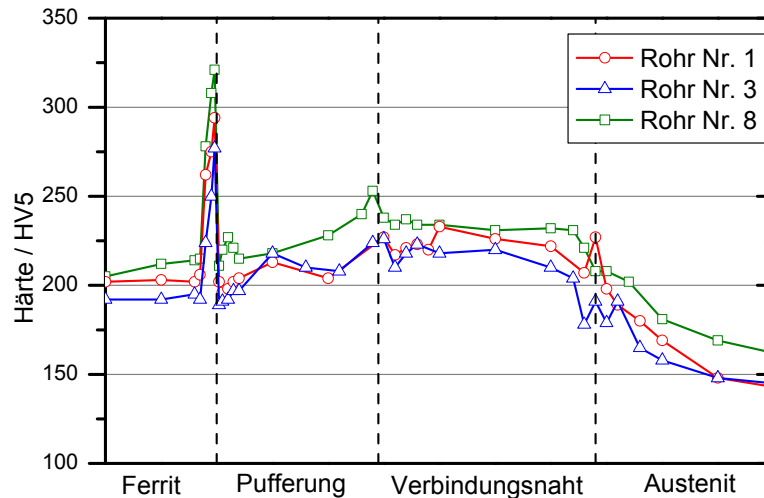


Abb. 27: Vergleich der Härteverläufe in den drei untersuchten Rohren (Position Wandmitte)

4.2.3 Zugversuche

Zur Ermittlung der Festigkeits- und Verformungskennwerte der untersuchten Werkstoffbereiche wurden Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 [107] bei Raumtemperatur durchgeführt. Hierzu wurden aus den ferritischen und austenitischen Grundwerkstoffen Rundzugproben B10 × 50 nach DIN 50125 [108] in Längsrichtung der Rohre entnommen. Die ermittelten Werkstofffließkurven sind bis zur Gleichmaßdehnung identisch zu den Versuchen aus dem Forschungsvorhaben VGB 3.2 [9], siehe [Abb. 28](#). Anschließend weichen die dargestellten Kurven aufgrund einer unterschiedlichen Messlänge in beiden Versuchsreihen voneinander ab.

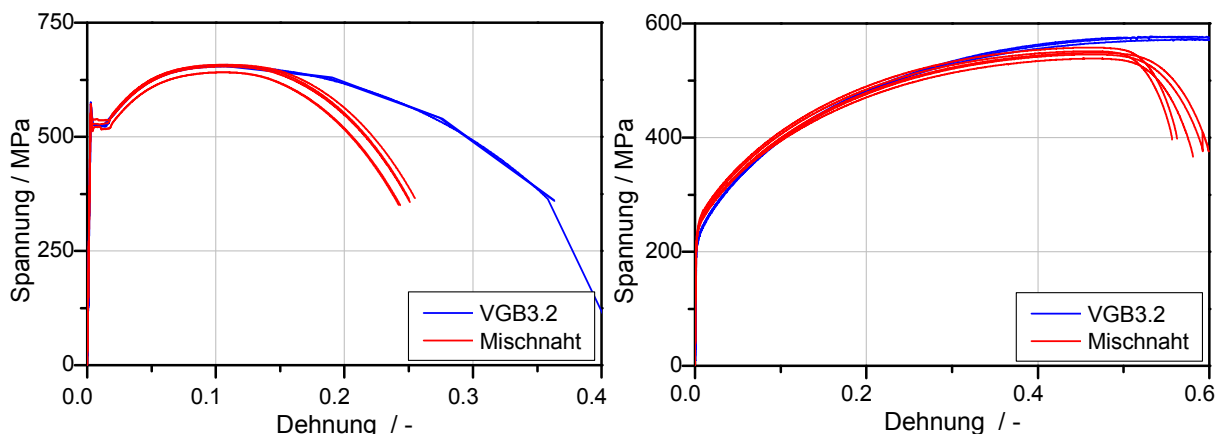


Abb. 28: Vergleich der für die beiden Grundwerkstoffe Ferrit (links) Austenit (rechts) ermittelten technischen Fließkurven mit den Ergebnissen aus [9]

Aus dem Bereich der Verbindungsnaht bzw. Pufferung wurden Rundzugproben B8 × 40 in Rohrlängsrichtung entnommen und im Bereich der Schweißnaht auf einen Durchmesser von $d_{\text{prüf}} = 4 \text{ mm}$ eingeholt, siehe [Abb. 29](#). Durch Anätzen der Proben wurde sichergestellt, dass sich der Prüfquerschnitt ausschließlich in der Verbindungsschweißung bzw. in der Pufferung befand. Aus Rohrumfangsrichtung wurden B6 × 30 Proben entnommen. Insgesamt wurden

aus den geschweißten Bereichen 7 Proben in Rohrlängsrichtung und 2 Proben in Umfangsrichtung nach DIN EN ISO 6892-1 [107] bei Raumtemperatur geprüft.

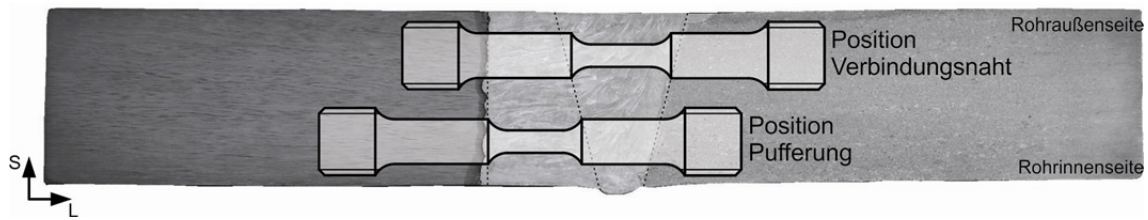


Abb. 29: Entnahme der Zugproben aus der Verbindungsnaht und der Pufferung in Rohrlängsrichtung (schematische Darstellung)

Die Verläufe der ermittelten Fließkurven in beiden Rohrrichtungen sind in **Abb. 30** und **Abb. 31** zusammen mit den Ergebnissen aus dem Vorhaben VGB 3.2 [9] dargestellt. Die Ergebnisse beider Versuchsreihen weisen eine sehr große Streuung auf, liegen aber gut in einem gemeinsamen Streuband.

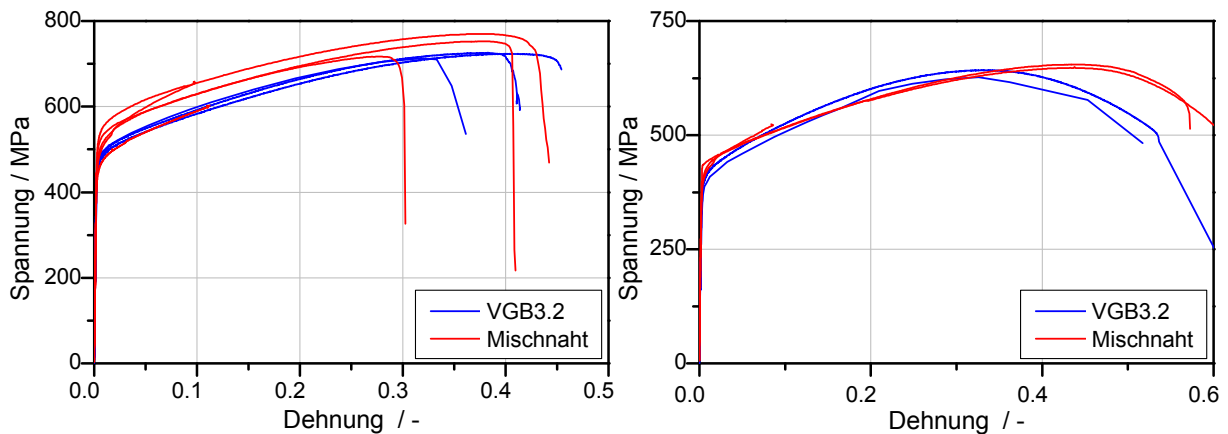


Abb. 30: Vergleich der für die Verbindungsnaht (links) und Pufferung (rechts) ermittelten technischen Fließkurven in Rohrlängsrichtung mit den Ergebnissen aus [9]

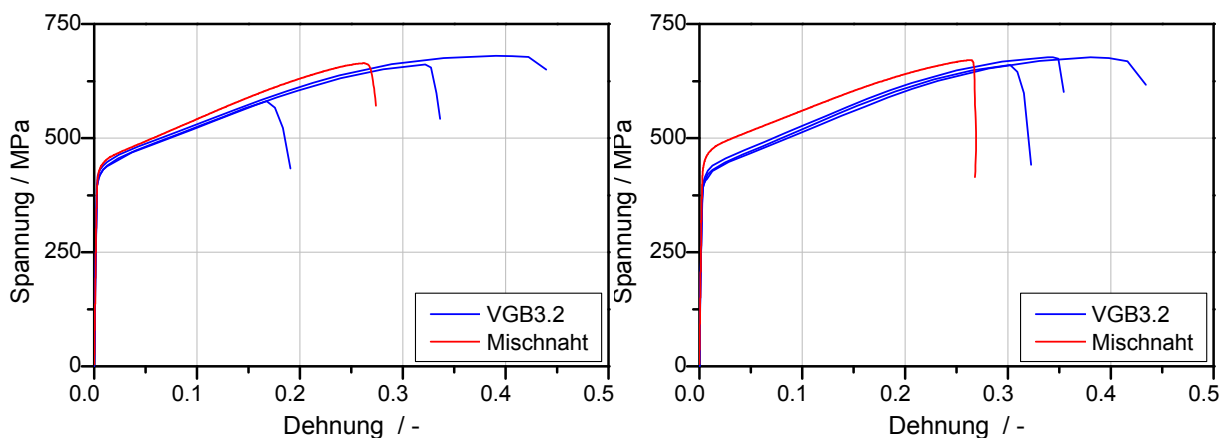


Abb. 31: Vergleich der für die Verbindungsnaht (links) und Pufferung (rechts) ermittelten technischen Fließkurven in Rohrumfangsrichtung mit den Ergebnissen aus [9]

In **Abb. 32** sind die Kennwerte der beiden Entnahmerichtungen gegenübergestellt. Infolge der unterschiedlichen Messlänge bei VGB 3.2 [9] und der aktuell durchgeführten Versuche ergeben sich unterschiedliche Bruchverlängerungen, weshalb auf deren Darstellung verzichtet wurde. Die Festigkeitskennwerte der Pufferung und Verbindungsnaht unterscheiden sich zwischen Rohrlängs- und -umfangsrichtung nur unmerklich. Bei der Gegenüberstellung der Brucheinschnürung zeigen sich allerdings insbesondere im Bereich

der Pufferung deutliche Unterschiede. Die Brucheinschnürung ist in Umfangsrichtung im Vergleich zur Längsrichtung teilweise um die Hälfte reduziert. Bei den Proben aus der Verbindungsschweißung ist dieser Effekt nicht so stark ausgeprägt, die ermittelten Werte unterliegen allerdings in beiden Entnahmerichtungen einer wesentlich größeren Streuung als die Kennwerte der Pufferung.

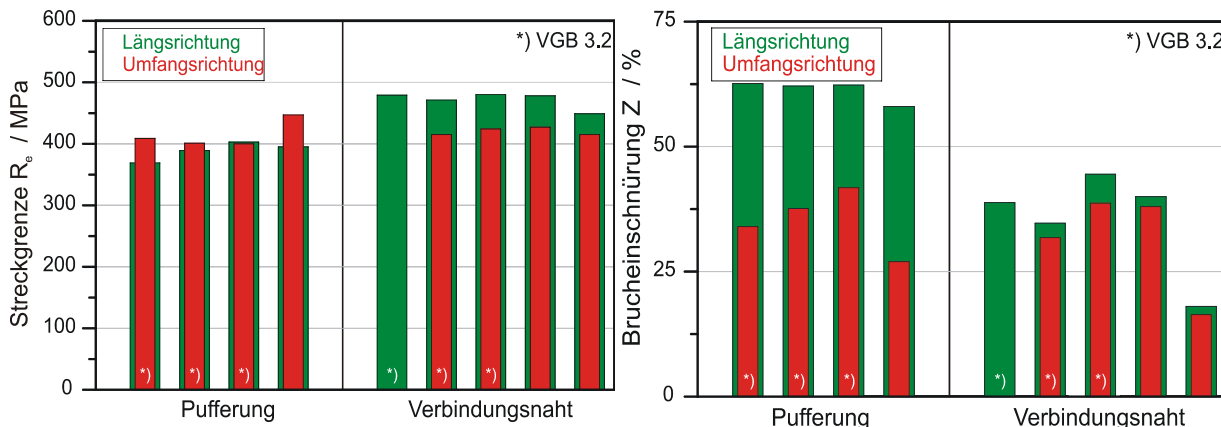


Abb. 32: Vergleich der Streckgrenze (links) und der Brucheinschnürung (rechts) der Schweißgutbereiche zwischen Rohrumfangs- und Rohrlängsrichtung einschließlich der Ergebnissen aus [9]

Bei einem Vergleich der ermittelten Kennwerte in Rohrlängsrichtung untereinander werden ähnliche Effekte deutlich, siehe [Abb. 33](#). Die Festigkeitskennwerte der Verbindungsschweißung liegen leicht über denen der Pufferung. Die Verformungskennwerte sind allerdings im Bereich der Verbindungsnaht gegenüber der Pufferung teilweise um bis zu 2/3 reduziert, obwohl ein identischer Schweißzusatzwerkstoff verwendet wurde.

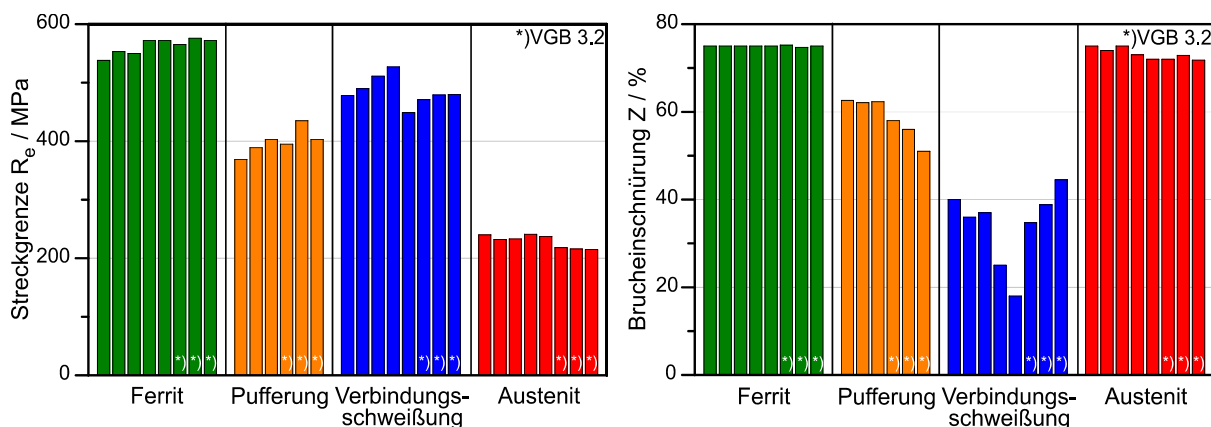


Abb. 33: Vergleich der Streckgrenze (links) und der Brucheinschnürung (rechts) in Rohrlängsrichtung einschließlich der Ergebnissen aus [9]

Eine Erklärung für die geringeren Verformungskennwerte bietet die Richtung der dendritischen Erstarrung. Wie in Kapitel 4.1 beschrieben, verläuft die dendritische Erstarrung im Bereich der Pufferung in Rohrlängsrichtung und in der Verbindungsschweißung radial nach außen, siehe [Abb. 11](#). Dadurch ergibt sich in den entnommenen Zugproben je nach Entnahmeposition und -richtung eine unterschiedliche Orientierung von Hauptbelastungsrichtung und dendritischer Erstarrungsrichtung. Diese unterschiedlichen Ausrichtungen von Belastungs- und Erstarrungsrichtung sind in [Abb. 34](#), für die aus der Pufferung und Verbindungsnaht in Rohrlängs- und Umfangsrichtung entnommenen Zugproben, schematisch dargestellt.


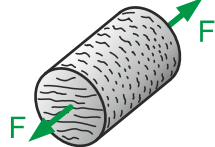

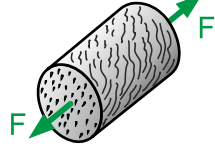
	Entnahmerichtung der Zugproben	
	Rohrlängsrichtung	Rohrumfangsrichtung
Entnahmeposition der Zugproben	Pufferung Erstarrungsrichtung parallel zur Hauptbelastungsrichtung 	Erstarrungsrichtung senkrecht zur Hauptbelastungsrichtung 
	Verbindungsnaht Erstarrungsrichtung schräg zur Hauptbelastungsrichtung 	Erstarrungsrichtung schräg zur Hauptbelastungsrichtung 

Abb. 34: Schematische Darstellung der unterschiedlich zueinander orientierten Belastungs- und Erstarrungsrichtung je nach Entnahmerichtung und Entnahmeposition im zylindrischen Prüfquerschnitt der Zugproben

Bei den aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben, führt die schräge Orientierung von Hauptbelastungsrichtung und Erstarrungsstruktur in beiden Entnahmerichtungen (Rohrlängs- und -umfangsrichtung) zu einer wesentlich reduzierten Brucheinschnürung. Im Gegensatz dazu resultieren aus der annähernd parallelen Ausrichtung von Belastungs- und Dendritenrichtung bei den in Rohrlängsrichtung aus der Pufferung entnommenen Proben deutlich höhere Verformungskennwerte. Allerdings bedeutet diese parallele Ausrichtung in Rohrlängsrichtung eine orthogonale Ausrichtung bei in Umfangsrichtung entnommenen Proben, was analog zur Verbindungsnaht eine reduzierte Brucheinschnürung zur Folge hat. Zusammenfassend bedeutet dies, umso höhere Verformungseigenschaften je paralleler die Belastungs- und Erstarrungsrichtung zueinander orientiert sind. Eine ausführliche Diskussion der mikrostrukturellen Einflüsse erfolgt im Rahmen der fraktographischen Untersuchungen, vgl. Kap. 5.1.

In [Tab. A1](#) bis [Tab. A4](#) sind die ermittelten Kennwerte gemeinsam mit den Anforderungskennwerten der KTA 3201.1 [99] aufgeführt. Bis auf Probe 8RT02 (Pufferung, Rohrumfangsrichtung) erfüllen alle Kennwerte die Mindestanforderungen des Regelwerkes.

Zur genaueren Untersuchung der Werkstoffübergänge wurden Flachzugproben in Rohrumfangsrichtung entnommen. Aufgrund der durch die Rohrabmessungen beschränkten Größen wurden die Proben mit einer verkürzten Gesamtlänge in Anlehnung an DIN 50125 [108] gefertigt, siehe [Abb. A7](#). Die Proben wurden bei der Fertigung durch Anätzen in den entsprechenden Bereichen positioniert. Mittels Härteeindrücken in den Kopfenden und Einordnung in das ermittelte Härteprofil wurde die exakte Position nach der Probenentnahme nochmals überprüft, siehe [Abb. A8](#). Entsprechend der Korrelation zwischen der an den Flachzugproben bestimmten Härte und dem über der Schweißnaht aufgenommenen Härteprofil kann davon ausgegangen werden, dass insbesondere in der ferritischen WEZ die unterschiedlichen Mikrostrukturbereiche unterschieden werden können.

Die Festigkeits- und Verformungskennwerte aller durchgeführten Flachzugversuche sind in [Abb. 35](#) zusammengefasst. Im Bereich des Werkstoffübergangs zwischen dem ferritischen Grundwerkstoff und der ersten Pufferungslage (Interface 1) lässt sich ein deutlicher Anstieg der Festigkeitskennwerte mit einem entsprechenden Abfall der Verformungskennwerte feststellen. Dies korreliert mit den metallographischen Befunden der martensitischen Anteile der WEZ. Die Festigkeits- und Verformungskennwerte in den ersten Lagen der Pufferung zeigen kaum Unterschiede zu den Werten aus der Mitte der Pufferung, woraus geschlossen werden kann, dass die Aufmischung in diesen Bereichen kaum Einfluss auf das mechanisch-technologische Verhalten hat. Die ermittelten Festigkeitskennwerte im Übergangsbereich von Pufferung und Verbindungsschweißung verlaufen annähernd homogen. Lediglich die Verformungskennwerte unterliegen, wie auch bei den Rundzugproben, einer starken Streuung. Im Werkstoffübergang zwischen der Verbindungsschweißung und dem austenitischen Grundwerkstoff (Interface 3) steigt die Verformungsfähigkeit mit zunehmendem Abstand vom Übergang an.

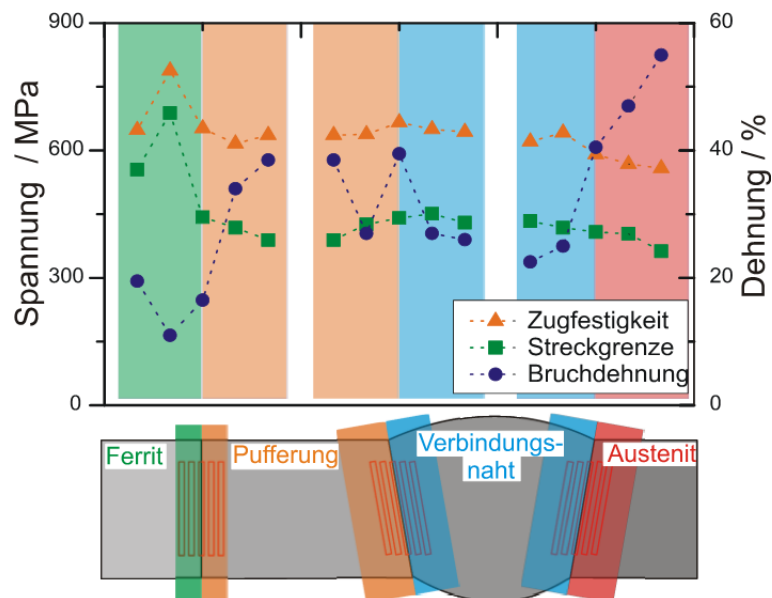


Abb. 35: Übersicht der mit den Flachproben ermittelten Festigkeits- und Verformungskennwerte in den unterschiedlichen Bereichen der Mischnaht

Zur Charakterisierung aller Schweißnahtbereiche wurde darüber hinaus eine Integralzugprobe über der gesamten Schweißnahtlänge (Verbindungsnaht und Pufferung) entnommen, siehe [Abb. 36](#). Die Probe wurde über eine metallographische Ätzung positioniert und in den geschweißten Bereichen auf einen Durchmesser von $d_{\text{Prüf}} = 6 \text{ mm}$ eingeholt, siehe [Abb. 36](#). Als charakteristische Größe wurde das Last-Verformungsverhalten mit einem Extensometer der Messlänge $l_0 = 25 \text{ mm}$ aufgenommen.

Für eine Verifikation der FE-Rechnungen wurde der Versuch zudem mit dem optischen Messsystem ARAMIS [109] aufgenommen. ARAMIS ist ein Messsystem zur berührungslosen 2D- bzw. 3D-Verformungsmessung. Vor dem Versuch wird auf der Probe ein stochastisches Muster aufgebracht. Mittels zweier CCD-Kameras wird während des Versuchs die Verschiebung bzw. Veränderung dieses Musters aufgezeichnet. Der Einsatz zweier Kameras ermöglicht eine räumliche Erfassung der Verschiebungen. Mit Hilfe einer digitalen photometrischen Auswertungssoftware kann aus der relativen Verschiebung des Referenzmusters der lokale Verschiebungs- und Dehnungstensor berechnet werden.

Aus der dargestellten Dehnungsverteilung in Probenlängsrichtung $\epsilon_{\text{längs}}$ wird klar ersichtlich, dass die Probe, nach einer anfänglichen Einschnürung im Bereich der Pufferung, im Übergang zum austenitischen Grundwerkstoff versagt. Für die anschließenden geplanten Verifikationsschritte stellt dies allerdings keine Einschränkung dar.

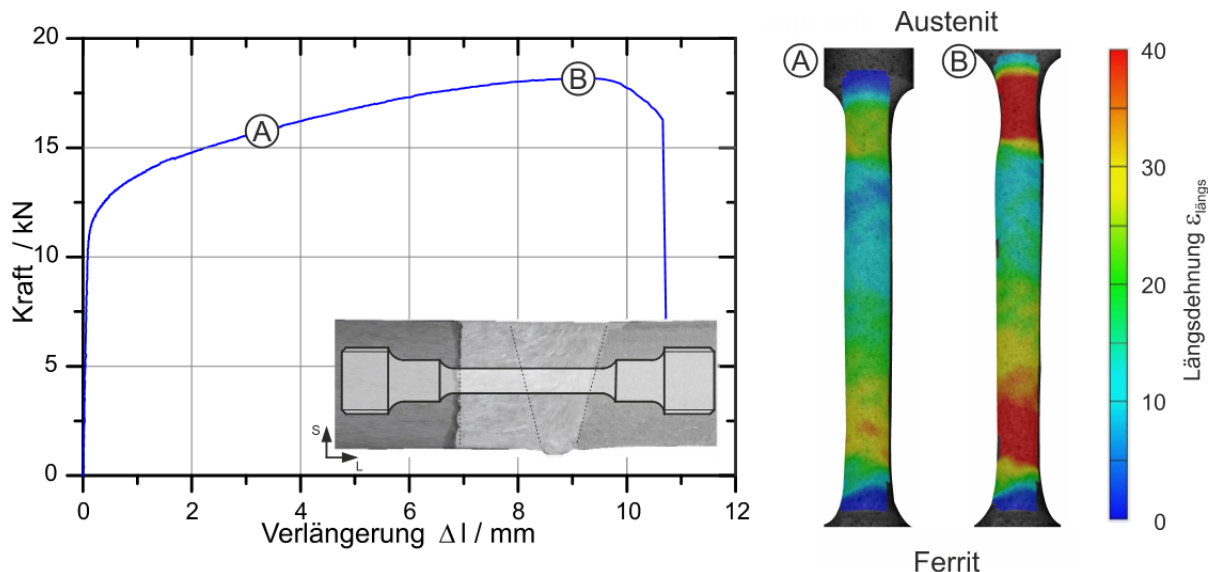


Abb. 36: Kraft-Verformungskurve der Integralzugprobe 8IT01 (links) sowie die mit ARAMIS bestimmte Dehnungsverteilung in Längsrichtung auf der Probenoberfläche (rechts)

4.2.4 Dynamische E-Modul Bestimmung

Die aus dem Last-Verformungsverhalten der Zugversuche ermittelten E-Moduln streuen für die untersuchten Werkstoffbereiche teilweise deutlich. Neben den messtechnischen Einflussgrößen (Probengeometrie, Messunsicherheit etc. [107]) beeinflussen unter anderem anelastisches Werkstoffverhalten bzw. Plastifizierungen bei niedrigen Lasten die ermittelten Kennwerte [110], [111], [112]. Dies bedingt unter anderem die große Streuung der E-Moduln des austenitischen Grundwerkstoffs von bis zu 20 %, vgl. [Tab. A2](#). Um für die nachfolgenden FE-Berechnungen zuverlässige E-Moduln zu haben, wurden diese mit dem dynamischen Impulsanregungsverfahren nach ASTM 1876-07 [113] bestimmt. In diesen Verfahren wird der E-Modul aus einer angeregten longitudinalen oder transversalen Eigenschwingung bestimmt [114], [115]. Wie von [116] in einer theoretischen Betrachtung gezeigt wurde, stimmen die dynamisch bestimmten Werte mit den Werten aus statischen Verfahren (Zug- und Biegeversuche etc.) überein.

In [Abb. 37](#) sind exemplarisch die für den austenitischen Grundwerkstoff ermittelten E-Moduln sowie Werte aus zahlreichen vorangegangenen Untersuchungen der MPA Universität Stuttgart [9], [27], [103], [104], [117], [118] dargestellt. Zusätzlich zu den diskreten Versuchswerten ist die daraus errechnete Normalverteilung abgebildet. Im Vergleich zur relativ großen Streuung der Werte aus dem Zugversuch weisen die mit dem dynamischen Impulsanregungsverfahren bestimmten E-Moduln lediglich eine Streuung von etwa 3 % auf. Zudem entsprechen die Werte aus dem dynamischen Verfahren annähernd exakt dem Mittelwert der Normalverteilung der mit dem Zugversuch bestimmten Werte. Dies steht auch in guter Übereinstimmung mit anderen Untersuchungen [111]. Somit werden im Folgenden die mit dem dynamischen Impulsanregungsverfahren bestimmten Werte verwendet, siehe [Tab. A5](#). Zusätzlich

bietet das dynamische Verfahren den Vorteil, die E-Moduln auch bei höheren Temperaturen zuverlässig und mit einer geringen Streuung [103] bestimmen zu können, siehe [Abb. A35](#).

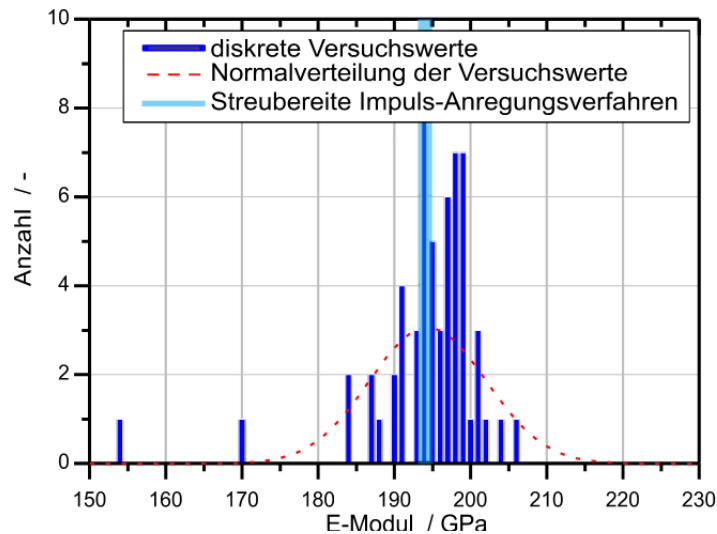


Abb. 37: Statistische Verteilung E-Moduln des austenitischen Grundwerkstoffs

4.2.5 Kerbschlagbiegeversuche

Um die Proben für die nachfolgenden bruchmechanischen Untersuchungen in den möglichen Schwachstellen der Schweißnaht zu positionieren, wurde eine Chapelka-Kette [119], bestehend aus 16 ISO-V-Proben nach DIN EN 10045-1 [120], geprüft. Für eine genaue Charakterisierung wurden die 16 Proben gleichmäßig aus allen Bereichen der untersuchten Mischnaht entnommen, wobei die Abstände in den Werkstoffübergängen enger gefasst wurden. Die Proben wurden vorzugsweise in Rohrlängsrichtung (L-T-Richtung) entnommen. Zur eindeutigen Charakterisierung der Werkstoffübergänge wurden die entsprechenden Proben um den Flankenwinkel der Naht gedreht, siehe [Abb. 38](#).

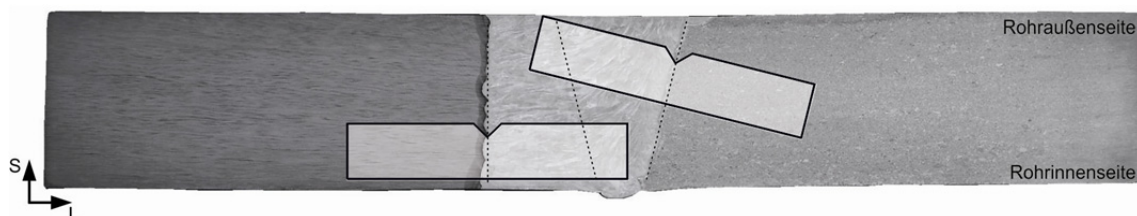


Abb. 38: Probenentnahme der ISO-V-Proben an den unterschiedlichen Positionen der Mischnaht

In [Abb. 39](#) ist eine Übersicht der ermittelten Kerbschlagarbeiten dargestellt. Es wird ersichtlich, dass die Proben in der ferritischen WEZ eine deutlich höhere Kerbschlagarbeit aufweisen als die in den Schweißgutbereichen. Minimalwerte der Kerbschlagarbeit sind insbesondere im Übergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1) sowie zwischen Pufferung und Verbindungsschweißung (Interface 2) zu finden. Des Weiteren weist das Schweißgut eine starke Streuung mit teilweise niedrigen Kerbschlagarbeiten auf.

Für eine erste Abschätzung der Rissinitiierungskennwerte wurde auf eine an der MPA Universität Stuttgart entwickelte empirische Korrelation zurückgegriffen [121]. Diese Korrelation ermöglicht es, für duktile Werkstoffe in der Hochlage aus den Kerbschlagarbeiten auf die Initiierungswerte J_i zu schließen. Die so ermittelten Initiierungswerte zeigen erwartungsgemäß ebenfalls reduzierte Werte in den Werkstoffübergängen sowie im Bereich der Verbindungsschweißung und der Pufferung, siehe [Abb. 39](#).

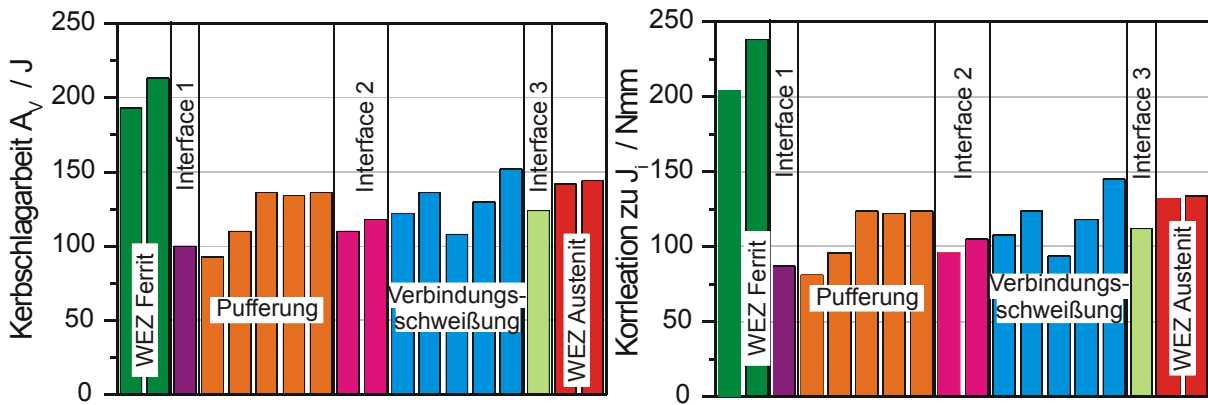


Abb. 39: Kerbschlagarbeit A_v (links) sowie die empirische Korrelation zur Rissinitiierung J_i (rechts) an verschiedenen Positionen der Mischnaht

Für die nachfolgenden Untersuchungen wurde des Weiteren die Homogenität der Schweißverbindung über dem Rohrumfang überprüft. Dazu wurden insgesamt 8 ISO-V-Proben nach DIN EN 10045-1 [120] an vier gleichmäßig über dem Umfang verteilten Stellen aus der Verbindungsnaht sowie der Pufferung entnommen. Die Ergebnisse sind in **Abb. A9** dargestellt und zeigen lediglich eine sehr geringe Streuung, wodurch sichergestellt ist, dass der Werkstoff über dem Umfang ausreichend homogen ist.

4.2.6 Kerbzugversuche

Zur Bestimmung der Fließkurven sowie der schädigungsmechanischen Parameter wurde eine iterative numerische Anpassung an das Last-Verformungsverhalten von Kerbzugproben verwendet, vgl. Kap. 8.2.1. Kerbzugproben bieten für den vorliegenden Fall den Vorteil, dass sich die Verformung weitestgehend auf die Kerbe konzentriert und somit die schädigungsmechanischen Parameter und Fließkurven für alle Bereiche der Schweißnaht, inklusive der WEZ, lokal bestimmt werden können.

Um in den Untersuchungen nur das Last-Verformungsverhalten der Bereiche mit geänderter Mikrostruktur, wie beispielsweise der ferritischen WEZ, bestimmen zu können, wurden speziell für diese Untersuchungen Kleinst-Kerbzugproben dimensioniert, siehe **Abb. 40**. Die Kerbgeometrie wurde dabei so gestaltet, dass mit einem minimalen Kerbradius r bzw. Kerblänge l_{Kerb} duktiles Versagen mit Rissausgang im Zentrum der Probe erzielt wurde. Insgesamt wurden 41 Proben in Rohrlängsrichtung und 8 Proben in Rohrumfangsrichtung bei Raumtemperatur geprüft.

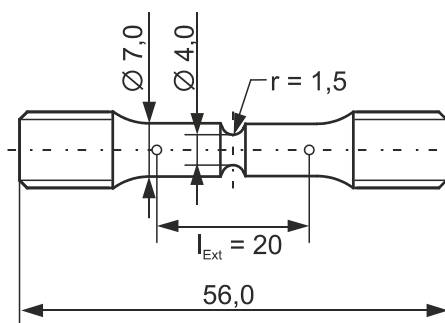


Abb. 40: Probengeometrie der Kleinst-Kerbzugproben

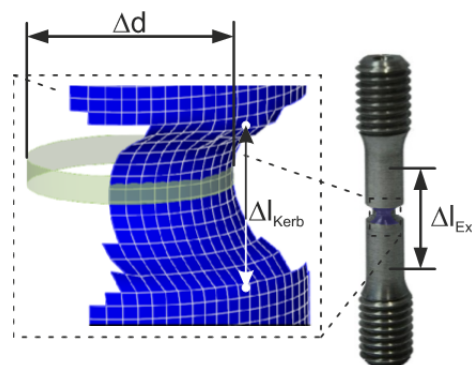


Abb. 41: Definition der Einschnürung Δd , Kerbaufweitung Δl_{Kerb} sowie Extensometerverlängerung Δl_{Ext}

Um die messtechnischen Einflüsse zu minimieren, wurden die benötigten Verformungsgrößen mit Hilfe des optischen Messverfahrens ARAMIS [109] aufgenommen. Als charakteristische Größen für das Last-Verformungs-Verhalten der Kleinst-Kerbzugproben wurde dabei die Einschnürung Δd sowie die lokale Kerbaufweitung Δl_{Kerb} gewählt, siehe [Abb. 41](#). Die lokale Kerbaufweitung Δl_{Kerb} wurde über die Veränderung des Punktabstandes am Rand der Kerbe bestimmt. Da die Kameras lediglich ein Viertel des Umfangs erfassen können, wird mit Hilfe der digitalen Auswertesoftware über die dreidimensionalen Punktkoordinaten ein Zylinder in den Kerbgrund extrapoliert. Durch die Veränderungen dieses Zylinders kann zu jedem Zeitpunkt des Versuchs die Einschnürung Δd der Probe bestimmt werden. Bei der optischen Messung der Einschnürung kommt es allerdings, insbesondere gegen Versuchsende, zu starken Reflexionen im Kerbgrund, wodurch es teilweise zu Ungenauigkeiten bei der Auswertung kommen kann. Deshalb kann die Messung der Kerbaufweitung als zuverlässiger angesehen werden. Neben der optischen Messung wurde das globale Last-Verformungsverhalten mit einem mechanischen Extensometer mit einer Messlänge von $l_0 = 20$ mm aufgenommen.

Die Ergebnisse der Versuche sind in [Abb. A10](#) bis [Abb. A15](#) im Anhang dargestellt. Die unterschiedlichen Maximalkräfte der Versuche aus dem ferritischen Grundwerkstoff resultieren aus einem leicht unterschiedlichen Anfangsdurchmesser d_0 der Proben, siehe [Abb. A10](#). Die Kerbzugversuche werden im Folgenden für die numerische Anpassung der Fließkurven und schädigungsmechanischen Parameter verwendet. Da die Anfangsdurchmesser in den zur Anpassung verwendeten FE-Modellen berücksichtigt werden, stellt dies keine Einschränkung dar. Die weiteren Gefügebereiche zeigen ein ähnliches Last-Verformungsverhalten wie bei den ungekerbten Versuchen, vgl. Kap. 4.2.3. Insbesondere im Bereich der Verbindungsnaht streuen die Bruchverlängerungen stark und weisen im Bereich der Pufferung deutliche Unterschiede zwischen den Entnahmerichtungen (Rohrumfangs- bzw. Rohrlängsrichtung) auf.

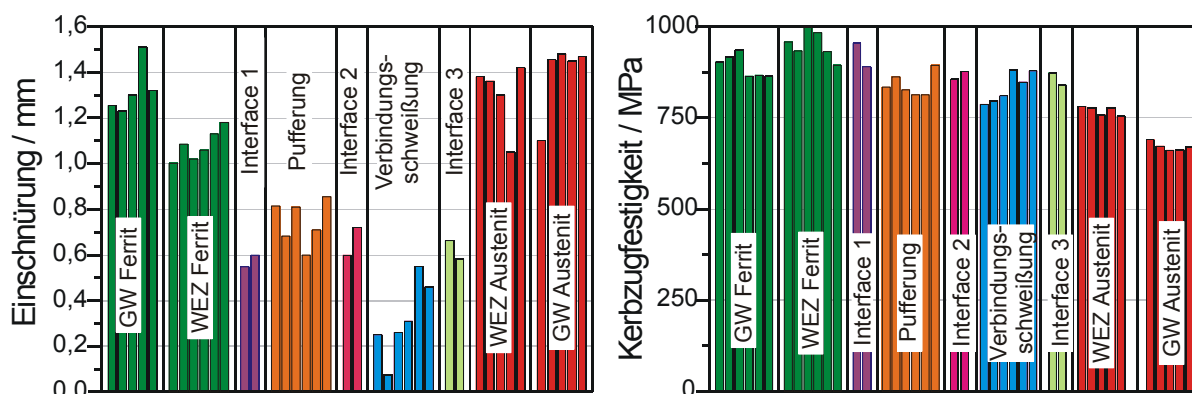


Abb. 42: Übersicht Brucheinschnürungen (links) und Kerbzugfestigkeiten (rechts) der Kerbzugversuche in Rohrlängsrichtung

Zur Verdeutlichung sind in [Abb. 42](#) die Kerbzugfestigkeiten sowie die Brucheinschnürungen der in Rohrlängsrichtung entnommenen Proben dargestellt. In der Darstellung wurden die nach Versuchsende gemessenen Brucheinschnürungen verwendet, da diese unabhängig von der gewählten Messlänge (Kerbaufweitung bzw. Extensometerverlängerung) sind und eine bessere Vergleichbarkeit zu den Ergebnissen der einachsigen Zugversuche bieten. Während sich die Kerbzugfestigkeiten in allen Bereichen annähernd auf dem gleichen Niveau befinden, sind die Brucheinschnürungen, insbesondere im Bereich der Verbindungs-

naht, stark reduziert. Diese Unterschiede sind analog zu den einachsigen Zugversuchen auf den starken Einfluss der dendritischen Erstarrung zurückzuführen. Eine ausführliche Diskussion der mikrostrukturellen Einflüsse erfolgt im Rahmen der fraktographischen Untersuchungen, vgl. Kap. 5.1.

4.2.7 Bruchmechanische Untersuchungen

Die bruchmechanischen Untersuchungen wurden mit Drei-Punkt-Biegeproben (SEB15-Proben) entsprechend ASTM E 1820-08 [122] mit einem a/W -Verhältnis von ungefähr 0,5 durchgeführt. Die Proben mit den Abmessungen $L = 135$ mm, $B = 15$ mm und $W = 30$ mm wurden in L-S Richtung der Rohre entnommen (Risswachstumsrichtung radial von innen nach außen) und enthielten entsprechend dem Nahtaufbau alle Material- und Gefügebereiche der Mischnaht, siehe [Abb. 43](#).

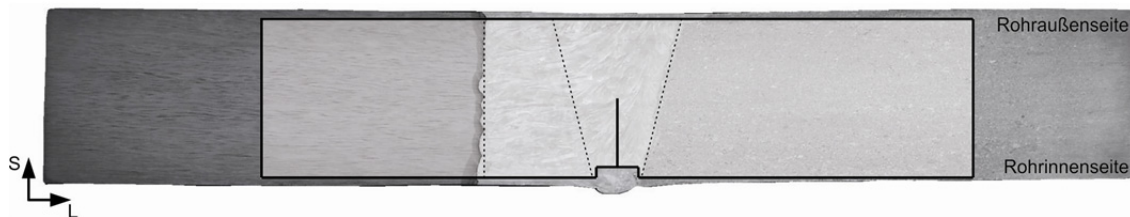


Abb. 43: Entnahmeposition und Risswachstumsrichtung der SEB15-Proben

Da die Einflüsse auf das Risswachstum und insbesondere auf die Risswachstumsrichtung ermittelt werden sollten, wurde auf eine Seitenkerbung der Proben verzichtet, um die Risswachstumsrichtung nicht zu beeinflussen. Entsprechend der vorangegangenen Versuche wurden folgende Positionen der Schweißnaht untersucht:

- Ferritischer Grundwerkstoff
- Werkstoffübergang ferritischer Grundwerkstoff/ Pufferung (Interface 1)
- Pufferung
- Werkstoffübergang Pufferung/ Verbindungsnaht (Interface 2)
- Verbindungsnaht
- Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ austenitischer Grundwerkstoff (Interface 3)
- austenitischer Grundwerkstoff

Die schematischen Positionen der in den SEB-Proben eingebrachten Anfangsschwingrisse sind in [Abb. 44](#) dargestellt.

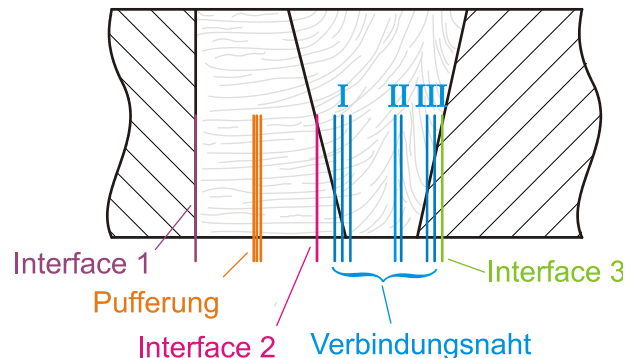


Abb. 44: Entnahmeposition der Bruchmechanikproben (schematische Darstellung)

Für eine eindeutige Positionierung wurde die Lage des Anfangsrisses mit metallographischen Ätzungen festgelegt. Nach Versuchsdurchführung wurde die exakte Position nochmals anhand fraktographischer Untersuchungen überprüft. Der Anfangsriß selbst

wurde mit Hilfe eines Erodierschnittes eingebracht und anschließend gemäß ASTM E 1820-08 [122] auf eine Anfangsrislänge von ungefähr $a_0 \approx 15$ mm ($a/W = 0,5$) angeschwungen.

Die Versuche wurden mit der Methode der partiellen Entlastungen nach ASTM E 1820-08 [122] bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Belastung der Proben erfolgte dehnungskontrolliert. Nach Versuchsende wurden die Proben bei 280 °C für 2 Stunden in einem Ofen angelassen, um dadurch die freien Oberflächen farblich zu markieren. Anschließend wurden die Proben zur Freilegung der Bruchflächen bei Raumtemperatur aufgeschwungen. Als bruchmechanische Kenngröße wurde das J-Integral gemäß ASTM E 1820-08 [122] aus dem globalen Last-Verformungsverhalten (F-COD) der Proben berechnet. Die Ermittlung der bruchmechanischen Kenngrößen J_{IC} nach ASTM E 1820-08 [122] konnte nicht durchgeführt werden, da nicht genügend Datenpunkte im Gültigkeitsbereich lagen. Als bruchmechanischer Kennwert wurde deshalb der physikalische Rissinitiierungskennwert J_i nach ESIS P1-92 [123] bzw. nach Arbeiten der MPA Universität Stuttgart [124] bestimmt. Zur Ermittlung des J_i -Werts wird die Breite der Stretched-Zone an mehreren Stellen der Rissfront ausgemessen und über der Probenbreite gemittelt. Durch alle J - Δa -Punkte wird eine Kurve höherer Ordnung gelegt. Der Schnitt dieser Kurve mit der Breite der Stretched-Zone ergibt den Rissinitiierungskennwert J_i [124]. Im Gegensatz zu homogenen Werkstoffen bildet sich, insbesondere in den Werkstoffübergängen der Mischnaht, die Abstumpfung der Risspitze (Blunting) unsymmetrisch aus, siehe [Abb. 79](#) und [Abb. 81](#). Deshalb hat der physikalische Rissinitiierungskennwert J_i gegenüber anderen bruchmechanischen Kennwerten wie beispielsweise J_{IC} , den Vorteil, dass die Breite der Stretched-Zone für beide angrenzende Werkstoffe unterschieden werden kann. Für die Auswertung wurde in den Werkstoffübergängen jeweils die Stretched-Zone der Seite verwendet, in welche sich der Riss anschließend ausgebreitet hat. In allen Fällen war dies auch die Seite der kleineren Stretched-Zone-Width.

Grundwerkstoffe

In [Abb. A16](#) bis [Abb. A24](#) im Anhang sind die während der Versuche aufgezeichneten Kraft-Verformungskurven (F-COD) und in [Abb. 45](#) bis [Abb. 52](#) die zugehörigen J_R -Kurven dargestellt. Die Proben aus den beiden Grundwerkstoffen, mit einem a/W -Verhältnis ca. 0,5 (vollständige Abmessungen [Tab. A6](#)), zeigen von allen Gefügebereichen der Mischnaht den mit Abstand größten Widerstand gegen Rissinitiierung und -wachstum, siehe [Abb. 45](#).

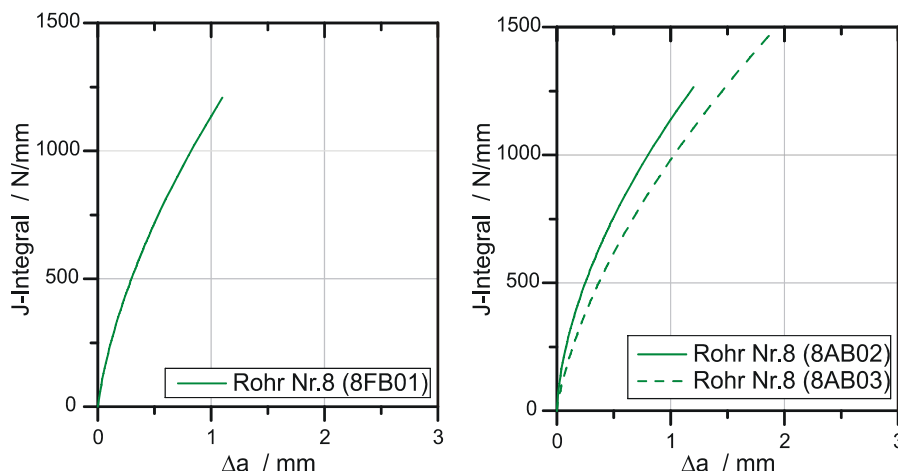


Abb. 45: Risswiderstandskurve der aus dem ferritischen (links) und austenitischen (rechts) Grundwerkstoff entnommenen SEB15-Proben

Pufferung

Die drei aus der Pufferung entnommen Proben weisen ein a/W -Verhältnis von 0,51 bis 0,53 auf, wobei die Probenweite W durch die geringe Wanddicke in den geschweißten Bereichen teilweise kleiner als $W = 30$ mm ist. Entsprechend der Prüfnorm ASTM E 1820-08 [122] wurde der Lagerabstand an die unterschiedlichen Probenweiten angepasst (vollständige Abmessungen siehe [Tab. A6](#)). Die ermittelten J_R -Kurven weisen bedingt durch die dendritische Erstarrungsstruktur eine wesentlich größere Streuung auf als die Proben aus den beiden Grundwerkstoffen, vgl. [Abb. 45](#) und [Abb. 46](#). Ihre Steigung und folglich auch der Risswiderstand sind, insbesondere im vorderen Bereich um die Rissinitiierung, deutlich geringer.

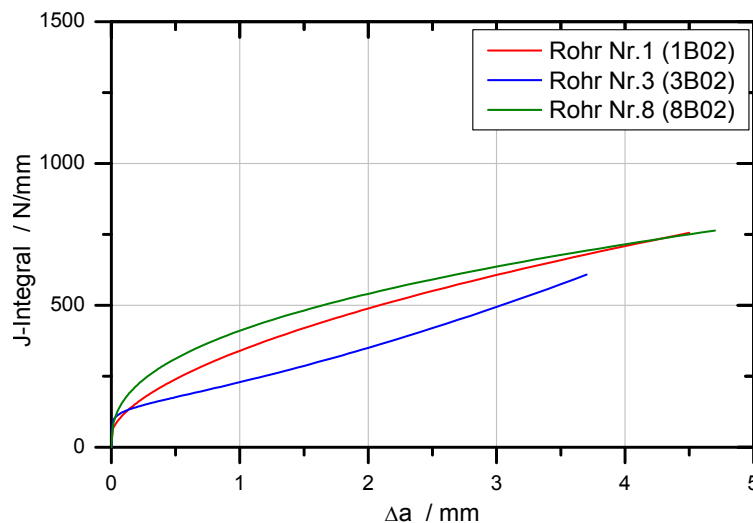
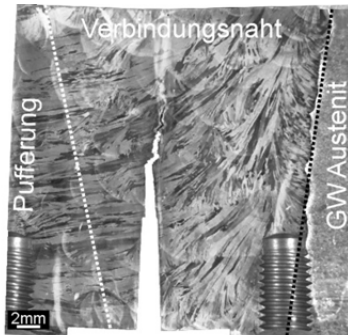
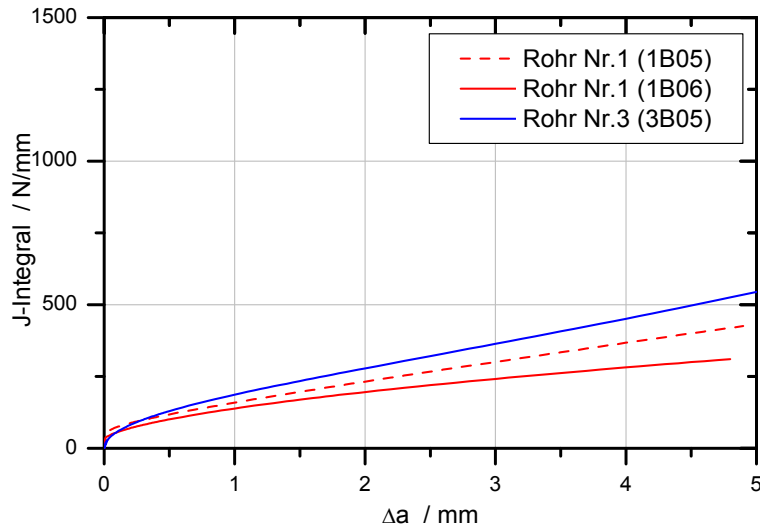


Abb. 46: Risswiderstandskurve der aus der Pufferung entnommenen SEB15-Proben

Verbindungsnaht

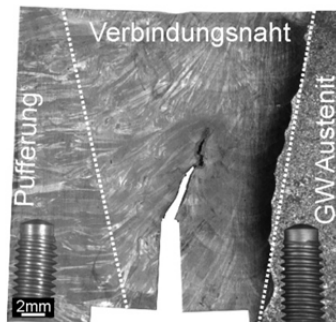
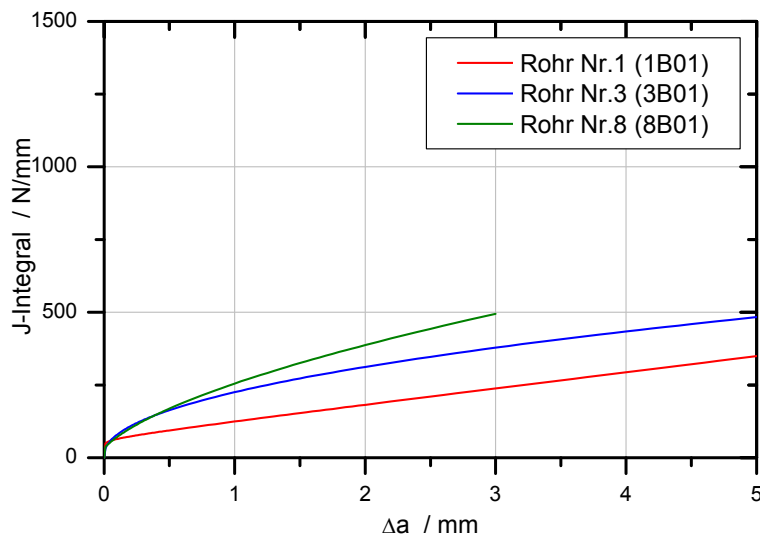
Die Verbindungsnaht stellt in Bezug auf die Rissinitiierung und -ausbreitung den schwächsten Gefügebereich der untersuchten Mischnaht dar, weshalb aus diesem Bereich mehrere Proben sowohl mittig (Position II) als auch in Richtung der Pufferung (Position I) bzw. des austenitischen Grundwerkstoffs (Position III) versetzt entnommen wurden, siehe [Abb. 44](#). Die entnommenen Proben weisen alle ein a/W -Verhältnis von ca. 0,5 auf, wobei die Probenweite W wie bei den Proben aus der Pufferung durch die geringe Wanddicke teilweise kleiner als $W = 30$ mm ist. Entsprechend der Prüfnorm ASTM E 1820-08 [122] wurde der Lagerabstand an die unterschiedlichen Probenweiten angepasst (vollständige Abmessungen siehe [Tab. A6](#)).

Obwohl die Verbindungsnaht und die Pufferung aus einem identischen Schweißgut hergestellt sind, zeigen die Proben aus der Verbindungsnaht einen geringeren Risswiderstand und eine nochmals größere Streuung der J_R -Kurven, siehe [Abb. 47](#) bis [Abb. 49](#). Durch die radial nach außen abbiegende Erstarrungsstruktur in der Verbindungsnaht ist je nach Entnahmeposition auch die Orientierung des Risses zur dendritischen Erstarrungsrichtung verschieden. Je gleichartiger die Orientierung der Erstarrungsstruktur und des Risswachstums ist, desto geringer ist der experimentell ermittelte Risswiderstand. Den geringsten Risswiderstand weisen die in Richtung Pufferung



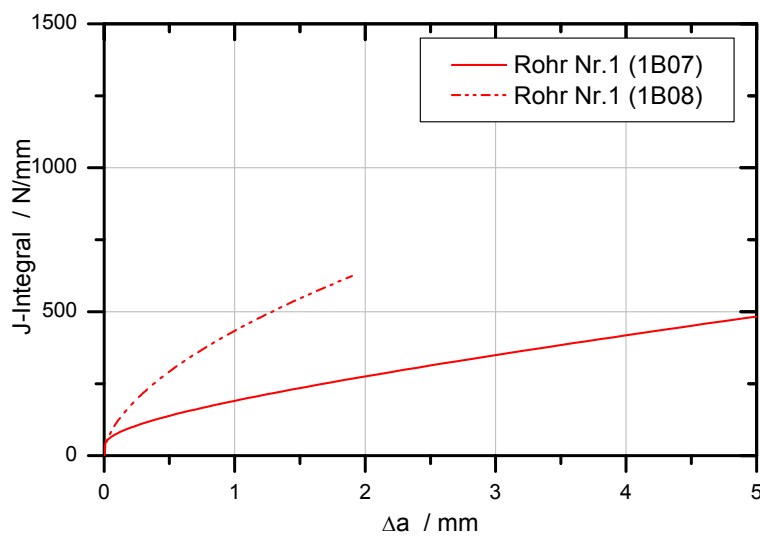
Längsschliff Probenmitte (1B06)

Abb. 47: Risswiderstandskurve der links versetzt (Position I) entnommenen SEB15-Proben aus der Verbindungsnaht



Längsschliff Probenmitte (8B01)

Abb. 48: Risswiderstandskurve der mittig aus der Verbindungsnaht (Position II) entnommenen SEB15-Proben



Längsschliff Probenmitte (1B07)

Abb. 49: Risswiderstandskurve der rechts versetzt (Position III) entnommenen SEB15-Proben aus der Verbindungsnaht

versetzt entnommen Proben auf (Position I), was dieser Annahme anschaulich widerspricht. Rein durch die Korrelation von Erstarrungs- und Risswachstumsrichtung ist der minimale Risswiderstand bei den mittig entnommen Proben (Position II) zu erwarten. Bei diesen Proben wurde allerdings bereits der eingebrachte Anfangsriss entlang der dendritischen Erstarrungsrichtung aus der Ligamentebene ausgelenkt. Bei der vorliegenden Drei-Punkt-Biegung hat dies zur Folge, dass die Risspitze in Bereiche mit einem niedrigeren Biegemoment verlagert wird, wodurch sich an Position II der Risswiderstand gegenüber Position I erhöht. Bei den in Richtung des austenitischen Grundwerkstoffs versetzt entnommenen Proben (Position III) war der Anfangsriss gerade. Allerdings profitieren diese Proben von der plastischen Verformung des angrenzenden austenitischen Grundwerkstoffs. Infolge des hohen Mismatchverhältnisses ($M = 2,1$) der Verbindungsnaht zum austenitischen Grundwerkstoff bildet sich die plastische Zone bis in die Grundwerkstoffbereiche aus, wodurch sich die über die F-COD-Kurve berechnete plastische Energieaufnahme erhöht. Eine ausführliche Betrachtung erfolgt im Rahmen der numerischen Untersuchungen, vgl. Kap. 8.2.7.

Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1)

Die drei Proben aus dem Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1) weisen alle ein a/W -Verhältnis von ca. 0,5 auf, wobei die Probenweite W durch die geringe Wanddicke in den geschweißten Bereichen teilweise kleiner als $W = 30$ mm ist. Entsprechend der Prüfnorm ASTM E 1820-08 [122] wurde der Lagerabstand an die unterschiedlichen Probenweiten angepasst (vollständige Abmessungen siehe [Tab. A6](#)). Die ermittelten J_R -Kurven (siehe [Abb. 50](#)) zeigen im Vergleich zur Pufferung (siehe [Abb. 46](#)) einen deutlich höheren Risswiderstand. Durch die wellige Grenzfläche zwischen Ferrit und Pufferung verlaufen Teile der Rissfront durch die ferritische WEZ. Durch den dort herrschenden höheren Risswiderstand wird auch der Verlauf der J_R -Kurven an Interface 1 steiler als in der Pufferung.

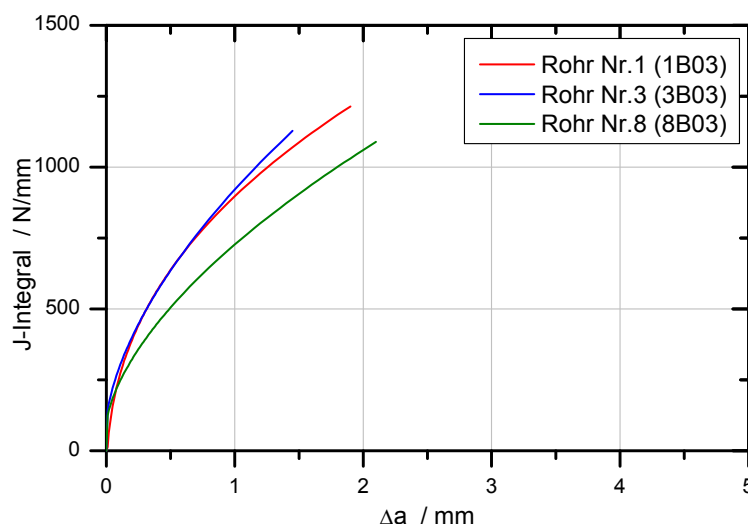


Abb. 50: Risswiderstandskurve der aus dem Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1) entnommenen SEB15-Proben

Werkstoffübergang zwischen Pufferung und Verbindungsnaht (Interface 2)

Im Werkstoffübergang zwischen der Pufferung und der Verbindungsnaht (Interface 2) konnte lediglich eine Probe mit einem a/W -Verhältnis von 0,51 (vollständige Abmessungen siehe [Tab. A6](#)) exakt positioniert werden. Bei den anderen Proben zeigten die nachfolgenden fraktographischen Untersuchungen, dass die Spitze des Schwingrisses im Bereich der Verbindungsnaht liegt. Ähnlich zu den Proben aus der Verbindungsnaht (Position I) zeigt die Probe aus diesem Bereich einen geringen Risswiderstand, vgl. [Abb. 51](#) und [Abb. 47](#).

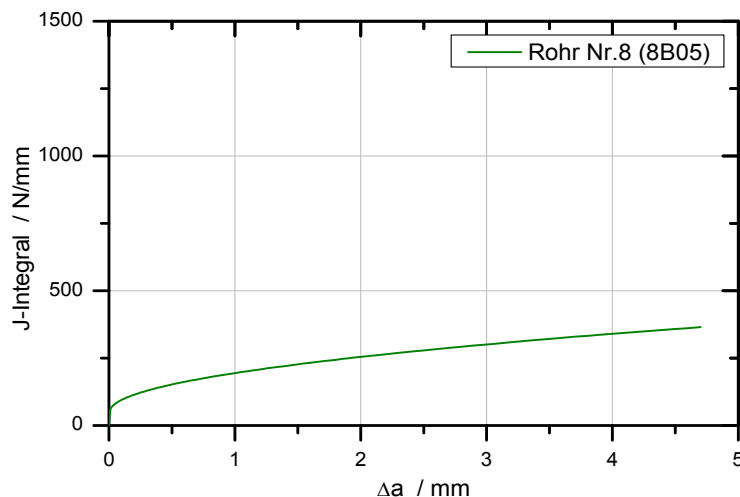


Abb. 51: Risswiderstandskurve der aus dem Werkstoffübergang zwischen Pufferung und Verbindungsnaht (Interface 2) entnommenen SEB15 Probe

Werkstoffübergang zwischen Verbindungsnaht und Austenit (Interface 3)

Die drei aus dem Werkstoffübergang zwischen austenitischem Grundwerkstoff und der Verbindungsnaht (Interface 3) entnommenen Proben weisen ungefähr ein a/W -Verhältnis von 0,5 auf. Wie schon bei den zuvor betrachteten Positionen unterscheiden sich auch bei diesen Proben die Probenweite und der Lagerabstand. Im Vergleich zu den direkt aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben weisen die J_R -Kurven aus dem austenitischen Werkstoffübergang (Interface 3) entnommenen Proben einen wesentlich steileren Verlauf auf (vgl. [Abb. 49](#) und [Abb. 52](#)).

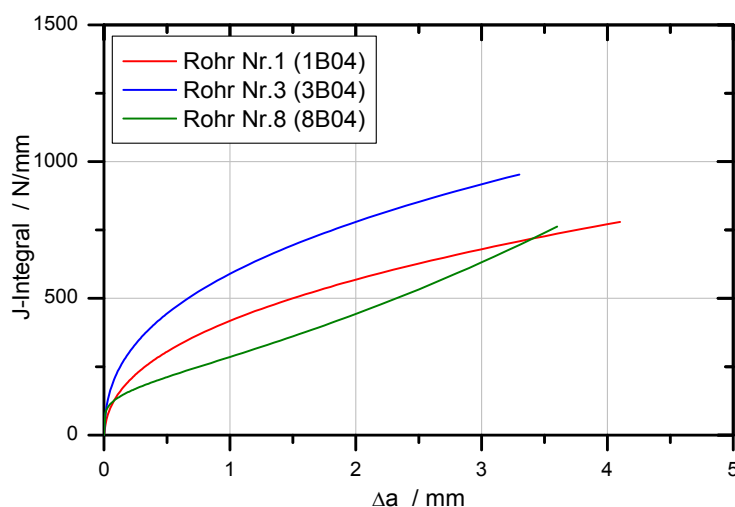


Abb. 52: Risswiderstandskurve der aus dem Werkstoffübergang zwischen Verbindungsnaht und Austenit (Interface 3) entnommenen SEB15-Proben

Wie schon die aus der Verbindungsnaht in Richtung Austenit versetzt entnommenen Proben (Position III) profitieren die Proben aus dem direkten Werkstoffübergang von einer plastischen Verformung des direkt angrenzenden austenitischen Grundwerkstoffs. Die größeren Dehnungen im angrenzenden Grundwerkstoff lassen sich mit ARAMIS-Aufnahmen anschaulich darstellen, siehe [Abb. 53](#).

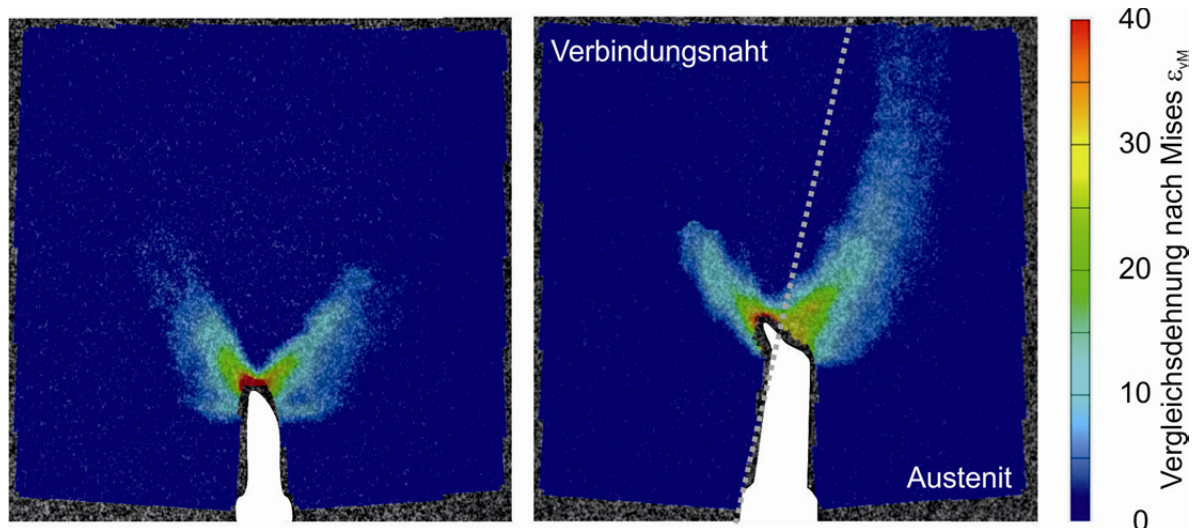


Abb. 53: Dehnungsverteilung in der Rissspitzenumgebung einer mittig aus der Pufferung (links) entnommenen Probe und einer Probe aus Interface 3 (rechts) zum jeweiligen experimentellen Höchstlastpunkt

In [Abb. 53](#) sind zur Abgrenzung die Dehnungsentwicklungen einer mittig aus der Pufferung und einer aus dem austenitischen Werkstoffübergang (Interface 3) entnommenen Probe am Höchstlastpunkt dargestellt. Die Aufnahmen an der Außenoberfläche der beiden SEB-Proben zeigen deutlich die gegenüber dem Schweißgut größeren plastischen Verformungen im austenitischen Grundwerkstoff. Zudem verlaufen wie beim Werkstoffübergang zum ferritischen Grundwerkstoff (Interface 1) Teile der Rissfront durch den Grundwerkstoff. Durch den dort vorliegenden höheren Risswiderstand wird auch der Verlauf der J_R -Kurven der direkt aus dem Werkstoffübergang entnommenen Proben steiler.

Eine vergleichende Übersicht der ermittelten physikalischen Rissinitiierungskennwerte J_i ist in [Abb. 54](#) zu sehen. Die Übersicht enthält, neben den in der vorliegenden Arbeit ermittelten Werten, auch Kennwerte aus den Forschungsvorhaben VGB 3.2 [9] und VGB 6.1 [27]. Der Verlauf der Initiierungskennwerte zeigt ein absolutes Minimum im Bereich der Verbindungsnaht. Durch den geringen Risswiderstand verlaufen in diesem Bereich zum einen die J_R -Kurven extrem flach und zum anderen zeigt das untersuchte Schweißgut im Vergleich zu den beiden Grundwerkstoffen annähernd keine plastische Verformung (Blunting) vor der Rissinitiierung. Resultierend ist die ermittelte Stretched-Zone-Width (siehe [Abb. A25](#)) sehr gering, was sich in den geringen Rissinitiierungskennwerten widerspiegelt. Im Vergleich zu den aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben bilden die Proben aus der Pufferung infolge der unterschiedlichen Erstarrungsrichtung eine größere Stretched-Zone aus. Der Einfluss der dendritischen Erstarrungsstruktur auf die mikromechanischen Vorgänge wird im Rahmen der fraktographischen Untersuchungen in Kap. 5.2.1 ausführlich erläutert. In den Werkstoffübergängen zu den beiden Grundwerkstoffen steigen die bestimmten Initiierungskennwerte deutlich an. Zum einen profitieren diese Proben vom hohen plastischen Verformungsvermögen der angrenzenden Grundwerkstoffe. Zum anderen

verlaufen Teile der Rissfront durch die angrenzenden Grundwerkstoffe. Da die Stretched-Zone als Mittelwert über der gesamten Probenbreite ermittelt wird, gehen bei der Kennwertermittlung auch die wesentlich duktileren Anteile des Austenits in die Stretched-Zone-Width und somit in die Bestimmung der Rissinitiierung mit ein. Insbesondere die in den austenitischen Werkstoffbereichen auftretenden großen plastischen Verformungen bedingen maßgeblich die deutliche Erhöhung der Initiierungskennwerte im Werkstoffübergang zur Verbindungsnaht (Interface 3).

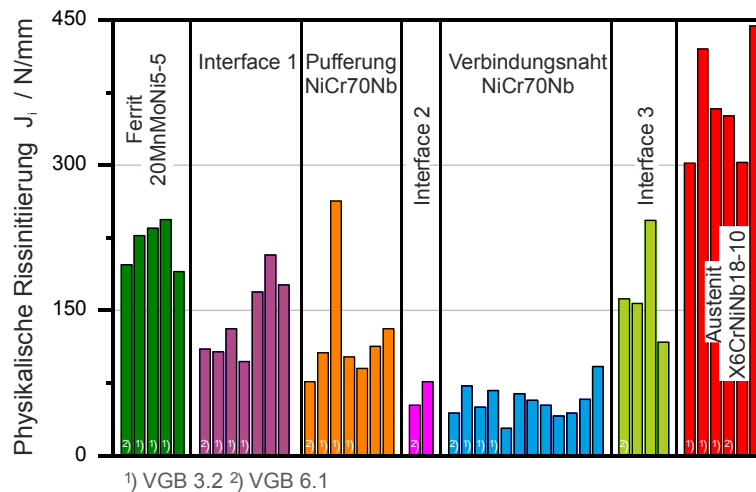


Abb. 54: Übersicht der ermittelten J_I -Werte der geprüften SEB15-Proben sowie den Kennwerten aus den vorangegangenen Vorhaben VGB 3.2 [9] und VGB 6.1 [27]

Die im Vergleich zur Verbindungsschweißung deutlich höheren Initiierungswerte der Werkstoffübergänge stehen in einem scheinbaren Widerspruch zu den mit der empirischen Korrelation aus den Kerbschlagarbeiten errechneten Initiierungswerten, vgl. [Abb. 39](#) und [Abb. 54](#). Im Gegensatz zu den Kerbschlagbiegeproben, welche in den Werkstoffübergängen um den Flankenwinkel gedreht sind, sind die untersuchten SEB-Proben ausnahmslos in L-S Richtung positioniert. Demzufolge sind die Kerbschlagbiegeproben annähernd in Richtung der dendritischen Erstarrung orientiert, die Bruchmechanikproben jedoch nicht. Durch den aufgezeigten Einfluss der dendritischen Erstarrungsstruktur auf die Rissinitiierung sind die Abweichung beider Versuchsreihen somit nicht dem empirischen Charakter der Korrelation zuzuschreiben.

5 Bestimmung der mikromechanischen Versagensvorgänge

Für die Untersuchung der mikromechanischen Prozesse während der Rissinitiierung und -ausbreitung wurden umfangreiche fraktographische Untersuchungen durchgeführt. Die Untersuchungen umfassen neben elektronenmikroskopischen Aufnahmen der Bruchflächen auch lichtoptische sowie elektronenmikroskopische Untersuchungen von Quer- und Längsschliffen zur Analyse des Rissverlaufs.

5.1 Untersuchungen der Zugproben

Für eine Absicherung der schädigungsmechanischen Berechnungsmethode wurden sowohl die gekerbten als auch die ungekerbten Zugproben fraktographisch untersucht. Diese Untersuchungen beinhalten neben den reinen fraktographischen Analysen der Bruchflächen die genaue Bestimmung der Art der hohlraumbildenden Phasen mit EDX-Analysen. Für die folgenden Untersuchungen wurde aus jedem Bereich eine charakteristische Probe exemplarisch ausgewählt.

5.1.1 Fraktographische Untersuchung der Bruchflächen

Ferritischer Grundwerkstoff

Die Rundzugprobe aus dem ferritischen Grundwerkstoff (1FRT01) zeigt die typischen Merkmale eines „Fräserbruchs“ [125], siehe Ausschnitt 1 und 2 in [Abb. 55](#).

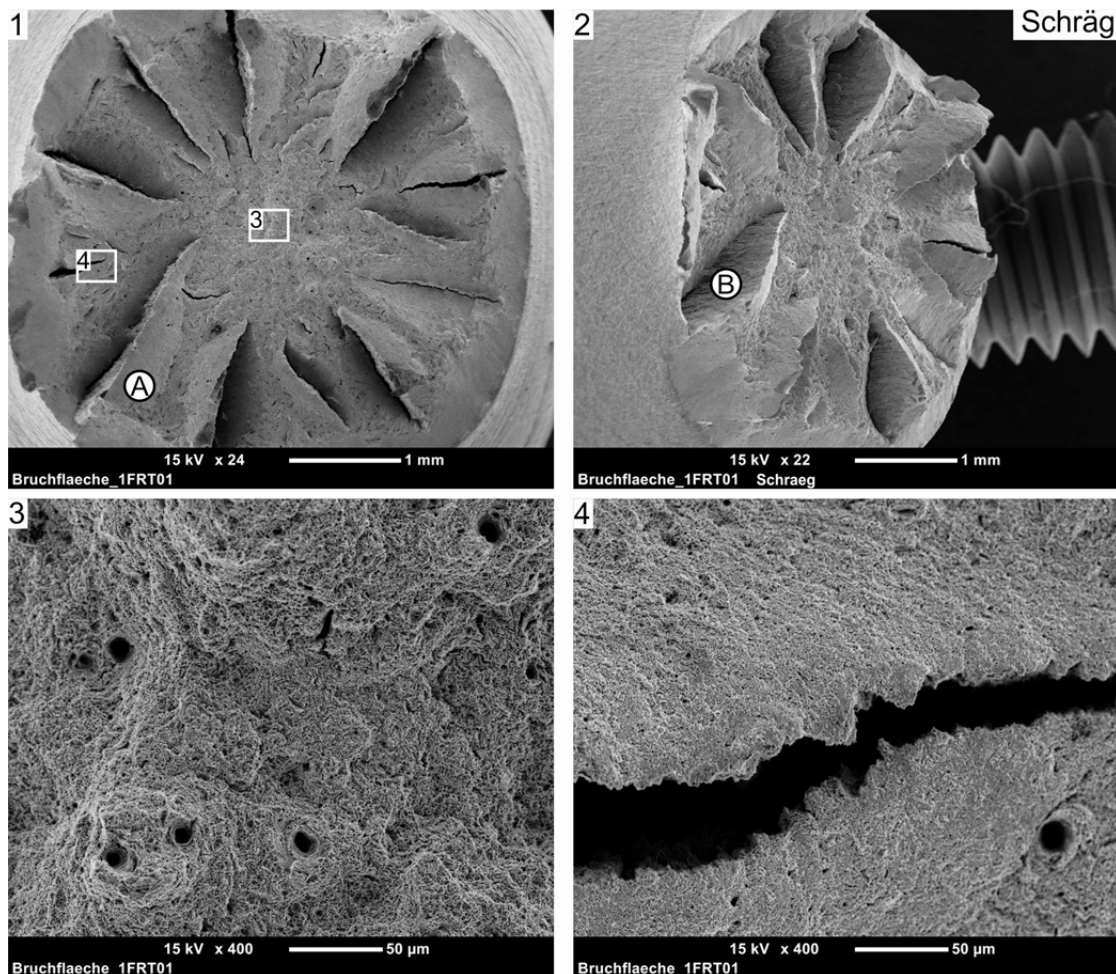


Abb. 55: Bruchfläche einer Rundzugprobe aus dem ferritischen Grundwerkstoff (REM-Aufnahme)

Die Bruchentstehung erfolgt dabei ähnlich dem typischen „Trichter- und Kegelbruch“. Durch das Einschnüren der Probe nach dem Überschreiten der Gleichmaßdehnung bildet sich in der Probe ein mehrachsiger Spannungszustand aus. Da die maximale Beanspruchung im Zentrum der Probe herrscht, findet der Anriss in diesem Bereich statt [19]. Infolge des vorliegenden mehrachsigen Spannungszustandes treten allerdings auch in Umfangsrichtung hohe Spannungen auf, wodurch die Probe in radialer Richtung mehrfach aufreißt (Ⓑ in Abb. 55). Dadurch bricht der mehrachsige Spannungszustand zusammen und die verbleibenden Einzelsegmente (Ⓐ in Abb. 55) scheren in der Ebene der maximalen Schubspannung unter ca. 45° ab [126]. Derartige Risse sind nicht unüblich und werden in der Literatur [127], [128] unter anderem für Vergütungsstähle mit ausgeprägt zeiligem Gefüge beschrieben.

Bei der vorliegenden Bruchfläche des ferritischen Grundwerkstoffs sind die von der Mitte radial nach außen verlaufenden Scherlippen (Ⓐ in Abb. 55) deutlich zu erkennen. Die sich in der Mitte der Bruchfläche (Ausschnitt 3 in Abb. 55) befindenden Waben, sowie die Scherwaben (Ausschnitt 4 in Abb. 55) belegen das duktile Versagen des Werkstoffs auf mikroskopischer Ebene.

Ferritische WEZ

Durch die beschränkte Größe der ferritischen WEZ konnten aus diesem Bereich lediglich Kerbzugproben entnommen werden. Der Bruch erfolgt vermutlich infolge des durch die Kerbe gegenüber dem Grundwerkstoff geänderten Spannungszustandes als klassischer „Trichter- und Kegelbruch“ mit klar ausgebildeten Scherlippen, Ⓐ in Abb. 56. Die ablaufenden mikromechanischen Bruchmechanismen sind dabei identisch zum „Fräserbruch“, nur dass keine Werkstofftrennung in radialer Richtung erfolgt. Entsprechend sind analog zum ferritischen Grundwerkstoff auf der gesamten Bruchfläche duktile Wabenstrukturen (Ausschnitt 2 in Abb. 56) zu erkennen. Nach den fraktographischen Aufnahmen ist davon auszugehen, dass trotz der geänderten mechanisch-technologischen Eigenschaften der WEZ (vgl. Kap. 4.2.6) die mikromechanischen Schädigungsprozesse gegenüber dem ferritischen Grundwerkstoff unverändert bleiben.

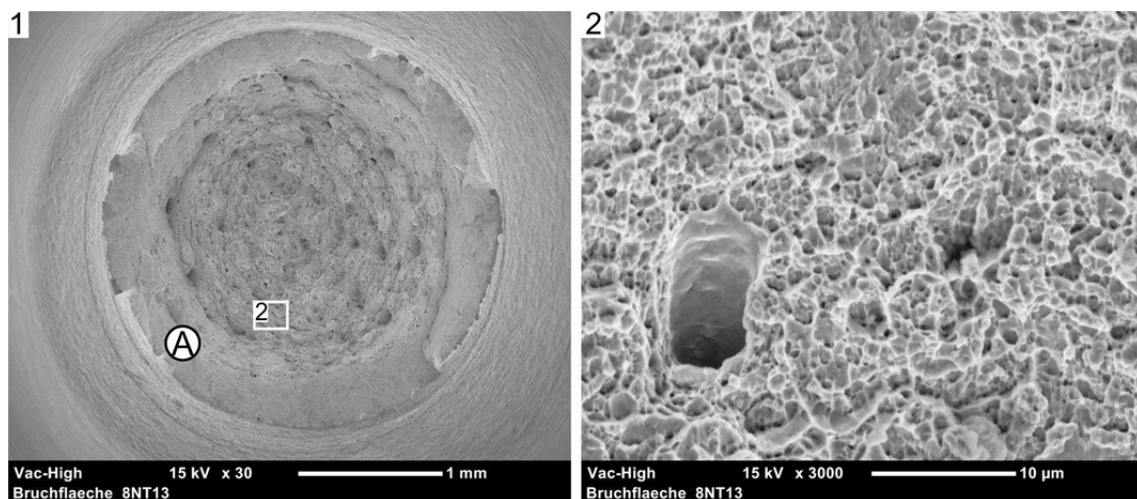


Abb. 56: Bruchfläche einer Kerbzugprobe aus der ferritischen WEZ (REM-Aufnahme)

Pufferung

In den Zugversuchen zeigte sich bei den Proben aus der Pufferung und der Verbindungsnaht in den ermittelten Kennwerten ein deutlicher Einfluss der dendritischen Erstarrung (vgl. Kap. 4.2.6). Die Ergebnisse belegen, dass insbesondere die Verformungskennwerte bei senkrecht zur Belastungsrichtung verlaufenden Dendriten reduziert sind. Eine detaillierte Darstellung des Einflusses der unterschiedlichen Rissausbreitungsrichtungen entlang der dendritischen Erstarrung (interdendritisch) bzw. quer zur dendritischen Erstarrung (transdendritisch), erfolgt in den folgenden fraktographischen Untersuchungen.

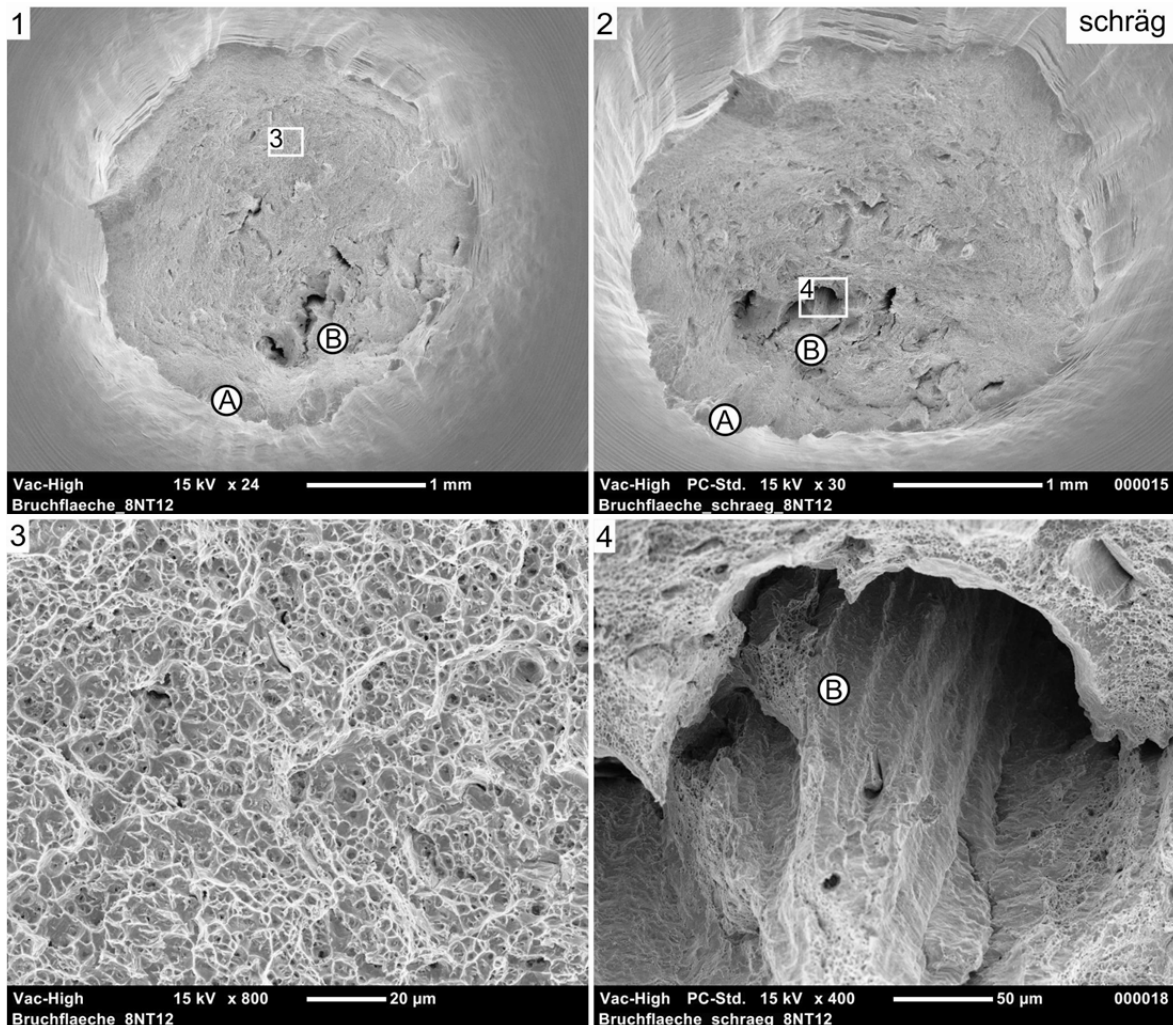


Abb. 57: Bruchfläche einer Kerbzugprobe aus der Pufferung (REM-Aufnahme)

Die Bruchfläche der untersuchten Kerbzugprobe (8NT12) aus der Pufferung zeigt bei makroskopischer Betrachtung ebenfalls ein Versagen in Form eines „Trichter- und Kegelbruchs“ (Ausschnitt 1 und 2 in [Abb. 57](#)) mit klar ausgebildeten Scherlippen (A in [Abb. 57](#)). Auf der gesamten Bruchfläche sind duktile Waben (Ausschnitt 3 in [Abb. 57](#)) zu erkennen. Aufgrund der in Belastungsrichtung orientierten Dendriten verläuft der Bruch weitestgehend transdendritisch durch die einzelnen Dendriten hindurch. Auffällig sind zudem die interdendritischen Werkstofftrennungen senkrecht zur Bruchfläche, siehe B in [Abb. 57](#). Bei schräger Betrachtung sind in diesen senkrechten interdendritischen Werkstofftrennungen ebenfalls duktile Wabenstrukturen zu erkennen (Ausschnitt 4 in [Abb. 57](#)). Diese flach ausgebildeten Waben resultieren aus der erhöhten Ausscheidungsdichte in den interdendritischen Bereichen (vgl. Kap. 2.1). Da die duktile Rissinitiation an nicht-

metallischen Einschlüssen stattfindet, können die interdendritischen Bereiche als geschwächt angesehen werden [33], [40]. Somit sind auch die interdendritischen Werkstofftrennungen in der wesentlich geringer belasteten Richtung senkrecht zur Bruchfläche zu erklären. Die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Einschlüsse erfolgt mit Hilfe von EDX-Analysen, siehe Kap. 5.1.2.

Verbindungsnaht

Durch die in der Verbindungsnaht schräg bis senkrecht zur Belastungsrichtung orientierte dendritische Erstarrungsstruktur (vgl. Kap. 4.2.2) ist deren Einfluss in diesem Bereich noch ausgeprägter. Deshalb zeigen die mit den gekerbten und ungekerbten Zugversuchen bestimmten Kennwerte in der Verbindungsnaht ausnahmslos die geringste Duktilität und die größte Streuung (vgl. Kap. 4.2.6). Für eine detaillierte Untersuchung der Ursache dieser Streuung wurden drei aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben (8NT02, 1NT06 sowie 8NT07) mit unterschiedlicher Bruchverlängerung fraktographisch analysiert, siehe [Abb. 58](#). Die Übersichtsdarstellung zeigt, dass mit zunehmenden interdendritischen Bruchflächenanteilen das Verformungsvermögen abnimmt. Zur Verdeutlichung sind die Anteile inter- und transdendritischer Bruchflächen farblich hervorgehoben. Die stark unterschiedlichen interdendritischen Anteile bei den dargestellten Proben resultieren aus den leicht verschiedenen Entnahmeorten in der Verbindungsnaht. Durch die schräg nach außen abbiegende Erstarrungsstruktur (vgl. Kap. 4.1) können je nach Entnahmeort die Anteile orthogonal zur Belastungsrichtung verlaufender Dendriten variieren.

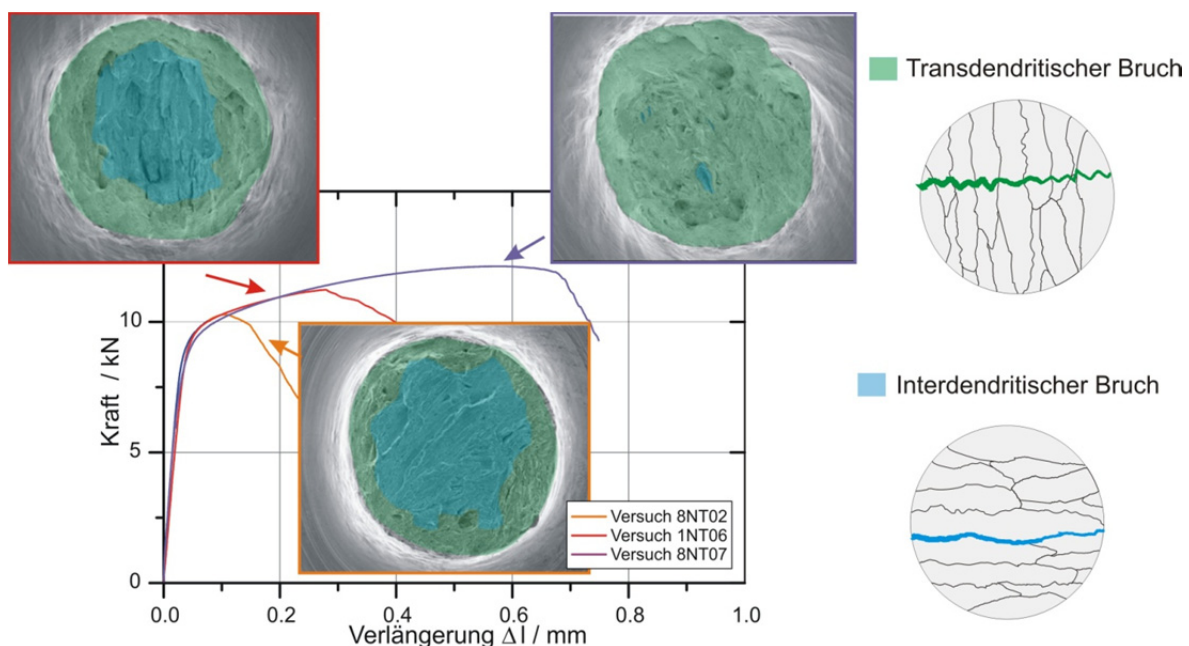


Abb. 58: Last-Verlängerung der Kerbzugversuche sowie schematische Darstellung der Bruchverläufe; Verbindungsnaht (NiCr70Nb)

Die Probe 8NT07, welche von den drei betrachteten Proben aus der Verbindungsnaht die größte Bruchverlängerung aufwies, zeigt im Vergleich zu der vorher betrachteten Probe aus der Pufferung (8NT12) ebenfalls einen „Trichter- und Kegelbruch“ (Ausschnitt 1 in [Abb. 59](#)), allerdings mit schwächer ausgebildeten Scherlippen (A in [Abb. 59](#)). Auf der betrachteten Bruchfläche sind gleichmäßig verteilte duktile Waben zu finden, welche teilweise eine Ausrichtung erkennen lassen (Ausschnitt 2 in [Abb. 59](#)). Im Vergleich mit [Abb. 11](#) entspricht diese annähernd der Richtung der dendritischen Erstarrung. Wie schon bei den

vorangegangenen Untersuchungen beschrieben, haben die interdendritischen Bereiche eine erhöhte Ausscheidungsichte und sind folglich geschwächt. Durch diese Schwächung läuft der Bruch bevorzugt entlang der einzelnen Dendritenarme.

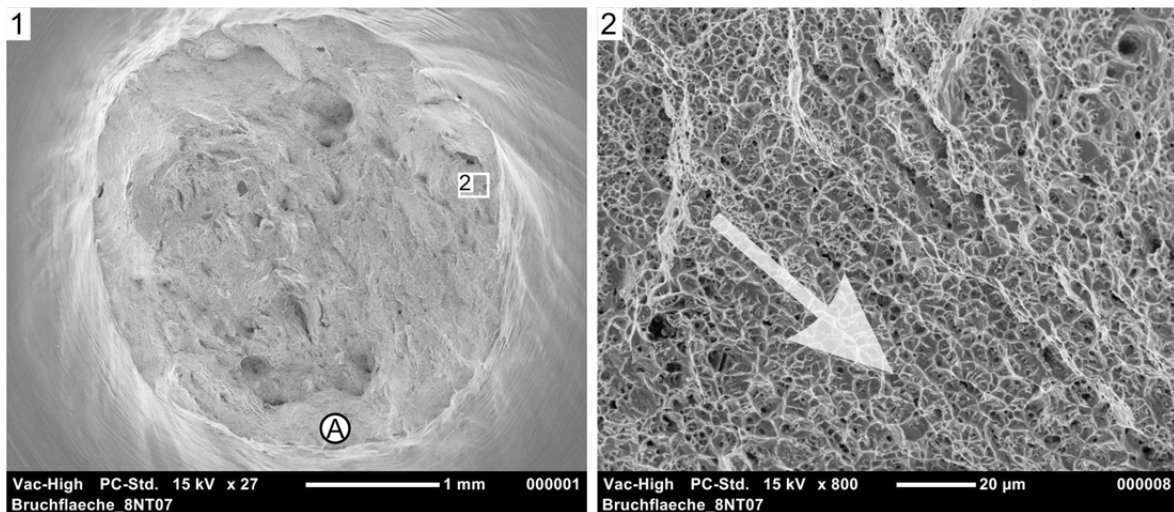


Abb. 59: Bruchfläche einer Kerbzugprobe aus der Verbindungsnaht (8NT07) (REM-Aufnahme)

Der Bruch der Probe 1NT06 (die Probe mit der mittleren Bruchverlängerung der drei betrachteten Proben) erfolgte ebenfalls als „Trichter- und Kegelbruch“ mit schwach ausgebildeten Scherlippen (A in [Abb. 60](#)). In der Probenmitte ist deutlich das senkrecht zur Belastungsrichtung verlaufende dendritische Gefüge mit einer im Vergleich zu den Grundwerkstoffen schwach ausgebildeten Wabenstruktur zu erkennen (Ausschnitt 2 in [Abb. 60](#)). Die zwischen den einzelnen Dendritenarmen erkennbaren Werkstofftrennungen (B in [Abb. 60](#)) sind ebenfalls ein Resultat der erhöhten Ausscheidungsichte auf den Dendriten. Im vorliegenden Fall ist deutlich zu erkennen, dass der Haupttriss (senkrecht zur Belastungsrichtung) teilweise um die einzelnen Dendritenarme herum gewachsen ist, wodurch der Anschein entsteht, dass die einzelnen Dendriten herausgelöst wurden. In der Mitte der Bruchfläche klaffen diese Risse mehr auf als in den Randbereichen, was den Rückschluss zulässt, dass die mittigen Risse durch den mehrachsigeren Spannungszustand aufgezogen wurden.

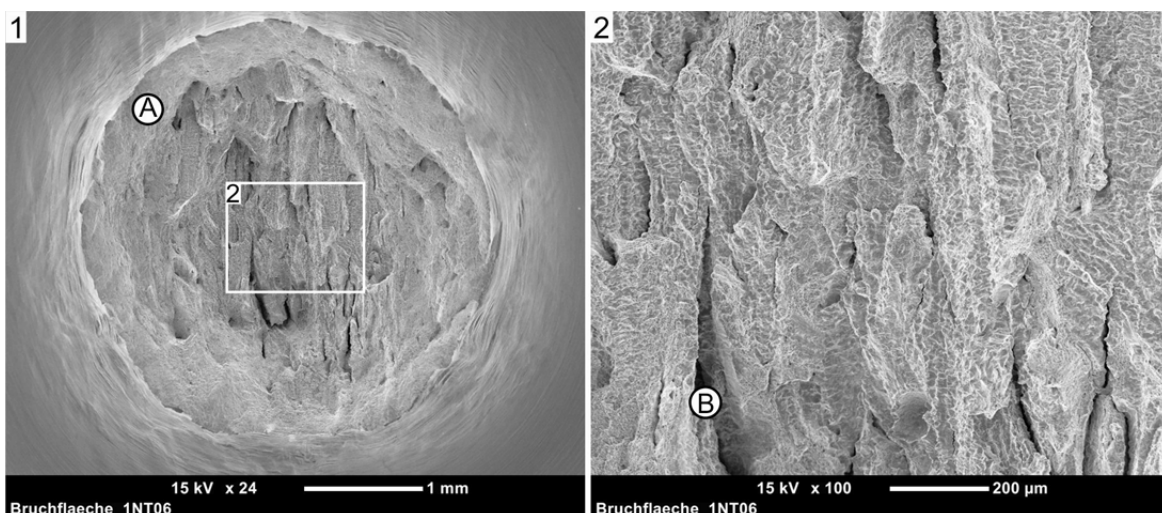


Abb. 60: Bruchfläche einer Kerbzugprobe aus der Verbindungsnaht (1NT06) (REM-Aufnahme)

Die Probe 8NT02 weist die geringste Bruchverlängerung auf, was auch mit der Bruchflächenanalyse korreliert. Im Gegensatz zu den beiden vorangegangenen Proben ähnelt die Bruchmorphologie einem Normalspannungsbruch ohne klar ausgebildete Scherlippen (Ausschnitt 1 in [Abb. 61](#)). Auf der Bruchfläche lassen sich im Vergleich zu den beiden anderen Proben 1NT06 und 8NT07 die meisten interdendritischen Bruchflächenanteile dokumentieren, siehe [Abb. 58](#). Insbesondere in der Mitte der Bruchfläche finden sich größere Anteile mit nur sehr schwach ausgebildeten duktilen Waben (Ausschnitte 2 und 3 in [Abb. 61](#)). Bei einem Vergleich der schräg betrachteten Bruchfläche der Verbindungsnaht (Ausschnitt 4 in [Abb. 61](#)) und den senkrechten Werkstofftrennungen im Bereich der Pufferung (Ausschnitt 4 in [Abb. 57](#)) lassen sich nochmals die identischen Versagensmechanismen in beiden Bereichen verdeutlichen. Beide Flächen weisen bedingt durch die erhöhte Ausscheidungsichte eine schwach ausgebildete duktile Wabenstruktur auf. Jedoch unterscheiden sich, durch die unterschiedliche Richtung des dendritischen Gefüges, auch die Rissausbreitungsrichtungen beider Proben. Die orthogonale Ausrichtung der Dendriten zur Belastungsrichtung in der Pufferung führt zu den senkrechten Rissen, während die parallele Ausrichtung in der Verbindungsnaht zu einer verminderten Duktilität führt.

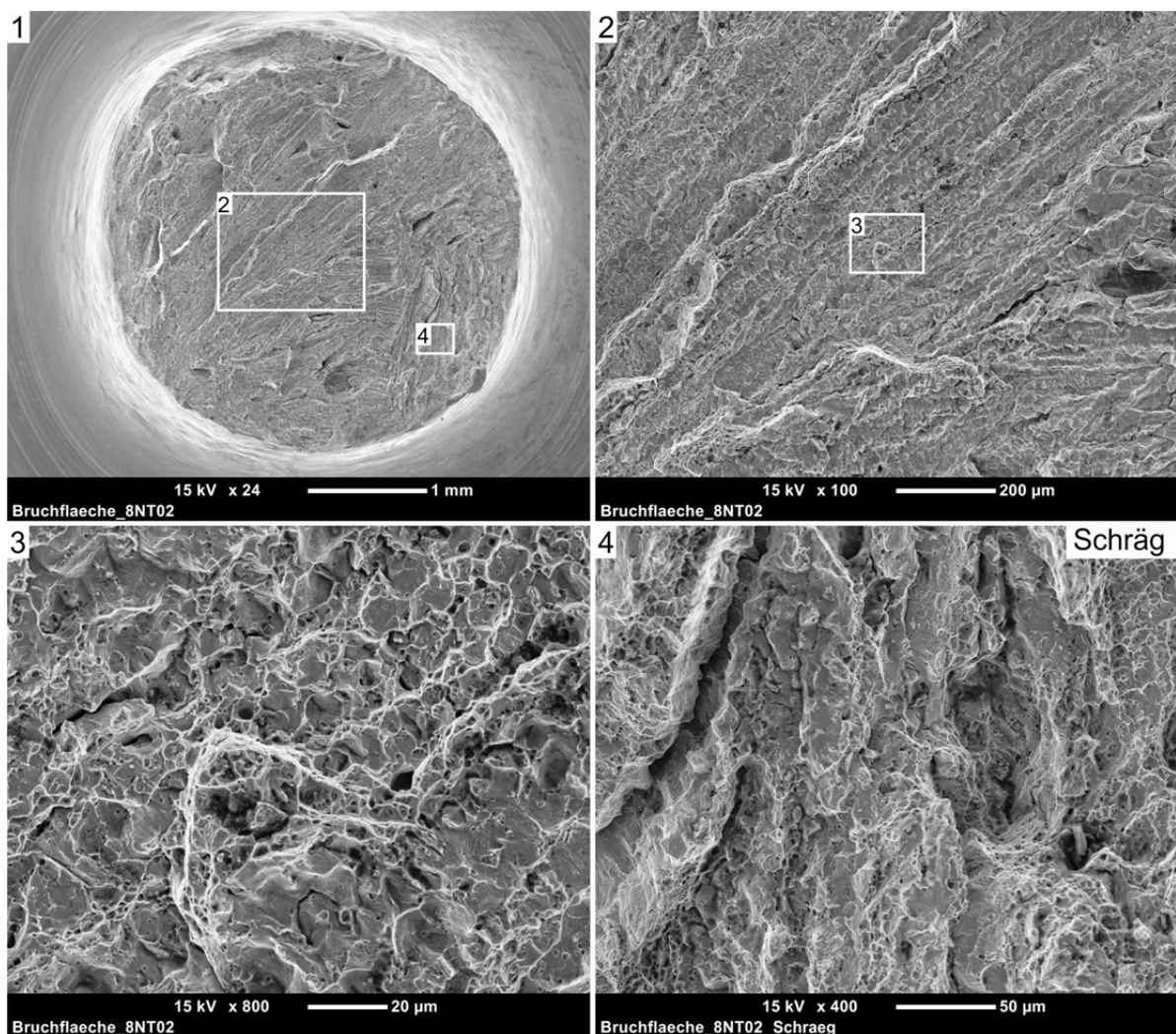


Abb. 61: Bruchfläche einer Kerbzugprobe aus der Verbindungsnaht (8NT02) (REM-Aufnahme)

Grundwerkstoff Austenit

Das makroskopische Übersichtsbild der Rundzugprobe 1ART01 aus dem austenitischen Grundwerkstoff zeigt einen klassischen „Trichter- und Kegelbruch“ (Ausschnitt 1 in [Abb. 62](#)) mit sehr ausgeprägten Scherlippen, siehe **A** in [Abb. 62](#). Auf der Bruchfläche finden sich deutliche plastische Verformungen und ausgeprägte Wabenstrukturen, welche die sehr große Duktilität des Werkstoffs bestätigen (Ausschnitt 2 in [Abb. 62](#)).

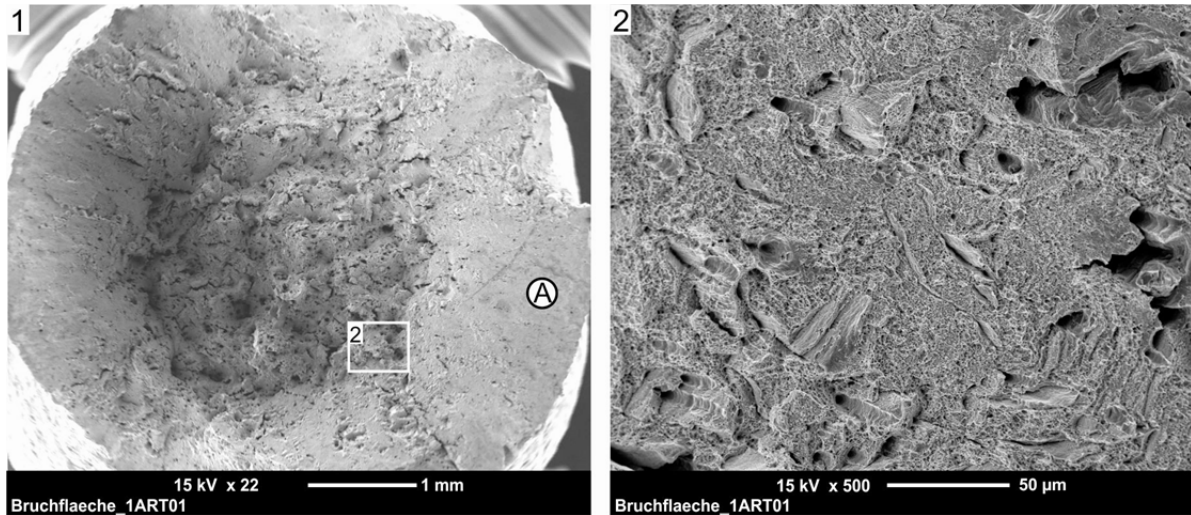


Abb. 62: Bruchfläche einer Rundzugprobe aus dem austenitischen Grundwerkstoff (REM-Aufnahme)

Austenitische WEZ

Die Kerbzugprobe 8NT16 aus der austenitischen WEZ zeigt ebenfalls einen „Trichter- und Kegelbruch“ (Ausschnitt 1 in [Abb. 63](#)) mit großen Verformungswaben in der Probenmitte und kleineren Scherwaben in den Randbereichen (Ausschnitt 2 in [Abb. 63](#)). Die Größe sowie die Verteilung ähnelt der des reinen Grundwerkstoffs. Da der Werkstoff keine ausgeprägte WEZ mit Phasenumwandlungen aufweist, ist dies auch zu erwarten. Entsprechend der gleichen Bruchmorphologie lassen sich für diesen Bereich die gleichen mikromechanischen Versagensvorgänge wie im austenitischen Grundwerkstoff erwarten.

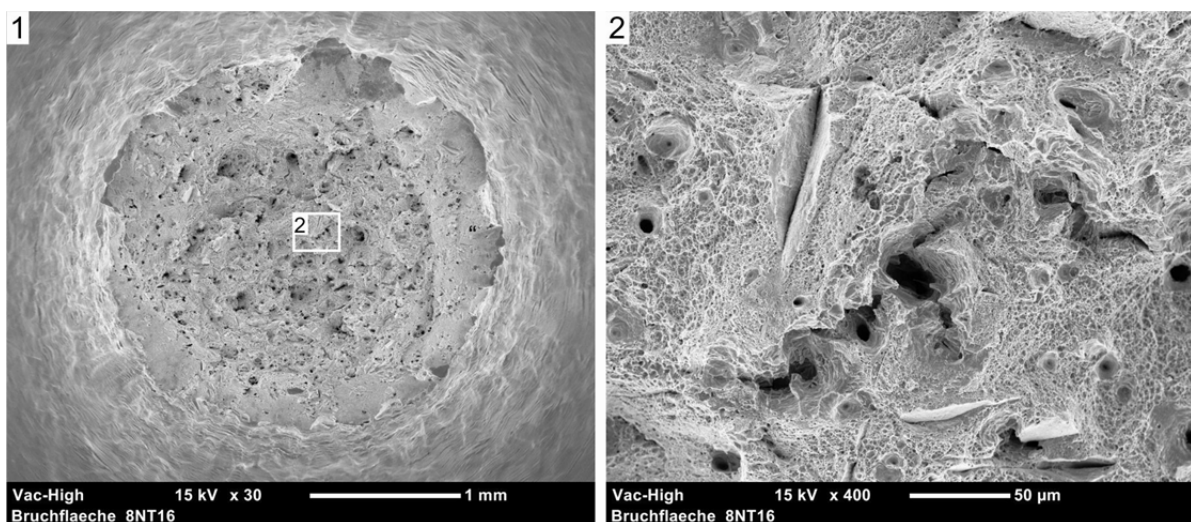


Abb. 63: Bruchfläche einer Kerbzugprobe aus der austenitischen WEZ (REM-Aufnahme)

5.1.2 Bestimmung der hohlraumbildenden Phasen

Da die Hohlräuminitiierung bei duktiler Schädigung im Allgemeinen an den Einschlüssen einer zweiten Phase beginnt, sind die entsprechenden Partikel nach dem Bruch noch teilweise in den entstandenen Waben auf der Bruchfläche zu finden, wobei im Allgemeinen davon ausgegangen werden kann, dass die duktile Schädigung maßgeblich von den größeren Einschlüssen dominiert wird [19]. Die genaue chemische Zusammensetzung dieser Partikel wurde mit EDX-Analysen bestimmt, wobei sich diese Untersuchungen ausschließlich auf die Bereiche des ferritischen Grundwerkstoffs, der Pufferung, der Verbindungsnaht und des austenitischen Grundwerkstoffs konzentrieren. Die beiden WEZ wurden in diesen Untersuchungen nicht berücksichtigt, da ausgehend von den vorangegangenen Bruchflächenanalysen von identischen Versagensmechanismen wie bei den Grundwerkstoffen ausgegangen werden kann. In den folgenden Betrachtungen werden aufgrund der Analogie jeweils nur exemplarische Bilder der wesentlich umfangreicheren Analysen dargestellt.

Im Bereich des ferritischen Grundwerkstoffs handelt es sich bei den für die Hohlräuminitiierung maßgeblichen Partikeln fast ausschließlich um Aluminiumoxide, siehe [Abb. 64](#). In Forschungsvorhaben mit Werkstoffen vergleichbarer chemischer Zusammensetzung [19], [89], [129], [130] wurden im Gegensatz dazu vor allem Mangansulfide für die Bruchentstehung verantwortlich gemacht. Der aktuell vorliegende Werkstoff weist im Gegensatz zu den früheren untersuchten Werkstoffchargen einen wesentlich geringeren Schwefelgehalt auf. Infolge dieses stark abgesenkten Schwefelgehaltes wird der Versagensmechanismus nicht durch Mangansulfide, sondern durch das zur Desoxidation des Werkstoffs eingebrachte Aluminium dominiert. Bei den Analysen konnten nur sehr vereinzelt kleinere Mangansulfide detektiert werden, weshalb diese für den Versagensmechanismus eine untergeordnete Rolle spielen.

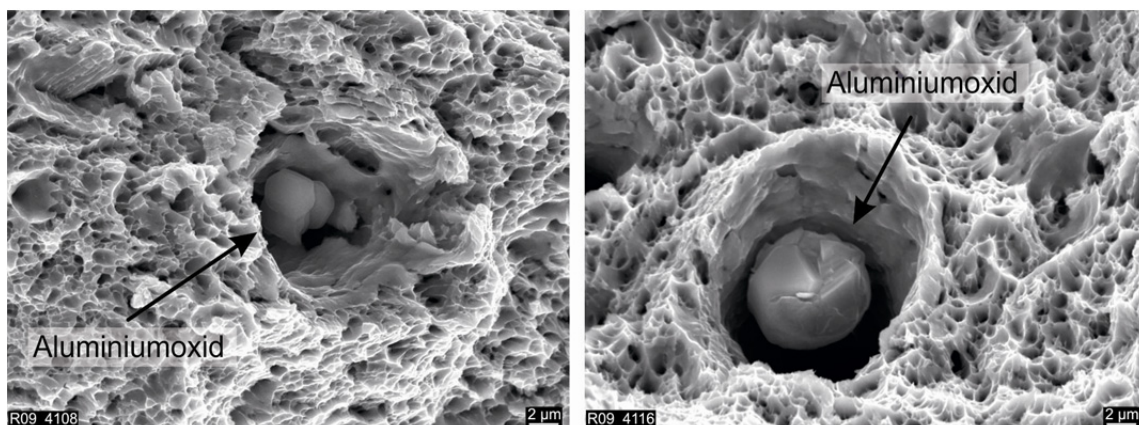


Abb. 64: Bruchfläche einer Rundzugprobe aus dem ferritischen GW (EDX-Analyse)

Die Pufferung sowie die Verbindungsnaht wurden mit identischen Elektroden aus dem Nickelbasis-Schweißzusatzwerkstoff NiCr70Nb hergestellt. Um eventuelle Einflüsse der Spannungsarmglühung der Pufferung auf die hohlraumbildenden Phasen zu erfassen, wurden beide Bereiche getrennt voneinander untersucht. Bei den durchgeführten Analysen zeigte sich kein Unterschied zwischen beiden Bereichen. Es konnte weder in der Pufferung (siehe [Abb. 65](#)) noch in der Verbindungsnaht (siehe [Abb. 66](#)) eine einzelne Phase identifiziert werden, welche die Hohlräumbildung dominiert. Bei den Analysen konnten sowohl Mangansulfide als auch Niobkarbide und Titanoxide identifiziert werden.

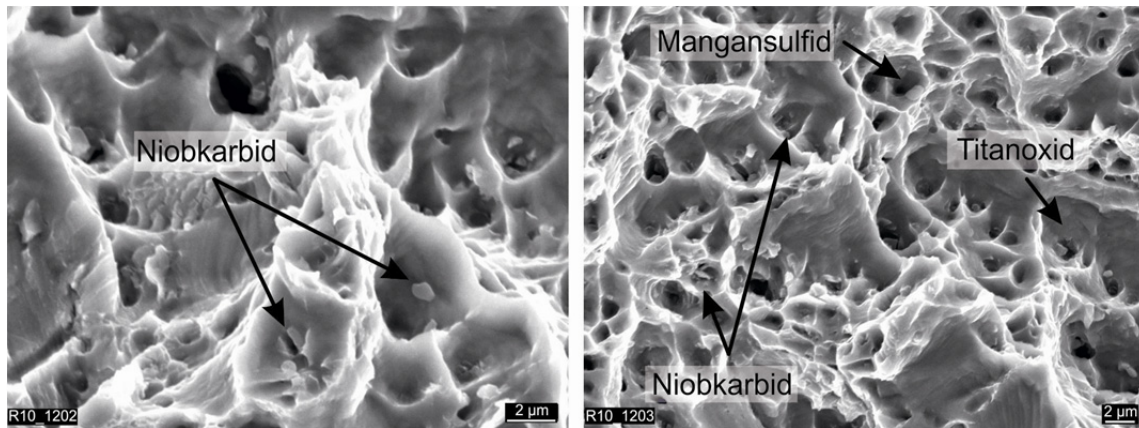


Abb. 65: Bruchfläche einer Rundzugprobe aus der Pufferung (EDX-Analyse)

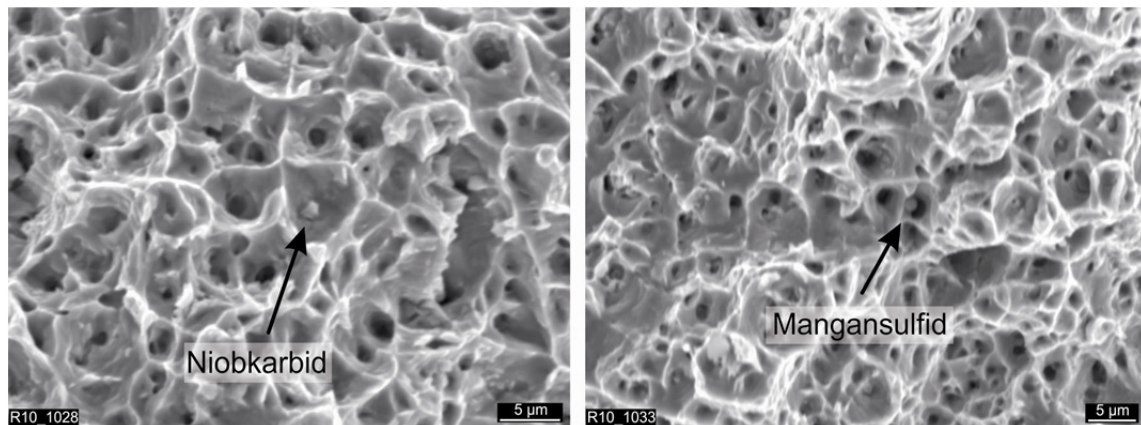


Abb. 66: Bruchfläche einer Rundzugprobe aus der Verbindungsnaht (EDX-Analyse)

Im austenitischen Grundwerkstoff konnten Niobkarbide als maßgebende Partikel für die Hohlrumbildung bestimmt werden, siehe [Abb. 67](#). Dies steht sowohl in sehr guter Übereinstimmung mit vorangegangenen Untersuchungen [89] mit Werkstoffen vergleichbarer chemischer Zusammensetzung als auch mit den durchgeführten TEM-Untersuchungen. In den TEM-Untersuchungen der Ausscheidungsstrukturen im austenitischen Grundwerkstoff konnten ebenfalls ausschließlich Niobkarbide detektiert werden (vgl. Kap. 4.2.2). Analog zu diesen Ergebnissen wurden in den EDX-Analysen einige größere langgestreckte bzw. flächige Niobkarbide sowie eine große Anzahl an fein verteilten Niobkarbiden detektiert.

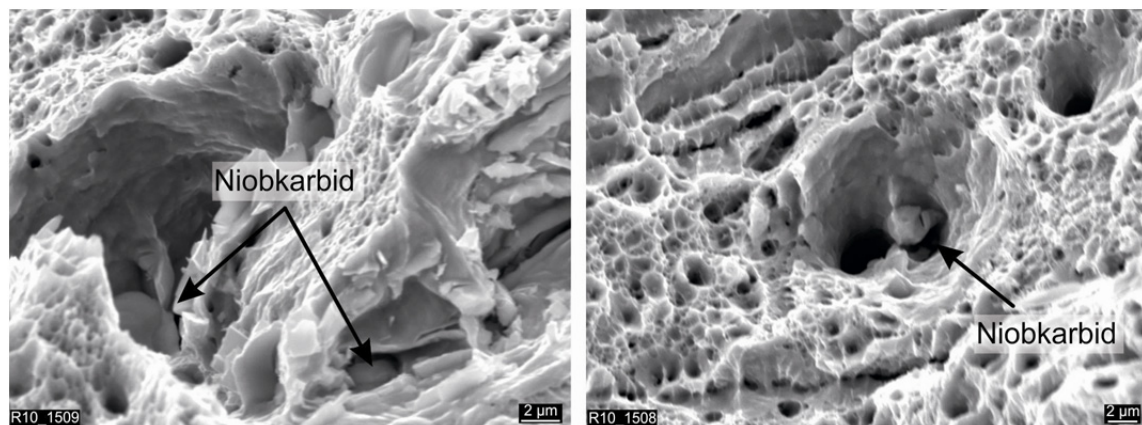


Abb. 67: Bruchfläche einer Rundzugprobe aus dem austenitischen Grundwerkstoff (EDX-Analyse)

5.1.3 Schliffe senkrecht zur Bruchoberfläche

Obwohl bei der metallographischen Grundcharakterisierung und der zerstörungsfreien Prüfung nur sehr vereinzelt Heißrisse dokumentiert werden konnten, vgl. Kap. 4.1 und Kap. 4.2.2, liegt bei den aufgezeigten interdendritischen Rissverläufen der Verdacht nahe, dass es sich um Heißrisse handeln könnte. Für einen Ausschluss dieser Annahme wurden Längsschliffe der untersuchten Zugproben angefertigt. Falls es sich um Heißrisse handelt, müssten diese auch knapp unter- bzw. oberhalb der Bruchfläche zu finden sein und durch die plastische Verformung aufgezoogen und klar zu erkennen sein. Des Weiteren kann mit Hilfe dieser Untersuchungen die Lage der Bruchfläche bezüglich der unterschiedlichen Gefüge eindeutig geklärt werden. In den folgenden Betrachtungen werden lediglich die beiden WEZ sowie die Bereiche der Pufferung und der Verbindungsnaht untersucht. Die beiden Grundwerkstoffe werden außer Acht gelassen, da in diesen Bereichen Heißrisse ausgeschlossen werden können.

Bei der Untersuchung der Kerbzugproben aus den beiden WEZ konnten keine Heißrisse dokumentiert werden, siehe [Abb. 68](#) und [Abb. A26](#). Anhand der Probe aus der austenitischen WEZ ([Abb. 68](#)) kann dafür der klassische Mechanismus der duktilen Rissentstehung aufgezeigt werden. In dem dargestellten Längsschliff sind knapp unterhalb der eigentlichen Bruchfläche Hohlräume zu erkennen (A und B in [Abb. 68](#)), die sich allerdings noch nicht zu einem Makroriss vereinigt haben. Des Weiteren kann mit den Längsschliffen eindeutig die Kerbposition in der jeweiligen WEZ sichergestellt werden, siehe [Abb. 68](#) und [Abb. A26](#).

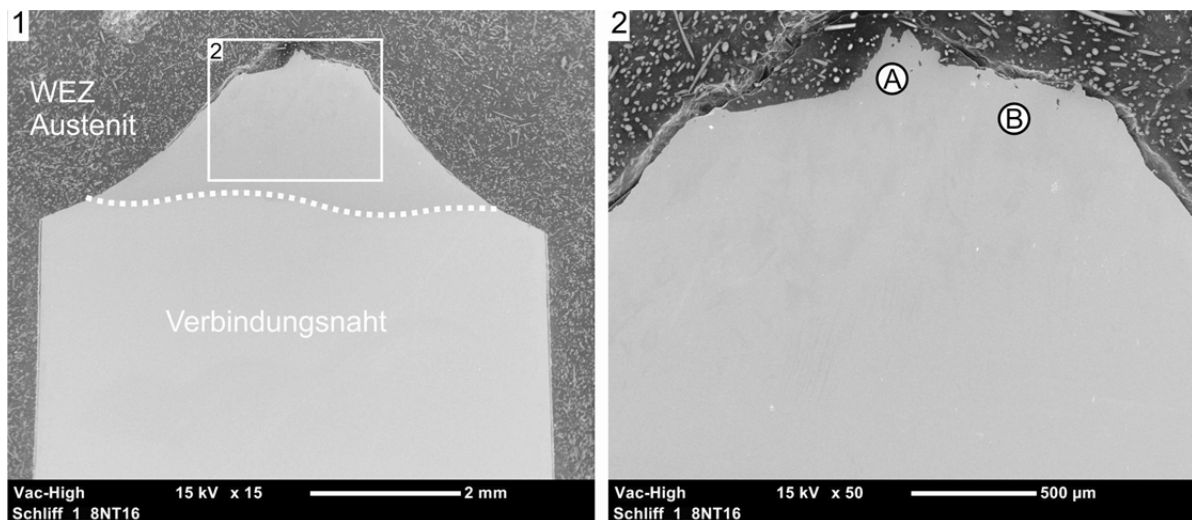


Abb. 68: Längsschliff einer Kerbzugprobe aus der austenitischen WEZ (REM-Aufnahme)

Zur Untersuchung der Vorgänge in der Pufferung sowie in der Verbindungsnaht wurden zwei Schliffe von Rundzugproben angefertigt. Infolge des einachsigen Spannungszustandes in der gesamten Probe bis zum Höchstlastpunkt müssten auch evtl. vorhandene Heißrisse aufgezoogen werden und in den Längsschliffen klar zu erkennen sein. Wie aus [Abb. 69](#) und [Abb. A27](#) ersichtlich wird, sind weder im Bereich der Pufferung, noch im Bereich der Verbindungsnaht Risse abseits von der eigentlichen Bruchfläche zu erkennen.

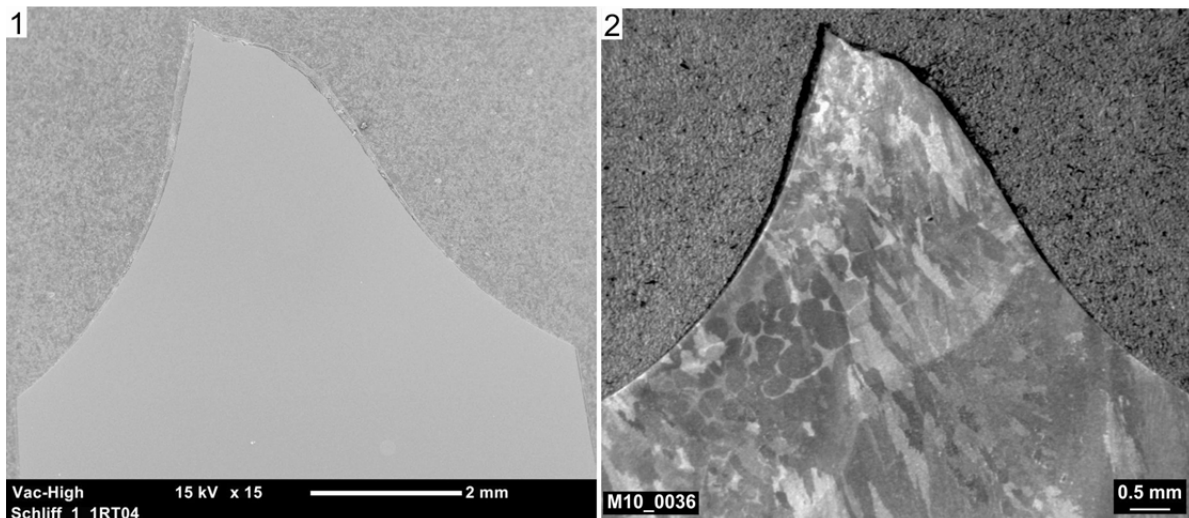


Abb. 69: Längsschliff einer Rundzugprobe aus der Verbindungsnaht (links REM-Aufnahme; rechts lichtoptische Aufnahme)

Durch einen Vergleich der Hohlrumbildung in der Verbindungsnaht ([Abb. 69](#)) mit der Hohlrumbildung bei der klassischen duktilen Rissentstehung in der austenitischen WEZ (A und B in [Abb. 68](#)) wird darüber hinaus deutlich, dass sich in den geschweißten Bereichen keine Hohlräume ober- bzw. unterhalb der Bruchfläche gebildet haben. Zusammen mit der duktilen Wabenstruktur auf der Bruchfläche bestätigt dies die starke Schwächung der Dendritengrenzen. Zudem zeigt die lichtoptische Aufnahme (Ausschnitt 2 in [Abb. 69](#)) des geätzten Längsschliffs der Verbindungsnaht nochmals, dass der schräge Verlauf der Bruchfläche annähernd exakt der Richtung der dendritischen Erstarrungsrichtung entspricht.

5.2 Untersuchung der bruchmechanischen Proben

Um die Einflüsse der dendritischen Erstarrung auf die Rissinitiierung und das sich anschließende stabile Risswachstum genau zu quantifizieren, wurden die geprüften bruchmechanischen SEB-Proben fraktographisch untersucht. Diese Untersuchungen umfassen die Analyse der Bruchflächen sowie die Dokumentation des Rissfortschritts an Längsschliffen der mittig getrennten Proben. In den Analysen wird im Folgenden auf alle Bereiche der Mischnaht eingegangen, wobei der Schwerpunkt auf der Verbindungsnaht liegt. Für eine abschließende Klärung der Versagensvorgänge wird die Ausbildung des Risspfades zusätzlich mit Electron-Backscatter-Diffraction (EBSD)-Analysen veranschaulicht.

5.2.1 Fraktographische Untersuchung der Bruchflächen

Grundwerkstoffe

Bei der fraktographischen Betrachtung der beiden Bruchflächen sind die Bereiche der Errodkerbe, des Anfangsschwingrisses, des stabilen Rissfortschritts sowie der Bereich, in welchem die Probe aufgeschwungen wurde, klar zu unterscheiden (Ausschnitt 1 in [Abb. 70](#) und [Abb. 71](#)). Aufgrund der fehlenden Seitenkerbung der Proben weist der Schwingriss eine typische „Daumennagelform“ auf und läuft in der Probenmitte vor. Die Abweichung liegt aber in den von der Norm ASTM-1820-08 [122] an die Rissfront des Ausgangsrisses a_0 geforderten Grenzen von unter 5 %. Zwischen dem eingebrachten Schwingriss und dem stabilen Risswachstum befindet sich die Stretched-Zone (Ausschnitt 3 in [Abb. 70](#) bzw. Ausschnitt 2 in [Abb. 71](#)).

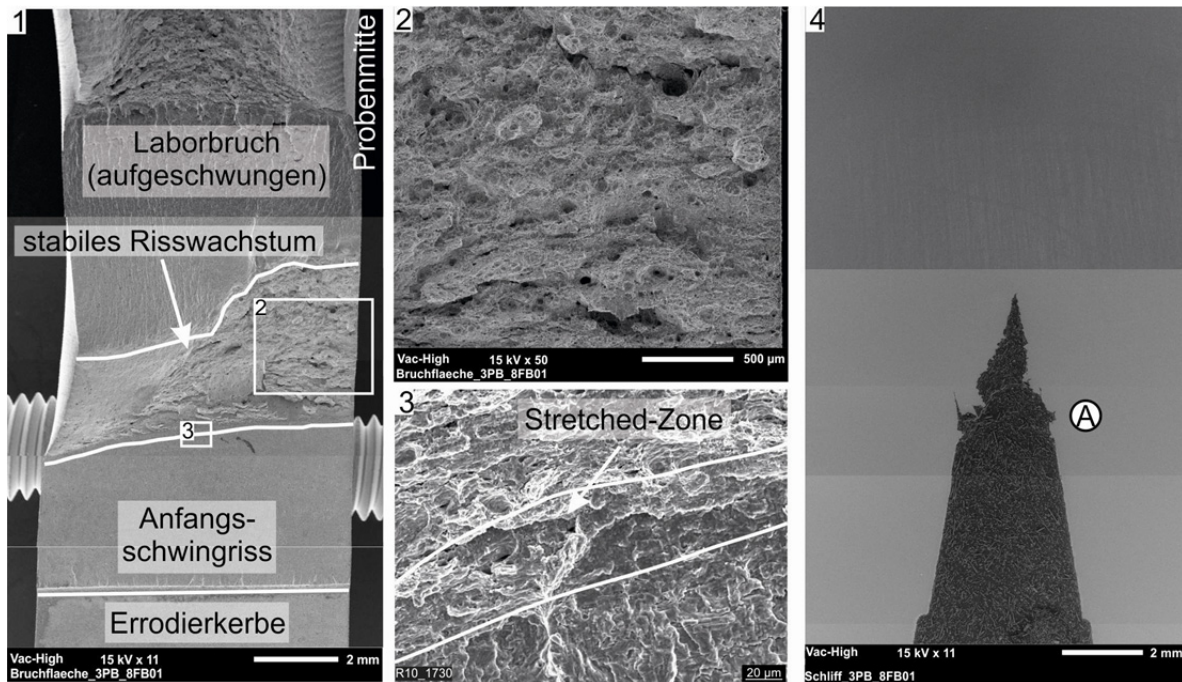


Abb. 70: Bruchfläche sowie Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus dem ferritischen Grundwerkstoff (REM-Aufnahme)

Die Stretched-Zone ist in den seitlich betrachteten Längsschliffen aus der Probenmitte als ausgeprägtes Rissspitzenblunting zu erkennen (A in [Abb. 70](#) bzw. [Abb. 71](#)). Wie für homogene Werkstoffe zu erwarten, ist die Ausbildung des Bluntings auf beiden Seiten der Rissspitze symmetrisch. Im austenitischen Grundwerkstoff sind darüber hinaus die sich knapp vor der Rissspitze bildenden Hohlräume zu erkennen (Ausschnitt 4 in [Abb. 71](#)). Der sich daran anschließende Pfad des stabilen Risswachstums verläuft bei beiden Grundwerkstoffen erwartungsgemäß ohne Auslenkungen in der Ligamentebene der Probe. Auf der Bruchfläche sind analog zu den Bruchflächenanalysen der Zugproben deutlich ausgebildete duktile Wabenstrukturen zu erkennen (Ausschnitt 2 in [Abb. 70](#)).

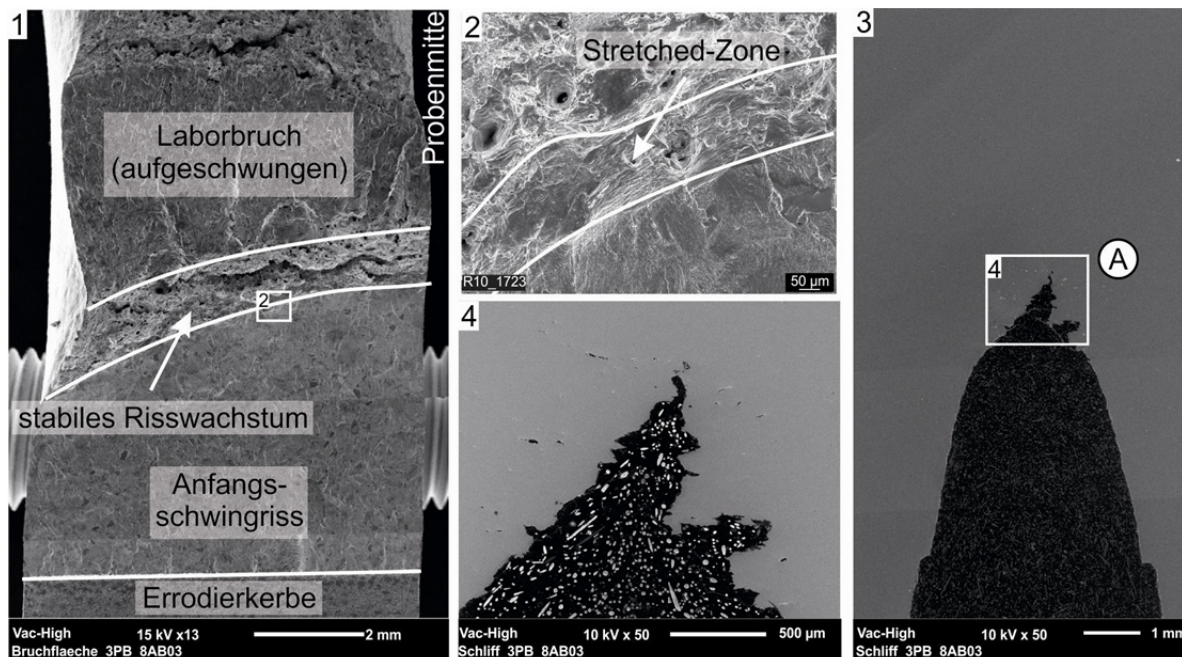


Abb. 71: Bruchfläche sowie Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus dem austenitischen Grundwerkstoff (REM-Aufnahme)

Pufferung

Die Ausbildung des Risspfades in der Pufferung wird wesentlich durch die dendritische Erstarrungsstruktur beeinflusst. Der in Abb. 72 dargestellte gezackte Rissverlauf ist charakteristisch für die Proben aus der Pufferung. Bei diesen Proben bilden sich kleine Risse deutlich vor der Rissspitze (Ausschnitt 2 und 4 in Abb. 72). Neben dem großen Abstand (teilweise bis zu 2,5 mm) ist die orthogonal zur eigentlichen Rissausbreitungsrichtung verlaufende Ausrichtung der Risse bemerkenswert (Ausschnitt 5 in Abb. 72). Bei einer näheren Analyse dieser Risse zeigen sich auf den Bruchflächen schwach ausgebildete Wabenstrukturen (Ausschnitt 3 in Abb. 72).

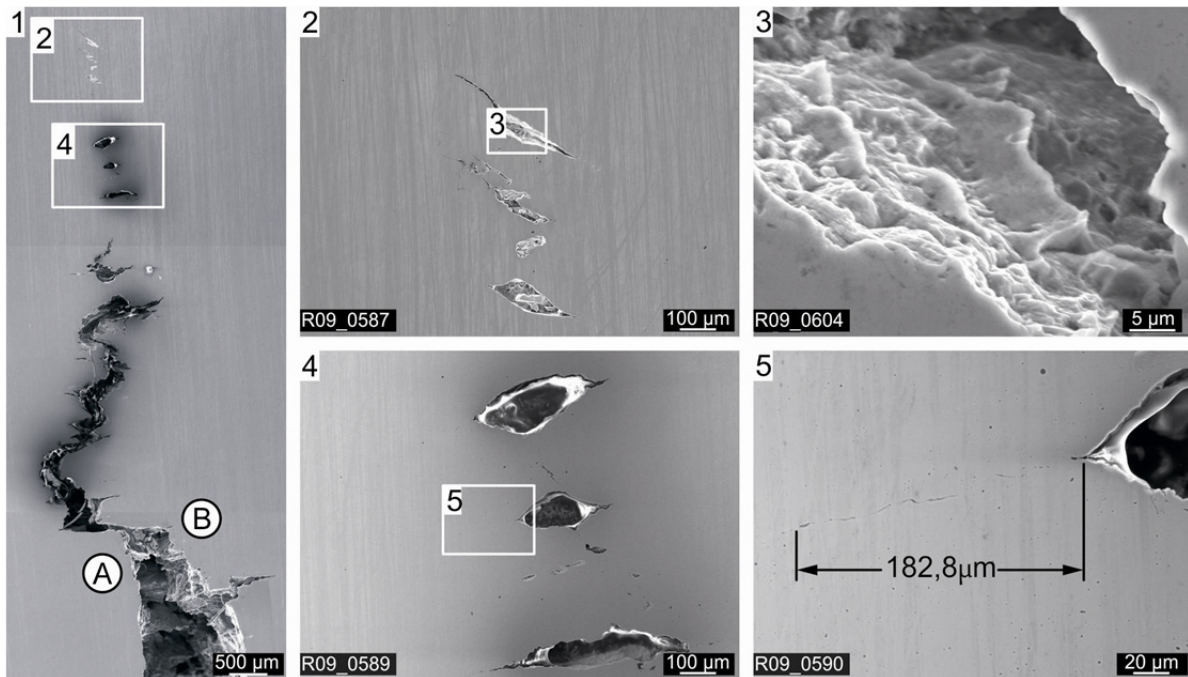


Abb. 72: Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus der Pufferung (REM-Aufnahme)

Die lichtoptische Analyse (Abb. 73) der gleichen Probe zeigt, dass sich diese Risse entlang den Dendritenarmen ausbreiten (Ausschnitt 5 in Abb. 72 und Ausschnitt 3 in Abb. 73). Die lichtoptischen Aufnahmen belegen zudem, dass nicht der Lagenaufbau direkt (Ausschnitt 2 in Abb. 73), sondern die daraus resultierende Ausrichtung der Dendriten den maßgeblichen Einfluss auf die Rissausbreitung hat. Der makroskopisch erkennbare gezackte Rissverlauf resultiert aus der Vereinigung dieser, in Richtung der dendritischen Erstarrung (Rohrlängsrichtung) verlaufenden, Risse.

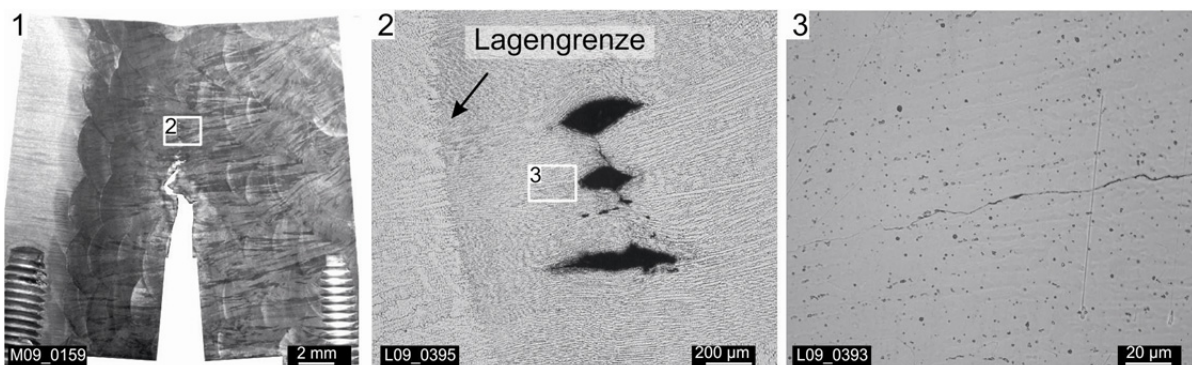


Abb. 73: Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus der Pufferung (lichtoptisch)

Neben der Analyse des Rissverlaufs in der Probenmitte wurden auch die Bruchflächen fraktographisch untersucht, siehe Abb. 74. Bei allen aus der Pufferung entnommenen Proben war weder die Rissfront des Ausgangsschwingrisses noch die des stabilen Risswachstums nach der zugrunde gelegten Norm [122] hinreichend gerade ausgebildet (Ausschnitt 1 in Abb. 74). Zur Betrachtung der gesamten asymmetrischen Rissfront wurden die folgenden Untersuchungen deshalb an einer nicht mittig getrennten SEB-Probe durchgeführt. Auf der Bruchfläche sind die Bereiche des Anfangsschwingrisses, des stabilen Rissfortschritts sowie der Bereich, in welchem die Probe aufgeschwungen wurde, klar zu erkennen (Ausschnitt 1 in Abb. 74). Die Stretched-Zone, welche sich zwischen dem Anschlagriss und dem Bereich des stabilen Risswachstums ausbildet, ist in der Pufferung allerdings wesentlich kleiner als bei den beiden Grundwerkstoffen (Ausschnitt 5 in Abb. 74). Aufgrund des ausreichend großen Abstands zu den beiden angrenzenden Werkstoffbereichen bildet sich die Stretched-Zone auf beiden Rissufern symmetrisch aus (A und B in Abb. 72).

Eine weitere Besonderheit sind die teilweise großen Höhenunterschiede auf der Bruchfläche. Bei schräger Betrachtung dieser Bereiche kann nochmals deutlich das interdendritische Versagen in den geschweißten Bereichen veranschaulicht werden. In Ausschnitt 2 bis 4 von Abb. 74 ist ein Dendrit zu sehen, um welchen der Riss herum gewachsen ist (A in Abb. 74), bevor ein transdendritisches Risswachstum durch den Dendriten hindurch (B in Abb. 74) erfolgte. Dadurch erscheint der Dendrit in den elektronenmikroskopischen Aufnahmen aus dem umgebenden Werkstoff herausgelöst. Es wird an diesem Beispiel nochmals deutlich, dass sich auf den transdendritischen Flächen (B in Abb. 74) wesentlich kleinere Waben ausbilden als in den Bereichen mit interdendritischem Risswachstum (A in Abb. 74).

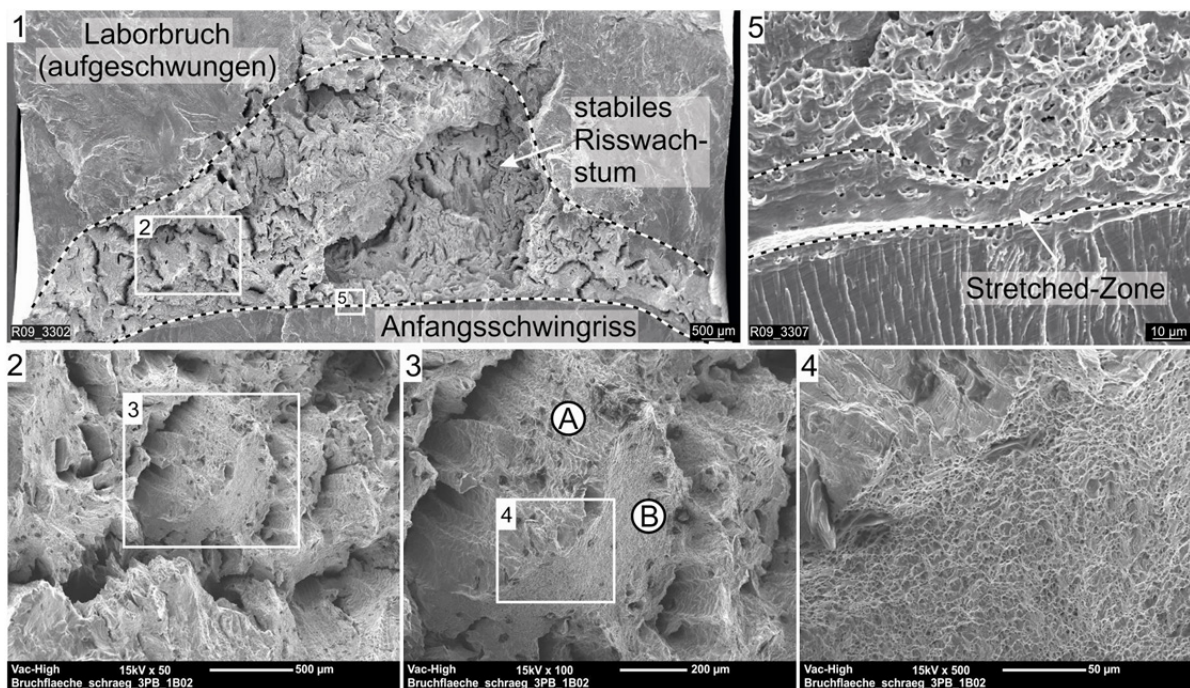


Abb. 74: Bruchfläche einer SEB-Probe aus der Pufferung (REM-Aufnahme)

Verbindungsnaht

Im Bereich der Verbindungsnaht sind die Richtung der dendritischen Erstarrung und die Rissausbreitungsrichtung annähernd identisch, vgl. Kap. 4.1. In der Verbindungsnaht finden sich deshalb keine weit von der Rissspitze entfernten Rissbildungen wie sie in der Pufferung gezeigt wurden (vgl. Ausschnitt 1 in [Abb. 72](#) mit Ausschnitt 1 in [Abb. 75](#)).

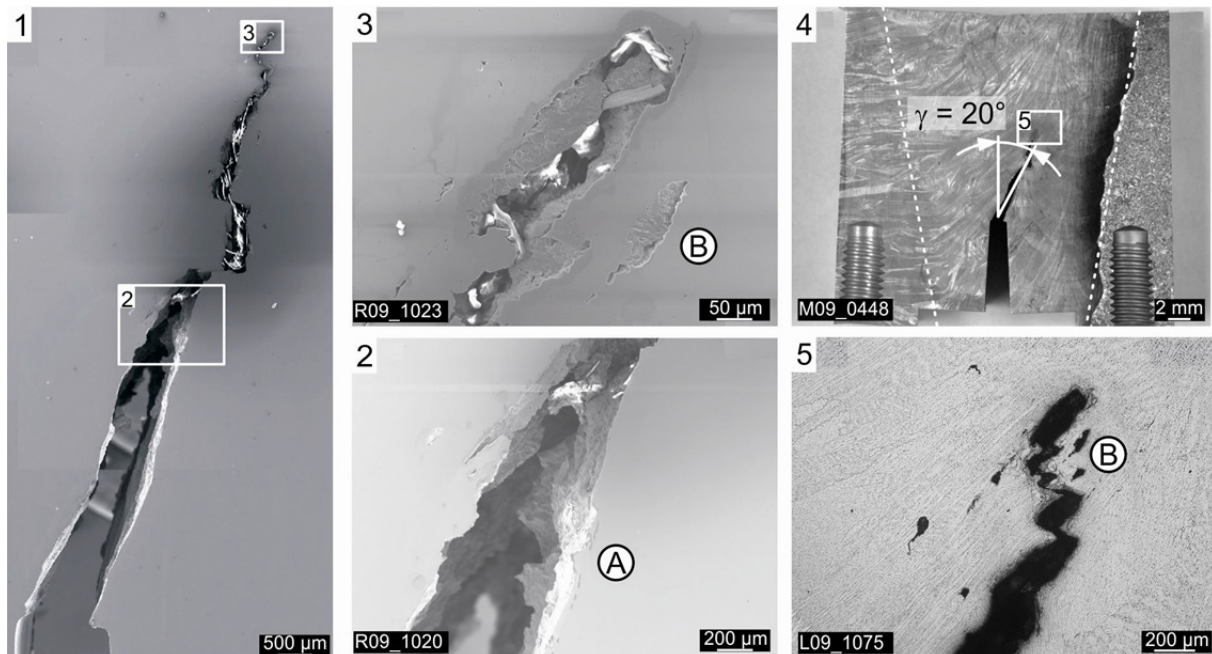


Abb. 75: Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus der Verbindungsnaht (links REM-Aufnahme; rechts lichtoptische Aufnahme)

Aufgrund der annähernd identischen Ausrichtung von Risspfad und Dendriten kann sich der Riss entlang der geschwächten Dendriten ausbreiten. Daraus ergeben sich auch die experimentell bestimmten, extrem niedrigen Rissinitiierungskennwerte J_i in der Verbindungsnaht. Auffällig bei dem dargestellten Rissverlauf in der Probenmitte ist, dass bereits der eingebrachte Schwingriss der dendritischen Erstarrung unter einem Winkel von ca. $\gamma = 20^\circ$ folgt und aus der Ligamentebene ausgelenkt wird (Ausschnitt 4 in [Abb. 75](#)). Mit Hilfe der lichtoptischen Aufnahmen lässt sich bei dieser Probe die direkte Kopplung von Erstarrungs- und Risswachstumsrichtung zeigen, siehe Ausschnitt 4 und 5 in [Abb. 75](#). Dabei werden auch Risse neben dem eigentlichen Hauptriss sichtbar, welche sich ebenfalls interdendritisch bilden (Ⓑ in [Abb. 75](#)).

Neben der Analyse des Risspfads in den Längsschliffen wurden fraktographische Untersuchungen der Bruchflächen durchgeführt, siehe [Abb. 76](#). Wie in den vorangegangenen Betrachtungen kann bei der Probe aus der Verbindungsnaht klar zwischen den Bereichen des Anfangsschwingrisses, des stabilen Rissfortschritts sowie dem Bereich, in welchem die Probe aufgeschwungen wurde, unterschieden werden. Bedingt durch die dendritische Erstarrung ist, wie in der Pufferung, die Rissfront des Ausgangsrisses und die des stabilen Risswachstums gezackt. Das Blunting (Ⓐ in [Abb. 75](#)) bzw. die Stretched-Zone (Ausschnitt 5 in [Abb. 76](#)) ist in diesem Bereich nur sehr klein ausgebildet. Die schwach ausgebildete Stretched-Zone steht auch in sehr guter Übereinstimmung mit der experimentell bestimmten, verminderten Verformungsfähigkeit im Bereich der Verbindungsnaht (vgl. Kap. 4.2.3).

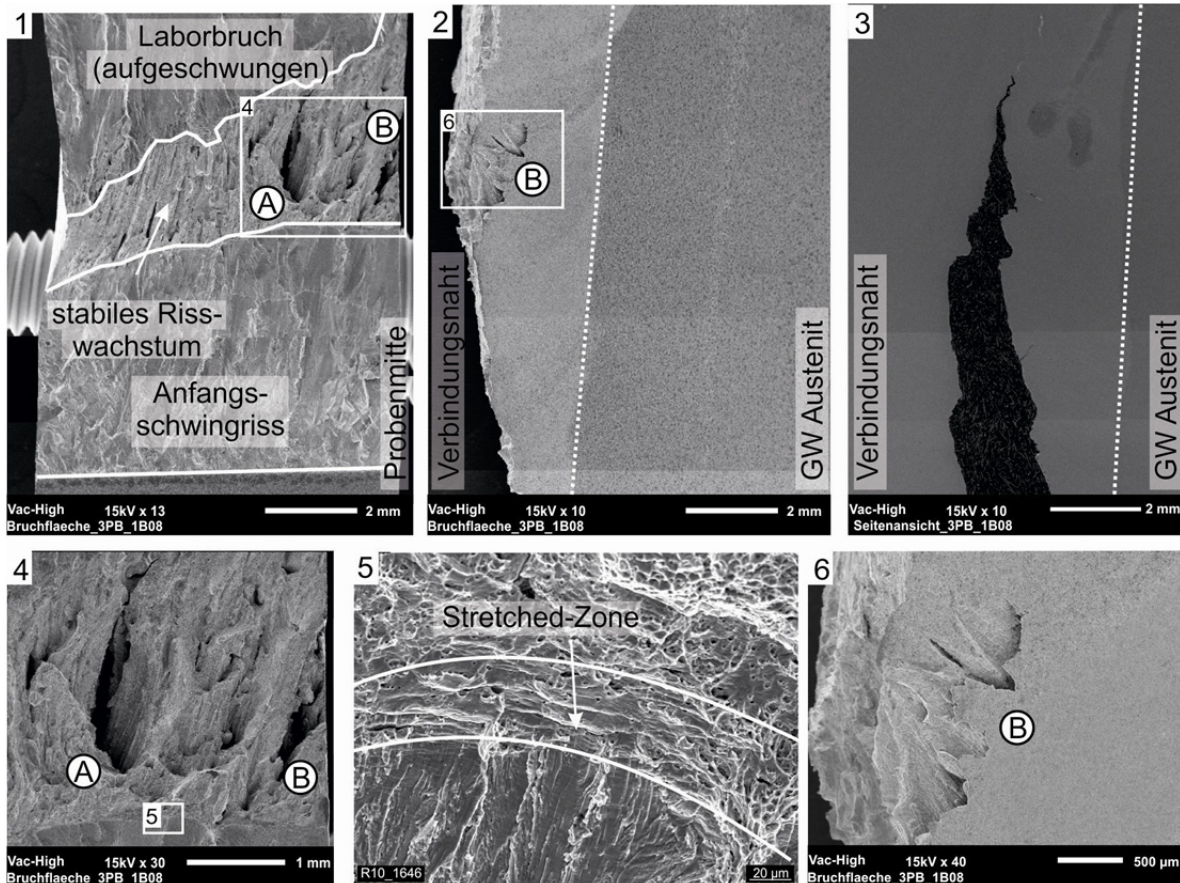


Abb. 76: Bruchfläche einer SEB-Probe aus der Verbindungsnaht (REM-Aufnahme)

Im Bereich des stabilen Risswachstums fallen zudem vereinzelte Löcher auf (A und B in Abb. 76), die sich auch in der seitlich betrachteten Bruchfläche zeigen (Ausschnitt 2 und 6 in Abb. 76). Auf der Gegenbruchfläche finden sich an denselben Positionen Erhebungen, (A und B in Abb. 77).

Im Querschliff (Abb. 78) ist zu erkennen, dass die Form und Gestalt dieses Lochs (A in Abb. 76) der Erhebung auf der Gegenbruchfläche entsprechen. In Anbetracht dessen, dass sich der Riss bevorzugt interdendritisch ausbildet, kann darauf geschlossen werden, dass der Dendrit durch den interdendritischen Rissverlauf herausgelöst wurde.

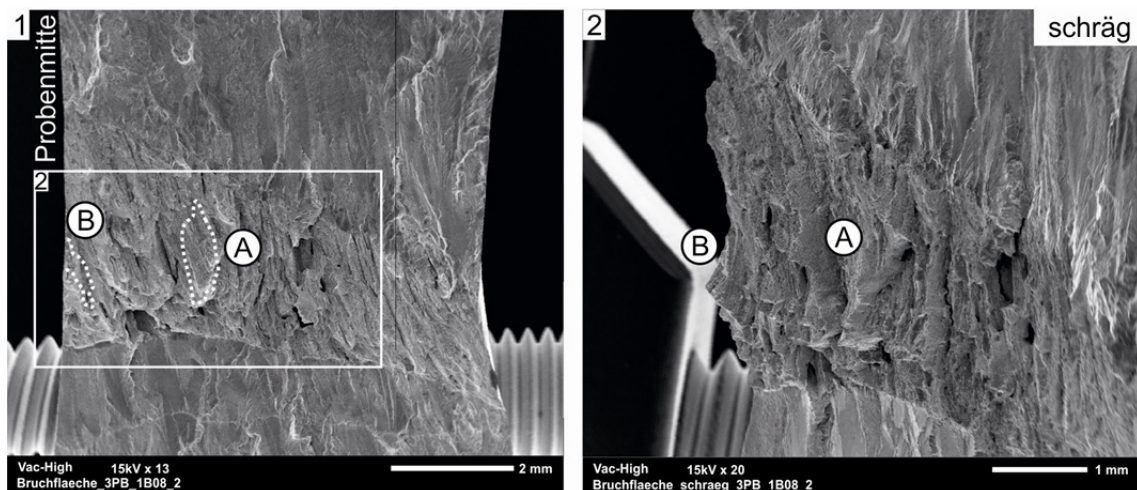


Abb. 77: Gegenbruchfläche der SEB-Probe aus Abb. 76 (REM-Aufnahme)

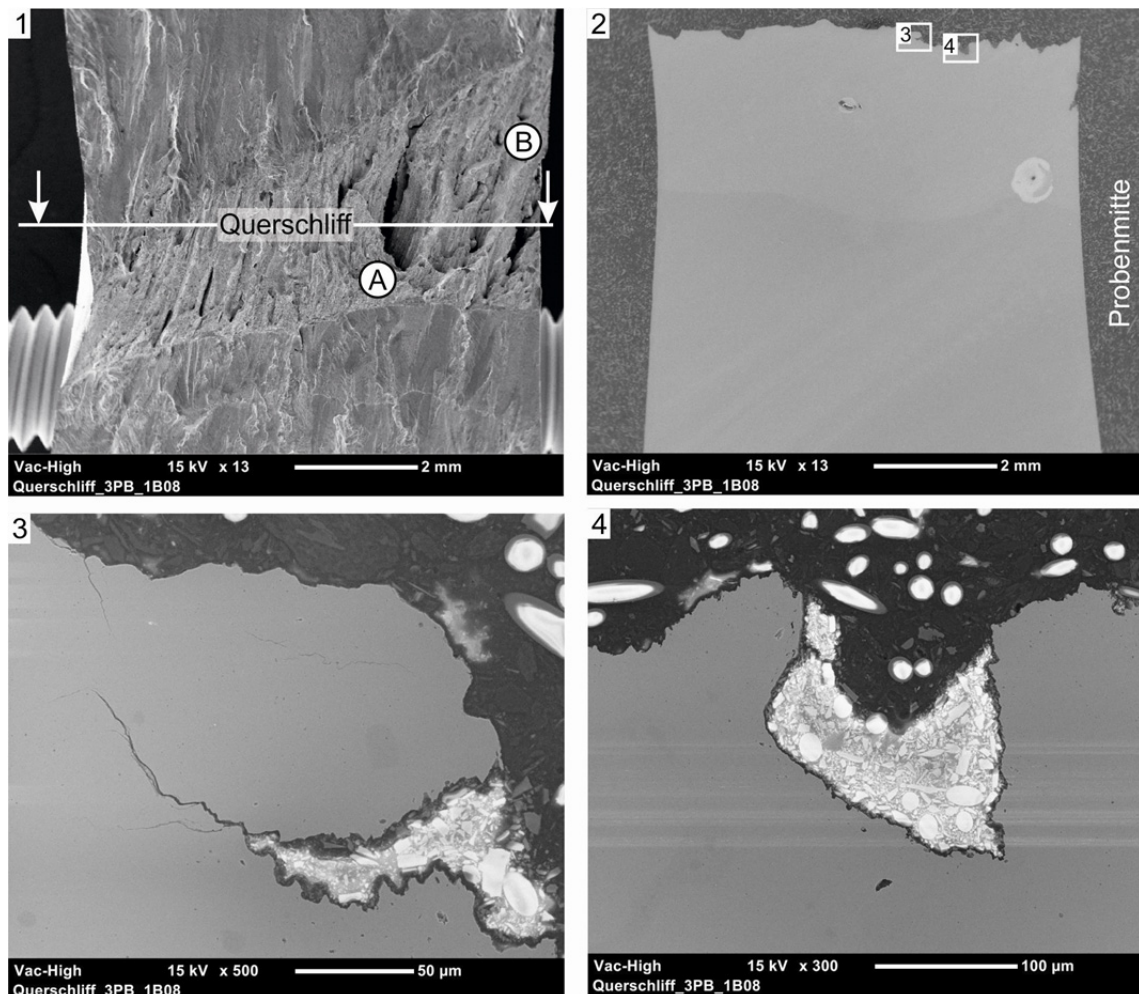


Abb. 78: Querschliff durch die SEB-Probe aus [Abb. 77](#) (REM-Aufnahme)

Zur Untersuchung der Versagensvorgänge in den Werkstoffübergängen wurden auch die SEB-Proben mit direkt in den Werkstoffübergängen eingebrachten Anfangsschwingrissen untersucht. Die folgenden Untersuchungen beschränken sich auf die Analyse der Längsschliffe in der Probenmitte.

Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1)

Im Werkstoffübergang zwischen der Nickelbasis-Pufferung und dem ferritischen Grundwerkstoff (Interface 1) können die beiden angrenzenden Werkstoffe eindeutig unterschieden werden (Ausschnitt 1 in [Abb. 79](#)). Der anfänglich eingebrachte Ausgangsschwingriss befindet sich exakt auf dem Übergang zwischen den beiden Werkstoffen (Ausschnitt 3 in [Abb. 79](#)). Infolge der Kombination der beiden Werkstoffe mit stark unterschiedlichen Festigkeiten ist auch die Ausbildung des Rissspitzenblutings unsymmetrisch und beschränkt sich weitestgehend auf die ferritischen Bereiche (Ausschnitt 3 in [Abb. 79](#)). Durch die Verwendung des physikalischen Rissinitiierungskennwertes J_i ergibt sich die Möglichkeit, dieses unterschiedliche Werkstoffverhalten bei der Kennwertermittlung zu berücksichtigen. Dabei wird die Stretched-Zone-Width der Seite verwendet, auf welcher sich der Riss ausgebreitet hat – im vorliegenden Fall die Seite der Pufferung. Dies stimmt in allen Fällen mit der Seite der kleineren Stretched-Zone-Width überein.

Das weitere stabile Risswachstum verläuft in der Pufferung, wobei der Risspfad keinen solch ausgeprägt zackigen Verlauf aufweist wie bei den Proben aus der Pufferung (vgl. Ausschnitt 1 in [Abb. 72](#)). Erst am Ende des stabilen Risswachstums folgt der Riss der dendritischen Erstarrungsstruktur und wächst wie in der Pufferung orthogonal zur eigentlichen Risswachstumsrichtung (Ausschnitt 2 und 5 in [Abb. 79](#)).

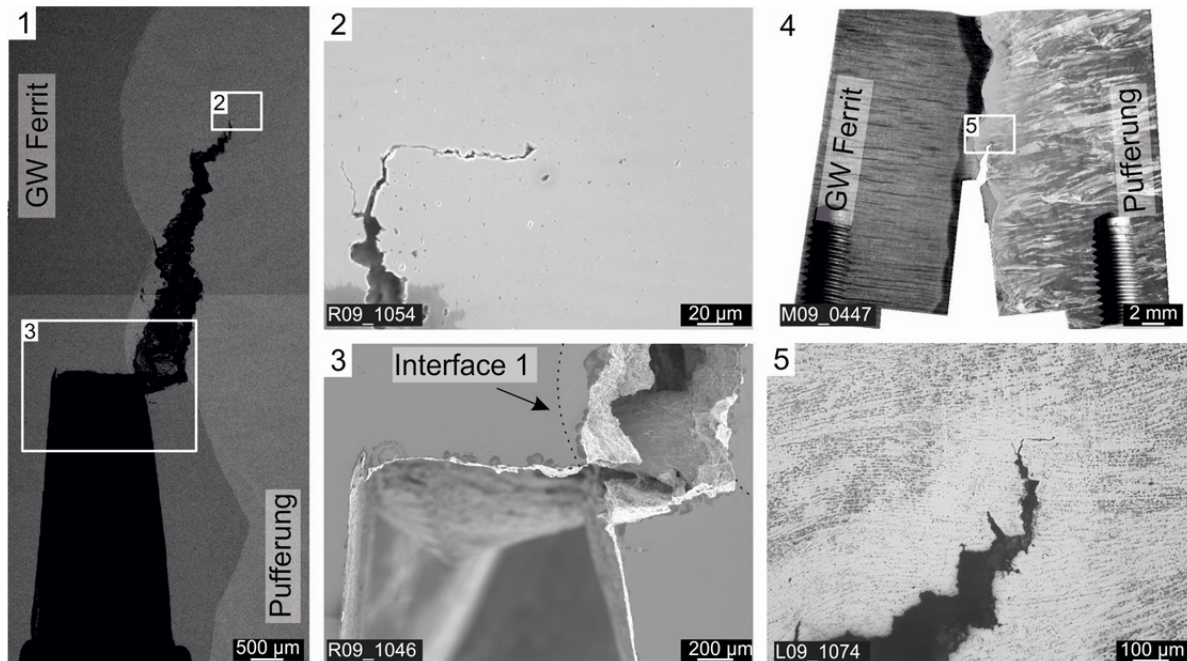


Abb. 79: Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) (links REM-Aufnahme; rechts lichtoptische Aufnahme)

Werkstoffübergang zwischen Pufferung und Verbindungsnaht (Interface 2)

Im Werkstoffübergang zwischen Verbindungsnaht und Pufferung (Interface 2) ist die eindeutige Unterscheidung zwischen den beiden angrenzenden Werkstoffbereichen nur durch die Kenntnis und Analyse der dendritischen Erstarrung möglich. Aufgrund der chemischen Ähnlichkeit ist in den REM-Aufnahmen keine Unterscheidung möglich (Ausschnitt 1 in [Abb. 80](#)). Da auch die Beständigkeit gegenüber den verwendeten Ätzverfahren identisch ist, kann nur anhand des Lagenaufbaus bzw. der Kenntnis der dendritischen Erstarrung auf eine gute Positionierung geschlossen werden. Analog zur Pufferung und zur Verbindungsnaht folgt der Riss auch in diesem Bereich der dendritischen Erstarrungsstruktur und wird in Richtung der Verbindungsnaht ausgelenkt (Ausschnitt 4 in [Abb. 80](#)). Da in den Randbereichen der Verbindungsnaht die Risswachstums- und Erstarrungsrichtung nicht exakt übereinstimmen, findet eine Kombination der Rissausbreitung von Pufferung und Verbindungsnaht statt. Zum einen folgt der Risspfad ähnlich der Verbindungsnaht weitestgehend der dendritischen Erstarrungsstruktur (A in [Abb. 80](#)). Zum anderen sind, wie in der Pufferung, interdendritische Trennungen vor der Risspitze zu erkennen (Ausschnitt 2 und 3 in [Abb. 80](#)), die sich allerdings nicht so weit vor der eigentlichen Risspitze bilden wie im Bereich der reinen Pufferung. Aus dieser Kombination ergibt sich ein gezackter Risspfad, der allerdings weitestgehend der dendritischen Erstarrungsstruktur folgt.

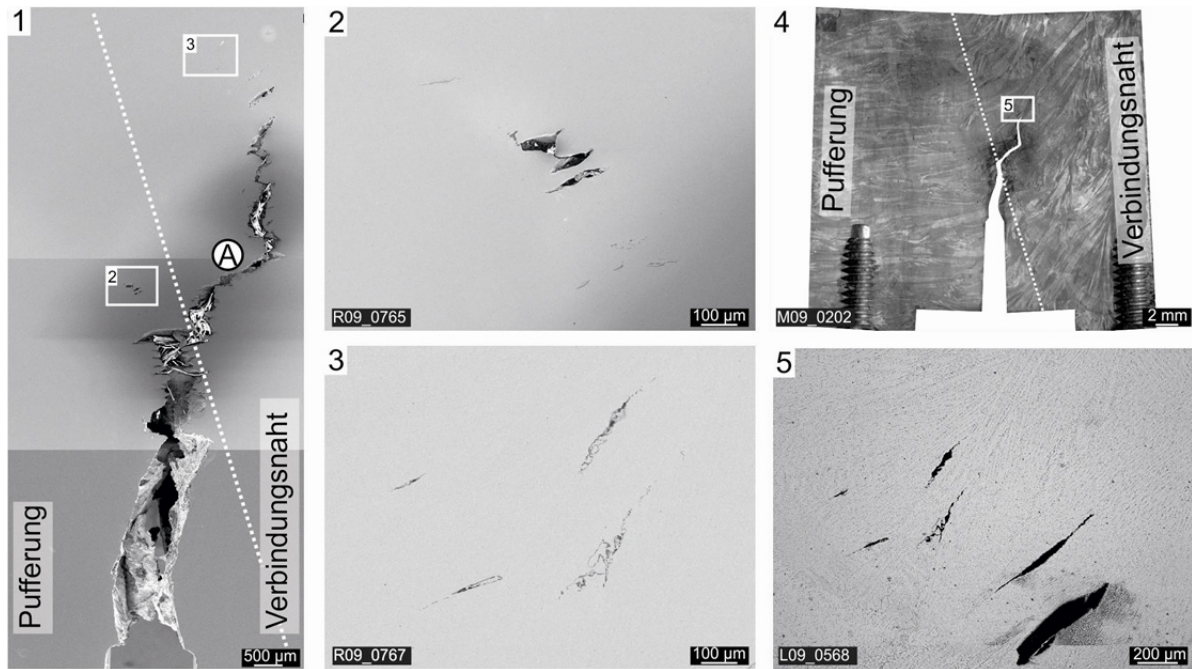


Abb. 80: Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus dem Werkstoffübergang Pufferung/ Verbindungsnaht (Interface 2) (links REM-Aufnahme; rechts lichtoptische Aufnahme)

Werkstoffübergang zwischen Verbindungsnaht und Austenit (Interface 3)

Im Werkstoffübergang zwischen dem austenitischen Grundwerkstoff und der Verbindungsnaht (Interface 3) kann anhand der Grautöne in den REM-Aufnahmen eindeutig zwischen den beiden Werkstoffbereichen unterschieden werden, siehe Ausschnitt 1 in [Abb. 81](#).

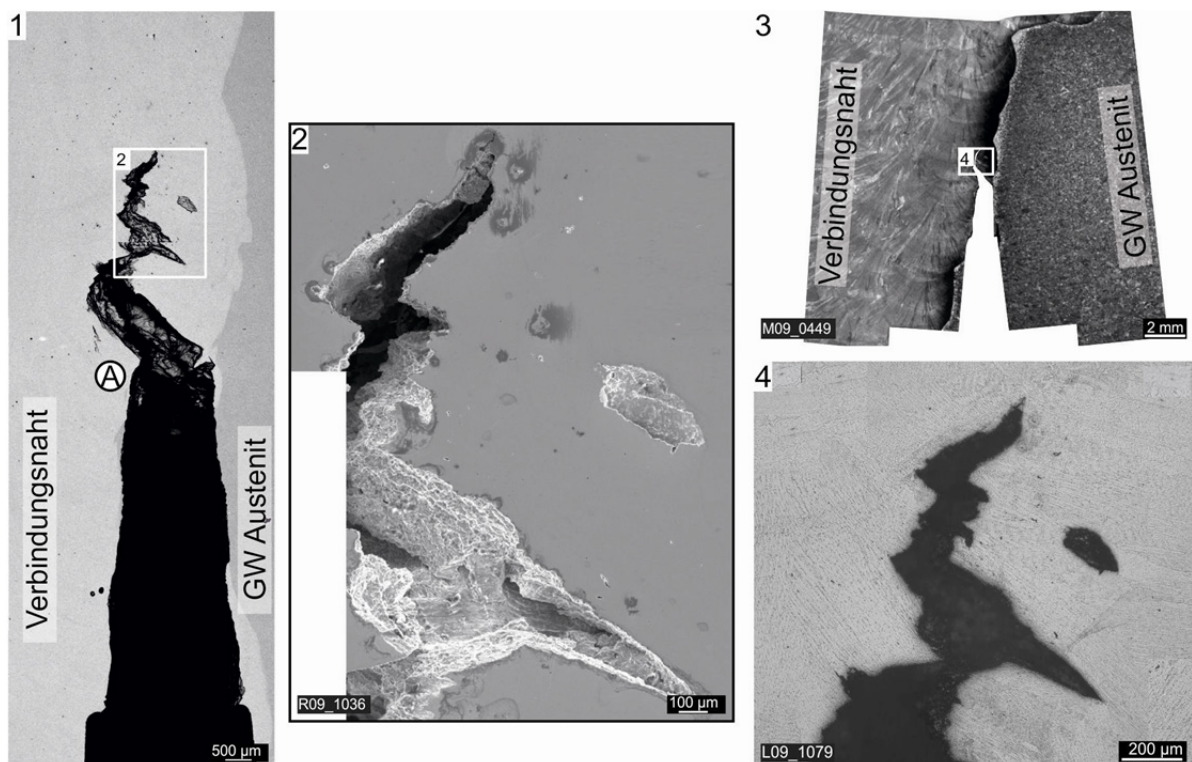


Abb. 81: Längsschliff in Probenmitte einer SEB-Probe aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3) (links REM-Aufnahme; rechts lichtoptische Aufnahme)

Der Anriss befand sich auf dem Werkstoffübergang, in Probenmitte war er lediglich um ca. 10 μm in Richtung der Verbindungsnaht verschoben. Nach Initiierung (A in [Abb. 81](#)) folgt der Riss den Erstarrungsstrukturen und läuft in die Verbindungsnaht (Ausschnitt 3 und 4 in [Abb. 81](#)). Analog zu den vorangegangenen Untersuchungen wurde zur Ermittlung der physikalischen Rissinitiierungskennwerte wieder die Stretched-Zone-Width der Seite der Verbindungsnaht ausgewertet.

5.2.2 Electron-Backscatter-Diffraction Analysen

Für eine endgültige Klärung der mikromechanischen Prozesse während der Rissausbreitung in der Verbindungsnaht und der Pufferung wurden mit der EBSD-Methode Untersuchungen des Risspfads durchgeführt. Bei dieser Methode wird mit Hilfe des REM und einer computergestützten Auswertung die unterschiedliche Kornorientierung des Gefüges bestimmt. Dazu wird eine verformungsarm präparierte Probe im REM schrittweise abgerastert und aus der unterschiedlichen Beugung die Kristallstruktur und -orientierung ermittelt. Mit Hilfe dieser Daten ist es anschließend möglich, die Körner anhand ihrer Orientierung zu unterscheiden und farblich kenntlich zu machen. Eine detaillierte Beschreibung der Technik findet sich unter anderem in [131], [132], [133]. Da auch die einzelnen Dendriten untereinander eine verschiedene Kornorientierung aufweisen, können diese mit Hilfe der EBSD-Methode unterschieden werden. Einschränkungen ergeben sich lediglich durch die starken plastischen Verformungen in der unmittelbaren Rissumgebung.

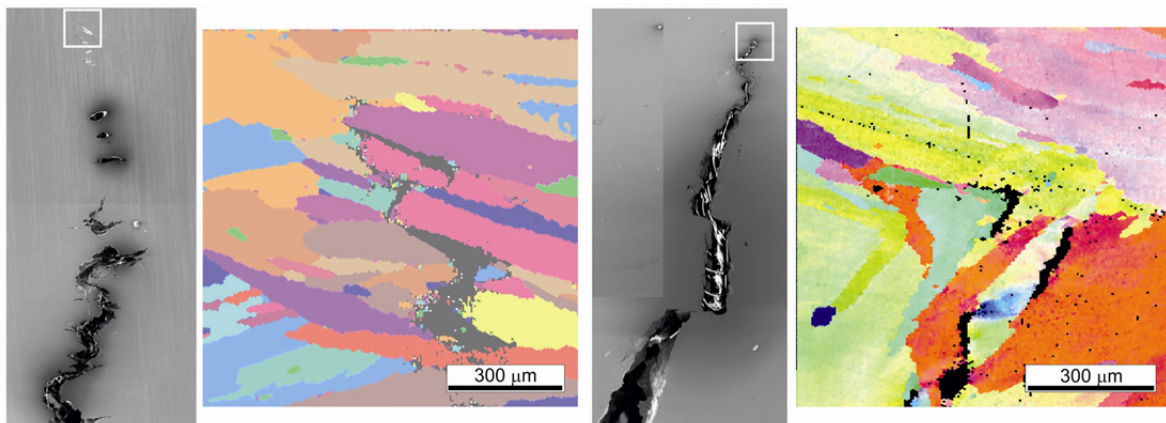


Abb. 82: EBSD-Untersuchung der Rissverläufe in der Pufferung (links) und der Verbindungsnaht (rechts)

In [Abb. 82](#) sind die EBSD-Aufnahmen aus der Pufferung und der Verbindungsnaht dargestellt. Aus beiden Bildern wird nochmals deutlich, dass der Riss den interdendritischen Bereichen folgt und nicht durch die einzelnen Dendritenarme hindurch wächst. Infolge dieses bevorzugt interdendritischen Risswachstums ist der niedrige Widerstand gegen Rissinitiierung und -wachstum in der Verbindungsnaht zu erklären. Durch die gewählte Schweißposition bei der Herstellung ergibt sich in diesem Bereich eine radial nach außen verlaufende Erstarrungsstruktur und in Konsequenz ein den interdendritischen Bereichen folgender ausgelenkter Risspfad. Auf Basis dieser Ergebnisse konnte gezeigt werden, dass immer die Bereiche, in welchen Risswachstums- und Erstarrungsrichtung zusammenfallen, als kritisch anzusehen sind.

6 Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen

Die Ermittlung der Eigenspannungen wurde an den fertig geschweißten Röhren sowie an einer entnommenen SEB-Probe vorgenommen und dient im Weiteren zur Verifikation der numerisch errechneten Verläufe. In einem ersten Schritt wurden die Eigenspannungen mit Hilfe der Bohrlochmethode bestimmt. Da mit diesem Verfahren die Eigenspannungen allerdings nur in den oberflächennahen Schichten bestimmt werden können, wurden in einem zweiten Schritt Messungen mit Hilfe der Neutronenbeugung durchgeführt.

6.1 Bohrlochmethode

Die Bohrlochmethode zählt zu den teilzerstörenden mechanischen Messmethoden [134] und basiert auf dem Prinzip, dass sich bei lokalem Materialabtrag in eigenspannungsbehafteten Bauteilen wieder ein Gleichgewichtszustand einstellt. Die dabei entstehenden Verformungen werden mit Hilfe spezieller Dehnungsmessstreifen (DMS) detektiert. Da beim Einbringen des Bohrlochs die Dehnungen nicht vollständig ausgelöst werden, kann nicht mit den linear-elastischen Formeln auf Basis des Hooke'schen Gesetzes auf den Eigenspannungszustand zurückgerechnet werden [135]. Für die exakte Ermittlung der Eigenspannungen sind zusätzliche Kalibrierterme notwendig, die dem teilauslösenden Charakter Rechnung tragen [136].

Die Ergebnisse der durchgeführten Messungen sind in [Abb. 83](#) dargestellt. Die ermittelten Spannungen sind in den geschweißten Bereichen der Pufferung und Verbindungsnaht maximal und nehmen an den Werkstoffübergängen ab. Aufgrund der verschiedenartigen Werkstoffe sowie durch die Spannungsarmglühung nach dem Aufbringen der Pufferung ergibt sich im vorliegenden Fall keine klassische Eigenspannungsverteilung (M- oder W-Profil), wie sie beispielsweise von gleichartigen Schweißverbindungen bekannt ist [63], [68].

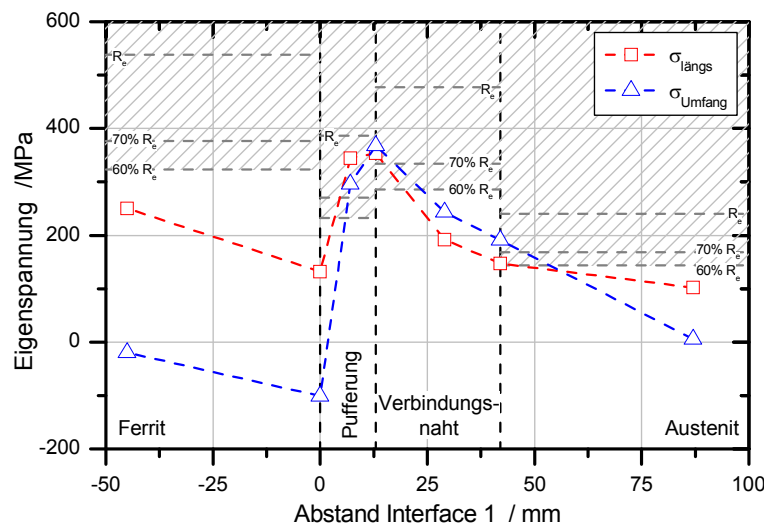


Abb. 83: Experimentell ermittelter Eigenspannungsverlauf mit der Bohrlochmethode in 1 mm Tiefe am fertig geschweißten Rohr

Bei den experimentellen Ergebnissen müssen allerdings einige Einschränkungen hingenommen werden. Die Spannungen erreichen in einzelnen Werkstoffbereichen bzw. -übergängen annähernd die Streckgrenze und übersteigen diese unmittelbar an der Oberfläche sogar teilweise, vgl. [Abb. A28](#). Durch die dem Verfahren zugrunde liegende Annahme eines linear-elastischen Werkstoffverhaltens werden dadurch die tatsächlichen

Eigenspannungen überschätzt. Zudem entstehen durch die Kerbwirkung des eingebrachten Bohrlochs Spannungserhöhungen, weshalb im Allgemeinen mit einer Unsicherheitsgrenze von 70 % der Streckgrenze [135] (bzw. 60 % der Streckgrenze nach ASTM E 837-08 [137]) gerechnet wird. Eine weitere Unsicherheit ergibt sich in den direkten Werkstoffübergängen. In diesen Bereichen kann sich das Bohrloch ungleichmäßig verformen was die grundlegende Annahme eines homogenen Werkstoffs verletzt.

Für eine Übertragbarkeit auf die experimentellen Befunde an den bruchmechanischen Proben, wurden an einem entnommenen Probenrohling ebenfalls Messungen durchgeführt. Durch das Auslösen der Eigenspannungen bei der Probenentnahme zeigt sich im Vergleich zu den Ergebnissen des fertig geschweißten Rohres ein deutlicher Abbau der Eigenspannungen, siehe [Abb. 84](#). Allerdings muss bei den Ergebnissen angemerkt werden, dass sich in den unmittelbar oberflächennahen Bereichen Druckspannungen ergeben, siehe [Abb. A29](#). Durch die Verfestigung der Oberfläche während der spanenden Bearbeitungsschritte (Sägen, Hobeln und Schleifen) bei der Probenfertigung werden in den oberflächennahen Schichten bis in eine Tiefe von ca. 0,4 bis 0,6 mm Druckeigenspannungen eingebracht [65]. Die Spannungen klingen aber mit zunehmender Tiefe ab.

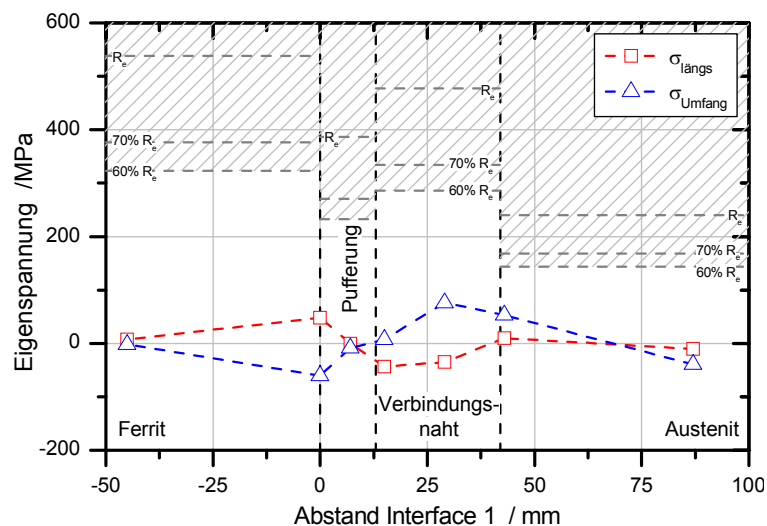


Abb. 84: Experimentell ermittelter Eigenspannungsverlauf mit der Bohrlochmethode in 1 mm Tiefe an einem entnommenen Probenrohling

6.2 Neutronenbeugung

Die Bohrlochmethode weist zwei entscheidende Nachteile auf. Zum einen können mit dieser Methode Eigenspannungen nur in den oberflächennahen Schichten ermittelt werden und zum anderen können Eigenspannungen in Höhe der Streckgrenze nur eingeschränkt bestimmt werden. Mit Hilfe der Neutronenbeugung können beide Einschränkungen umgangen werden. Die Methode beruht auf der Messung von elastischen Gitterverzerrungen des Kristallgitters. Mit Hilfe der Bragg'schen Gleichung [138] sind die Wellenlänge λ der einfallenden Neutronen, der Beugungswinkel 2Θ und der Gitterabstand d miteinander verknüpft, siehe [Abb. 85](#). Bei kristallinen Festkörpern kann mit Hilfe dieser Beziehung jeder Interferenzlinie eines Beugungsbildes ein Gitterabstand zugeordnet werden. Wenn aus der Messung an einem unverspannten Gitter der Referenzabstand d_0 bekannt ist, kann aus der Änderung der Interferenzlinienlage die Gitterdehnung der entsprechenden Gitterebene berechnet werden. Wird die Gitterdehnung in allen drei Raumrichtungen gemessen, kann

anschließend mit den elastischen Konstanten μ und E der unterschiedlichen Gitterrichtungen der vollständige Eigenspannungszustand berechnet werden [139]. Da die Gitterverzerrung immer eine elastische Verzerrung ist [140], bietet die Messung mit Neutronen den Vorteil, dass nur elastische Eigenspannungen bestimmt werden und somit keine Beschränkung in Bezug auf die Streckgrenze vorliegt. Des Weiteren hat die Messung mit Neutronen den Vorteil, dass die hoch energetischen Neutronenstrahlen weit in den Werkstoff eindringen können, wodurch der Eigenspannungszustand über der gesamten Wanddicke bestimmt werden kann.

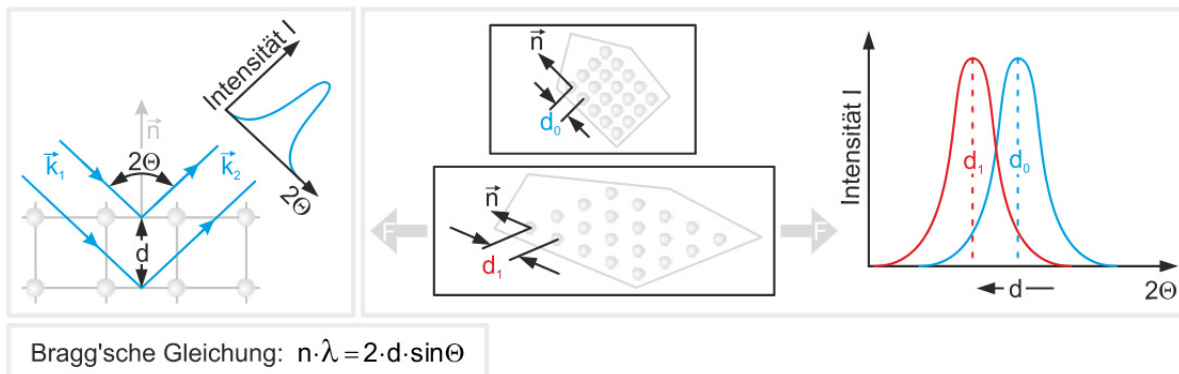


Abb. 85: Prinzip der Beugungsmethode zur Eigenspannungsmessung [141]

Die Messungen an der vorliegenden Mischnaht wurden an der Forschungsneutronenquelle Heinz-Meier-Leibnitz (FRMII) in Garching [142] durchgeführt. Bedingt durch die große Wanddicke von $s = 32,8 \text{ mm}$ und der hohen Absorption des Nickelbasis-Schweißgutes wurde ein Messvolumen von $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$ gewählt. Damit war es möglich, den kompletten Eigenspannungszustand über der gesamten Wanddicke der Schweißnaht zu ermitteln, siehe **Abb. 86**.

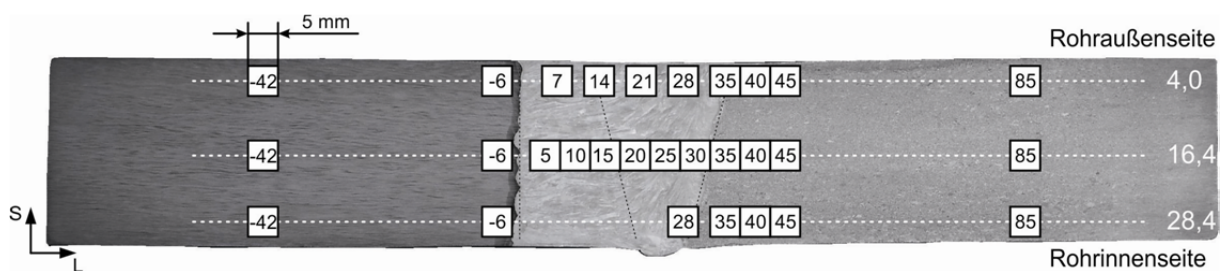


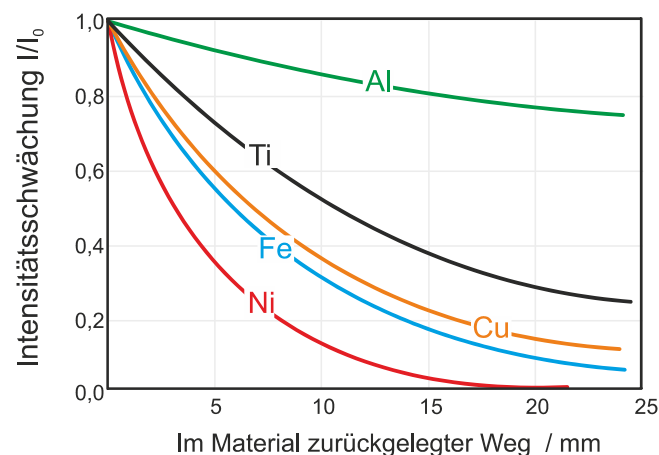
Abb. 86: Messpositionen für die Neutronenbeugung

Die Auswertung verläuft über die Bestimmung der Beugungswinkel und der zugehörigen Gitterebenenabstände. Für den vorliegenden Fall wurde der Reflex der $\{311\}$ -Ebene für den Nickelbasis-Werkstoff und den austenitischen Grundwerkstoff verwendet. Beim ferritischen Grundwerkstoff wurde der Peak der $\{211\}$ -Ebene für die Auswertungen herangezogen. Für jeden gemessenen Gefügebereich wurde an einem entnommenen $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$ großen Würfel der Referenzabstand d_0 der Gitterebenen bestimmt.

In **Abb. 88** bis **Abb. 90** sind die Ergebnisse aller drei Messreihen längs der Naht dargestellt. Zusätzlich sind in den Graphen die Fehlerbalken der statistischen Fehler aus der Messkette abgebildet. Die Verläufe an der Rohraußenseite ($t = 4 \text{ mm}$) zeigen prinzipiell denselben Verlauf und die gleichen Tendenzen wie die Bohrlochmethode, vgl. auch **Abb. A30**. Die Unterschiede zwischen beiden Methoden ergeben sich einerseits aus der unterschiedlichen

Messtiefe bei beiden Methoden. Während die dargestellten Ergebnisse in der Bohrlochmethode in 1 mm Tiefe aufgenommen wurden, repräsentieren die Ergebnisse der Neutronenbeugung die Verhältnisse in ca. 4 mm Tiefe. Andererseits stellen die Ergebnisse der Neutronenbeugung eine Mittelung über das Messvolumen von $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$ dar.

Die Eigenspannungsprofile an der Rohraußenseite zeigen eine gute Übereinstimmung der beiden Methoden und sind tendenziell vergleichbar mit ähnlichen Messungen aus der Literatur, vgl. auch [Abb. 8](#). Probleme bei der Messung ergaben sich lediglich an der Rohrinneenseite. Bedingt durch die große Wanddicke ($s = 32,8 \text{ mm}$) des Rohres und der hohen Absorptionswirkung des Nickelbasis-Schweißgutes (siehe [Abb. 87](#)) konnten an der Rohrinneenseite nur Messungen im Bereich der Werkstoffübergänge zu den beiden Grundwerkstoffen (Interface 1 und 3) durchgeführt werden. Deshalb konzentrieren sich die Betrachtungen im Wurzelbereich auf die angrenzenden Grundwerkstoffe. Die in diesen Bereichen vorliegenden Zugeigenspannungen mit anschließendem Übergang in den Druckbereich sind nicht untypisch für mehrlagig geschweißte Rohrumfangsnähte. Ebenso stehen die höheren Umfangseigenspannungen in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen an ähnlichen Schweißnähten [106], [143].



[Abb. 87](#): Schwächung von Neutronenstrahlen in verschiedenen Materialien [141]

Aus der Bestimmung der Eigenspannungen mit den unterschiedlichen Verfahren wird deutlich, dass die Messwerte, wie auch die der Literatur entnommenen Verläufe (vgl. Kap. 2.4), einer großen Streuung unterliegen. Einerseits stößt bei der vorliegenden Mischnaht sowohl die Bohrlochmethode als auch die Eigenspannungsmessung mit Neutronen an die Einsatzgrenzen. Die hohen Spannungswerte beeinflussen, wie bereits ausgeführt, die Ergebnisse der Bohrlochmethode. Bei der Methode der Neutronenbeugung wirkt der verwendete Nickelbasis-Schweißzusatzwerkstoff in Kombination mit der großen Wanddicke einschränkend. Andererseits sind tatsächliche Schwankungen der Eigenspannungen infolge leicht geänderter Schweißparameter nicht ausgeschlossen. Dennoch bilden insbesondere die mit der Neutronenbeugung bestimmten Ergebnisse eine solide und belastbare Basis für die Verifikation der numerisch bestimmten Eigenspannungen in der Mischnaht.

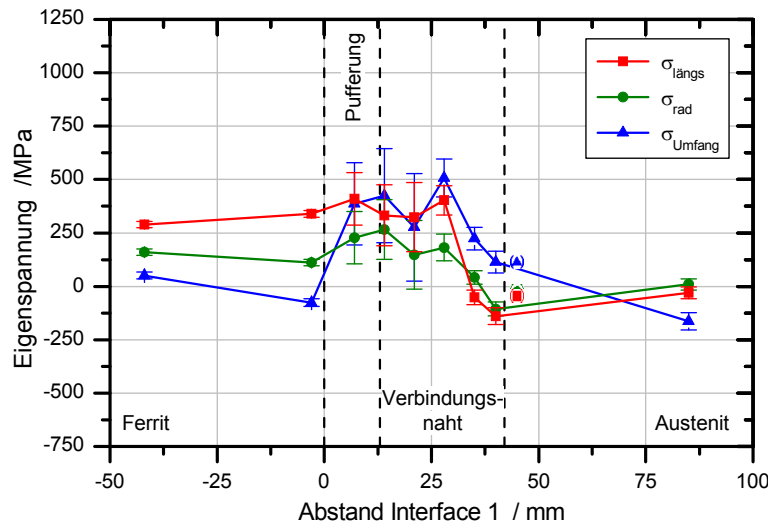


Abb. 88: Experimentell ermittelter Eigenspannungsverlauf mit der Neutronenbeugung in 4 mm Tiefe

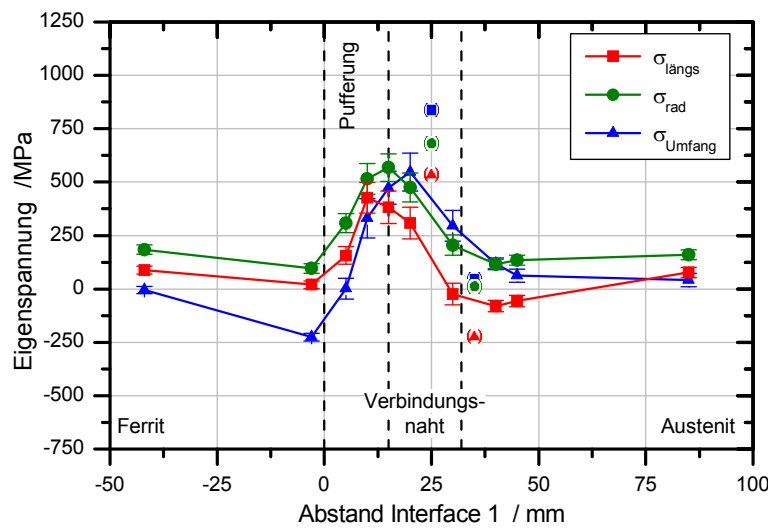


Abb. 89: Experimentell ermittelter Eigenspannungsverlauf mit der Neutronenbeugung in 16,4 mm Tiefe

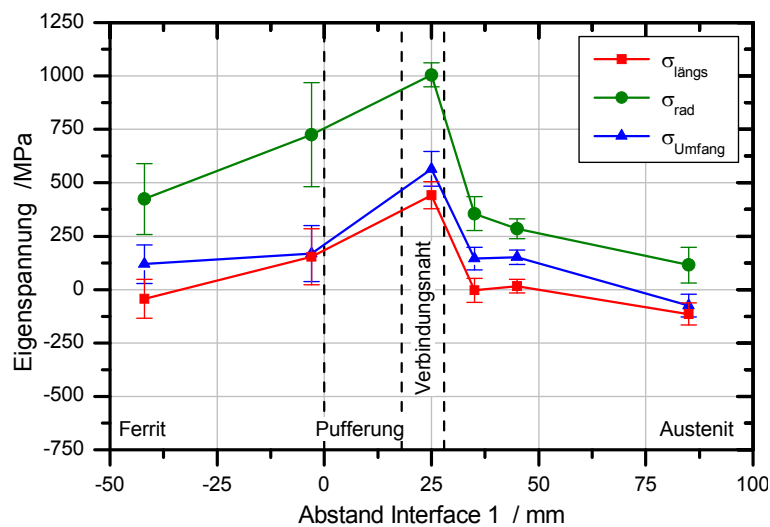


Abb. 90: Experimentell ermittelter Eigenspannungsverlauf mit der Neutronenbeugung in 28,4 mm Tiefe

7 Ergebnisse der bruchmechanischen Bewertungsverfahren

Im Forschungsvorhaben „Darstellung und Quantifizierung des Versagensablaufs rissbehafteter Mischnaht-Schweißverbindungen“ [95] wurden bruchmechanische Versuche aus allen Werkstoffbereichen der Mischnaht mit dem in Kap. 3.1 beschriebenen R6-Verfahren [28] bewertet. Analog zu den Untersuchungen aus [9] wurde dabei das Fehlerabschätzungsdiagramm nach Option 1 verwendet. Die Berechnungen basieren auf den Werkstoffkennwerten Streckgrenze, Zugfestigkeit und dem Bruchmechanikkennwert $K_{I,J}$ für einen homogenen Werkstoff, weshalb die bruchmechanischen Proben fiktiv als aus einem Werkstoff bestehend betrachtet werden müssen. Zur Berücksichtigung eventueller Beeinflussungen bei den Proben mit Rissposition im Werkstoffübergang können im R6-Verfahren nach [5] und [9] die Festigkeitskennwerte (R_e , R_m) und bruchmechanischen Kennwerte ($K_{I,J}$) der beiden angrenzenden Werkstoffe kombiniert eingesetzt werden, siehe Tab. 4. Eine realistische Berücksichtigung des Mismatcheinflusses ist mit diesem Verfahren allerdings nicht möglich.

Tab. 4: Mit dem R6-Verfahren überprüfte Risspositionen der Mischnaht-Schweißverbindung [95]

Rissposition	Im R6-Verfahren eingesetzte Werkstoffkennwerte	
	Festigkeitskennwert (R_e , R_m)	Bruchzähigkeit ($K_{I,J}$)
GW Ferrit	GW Ferrit	GW Ferrit
Interface 1	GW Ferrit	Interface 1
	Pufferung	Interface 1
Pufferung	Pufferung	Pufferung
Interface 2	Pufferung	Interface 2
	Verbindungsnaht	Interface 2
Verbindungsnaht	Verbindungsnaht	Verbindungsnaht
Interface 3	Verbindungsnaht	Interface 3
	GW Austenit	Interface 3
GW Austenit	GW Austenit	GW Austenit

Die Ergebnisse des R6-Verfahrens sind in Abb. 91 in Bezug zu den experimentell ermittelten Ergebnissen wiedergegeben. In den homogenen Bereichen der Grundwerkstoffe sowie für die Pufferung und Verbindungsnaht ergeben sich mit ca. 1,2 die niedrigsten Sicherheiten. Da in den direkten Werkstoffübergängen keine Festigkeitskennwerte vorhanden sind, wurden für alle drei Bereiche jeweils zwei Analysen mit den Festigkeitskennwerten der angrenzenden Werkstoffbereiche durchgeführt. Als bruchmechanischer Kennwert wurde immer der experimentell bestimmte Initiierungswert aus dem jeweils bewerteten Versuch verwendet. Eine realistische Vorhersage lässt sich allerdings nur bei Verwendung des höherfesten Werkstoffs erzielen. Insbesondere am Werkstoffübergang zwischen Austenit und

Verbindungsnaht (Interface 3) ergibt sich bei Verwendung der Festigkeitskennwerte des niederfesteren Werkstoffs eine sehr hohe Konservativität.

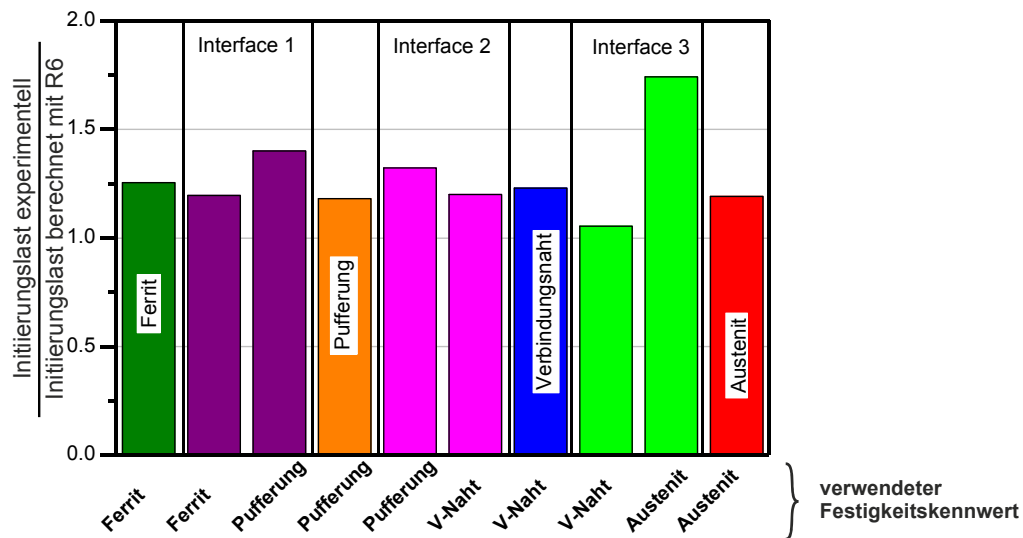


Abb. 91: Verhältnis der experimentellen und mit dem R6-Verfahren berechneten Rissinitiationslasten

Die generelle Aussage, welcher Werkstoffkennwert für welche Werkstoffpaarung verwendet werden soll, kann auf Basis dieser Ergebnisse nicht getroffen werden. In anderen Untersuchungen [9] wurden beispielsweise geringere Konservativitäten bei Verwendung des niederfesteren Werkstoffs erzielt. Das R6-Verfahren ermöglicht allerdings für alle untersuchten Anrisspositionen eine konservative Abschätzung der Initiierungslasten.

8 Numerische Simulationen

Die momentan verfügbaren bruchmechanischen Näherungsverfahren zur Bewertung von Mischnaht-Schweißverbindungen liefern teilweise stark konservative Lösungen und berücksichtigen nicht die real im Werkstoff ablaufenden Vorgänge, vgl. Kap. 7. Um die realen Versagensvorgänge während der Rissinitiierung und -ausbreitung genauer vorherzusagen zu können, wird im Folgenden eine Methodik auf Basis schädigungsmechanischer FE-Berechnungen beschrieben. In diesem Zusammenhang werden auch unterschiedliche Einflüsse auf die Rissentstehung untersucht. Dies beinhaltet unter anderem eine detaillierte Analyse des vorliegenden Eigenspannungszustandes und seiner Auswirkungen auf die Rissentstehung.

8.1 Numerische Bestimmung des Eigenspannungszustandes

Die experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen hat gezeigt, dass nach der Entnahme der Probenrohlinge für die bruchmechanischen Analysen ein im Vergleich zum kompletten Rohr reduzierter Eigenspannungszustand verbleibt, siehe [Abb. 84](#). Um sicherzustellen, dass der Eigenspannungszustand in den entnommenen Probenrohlingen keine Auswirkung auf das Risswachstum hat, wurden FE-Simulationen durchgeführt. Eine weitere Motivation für die numerische Analyse des Eigenspannungszustandes ist, dass dieser dadurch bei späteren Bewertungen von Komponenten berücksichtigt werden kann.

Vor diesem Kontext wurden FE-Simulationen des Schweißprozesses durchgeführt, um eine konservative Abschätzung des Eigenspannungszustandes im gesamten Rohr und in den entnommenen Proben zu erhalten. Eine Vereinfachung in diesen Analysen ist, dass nur die Fertigung der Verbindungsnaht betrachtet wird. Aufgrund fehlender Materialeigenschaften, insbesondere während der Phasenumwandlung des ferritischen Grundwerkstoffs, wurde der aufgepufferte ferritische Rohrabschnitt vereinfachend als eigenspannungsfrei nach dem Spannungsarmglühen angenommen.

FE-Simulationen zur Bestimmung des Eigenspannungszustandes werden im Allgemeinen unter Vernachlässigung komplexer physikalischer Vorgänge, wie beispielsweise elektromagnetischer Effekte in Folge des Lichtbogens oder der Schmelzbadströmung, als thermomechanisches Problem formuliert [71], [143], [144], [145], [146]. Bei der Fertigung der Verbindungsnaht wird der austenitische Grundwerkstoff mit einer Nickelbasis-Elektrode gegen die Nickelbasis-Pufferung geschweißt. Beide Werkstoffe weisen keine Phasenumwandlungen auf und Messungen zeigen, dass die Temperaturen im ferritischen Grundwerkstoff in diesem Fertigungsschritt unterhalb der A_{C1} -Temperatur bleiben. Deshalb kann das vorliegende Problem als sequentielles thermomechanisches Problem definiert werden, bei dem zunächst die zeitabhängige Temperaturverteilung beim Fortschreiten der Schweißquelle berechnet wird. Die durch die thermische Volumendehnung eingebrachten Spannungen und Dehnungen werden in einer darauf folgenden mechanischen Analyse ermittelt. Hierbei dient die zuvor bestimmte zeitabhängige Temperaturverteilung als Randbedingung.

8.1.1 Thermisches Berechnungsmodell

Die Simulation des zeit- und ortsabhängigen Temperaturfeldes basiert auf der Lösung der klassischen dreidimensionalen Differentialgleichung für die Wärmeleitung:

$$c_p(T) \cdot \rho(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \Phi_q \quad \text{Gl. 8.1}$$

In Gl. 8.1 ist c_p die spezifische Wärmekapazität, ρ die Dichte und Φ_q die Wärmestromdichte der Wärmequelle. Bei einem isotropen Material ist die Wärmeleitung λ richtungsunabhängig und entsprechend sind λ_x , λ_y und λ_z identisch. Jedoch sind die Materialparameter c_p , λ und ρ im Allgemeinen temperaturabhängig und müssen entsprechend bestimmt werden. Des Weiteren muss zur Simulation der transienten Temperaturverteilung eine angepasste Wärmequelle definiert werden. Die ersten theoretischen Formulierungen bewegter Wärmequellen wurden bereits in den 30er Jahren von Rosenthal [147] formuliert. In neuerer Zeit wurden die Modelle auf dreidimensionale Fragestellungen erweitert. Die bekanntesten momentan verfügbaren Formulierungen sind äquivalente Wärmequellen nach Goldak [148]. Diese beschreiben den Energieeintrag während des Schweißprozesses mit Hilfe von Exponentialfunktionen, wobei die dafür notwendigen Parameter an reale Temperaturverläufe und Schweißbadgeometrien angepasst werden müssen. Neben einer aufwändigen Anpassung der Parameter ist für diese Modelle eine extrem feine Vernetzung notwendig um die Verteilungsfunktion hinreichend genau auflösen zu können. Ein alternativer Ansatz stellt die so genannte „Prescribed-Nodal Temperature Method“ [149] dar. Dabei wird ein Kontrollvolumen definiert, welches der Geometrie des aktuellen Schmelzbades angepasst ist. Allen Knoten innerhalb dieses Kontrollvolumens wird eine mittlere, an den jeweiligen Schweißprozess angepasste Schmelzbadtemperatur zugewiesen.

Die Auswahl des zu verwendenden Ansatzes wird von verschiedenen Faktoren beeinflusst, wobei die Genauigkeit, mit welcher die Wärmequelle modelliert werden soll, ein wesentliches Kriterium darstellt. Bei der industriellen Herstellung einer Schweißverbindung unterliegen die Schweißparameter, wie Geschwindigkeit und Energieeinbringung, Schwankungen größer als 5 % [149]. Änderungen in der lokalen chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung bewirken eine zusätzliche Streuung der Werkstoffeigenschaften. In Verbindung mit Messtoleranzen ergeben sich bei Materialeigenschaften wie der Wärmeleitfähigkeit, der spezifischen Wärmekapazität, dem Wärmeausdehnungskoeffizient und dem Elastizitätsmodul beachtliche Streubänder [99], [149], [150]. Dadurch wird die Genauigkeit einer Schweißsimulation bereits auf ungefähr 5 bis 25 % begrenzt [149]. Einen weiteren entscheidenden Faktor stellt die Zielsetzung der Simulation dar. Wird diese beispielsweise verwendet, um die Entstehung von Heißrissen nachzubilden, so erfordert dies eine Wärmequelle, die in der Nähe des Schmelzbades detailliert modelliert ist [149]. Für den vorliegenden Fall der Simulation der Eigenspannungsbildung ist es insbesondere im Hinblick auf vertretbare Rechenzeiten bei der dreidimensionalen Modellierung ausreichend, die Wärmequelle mit Hilfe der „Prescribed-Nodal Temperature Method“ zu formulieren.

Für die Simulation des Schweißprozesses wurde das FE-Programm Abaqus [151] verwendet. Die Berechnungen wurden an einem Viertel-Modell unter Ausnutzung der Rotationssymmetrie mit 8-knotigen Kontinuumselementen mit linearem Verschiebungsansatz (8 Integrationspunkte) durchgeführt. Da die Herstellung der Mischnähte mittels

Lichtbogenhandschweißens erfolgte, muss in der Simulation ebenfalls das Einbringen der einzelnen Schweißraupen berücksichtigt werden. Dies wurde in den Simulationen durch die Steuerung der Elementeigenschaften über eine Fortran-Benutzerschnittstelle des FE-Programms realisiert. Damit ist es möglich den Elementen innerhalb eines definierten Kontrollvolumens die temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften zuzuweisen und die davorliegenden Elemente über eine entsprechende Wahl der Materialeigenschaften als inaktiv bzw. nicht vorhanden zu definieren, siehe [Abb. 92](#).

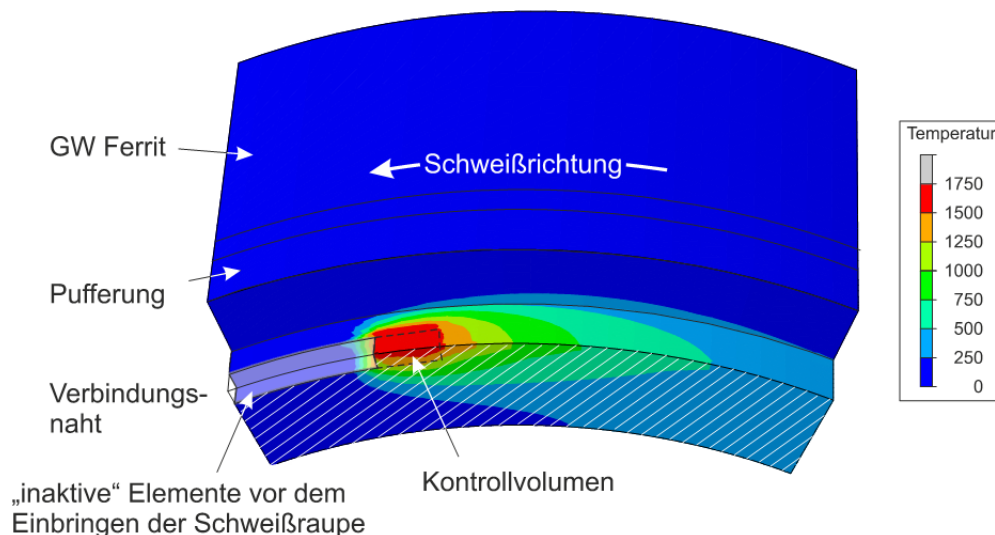


Abb. 92: Kontrollvolumen und Temperaturverteilung während des Schweißprozesses

Um die Herstellung der Mischnähte realistisch abzubilden, wurden detaillierte dreidimensionale Modelle der Rohre erstellt. Die Modellierung der Schweißnahttulpe erfolgt entsprechend den Fertigungszeichnungen, vgl. [Abb. A3](#). Als natürliche Randbedingungen wurde der Wärmeübergang durch Konvektion und Strahlung an den Außenflächen berücksichtigt. Des Weiteren wurde zwischen dem Einbringen der Schweißraupen in der Simulation auf die Abkühlung unter die festgelegte Zwischenlagentemperatur geachtet. Die notwendigen thermischen Materialeigenschaften wurden aus der Literatur [99] [150] [152] [153] übernommen und sind in [Abb. A31](#) bis [Abb. A34](#) dargestellt.

Für eine realitätsnahe Abbildung der Temperaturverteilung wurde die Größe des Schmelzbades an das Temperaturprofil einer vergleichbaren Versuchsschweißung angepasst (leicht unterschiedliche Elektrode in der Versuchsschweißung). Die Temperatur des Schmelzbades wurde in diesem Schritt ebenfalls an die experimentelle Messung zu $T_{\text{Schm}} = 1700 \text{ °C}$ angepasst. Dies entspricht nach Goldak [149] einer realistischen Überhitzung von 300 bis 500 °C über der experimentell bestimmten Liquidustemperatur von 1400 °C des verwendeten Nickelbasis-Schweißzusatzwerkstoffs.

8.1.2 Mechanisches Berechnungsmodell

Bei Schweißverbindungen bilden sich Eigenspannungen während des Schweißprozesses aufgrund thermischer Dehnungen beim Aufheizen und Abkühlen. Die Eigenspannungen werden dabei vorrangig durch die Abkühlvorgänge beeinflusst [69]. Für die mechanische Berechnung wird die in der thermischen Simulation berechnete Temperaturverteilung als transiente Randbedingung aufgebracht. Das Einbringen der Schweißraupe erfolgt in der mechanischen Simulation analog zu den thermischen Simulationen durch „Aktivierung“ der entsprechenden Elemente über die Fortran-Benutzerschnittstelle des FE-Programms.

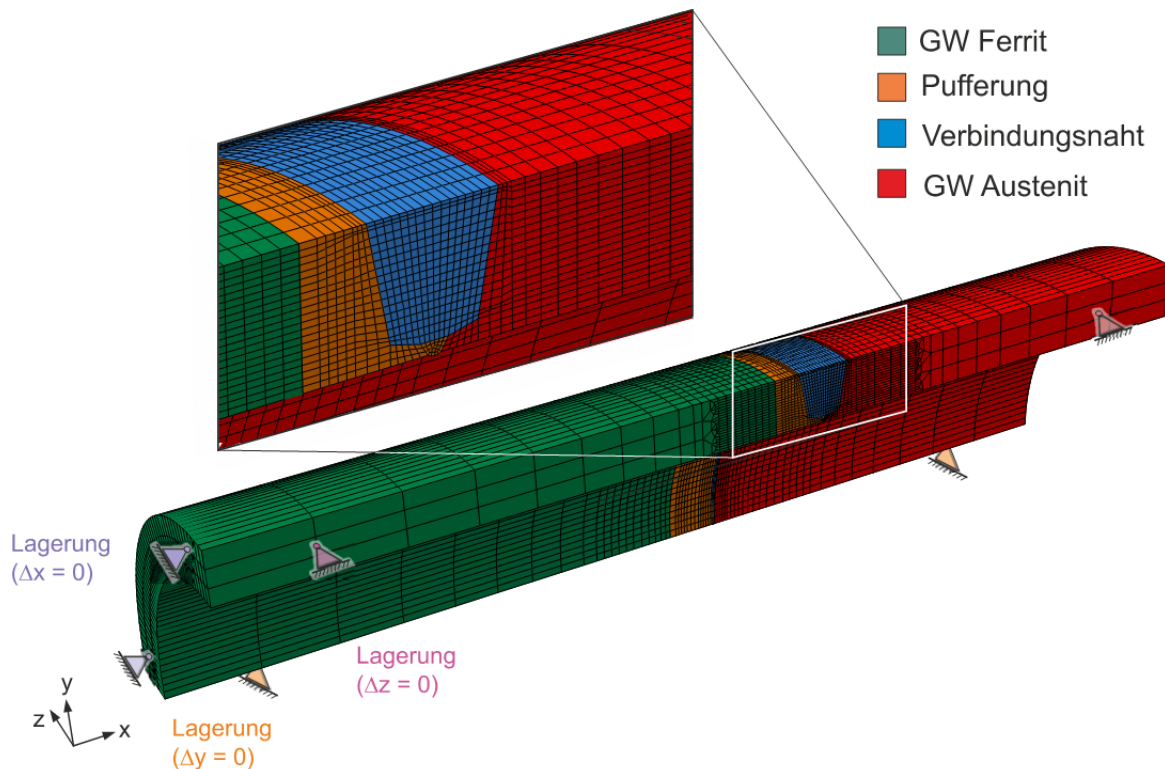


Abb. 93: FE-Modell für die thermomechanische Simulation des Herstellungsprozesses einschließlich der kinematischen Randbedingungen

Das den Simulationen zugrunde liegende FE-Modell entspricht geometrisch dem thermischen Modell, es unterscheidet sich lediglich im gewählten Elementtyp und den aufgetragenen Randbedingungen. Entsprechend der thermischen Simulation wurden 8-knotige Kontinuums-elemente mit linearem Verschiebungsansatz (8 Integrationspunkte) verwendet. Die kinematischen Randbedingungen wurden analog der realen Fertigung gewählt, siehe [Abb. 93](#). Dies beinhaltet neben den Verschiebungsrandbedingungen in den Symmetrieflächen und den Stützstellen an den Bodenflächen des ferritischen Rohres auch die Heftschweißungen im Wurzelbereich der Verbindungsnaht. Die notwendigen temperaturabhängigen Materialeigenschaften der Werkstoffe wurden experimentell bestimmt und wenn notwendig mit Werten aus der zitierten Literatur [99] [143] [152] bis zum Schmelzpunkt ergänzt, siehe [Abb. A35](#) bis [Abb. A39](#).

In [Abb. 94](#) sind die Ergebnisse der numerischen Berechnung des Eigenspannungszustandes gemeinsam mit den experimentellen Messergebnissen dargestellt. Insbesondere an der Rohraußenseite zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen. Sowohl in Rohrumfangs- als auch in Rohrlängsrichtung stimmt der Verlauf zwischen Rechnung und Messung gut überein, lediglich die Höhe der Maximalspannungen weist Unterschiede auf. Dies liegt zum einen an den getroffenen Vereinfachungen der numerischen Simulation sowie an den experimentellen Messungen. Die Neutronenbeugung stellt, bedingt durch das gewählte Messvolumen von $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$, eine Mittelung der Spannungen dar. Somit kann sie im Gegensatz zu den numerischen Methoden den Spannungsgradient in den oberflächennahen Bereichen nicht exakt abbilden. Die Bohrlochmethode kann zwar den Gradienten durch eine schrittweise Messung abbilden, doch ergeben sich bei dieser Methode Einschränkungen durch plastische Verformungen sowie den teilauslösenden Charakter der Messmethode, vgl. Kap. 6.1.

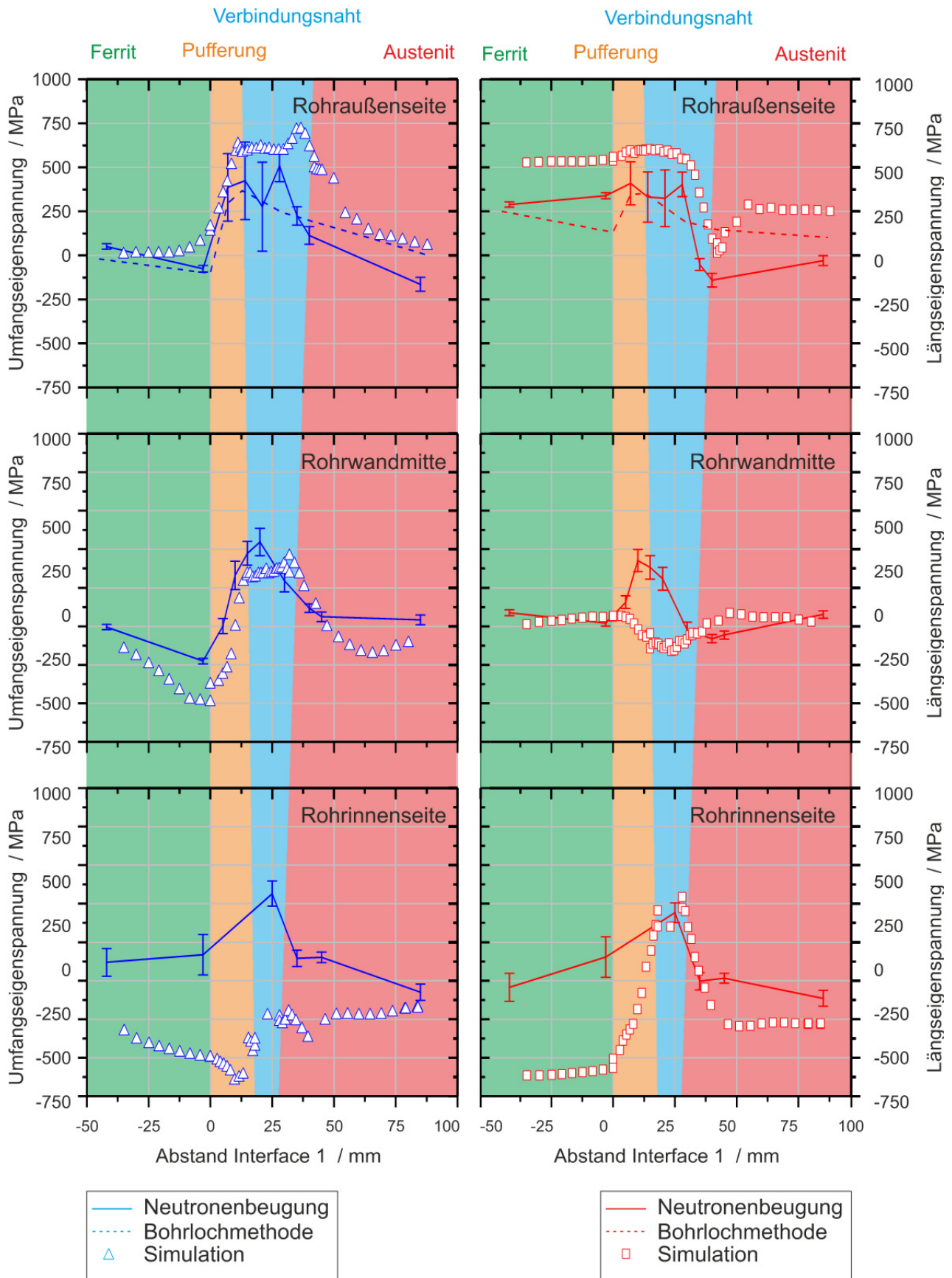


Abb. 94: Vergleich der berechneten und der gemessenen Eigenspannungen (links – Umfangseigenspannungen; rechts – Längseigenspannungen)

In Richtung der Rohrinneenseite nehmen die Unterschiede zwischen den berechneten und gemessenen Ergebnissen deutlich zu. Umso weiter innen die Messergebnisse der Neutronenbeugung liegen, desto stärker werden die Abweichungen durch die hohe Absorption der untersuchten Werkstoffe, vgl. Kap. 6.2. Zudem treten die Einflüsse aus den Vereinfachungen in den FE-Simulationen deutlicher in Erscheinung. Die weiter innen liegenden, sprich früher aufgetragenen Lagen, erfahren durch die weiteren Lagen eine zyklisch wiederkehrende Erwärmung. Zwar weisen die untersuchten Werkstoffe keine Phasenumwandlung auf, doch kommt es durch die hohen Temperaturen zu Relaxationsvorgängen und Spannungsumlagerungen. Zudem kommt es durch das Aufbringen der Schweißraupen zu Wechsellastplastifizierungen. Beide Effekte können mit dem hier verwendeten isotropen elastisch-plastischen Werkstoffgesetz nicht beschrieben werden, woraus die deutlichen Unterschiede, insbesondere in der Wurzellage, resultieren. Eine Möglichkeit diese Einflüsse genauer zu beschreiben stellt beispielsweise das Werkstoffmodell nach Chaboche [154] dar. Damit ist es möglich nichtlineares Verfestigungsverhalten mit kinematischen und isotropen Verfestigungsanteilen sowie viskoplastisches Werkstoffverhalten zu berücksichtigen. Allerdings ist für die Anwendung dieses Modells ein wesentlich größerer Versuchsaufwand nötig, um alle werkstoffabhängigen Parameter bestimmen zu können.

Ein weiterer maßgeblicher Unterschied zwischen der Simulation und den experimentellen Messungen ergibt sich aus dem Herstellungsprozess der Mischnähte an sich. Wie in Kap. 4.1 erläutert, wurden die Schweißnähte bei EHR als manuelle Lichtbogenhandschweißung gefertigt. In den Simulationen wurden zwar entsprechend der Schweißprotokolle der Lagenaufbau, die Zwischenlagenagentemperaturen sowie die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten abgebildet, doch ist es nicht möglich Abweichungen aus der manuellen Elektrodenführung zu berücksichtigen. Einflüsse wie beispielsweise aus dem lokalen Temperaturanstieg beim Ansetzen neuer Elektroden oder thermomechanische Beeinflussungen aus unterschiedlichen Ausziehlängen der Elektroden und variierende Start-Stopp-Positionen können in den Simulationen nicht erfasst werden.

Vor diesem Hintergrund kann von einer zufriedenstellenden Übereinstimmung zwischen den experimentellen und numerischen Ergebnissen ausgegangen werden. Insbesondere da die Ergebnisse in der oberen Hälfte der Rohrwand gut übereinstimmen, stellen sie eine fundierte Ausgangsbasis für die nachfolgenden Untersuchungen der Rissentwicklung dar. In allen durchgeführten bruchmechanischen Versuchen wurden SEB-Proben mit einem a/W -Verhältnis von ca. 0,5 und einer Risswachstumsrichtung von innen nach außen untersucht. Dies entspricht einer Lage des Ligaments in der äußeren Rohrwandhälfte, weshalb für die nachfolgenden Untersuchungen der Rissentwicklung von einem repräsentativen Eigenspannungszustand ausgegangen werden kann.

Für eine Beurteilung der Einflüsse des Eigenspannungszustandes auf die Rissentwicklung wurde aus dem berechneten Modell der gesamten Schweißnaht ein Probenrohling „entnommen“. Durch das Freischneiden des Probenrohlings aus dem Gesamtmodell der Schweißsimulation wird eine realistische Spannungsumlagerung bzw. ein Eigenspannungsabbau bei der Probenentnahme umgesetzt, siehe [Abb. 95](#).

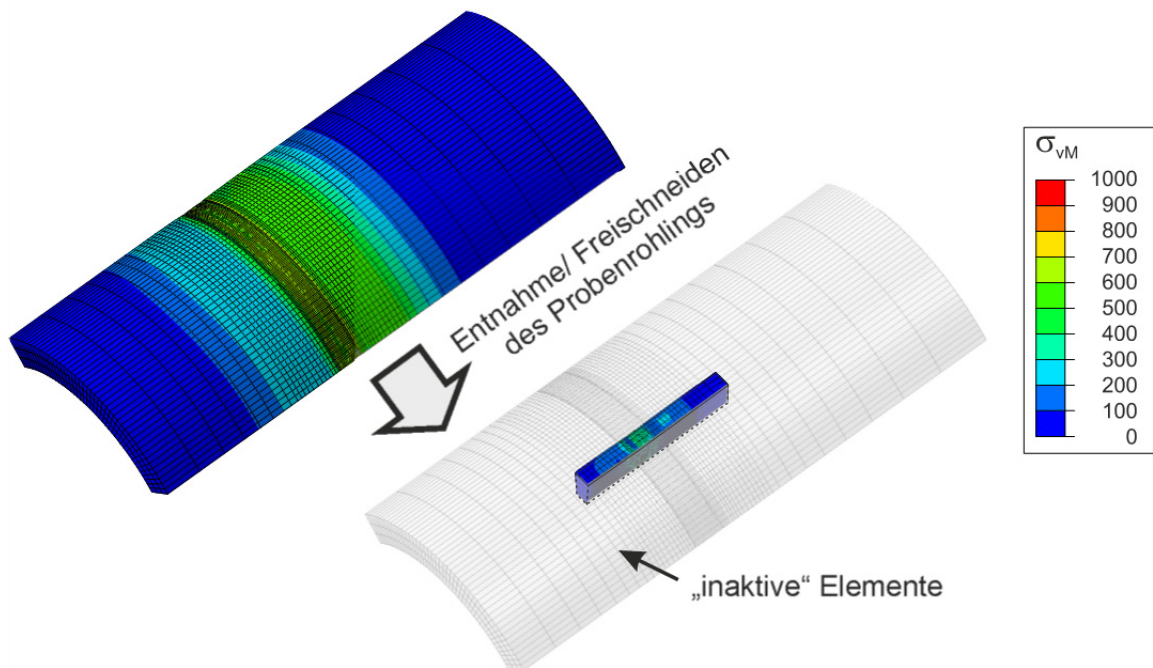


Abb. 95: Simulative Entnahme des Probenrohlings nach erfolgter Schweißsimulation

Die im Probenrohling verbleibenden Eigenspannungen zeigen einen ähnlichen Verlauf wie die experimentell mit der Bohrlochmethode gemessenen Spannungen, siehe [Abb. 96](#). Durch die im Vergleich zur Probenlänge geringe Breite sinken die Spannungen in Umfangsrichtung bei der „Entnahme“ deutlich ab. Im Vergleich dazu zeigt sich bei den Spannungen in Probenlängsrichtung ein geringerer Abbau. Insbesondere im Bereich der Verbindungsnaht werden die experimentellen Messwerte überschätzt. Dies stellt aber für die nachfolgenden Untersuchungen des Eigenspannungseinflusses auf die Rissinitiation eine konservative Abschätzung dar, da die Probenlängsrichtung auch die Richtung der maximalen rissöffnenden Hauptspannung ist.

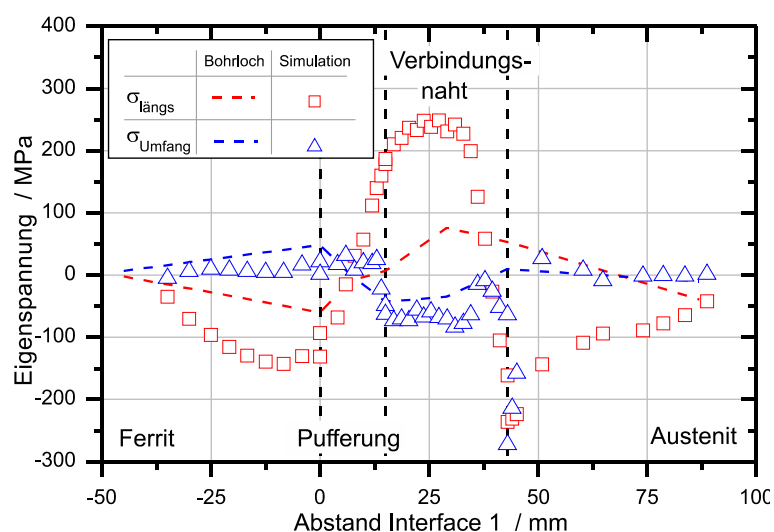


Abb. 96: Vergleich der berechneten und mit der Bohrlochmethode gemessenen Eigenspannungen an einem entnommenen Probenrohling

8.2 Numerische Analyse der Versagensvorgänge

Im Folgenden wird eine Methodik auf Basis schädigungsmechanischer FE-Berechnungen beschrieben, um die realen Versagensvorgänge während der Rissinitiierung und -ausbreitung genauer vorhersagen zu können. Zum besseren Verständnis der Vorgänge beim Bruch wurden ergänzende elastisch-plastische FE-Berechnungen zur Analyse des Spannungszustandes während der Rissinitiierung durchgeführt. Für alle Simulationen wurde das FE-Programm ADINA [155] verwendet.

Um das experimentell bestimmte Verhalten möglichst exakt nachzubilden, wurden zwei- und dreidimensionale FE-Modelle aller geprüften Proben mit den unterschiedlichen Anfangsrissoptionen bzw. Prüfquerschnitten erstellt. Infolge des Schweißnahtaufbaus der Mischnaht kann bei den FE-Modellen die Symmetrie in Probenlängsrichtung nicht ausgenutzt werden. Unter Ausnutzung der Symmetrie in Dickenrichtung wurden deshalb Halbmodelle einschließlich folgender Gefügebereiche erstellt:

- Ferritischer Grundwerkstoff 20MnMoNi5-5
- Ferritische WEZ
- Pufferung NiCr70Nb
- Verbindungsnaht NiCr70Nb
- WEZ Austenit (bestehend aus 2 Zonen)
- Austenitischer Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10

Mit den metallographischen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Abmessungen der für die experimentellen Untersuchungen verwendeten Rohre vergleichbar sind, vgl. [Abb. 17](#). Somit wird die Größe der unterschiedlichen Zonen (Pufferung, Verbindungsnaht etc.) in allen FE-Modellen konstant gehalten, siehe [Abb. 97](#). Des Weiteren wurden die Werkstoffübergänge (Interface) in den erstellten FE-Modellen vereinfachend als ebene Flächen idealisiert.

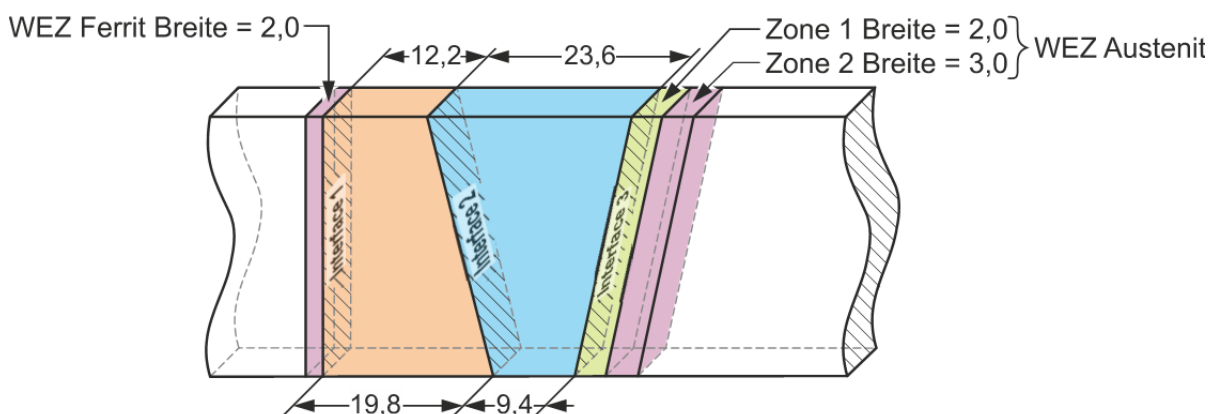


Abb. 97: Für die Simulation verwendeter schematischer Aufbau der Mischnaht

Die dreidimensionalen Modelle wurden mit 20-knotigen Kontinuumselementen mit reduzierter Integrationsordnung (8 Integrationspunkte) erstellt. Analog wurden in den zweidimensionalen Modellen 8-knotige Elemente ebenfalls mit reduzierter Integrationsordnung (4 Integrationspunkte) verwendet. Bei den zweidimensionalen Modellen der Rund- und Kerbzugproben wurde in den erstellten FE-Modellen die Rotationssymmetrie ausgenutzt, während die zweidimensionalen Simulationen der bruchmechanischen Versuche

unter Annahme eines Ebenen-Dehnungszustandes (EDZ) durchgeführt wurden. Alle Simulationen erfolgten unter Berücksichtigung großer Verformungen und Verschiebungen.

8.2.1 Numerische Bestimmung der Fließkurven

Sowohl die elastisch-plastischen Simulationen als auch die schädigungsmechanischen Simulationen benötigen als Eingabegrößen die wahre Fließkurve und den E-Modul zur Beschreibung des Last-Verformungsverhaltens. Für die FE-Simulationen wurde der mit dem Impuls-Anregungsverfahren bestimmte E-Modul verwendet. In einachsigen Zugversuchen kann die wahre Fließkurve nur bis zum Höchstlastpunkt bestimmt werden. Anschließend beginnt sich die Probe einzuschnüren, weshalb eine einfache Bestimmung der wahren Dehnung und Spannung aufgrund des entstehenden mehrachsigen Spannungszustandes nicht mehr möglich ist. Näherungsansätze zur Bestimmung der wahren Fließkurve in diesem Bereich erfordern in der Regel einen stark erhöhten Messaufwand. Im vorliegenden Fall wurde deshalb auf eine iterative numerische Methode zurückgegriffen [156], um die Fließkurve aus dem Last-Verformungsverhalten zu bestimmen. Die durchgeführte Anpassung verläuft dabei entgegengesetzt einer klassischen FE-Berechnung. Als Basis dient das experimentell bestimmte Last-Verformungsverhalten und als Ergebnis ergibt sich die Fließkurve des Werkstoffs. Die Fließkurve wird dabei in jedem Iterationsschritt so modifiziert, dass Berechnung und Experiment übereinstimmen. Die Methode bietet darüber hinaus die Möglichkeit, Fließkurven aus dem Last-Verformungsverhalten gekerbter Rundzugproben zu bestimmen. Gekerbte Proben haben gegenüber den einachsigen Zugversuchen den Vorteil, dass während des kompletten Versuchs ein definierter Spannungszustand vorliegt. Zudem bieten sie im vorliegenden Fall die Möglichkeit, die Fließkurven für alle Bereiche, einschließlich der ferritischen und austenitischen WEZ, bestimmen zu können, da sich die Verformungen weitestgehend auf den Kerbbereich konzentrieren. Insbesondere bei den FE-Simulationen der bruchmechanischen Proben treten im Bereich der Rissspitze sehr große Dehnungen auf. Um diese sicher abbilden zu können, wurden die numerisch angepassten Fließkurven im doppelt logarithmischen Maßstab linear verlängert.

Die Anpassung der Fließkurven erfolgte für alle untersuchten Bereiche aus den Ergebnissen der durchgeführten Kleinst-Kerbzugversuche, siehe Kap. 4.2.6. Als charakteristische Größe für das Last-Verformungsverhalten wurde die mit dem optischen Messsystem ARAMIS [109] bestimmte Kerbaufweitung Δl_{Kerb} verwendet, siehe [Abb. 41](#). Die Einschnürung Δd sowie die mit Hilfe eines Extensometers bestimmte integrale Verlängerung Δl_{Ext} der Probe wurden bei allen Versuchen zur Verifikation der Anpassung herangezogen.

In [Abb. 98](#) bis [Abb. 103](#) sind die zur Verifikation der Anpassungen verwendeten Extensometerverlängerungen dargestellt. Es zeigt sich bei allen Anpassungen eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen. In [Abb. 104](#) sind die numerisch angepassten wahren Fließkurven der unterschiedlichen Bereiche mit den wahren Fließkurven aus den einachsigen Normzugversuchen zusammen dargestellt. In den Bereichen, in welchen Daten ungekerbter Normzugversuche vorliegen, zeigt sich bis zur Gleichmaßdehnung eine sehr gute Übereinstimmung mit den numerisch angepassten Fließkurven.

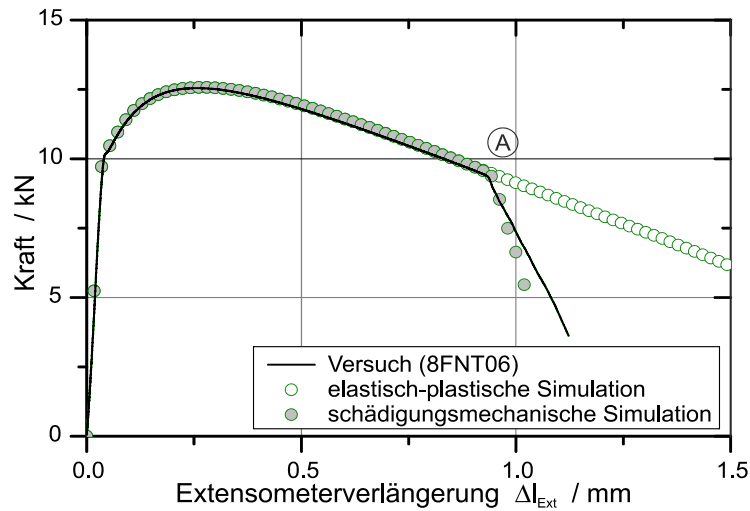


Abb. 98: Verifikation der angepassten Fließkurve und der schädigungsmechanischen Parameter für das Rousselier-Modell mit dem Last-Verformungsverhalten der Kerbzugprobe aus dem ferritischen Grundwerkstoff

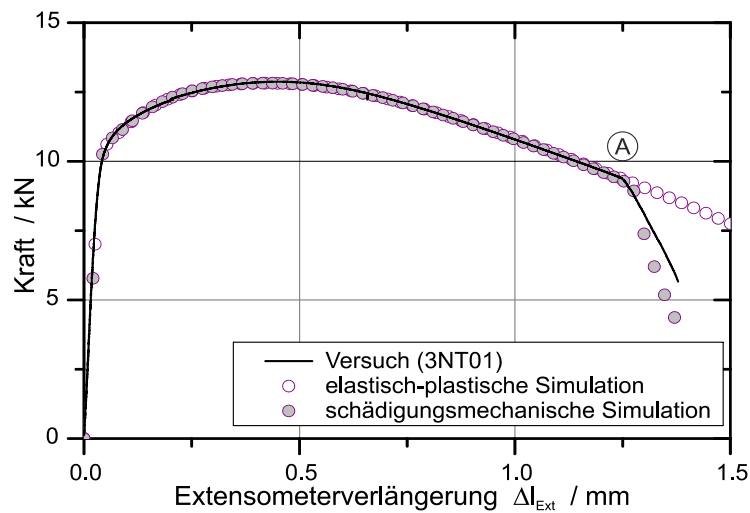


Abb. 99: Verifikation der angepassten Fließkurve und der schädigungsmechanischen Parameter für das Rousselier-Modell mit dem Last-Verformungsverhalten der Kerbzugprobe aus der ferritischen WEZ

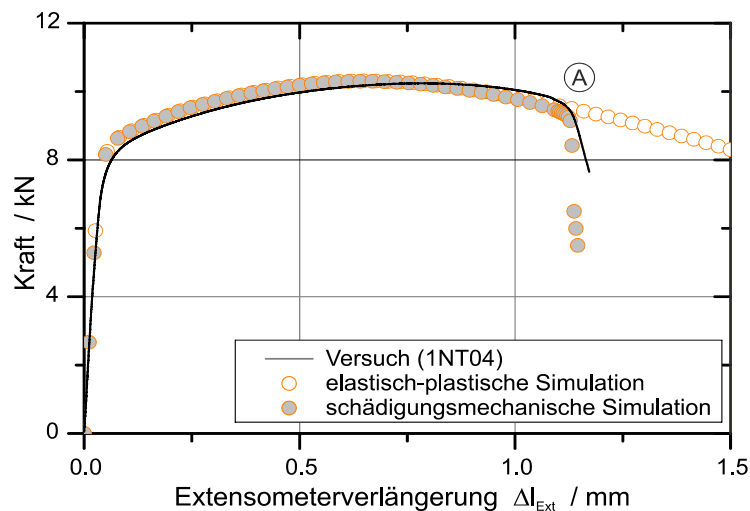


Abb. 100: Verifikation der angepassten Fließkurve und der schädigungsmechanischen Parameter für das Rousselier-Modell mit dem Last-Verformungsverhalten der Kerbzugprobe aus der Pufferung

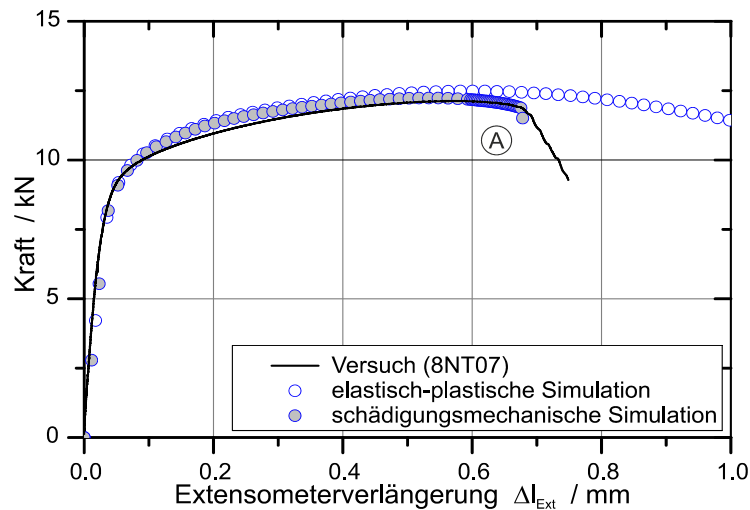


Abb. 101: Verifikation der angepassten Fließkurve und der schädigungsmechanischen Parameter für das Rousselier-Modell mit dem Last-Verformungsverhalten der Kerbzugprobe aus der Verbindungsnaht

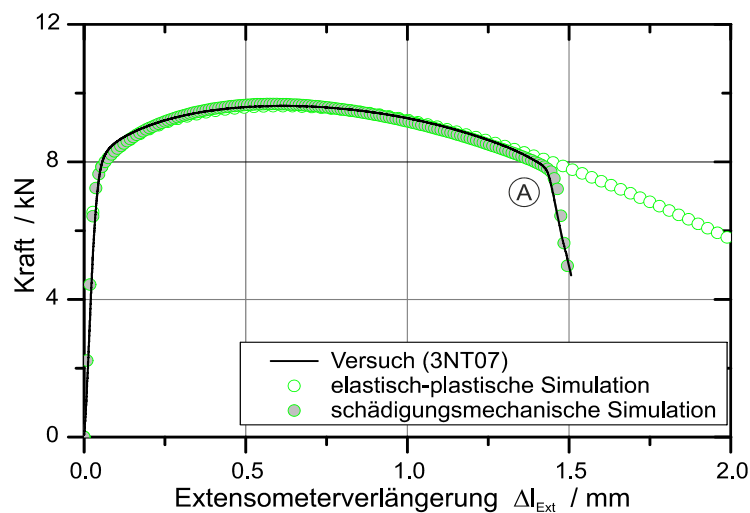


Abb. 102: Verifikation der angepassten Fließkurve und der schädigungsmechanischen Parameter für das Rousselier-Modell mit dem Last-Verformungsverhalten der Kerbzugprobe aus der austenitischen WEZ

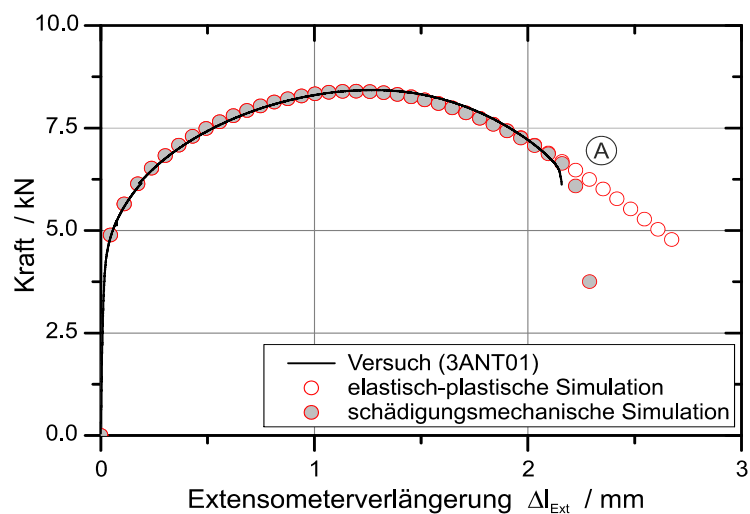


Abb. 103: Verifikation der angepassten Fließkurve und der schädigungsmechanischen Parameter für das Rousselier-Modell mit dem Last-Verformungsverhalten der Kerbzugprobe aus dem austenitischen Grundwerkstoff

Die verschiedenen Bereiche (Feinkornzone, Grobkornzone etc.) der ferritischen WEZ wurden für die vorliegenden Untersuchungen zu einer Zone zusammengefasst. Infolge der eingebrachten Wärme während der Herstellung und der daraus resultierenden Phasenumwandlung sowie Kornvergrößerung weist die integral für die WEZ angepasste Fließkurve eine höhere Festigkeit als der unbeeinflusste Grundwerkstoff auf, siehe [Abb. 104](#). Da aufgrund der kleinen Abmessungen eine experimentelle Bestimmung des E-Moduls für die ferritische WEZ nicht möglich ist, wurde der E-Modul des unbeeinflussten Grundwerkstoffs verwendet.

Für die Pufferung und die Verbindungsnaht, die aus dem identischen Schweißzusatzwerkstoff NiCr70Nb gefertigt sind, wurden aufgrund der Unterschiede in der Herstellung (Schweißposition, Pufferung spannungsarmgeglüht etc.) separate Fließkurven bestimmt. Die angepassten Fließkurven sind ebenfalls in [Abb. 104](#) dargestellt. Die leicht über der Pufferung liegende Fließkurve der Verbindungsnaht wird durch die höheren Festigkeitskennwerte aus den einachsigen Normzugversuchen bestätigt, vgl. Kap 4.2.3.

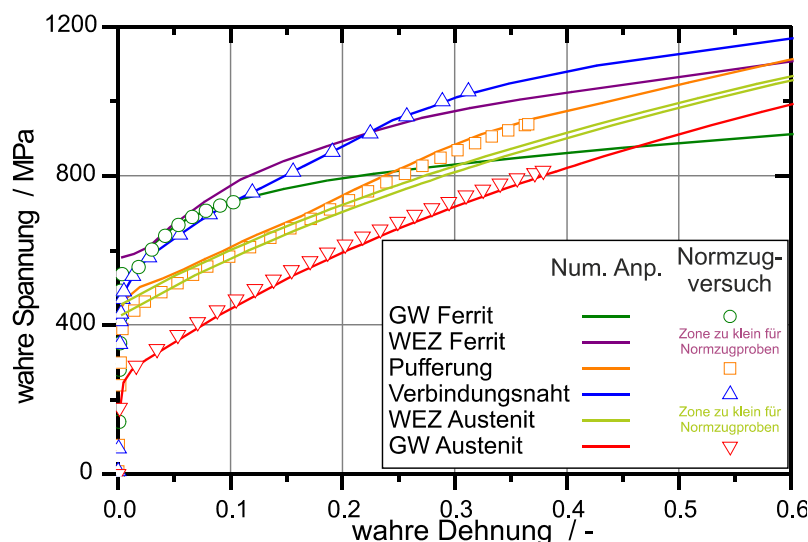


Abb. 104: Numerisch angepasste Fließkurven für alle Bereiche der Mischnaht

Für die austenitische WEZ wurde eine geänderte Anpassungsstrategie gewählt. Bereits bei den aufgenommenen Härteprofilen zeigte sich ein langsamer Härteabfall in Richtung des austenitischen Grundwerkstoffs, siehe [Abb. 27](#). In Untersuchungen ähnlicher austenitischer Schweißverbindungen [106] wurde dieser Effekt auf eine Verfestigung des Werkstoffs infolge der Schrumpfungsbehinderung während des Schweißprozesses zurückgeführt. Dies konnte auch in den numerischen Untersuchungen des Herstellungsprozesses als mögliche Ursache bestätigt werden. Zur Berücksichtigung dieser Ververformung können verschiedene Strategien gewählt werden. Eine Möglichkeit stellt die Entnahme von Proben und eine separate Anpassung der Fließkurven für alle Bereiche dar. Eine zweite Möglichkeit ist die Skalierung der Fließkurve entsprechend des ermittelten Härteprofils. Dabei wird der ermittelte Härtewert nach DIN EN ISO 18265 [157] in eine fiktive Zugfestigkeit umgerechnet. Mit dem Verhältnis aus den errechneten fiktiven Zugfestigkeiten und der bekannten Grundwerkstoffhärte kann anschließend die Fließkurve des unbeeinflussten Grundwerkstoffs skaliert werden [158], [159]. Da im vorliegenden Fall allerdings die Verformungen aus der thermomechanischen Simulation des Schweißprozesses (vgl. Kap. 8.1) bekannt sind, wurde

eine dritte Möglichkeit zur Anpassung verwendet. Durch die aus der Schweißsimulation bekannte Vorverformung (siehe [Abb. 105](#)), ergibt sich die Möglichkeit, die Fließkurve der austenitischen WEZ aus der unbeeinflussten Fließkurve des austenitischen Grundwerkstoffs entsprechend der realen Verfestigungsmechanismen metallischer Werkstoffe zu berechnen. Dafür wurde die austenitische WEZ in zwei Zonen unterteilt, siehe [Abb. 97](#). Für diese beiden unterschiedlich stark verfestigten Zonen wurde mit der aus der Schweißsimulation bekannten plastischen Vergleichsdehnung ϵ_{plast} eine entsprechende Fließkurve bestimmt, siehe [Abb. 105](#).

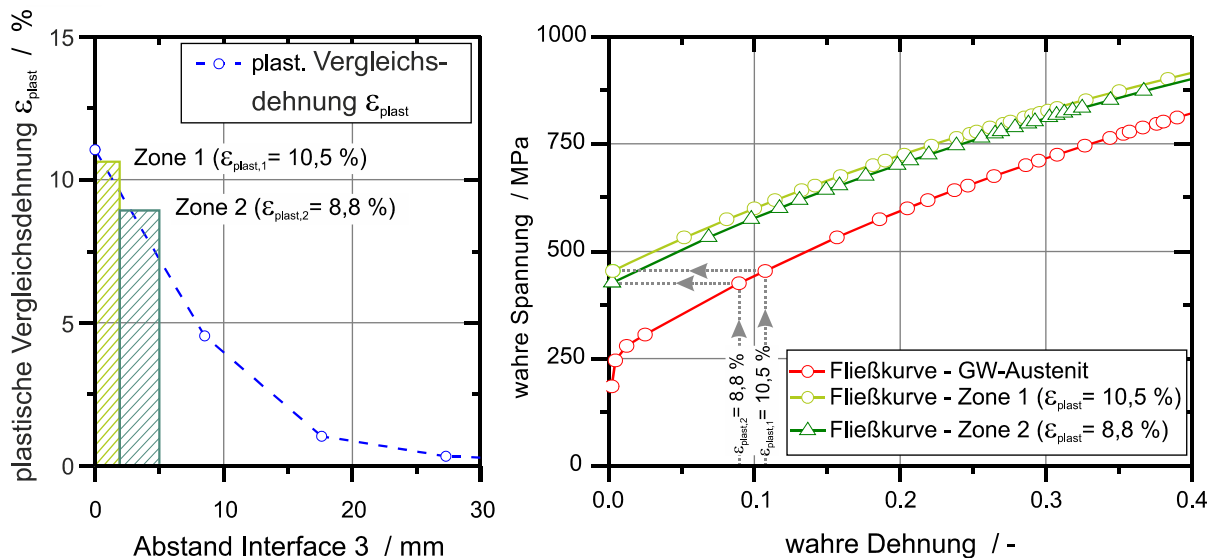


Abb. 105: Anpassung der Fließkurve für die austenitische WEZ (links – plastische Vergleichsdehnung ϵ_{plast} infolge der Herstellung aus der Schweißsimulation; rechts – angepasste Fließkurven für die austenitische WEZ)

Da der E-Modul durch eine Verfestigung des Werkstoffs im Allgemeinen unbeeinflusst bleibt [160], wurde für die beiden unterschiedlich stark verfestigten Zonen der austenitischen WEZ der E-Modul des austenitischen Grundwerkstoffs verwendet. Für eine Validierung der so bestimmten Fließkurven wurden die Kerbzugversuche aus der austenitischen WEZ nachgerechnet. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung mit den Versuchen, siehe [Abb. 102](#).

8.2.2 Numerische Bestimmung der schädigungsmechanischen Parameter

Das von Mises Materialmodell ist nicht in der Lage, die Entfestigung des Werkstoffs infolge duktiler Schädigung zu beschreiben. Dementsprechend kann das Abknicken der Last-Verlängerungskurve nicht abgebildet werden und der experimentelle Verlauf nach dem Versagenszeitpunkt in Punkt \textcircled{A} wird überschätzt, vgl. [Abb. 98](#) bis [Abb. 103](#). Um die Schädigung des Werkstoffs zu beschreiben, wird deshalb im Folgenden das Schädigungsmodell nach Rousselier verwendet.

Zur Beschreibung der duktilen Rissentstehung und Ausbreitung mit Hilfe des Rousselier-Modells sind mehrere werkstoffabhängige Parameter notwendig, die sowohl numerisch als auch metallographisch bestimmt werden können, vgl. Kap 3.2. Da die vorliegende Mikrostruktur in den Bereichen der Pufferung und Verbindungsnaht zu inhomogen ist, können die Parameter für diese Bereiche nicht metallographisch bestimmt werden. Für eine einheitliche Vorgehensweise werden die Parameter deshalb für alle Bereiche, einschließlich

der beiden Grundwerkstoffe, numerisch an die experimentellen Ergebnisse der Kleinst-Kerbzugproben angepasst. Durch die miniaturisierte Probengeometrie musste bei den FE-Modellen der Kerbzugproben ein feineres Netz als bei der Modellierung der bruchmechanischen Proben, gewählt werden. Bei einer einheitlichen Vernetzung wären unter Ausnutzung der Rotationssymmetrie im Kerbquerschnitt ($d_0 = 4 \text{ mm}$) lediglich 5 Elemente verblieben, was für eine realistische Berechnung zu grob ist. Da die gewählte Netzfeinheit maßgeblich die Steigung nach dem Abknicken beeinflusst, nicht jedoch den Versagenszeitpunkt an sich, wurde an die experimentellen Ergebnisse der Kerbzugversuche lediglich der Zeitpunkt des Abknickens (Punkt \textcircled{A} in [Abb. 98](#) bis [Abb. 103](#)) angepasst. Für eine möglichst exakte Erfassung des stabilen Rissfortschritts wurden die Parameter anschließend mit Hilfe der bruchmechanischen Versuche optimiert.

Der Einfluss der verwendeten Parameter auf das berechnete Last-Verformungsverhalten einer gekerbten Rundzugprobe ist schematisch in [Abb. 106](#) dargestellt. Mit zunehmender Werkstoffreinheit, d. h. kleinerem Anfangshohlraumvolumen f_0 und größerem Abstand der Einschlüsse l_c , steigt der Widerstand gegen duktile Rissentstehung. Der Parameter σ_k entspricht anschaulich dem Widerstand des Werkstoffs gegen Hohlraumwachstum, wodurch sich mit steigendem σ_k der Versagenszeitpunkt zu größeren Werten verschiebt.

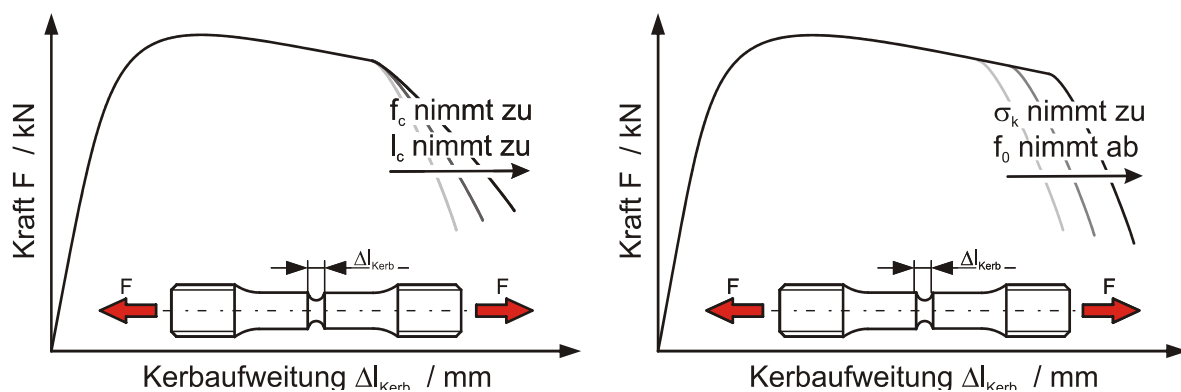


Abb. 106: Prinzipieller Einfluss der schädigungsmechanischen Parameter auf das Last-Verformungsverhalten der Kerbzugproben [18]

Bei Verwendung des lokalen Schädigungsmodells ist die Elementgröße direkt an die Mikrostruktur des Werkstoffs gekoppelt, vgl. Kap 3.2. Daraus ergibt sich in den Werkstoffübergängen die Schwierigkeit, unterschiedliche Netzfeinheiten miteinander verbinden zu müssen. Um numerische Ungenauigkeiten durch Nebenbedingungen (Kontaktformulierungen) aneinander gehefteter Bauteile in der direkten Rissspitzenumgebung zu vermeiden, wurde für alle Bereiche der Mischnaht eine einheitliche Netzfeinheit l_c gewählt. Da die Verbindungsnaht bezüglich Rissinitiierung und -wachstum den kritischsten Bereich der Schweißnaht darstellt, wurde die für diesen Bereich angepasste Netzfeinheit von $l_c = 0,4 \text{ mm}$ für alle anderen Bereiche übernommen. Bedingt durch diese Einschränkung ergibt sich, insbesondere bei den Grundwerkstoffen, die Notwendigkeit, die abweichende Elementgröße über die anderen Parameter zu kompensieren. Die numerisch angepassten Parameter sind in [Tab. 5](#) zusammengefasst. Die mit Hilfe dieser angepassten Parameter für die unterschiedlichen Bereiche bestimmten Last-Verlängerungskurven sind in [Abb. 98](#) bis [Abb. 103](#) dargestellt. Es ergibt sich in allen Bereichen der Mischnaht eine sehr gute Übereinstimmung mit dem experimentell bestimmten Abknickpunkt \textcircled{A} .

Tab. 5: Angepasste Parameter des Schädigungsmodells

Werkstoffbereich	l_c	D	σ_k	f_0	f_c
GW Ferrit	0,4	2	490	$1,5 \times 10^{-6}$	0,16
WEZ Ferrit	0,4	2	580	$9,0 \times 10^{-7}$	0,16
Pufferung	0,4	2	445	$5,5 \times 10^{-5}$	0,11
Verbindungsnaht	0,4	2	445	$1,3 \times 10^{-3}$	0,05
WEZ Austenit	0,4	2	480	$1,4 \times 10^{-6}$	0,15
Austenit	0,4	2	480	$1,0 \times 10^{-6}$	0,15

8.2.3 Validierung der angepassten Parameter und Fließkurven

Um die Übertragbarkeit der numerisch angepassten schädigungsmechanischen Parameter sowie Fließkurven sicherzustellen, wurden diese mittels FE-Simulationen weiterer Experimente validiert. Dafür wurden die einachsigen Zugversuche und die Integralzugprobe verwendet.

Durch die Simulation der einachsigen Zugversuche ergibt sich die Möglichkeit, die numerisch angepassten Fließkurven auch über den Bereich der Gleichmaßdehnung hinaus zu verifizieren. Nach dem Einschnüren der Probe kann in den einachsigen Zugversuchen die wahre Fließkurve nur mit erheblichem messtechnischem Aufwand erfasst werden (vgl. Kap. 8.2.1). Durch die Simulation der glatten Rundzugproben unter Verwendung der numerisch angepassten Fließkurven und dem Vergleich mit den experimentell bestimmten Last-Verformungskurven zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen Versuch und Simulation, siehe [Abb. 107](#) und [Abb. 108](#).

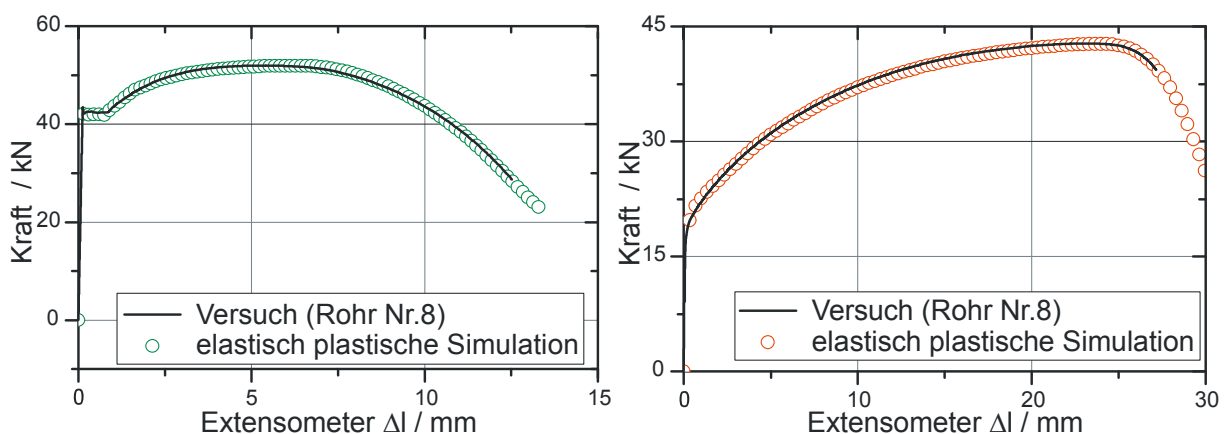


Abb. 107: Last-Verformungsverhalten der Rundzugproben aus den beiden Grundwerkstoffen (Ferrit links; Austenit rechts)

Es muss angemerkt werden, dass bei den aus der Pufferung und der Verbindungsnaht entnommenen Proben lediglich der Anfangsbereich überprüft werden kann. Aufgrund der beim verwendeten Extensometer beschränkten Messlänge fehlen die Messdaten ab einer Verlängerung von ca. $\Delta l_{\text{Ext}} = 0,5 \text{ mm}$. Bis zu diesem Punkt zeigt sich aber eine gute Übereinstimmung zwischen Versuch und Simulation, siehe [Abb. 108](#).

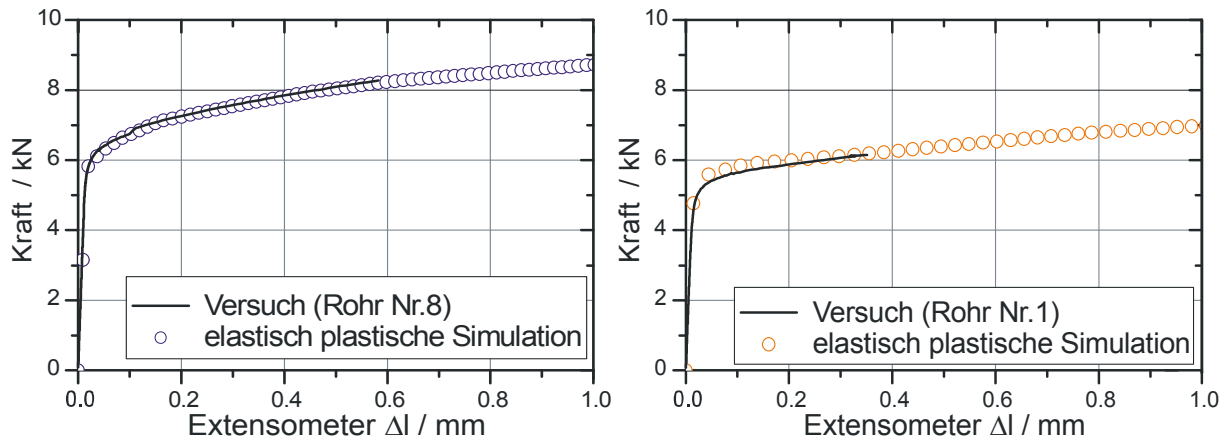


Abb. 108: Last-Verformungsverhalten der Rundzugproben aus der Pufferung (links) und der Verbindungsnaht (rechts)

Die Integralzugprobe bietet die Möglichkeit, die Interaktion aller Werkstoffbereiche bzw. das Zusammenwirken aller bestimmten Parameter zu überprüfen. Mit Hilfe der numerisch angepassten Parameter lassen sich in der Simulation sowohl das makroskopische Last-Verformungsverhalten der Probe als auch das spezifische Versagensverhalten mit einer anfänglichen Einschnürung im Bereich der Pufferung und Bruch in Reststücken der austenitischen WEZ nachbilden (vgl. Kap. 4.2.3). Wie in Abb. 109 dargestellt, verschiebt sich in der Simulation analog zu den experimentellen Ergebnissen die maximale plastische Vergleichsdehnung ϵ_{plast} nach anfänglicher Einschnürung in der Pufferung in die Bereiche der austenitischen WEZ. Infolge der finalen Einschnürung in der austenitischen WEZ erfolgt wie im Experiment der mit den schädigungsmechanischen Simulationen bestimmte Bruch in diesem Bereich.

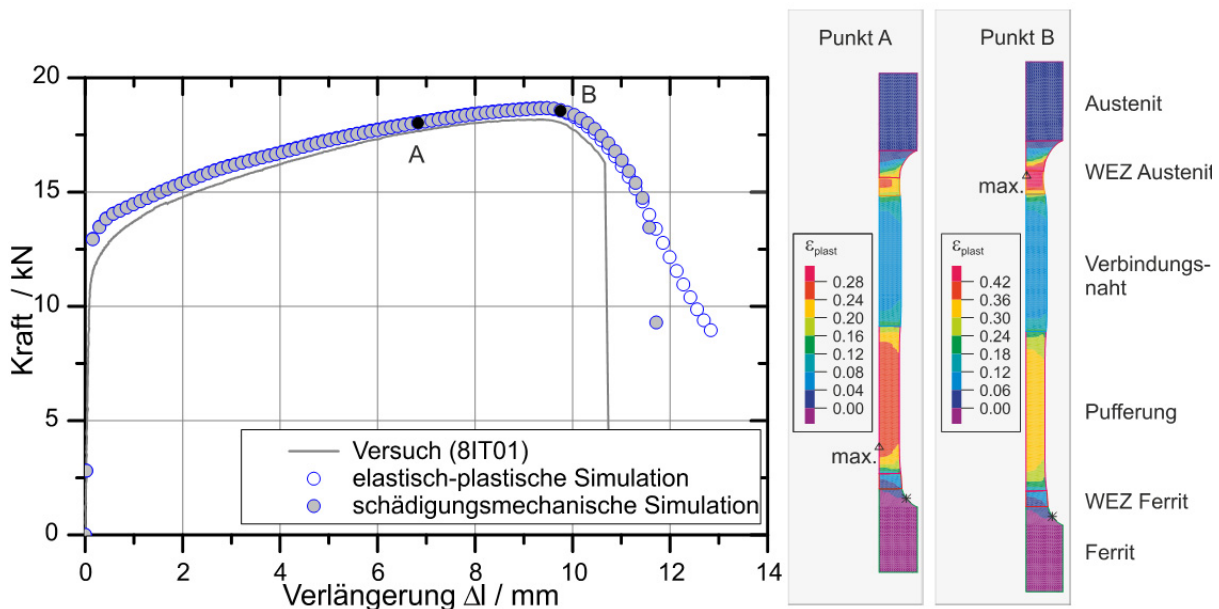


Abb. 109: Last-Verformungsverhalten der Integralzugprobe (8IT01) und die numerisch bestimmte plastische Vergleichsdehnung ϵ_{plast}

8.2.4 Einfluss der Anfangsrisssposition und -rissfront auf die Rissinitiierung

Bei einer Vielzahl der geprüften SEB-Proben verläuft die Ausgangsrissfront über der Probenbreite nicht gleichmäßig gerade (vgl. Kap. 5.2.1). Zudem ist bei den mittig aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben der eingebrachte Schwingriss durch die dendritische Erstarrungsstruktur aus der Ligamentebene ausgelenkt. Um die daraus resultierenden Auswirkungen auf die erzielten Ergebnisse bzw. die Notwendigkeit ihrer numerischen Umsetzung abzuschätzen, wurden die Einflüsse auf die Rissinitiierung und das Risswachstum untersucht.

Zur Abschätzung des Einflusses einer ungleichmäßigen Rissfront auf die Rissinitiierung und -ausbreitung wurden drei unterschiedliche Ausgangsrisskonfigurationen numerisch analysiert. Neben einer Idealisierung der Rissfront als ideal gerade wurde untersucht, wie sich ein auf einer Probenseite bzw. in Probenmitte stark vorlaufender Riss auswirkt, siehe [Abb. 110](#). Um eine Vergleichbarkeit der Simulationen zu gewährleisten, wurden alle Modelle mit einer identischen, über der Probenbreite gemittelten Anfangsrissslänge a_0 erstellt. Der Einfluss des Rissfrontverlaufs auf die Kraft bei Rissinitiierung F_{init} (numerische Initiierung, wenn der erste Integrationspunkt das kritische Hohlraumvolumen f_c erreicht) sowie auf den Betrag des maximalen Risswachstums Δa_{max} bei einem COD von 2,5 mm ist vernachlässigbar, siehe [Abb. 110](#). Somit kann davon ausgegangen werden, dass die teilweise ungleichmäßig ausgebildeten Rissfronten keinen signifikanten Einfluss auf die Ergebnisse der schädigungsmechanischen Simulationen haben und somit nicht in den nachfolgenden FE-Modellen berücksichtigt werden müssen.

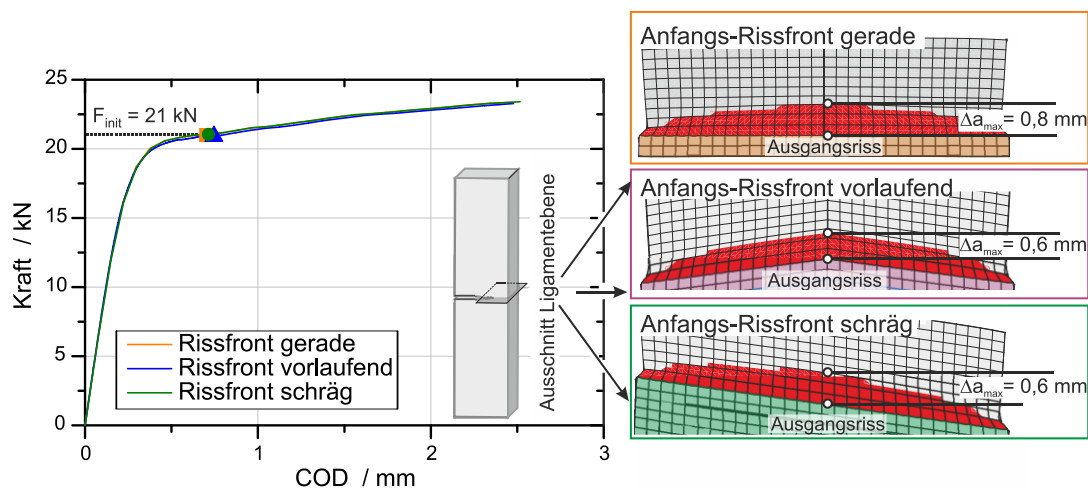


Abb. 110: Einfluss der Ausgangsrissfront auf das Last-Verformungsverhalten sowie auf die Rissinitiierung und -wachstum

Insbesondere im Bereich der Verbindungsnaht folgt der eingebrachte Schwingriss der dendritischen Erstarrungsstruktur (vgl. Kap. 5.2.1). Bei der vorliegenden Drei-Punkt-Biegebelastung hat dies zur Folge, dass die Risspitze des Schwingrisses in Bereiche mit einem niedrigeren Biegemoment verlagert wird. Um den Effekt der dadurch reduzierten Belastung zu quantifizieren, wurde der Einfluss des Auslenkungswinkels γ aus der Ligamentebene auf die Kraft bei Rissinitiierung F_{init} untersucht, siehe [Abb. 111](#). Mit größerer Auslenkung γ steigt auch die aufgebrachte Kraft bei Rissinitiierung F_{init} deutlich an. Aufgrund der fraktographisch bestimmten Auslenkung γ von bis zu 20° ist es für eine exakte Abbildung des Versagensablaufs zwingend notwendig, die Auslenkung des Anfangsrisses in den folgenden FE-Modellen umzusetzen.

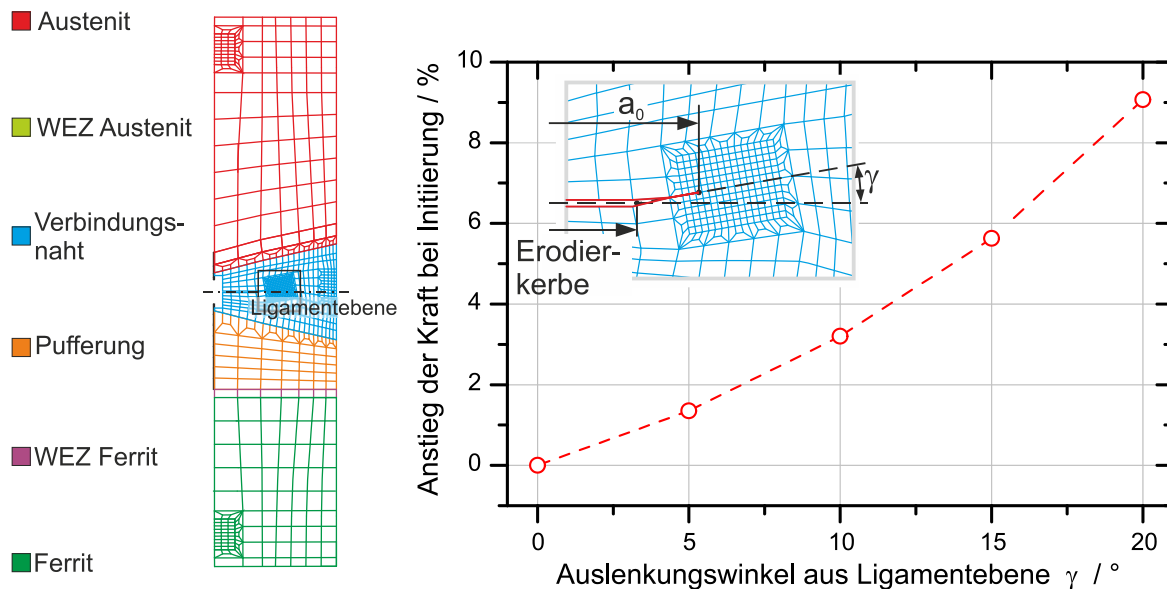


Abb. 111: Einfluss der Auslenkung γ des Ausgangsrisses auf die Kraft bei Initiierung

8.2.5 Einfluss der Eigenspannungen auf die duktile Rissausbreitung

Mit Hilfe der durchgeführten Eigenspannungssimulationen kann die Auswirkung des vorliegenden Eigenspannungszustands auf die Rissinitiierung numerisch abgeschätzt werden. Da die verwendete lokale Formulierung des Rousselier-Modells direkt an die Elementgröße gekoppelt ist, wurde der am entnommenen Probenrohling berechnete Eigenspannungszustand auf das FE-Modell einer SEB-Probe mit angepasster Elementkantenlänge von $l_c = 0,4$ mm übertragen. Um eine korrekte Übertragung des Spannungszustandes zu gewährleisten, wurden bei der Modellierung der SEB-Probe die Abmessungen des entnommenen Probenrohlings übernommen. Dies bedeutet, dass in diesem Modell sowohl die ferritische als auch die austenitische WEZ nicht modelliert wurden und sich die Abmessungen der Gefügebereiche (Pufferung und Verbindungsnaht) zu den anderen in dieser Arbeit berechneten Proben leicht unterscheiden. Um den maximalen Einfluss des Eigenspannungszustandes zu erfassen, wurde exemplarisch ein Anriss in der Mitte der Verbindungsnaht untersucht, da in diesem Bereich die maximalen Längseigenspannungen nach der Probenentnahme berechnet wurden, siehe Abb. 96. Nach der Übertragung des berechneten Eigenspannungszustandes wurde ein Anfangsriss mit einem a/W -Verhältnis von 0,5 eingebracht. Dies erfolgte analog zur Entnahme des Rohlings durch „Deaktivierung“ der entsprechenden Elemente, vgl. Kap. 3.2.

Bei der Übertragung der Belastungsgeschichte bzw. der Eigenspannungen aus dem Herstellungsprozess wurden zwei Varianten untersucht:

- Variante 1 – Elastisch-plastische und schädigungsmechanische Simulation mit Berücksichtigung der plastischen Vorverformung aus dem Herstellungsprozess
- Variante 2 – Elastisch-plastische und schädigungsmechanische Simulation ohne Berücksichtigung der plastischen Vorverformung aus dem Herstellungsprozess

Die Unterscheidung in die beiden Varianten wurde durchgeführt, da bei der Übertragung der plastischen Dehnungen die Verfestigung aus dem Herstellungsprozess „doppelt berücksichtigt“ wird. Die Bestimmung der Fließkurven und der Rousselier-Parameter für die schädigungsmechanischen Simulationen erfolgte mit Proben welche aus der fertigen Naht

entnommen wurden (vgl. Kap. 4.2). Durch die Probenfertigung werden zwar die Eigenspannungen ausgelöst und abgebaut, nicht aber die plastischen Dehnungen. Die plastischen Dehnungen aus der Herstellung der Schweißnaht sind in den experimentell bestimmten Fließkurven somit implizit enthalten. Durch die Übertragung der plastischen Dehnungen aus der Schweißsimulation ergibt sich somit diese „doppelte Berücksichtigung“, welche sich in den deutlich höher liegenden Last-Verformungskurven der elastisch-plastischen Simulationen in Variante 1 widerspiegelt, siehe Abb. 112. Das wesentlich steifere Verhalten der Probe bei der Übertragung der plastischen Dehnungen in Variante 1 tritt auch bei den schädigungsmechanischen Berechnungen auf. Um die Auswirkung des Eigenspannungszustandes auf die Rissinitiierung abzuschätzen wurden deshalb beide Varianten berechnet.

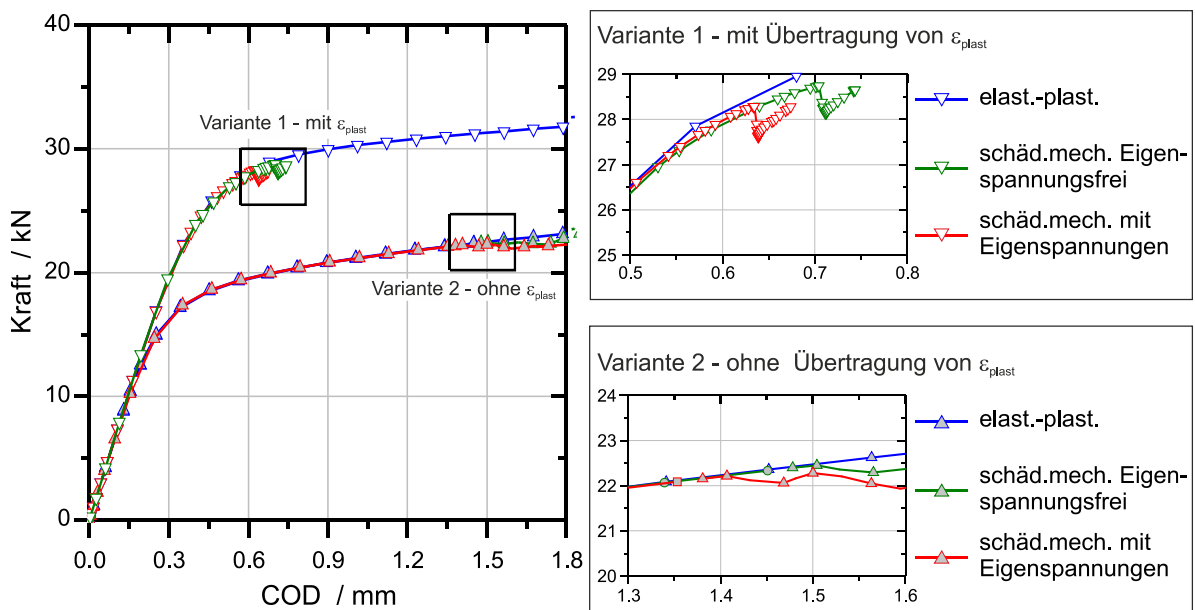


Abb. 112: Einfluss der Eigenspannungen auf die numerische Rissinitiierung in einer entnommenen SEB-Probe

Bei beiden Varianten zeigt sich nur ein geringer Einfluss der berechneten Eigenspannungen auf die Rissinitiierung. Im Vergleich zu den eigenspannungsfreien Simulationen erfolgt eine leicht frühere Rissinitiierung. Dies ist auf die an der Rissspitze vorliegenden Zugeigenspannungen zurückzuführen, vgl. Abb. 113. Diese betragen im unbelasteten Zustand bis zu 230 MPa, werden jedoch durch die Plastifizierungen an der Rissspitze bis zur Rissinitiierung teilweise abgebaut. Aufgrund des nachgewiesenen geringen Einflusses auf die Rissentstehung folgt, dass die Eigenspannungen für die nachfolgenden schädigungsmechanischen Berechnungen vernachlässigt werden können.

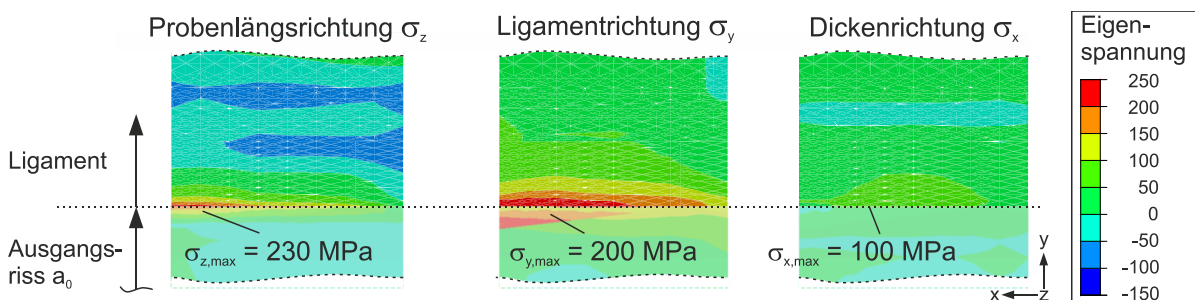


Abb. 113: Eigenspannungsverteilung im Ligament der entnommenen SEB-Probe

8.2.6 Analyse des Spannungszustandes in der Risspitzenumgebung

Zum besseren Verständnis der unterschiedlichen Rissinitiierung in den Bereichen der Pufferung und Verbindungsnaht wurden die Spannungszustände mit Hilfe von elastisch-plastischen FE-Berechnungen analysiert. Des Weiteren wurde exemplarisch der Werkstoffübergang zwischen ferritischem Grundwerkstoff und erster Pufferungslage (Interface 1) analysiert.

Um den Spannungszustand in der Risspitzenumgebung möglichst genau zu erfassen, wurden FE-Modelle mit Elementgrößen im μm -Bereich erstellt. In Anlehnung an vorangegangene Untersuchungen der MPA Universität Stuttgart [161] wurden zweidimensionale elastisch-plastische Simulationen unter Annahme des EDZ durchgeführt. Die Risspitze wurde ebenfalls in Anlehnung an diese Untersuchungen mit einem Radius von $r = 0,01 \text{ mm}$ idealisiert. Die in Abb. 114 dargestellten Modelle enthalten entsprechend dem Nahtaufbau alle relevanten Gefügebereiche der Mischnaht.

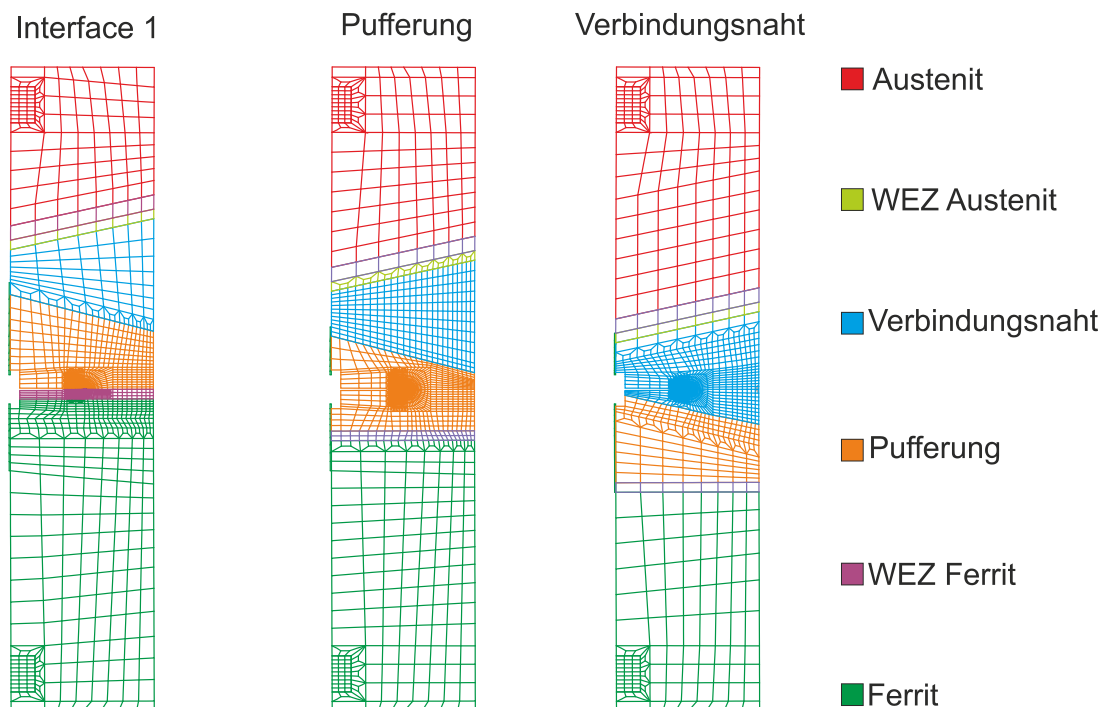


Abb. 114: Modelle der SEB-Proben zur genaueren Analyse des Spannungszustandes

Für die Quantifizierung der Risspitzenbelastung wird im Folgenden neben den wirkenden Spannungen auch der Mehrachsigenquotient q nach Clausmeyer [162] verwendet, siehe Gl. 8.2.

$$q = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_{\text{VM}}}{\sigma_{\text{hyd}}} \quad \text{mit} \quad \sigma_{\text{hyd}} = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3). \quad \text{Gl. 8.2}$$

Nach dieser Definition ergibt sich eine hohe Mehrachsigenquotient für kleine Werte von q . Durch diese inverse Berechnung von q lässt sich die Spannungsmehrsachsigenquotient in der Risspitzenumgebung sehr gut beschreiben. Neben dem Vergleich der untersuchten Proben anhand des auftretenden minimalen q -Wertes q_{min} und dem Verlauf über dem Ligament wird ein integraler Wert q_{int} verwendet. Zur Berechnung von q_{int} wird durch Integration über 30 % des Ligaments die Fläche unter dem q -Verlauf bestimmt und anschließend auf die Integrationslänge bezogen [163], [164]. Da die Proben keine Symmetrie in der Ligament-

ebene aufweisen, müssen die Spannungen auf beiden Seiten des Ligaments ausgewertet werden, siehe [Abb. 115](#).

Für eine klare Nomenklatur und eindeutige Unterscheidung der beiden Seiten wird im Folgenden A für die dem austenitischen Grundwerkstoff zugewandte Seite und F für die ferritische Seite verwendet. Neben den Spannungen wird auch die Ausbildung der plastischen Zone zur Charakterisierung der Belastung verwendet.

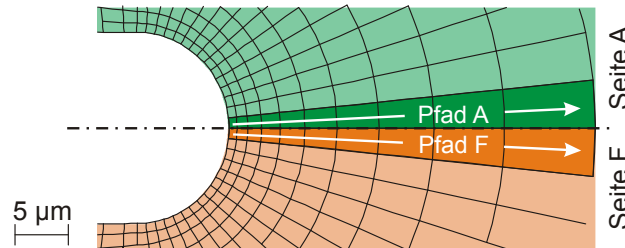


Abb. 115: Auswertungspfade im Ligament der SEB15-Probe

Pufferung

Zur Auswertungen wird im Folgenden jeweils ein Punkt im linearen Anstieg der Anfangsbelastung ($F_{lin} \approx 7,5$ kN) sowie der Zeitpunkt der experimentell bestimmten Initiierung gewählt, siehe [Abb. A40](#). Aus der zeitlichen Entwicklung (linearer Anstieg [Abb. 116](#) (A) → Initiierung [Abb. 116](#) (B)) der Spannungskomponenten in den drei Raumrichtungen σ_x , σ_y und σ_z wird klar, dass die Maximalspannungen zunehmen und durch die zunehmende Plastifizierung in einem größeren Bereich des Ligaments hoch sind.

(A) Linearer Anstieg ($F_{lin} \approx 7,5$ kN)

(B) Initiierung ($F_{init} \approx 18,0$ kN)

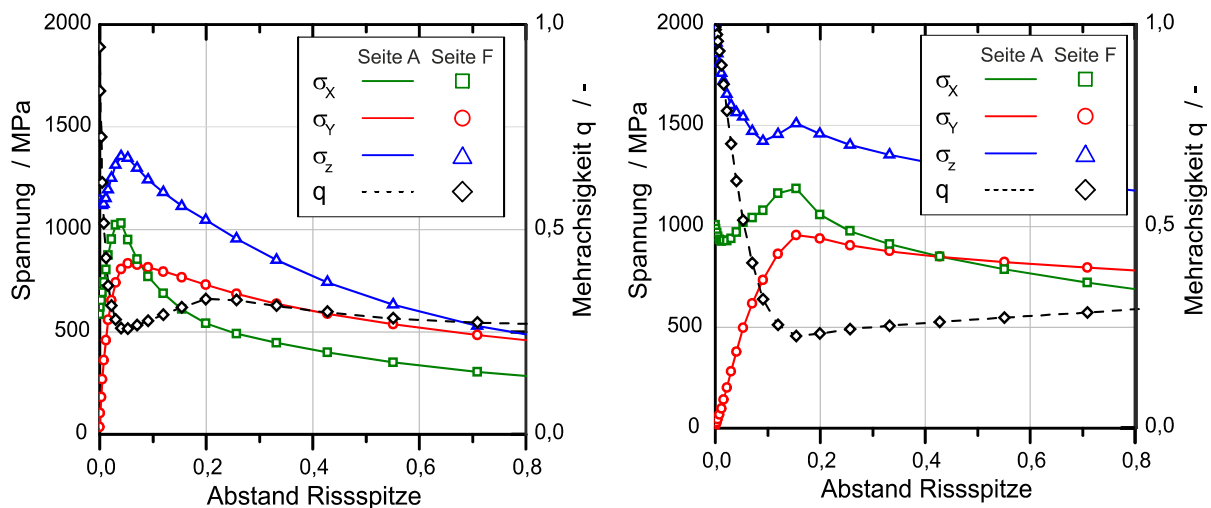


Abb. 116: Spannungszustand im Ligament der SEB15-Probe aus der Pufferung (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

Infolge der Mode-I-Belastung stellt die Spannung σ_z die größte Hauptspannung σ_1 dar. Wie in den fraktographischen Untersuchungen gezeigt werden konnte, bilden sich bei den geprüften bruchmechanischen Proben interdendritische Risse entlang der in Probenlängsrichtung verlaufenden Dendritenarme (vgl. Kap. 5.2). Die rissöffnende Spannung für diese orthogonal zum eigentlichen Risspfad verlaufenden Risse ist die Spannung σ_y , siehe [Abb. 117](#).

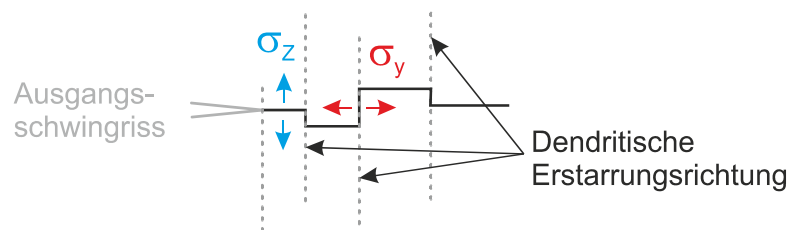


Abb. 117: Einfluss der Dendritischen Erstarrung auf die Rissentwicklung in der Pufferung (schematisch)

Ausgehend von der Risspitze nimmt die Spannung σ_y in Ligamentrichtung zu. Im Vergleich zu den Spannungen in den anderen Raumrichtungen σ_x und σ_z hat sie das geringste Maximum, welches sich allerdings am weitesten vor der eigentlichen Risspitze befindet (siehe [Abb. 116](#) ①). In Kombination mit den senkrecht zur Spannung σ_y (Probenlängsrichtung) verlaufenden geschwächten Dendriten sind die orthogonalen Rissbildungen zu erklären. Ab einer Entfernung von ca. 0,5 mm von der Risspitze übersteigt die Spannung σ_y die Spannung in x-Richtung. Dieser Spannungsumschlag von σ_x und σ_y erklärt, warum trotz der annähernd zylindrisch ausgebildeten Dendriten keine Risse in Probenquerrichtung dokumentiert werden können.

Des Weiteren wird aus [Abb. 118](#) und [Abb. 119](#) deutlich, dass sich anfangs sowohl die Dehnungen als auch die Spannungen auf beiden Seiten des Ligaments symmetrisch ausbilden. Erst zum Zeitpunkt der eigentlichen Rissinitiierung erreicht die Plastifizierung die Verbindungsnaht was den Spannungszustand und die Rissausbreitung allerdings wenig beeinflusst. Entsprechend ist der vorliegende Spannungszustand sehr ähnlich mit einer „rein aus Pufferung“ bestehenden Probe, vgl. mit [Abb. A43](#) und [Abb. A44](#). Durch den Abstand werden die angrenzenden Materialien (Verbindungsnaht und Ferrit) lediglich elastisch verformt, wodurch sie einen untergeordneten Einfluss auf den Spannungszustand und dadurch auch auf die Rissinitiierung haben.

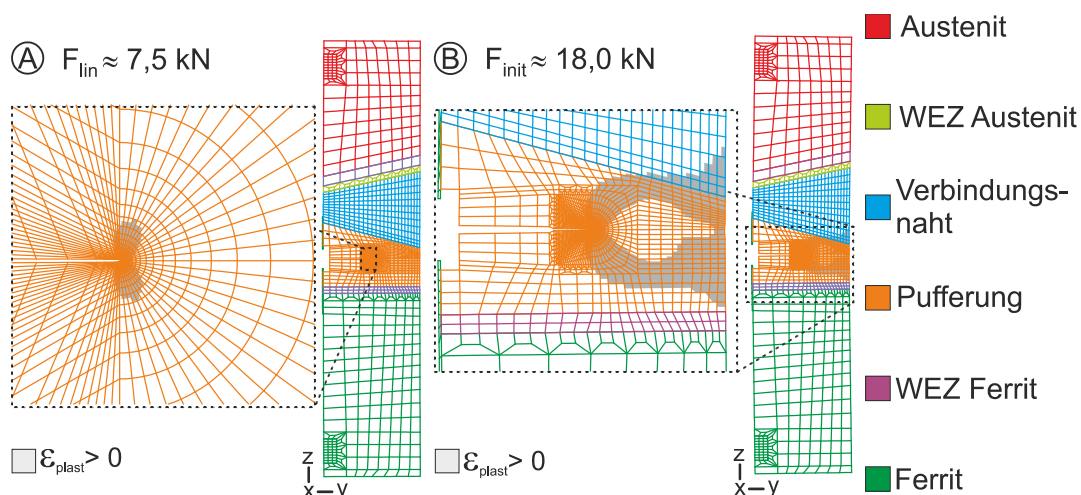


Abb. 118: Plastische Vergleichsdehnung $\varepsilon_{\text{plast}}$ in der SEB15-Probe aus der Pufferung (① – linearer Anstieg; ② – Initiierung)

Entsprechend der Spannungsverläufe ergibt sich im linearen Anstieg für den Mehrachsigenquotienten q ein auf beiden Seiten des Ligaments symmetrischer Verlauf mit einem Minimalwert von $q_{\text{min}} = 0,26$ knapp hinter der Risspitze, siehe [Abb. 116](#) ①. Nach Durchlaufen dieses Minimums steigt der Verlauf in Richtung Ligament wieder an. Mit

zunehmender Belastung entfernt sich q_{\min} von der Risspitze (siehe [Abb. 116](#) **B**). Zur Initiierung ist der Verlauf von q nach dem Durchlaufen des Minimums wieder monoton steigend, woraus auf stabiles Risswachstum geschlossen werden kann [165]. Sowohl der minimale Wert $q_{\min} = 0,23$ als auch der Integrale Wert $q_{\text{Int}} = 0,31$ zum Zeitpunkt der Rissinitiierung sind typisch für SEB-Proben [161].

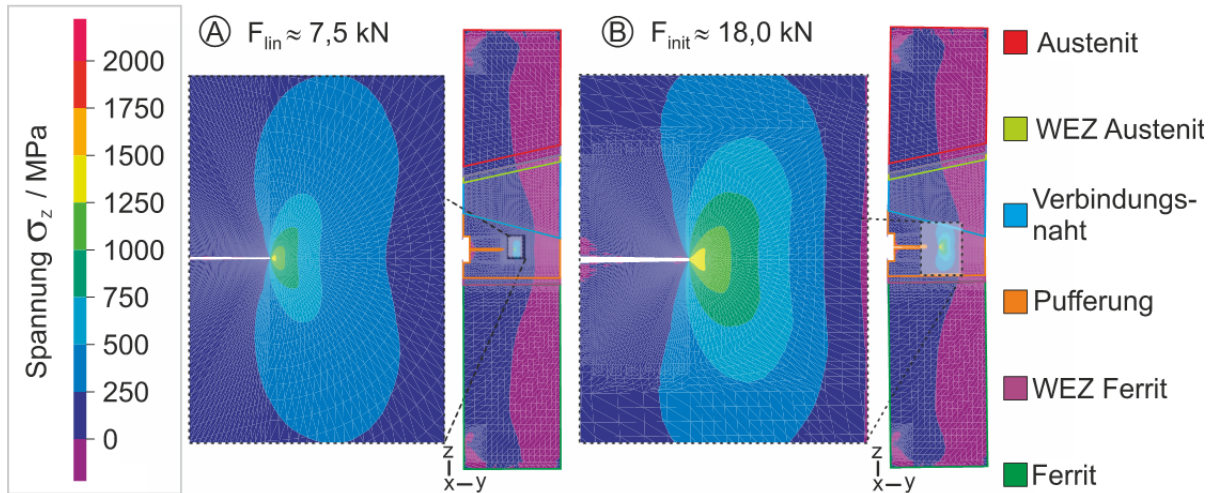


Abb. 119: Spannung in Probenlängsrichtung σ_z der SEB15-Probe aus der Pufferung (**A** – linearer Anstieg; **B** – Initiierung)

Verbindungsnaht

Infolge der durch die Herstellung geänderten dendritischen Erstarrung im Bereich der Verbindungsnaht wurden gegenüber der Pufferung stark unterschiedliche Rissverläufe und Initiierungslasten beobachtet. Um neben den bekannten Einflüssen der dendritischen Erstarrung auch den Einfluss des sich ausbildenden Spannungszustandes zu erfassen, wurde dieser ebenfalls analysiert. Zur Auswertung wird im Folgenden jeweils ein Punkt im linearen Anstieg der Anfangsbelastung ($F_{\text{lin}} \approx 7,5 \text{ kN}$) sowie der Zeitpunkt der experimentell bestimmten Initiierung gewählt, siehe [Abb. A41](#).

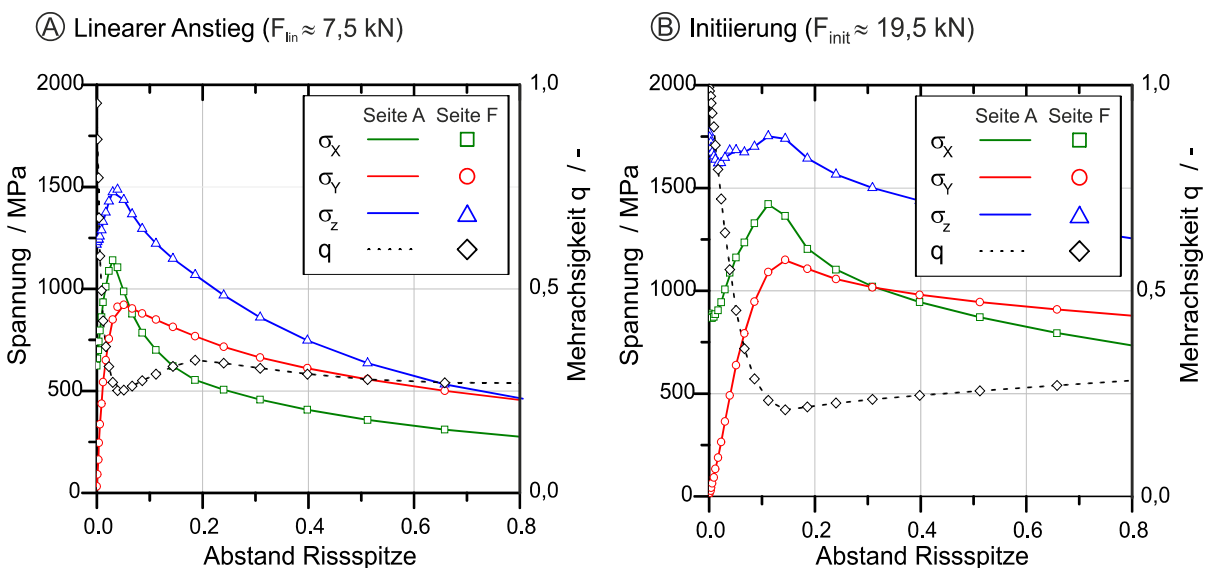


Abb. 120: Spannungszustand im Ligament der SEB15-Probe aus der Verbindungsnaht (**A** – linearer Anstieg; **B** – Initiierung)

Analog zu den Proben aus der Pufferung stellen die Spannungen σ_x , σ_y und σ_z auch hier die Hauptspannungen dar. Mit zunehmender Belastung und Plastifizierung (linearer Anstieg [Abb. 120](#) (A) → Initiierung [Abb. 120](#) (B)) entfernen sich die Spannungsmaxima von der eigentlichen Rissspitze in Richtung des Ligaments und sind über einem größeren Bereich hoch. Durch die höhere Festigkeit der Verbindungsnaht im Vergleich zur Pufferung ist auch das Niveau der wirkenden Maximalspannungen höher (vgl. [Abb. 120](#) mit [Abb. 116](#)).

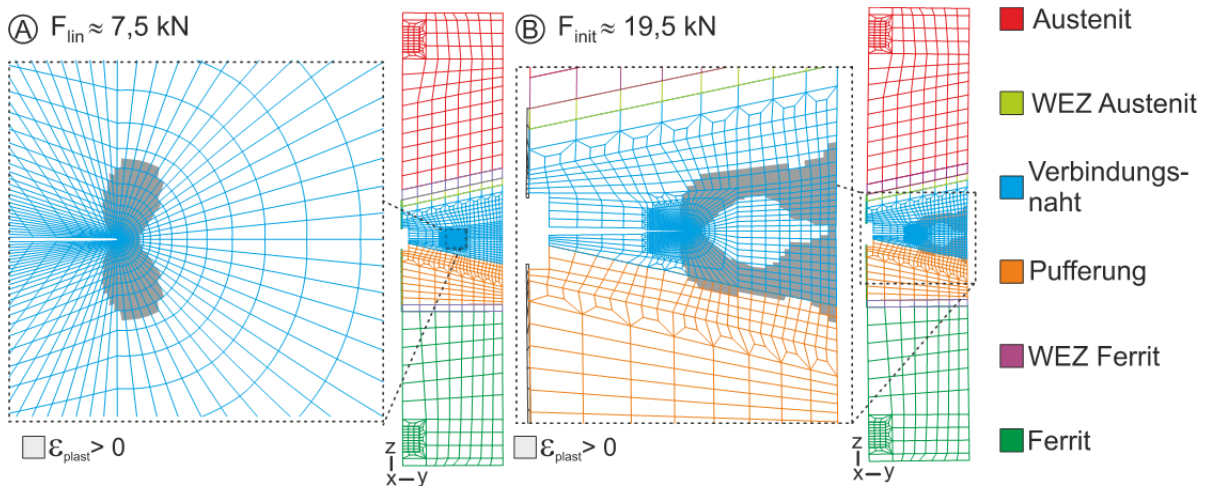


Abb. 121: Plastische Vergleichsdehnung $\varepsilon_{\text{plast}}$ in der SEB15-Probe aus der Verbindungsnaht (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

Da sich die angrenzenden Bereiche der Pufferung und des austenitischen Grundwerkstoffs nur elastisch verformen bilden sich sowohl die plastische Zone als auch die Spannungen annähernd symmetrisch zur Ligamentebene aus, siehe [Abb. 121](#) und [Abb. 122](#). Dieser annähernd symmetrische Spannungs- und Dehnungszustand auf beiden Seiten des Ligaments entspricht einer reinen Mode-I-Belastung, bei welcher eine Rissausbreitung im Allgemeinen in der Ligamentebene stattfindet. Die fraktographisch dokumentierten Rissauslenkungen γ von bis zu 20° (siehe [Abb. 75](#)) resultieren somit nicht aus dem vorherrschenden Spannungs- und Dehnungszustand, sondern vermutlich aus der dendritischen Erstarrungsstruktur.

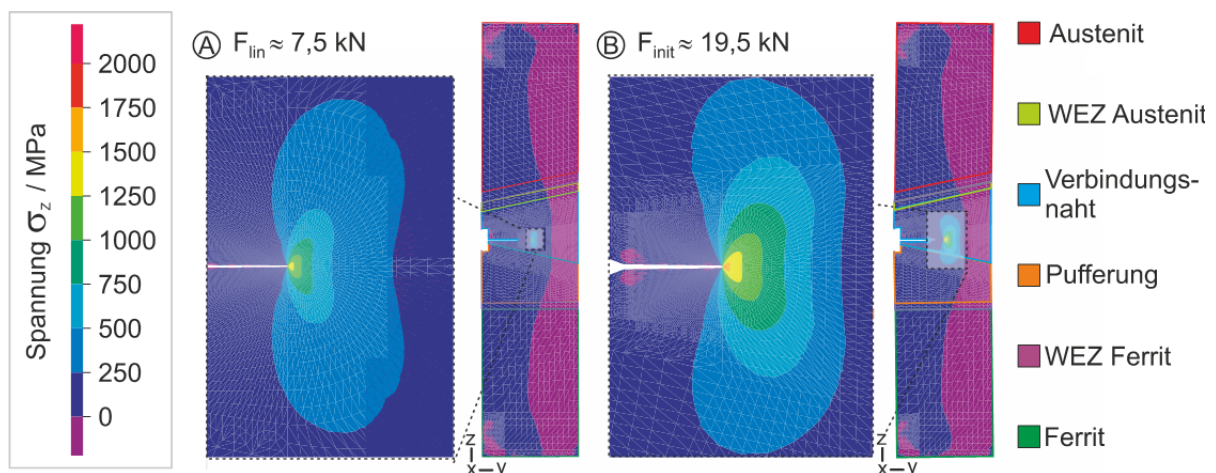


Abb. 122: Spannung in Probenlängsrichtung σ_z der SEB15-Probe aus der Verbindungsnaht (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

Entsprechend der Spannungsverläufe ergibt sich für den Mehrachsigenquotienten im linearen Anstieg ein annähernd symmetrischer Verlauf mit einem Minimum von $q_{\min} = 0,25$ knapp hinter der Rissspitze (siehe [Abb. 120](#) (A)). Während der Belastung entfernt sich das Minimum von der Rissspitze. Zum Zeitpunkt der Initiierung (siehe [Abb. 120](#) (B)) ist der Verlauf von q nach dem Minimum wieder monoton ansteigend, woraus auf stabiles Risswachstum geschlossen werden kann [165]. Sowohl der minimale Wert $q_{\min} = 0,21$ als auch der integrale Wert $q_{\text{int}} = 0,30$ zum Zeitpunkt der Rissinitiierung liegen knapp unterhalb der für die Pufferung ermittelten Werten und sind ebenfalls nicht untypisch für SEB-Proben [161].

Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1)

Zur Untersuchung der Spannungszustände in den Werkstoffübergängen wurde exemplarisch der Werkstoffübergang zwischen Pufferung und ferritischer WEZ ausgewählt. Zur Auswertung wird im Folgenden jeweils ein Punkt im linearen Anstieg der Anfangsbelastung ($F_{\text{lin}} \approx 7,5 \text{ kN}$) sowie der Zeitpunkt der experimentell bestimmten Initiierung gewählt, siehe [Abb. A42](#).

Im Vergleich zur Verbindungsnaht und Pufferung entwickeln sich die Spannungen auf beiden Seiten des Ligaments durch die stark unterschiedlichen Festigkeiten unsymmetrisch (siehe [Abb. 123](#)).

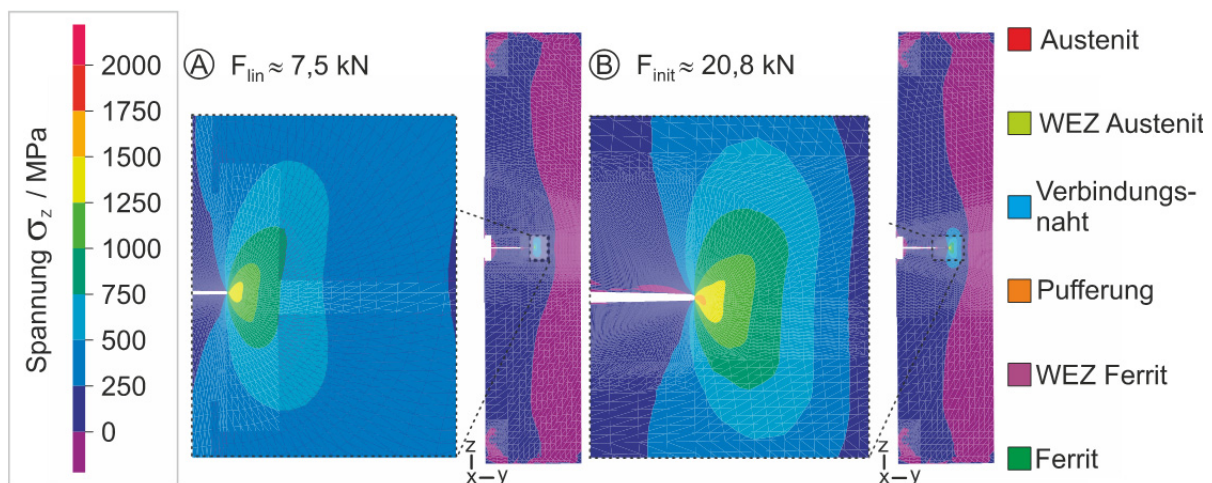


Abb. 123: Spannung in Probenlängsrichtung σ_z der SEB15-Probe aus dem Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

Im Ligament der SEB-Probe muss bei der aufgetragenen Dreipunkt-Biegebelastung, in Probenlängsrichtung (z-Richtung) das Kräftegleichgewicht erfüllt sein, während in Dicken- und Ligamentrichtung der Probe (x- bzw. y-Richtung) ein Dehnungsgleichgewicht vorliegt. Durch die im direkten Werkstoffübergang (Interface 1) gewählte Anfangsrisssposition und den deutlich unterschiedlichen Verformungs- und Festigkeitseigenschaften von ferritischer WEZ und Pufferung bilden sich in Ligament- und Dickenrichtung (x- und y-Richtung) unterschiedliche Spannungen aus, während die Spannung σ_z auf beiden Seiten symmetrisch verläuft (siehe [Abb. 124](#)). Bei einer Betrachtung der Spannungen wird deutlich, dass die Spannungskomponenten auf der Seite der Pufferung im Vergleich zur mittig aus der Pufferung entnommenen Probe erhöht sind (vgl. [Abb. 124](#) und [Abb. 116](#)).

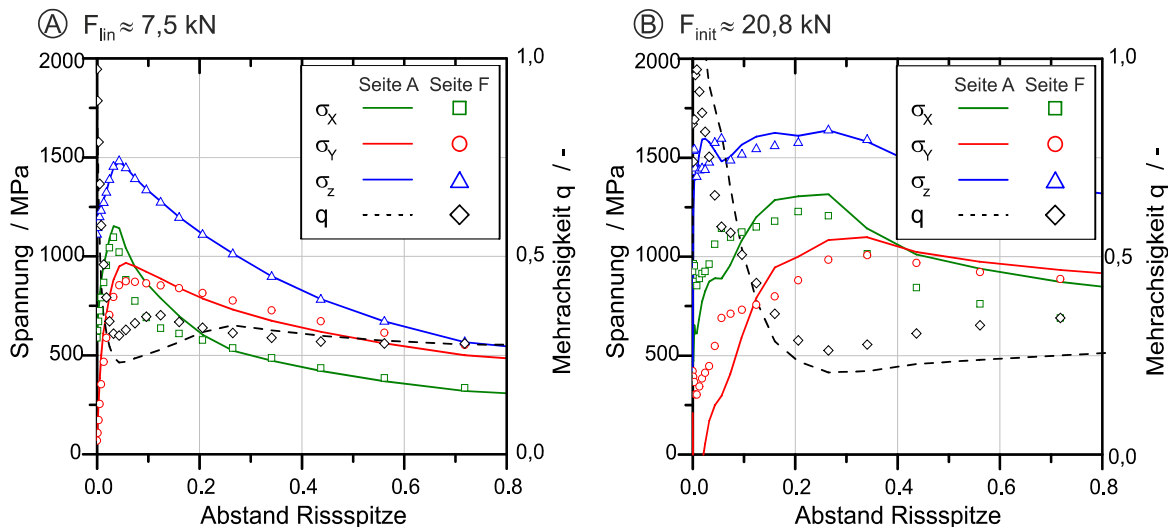


Abb. 124: Spannungszustand im Ligament der SEB15-Probe aus dem Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

Die stark unterschiedlichen Festigkeits- und Verformungseigenschaften der beiden Werkstoffe spiegeln sich auch in der Ausbildung der plastischen Zone wieder. Im vorliegenden Fall konzentrieren sich die plastischen Verformungen hauptsächlich auf die Pufferung, siehe Abb. 125.

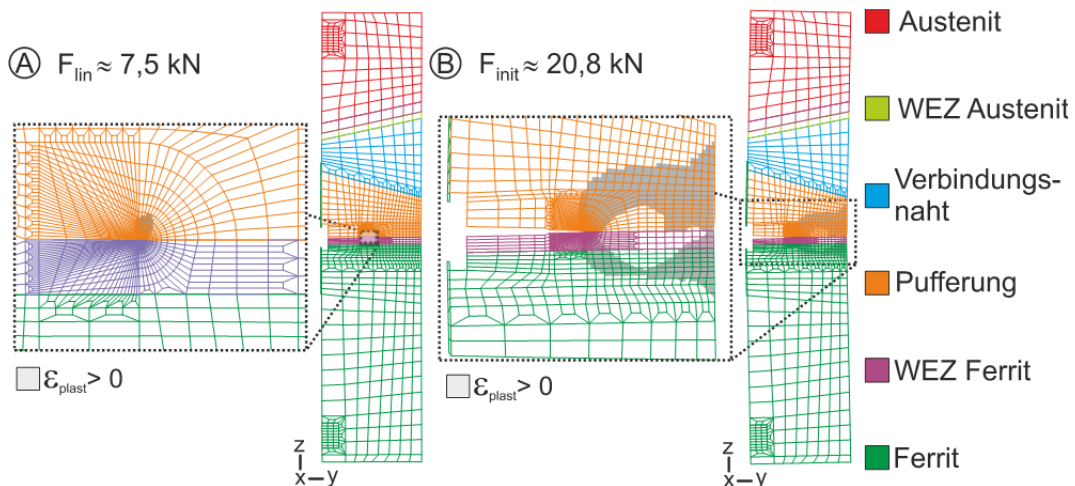


Abb. 125: Plastische Vergleichsdehnung ϵ_{plast} in der SEB15-Probe aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

Analog zu den unsymmetrischen Spannungsverläufen bildet sich die Mehrachsigkeit auf beiden Seiten des Ligaments unterschiedlich aus. Im linearen Anstieg resultieren die erhöhten Spannungen in x- und y-Richtung in einem deutlich reduzierten $q_{min} = 0,23$ auf Seite der Pufferung (siehe Abb. 124 A). Die ferritische WEZ zeigt dagegen mit $q_{min} = 0,30$ eine geringere Mehrachsigkeit. Bei der Belastung auf Höhe des Initiierungsniveaus (siehe Abb. 124 B) befindet sich das Minimum zwar immer noch auf Seiten der Pufferung ($q_{min} = 0,22$). Der Unterschied zur ferritischen WEZ ($q_{min} = 0,26$) ist allerdings nicht mehr so ausgeprägt wie während der linearen Anfangsbelastung. Zudem ist der Anstieg des q-Verlaufs auf Seiten der Pufferung flacher, woraus auf einen reduzierten Widerstand gegen eine stabile Rissausbreitung in der Pufferung geschlossen werden kann [165]. Dies steht in sehr guter Übereinstimmung mit den experimentellen und fraktographischen Befunden, in welchen Risswachstum ausschließlich in Richtung der Pufferung dokumentiert werden konnte, vgl. Kap 5.2.

8.2.7 Vergleich der numerischen und experimentellen J-Integral Bestimmung

Das J-Integral als charakteristische Größe für die zur Rissausbreitung zur Verfügung stehende Energie kann sowohl numerisch über die Formulierung als Linien-Integral nach Rice [166] als auch experimentell über die Energiefreisetzungsrate nach Bengley und Landes [167] berechnet werden. Während das in der numerischen Auswertung verwendete Linienintegral bei bekannten Spannungs- bzw. Verschiebungsfeldern die Beanspruchung der Rissspitze wiedergibt, geht in die experimentelle Bestimmung die gesamte Formänderungsarbeit der Probe ein. Infolge dessen können sich bei Mischnähten durch die Kombination von Werkstoffen mit deutlich unterschiedlichen Festigkeiten Einschränkungen ergeben, wenn es außerhalb der direkten Rissspitzenumgebung zu plastischen Verformungen kommt. Im vorliegenden Fall betrifft dies insbesondere den Übergang zum austenitischen Grundwerkstoff (Mismatchverhältnis: $M \approx 2,1$). Durch die niedrige Festigkeit kann es bei Rissen, welche sich nicht direkt im Werkstoffübergang befinden ($e > 0$) zu plastischen Verformungen des austenitischen Grundwerkstoffs kommen, wodurch sich die dissipierte Verformungsenergie und somit die daraus berechneten J-Integralwerte erhöhen. Um den Einfluss dieser plastischen Verformungen auf die ermittelten bruchmechanischen Initiierungskennwerte abzuschätzen, wurde der Einfluss mittels elastisch-plastischer FE-Simulationen überprüft.

In Arbeiten der MPA Universität Stuttgart [168] konnte gezeigt werden, dass die Wegunabhängigkeit des Linienintegrals bei parallelen Grenz- und Rissausbreitungsebenen ohne Einschränkung gegeben ist. Dementsprechend wurde ein mit senkrechten Übergängen vereinfachtes Modell der Mischnaht verwendet, siehe [Abb. 126](#). Des Weiteren wurden die Pufferung und die Verbindungsnaht zu einem Bereich zusammengefasst. Die Wegunabhängigkeit des J-Integrals wurde über die Auswertung verschiedener Integrationspfade um die Rissspitze gewährleistet, siehe [Abb. A45](#). Die Wegunabhängigkeit der berechneten Pfade wird im Allgemeinen als Merkmal für die Anwendbarkeit des J-Integralkonzepts gesehen [161], [169], [170], [171]. Des Weiteren wurde das J-Integral aus dem Last-Verformungsverhalten der Probe, in Anlehnung an die ASTM E 1820-08 [122], bestimmt.

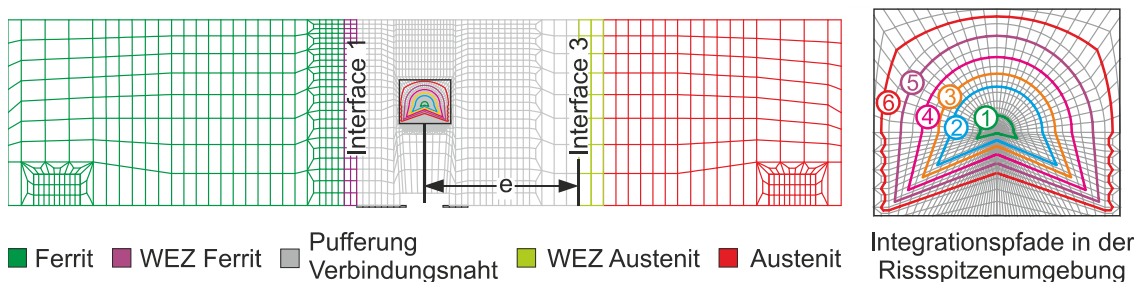


Abb. 126: Schematischer Aufbau des vereinfachten FE-Modells zur Abschätzung der Einflüsse unterschiedlicher J-Integral Berechnungsmethoden

Entsprechend dieser Vorgehensweise wurden 19 Simulationen mit unterschiedlichen Anrisspositionen durchgeführt. Für jede Simulation wurde das numerisch bestimmte Linienintegral und das J-Integral gemäß ASTM E 1820-08 [122] aus dem Last-Rissöffnungsverhalten (F-COD) bestimmt. In [Abb. 127](#) sind die relativen Abweichungen zwischen der J-Integralbestimmung nach ASTM E 1820-08 [122] und dem Linienintegral zusammengefasst. Zur Vollständigkeit ist in [Abb. A45](#) die Rissspitzenbeanspruchung J über der Rissöffnung COD ausgewählter Positionen dargestellt. Es zeigt sich, dass die Formulierung über das Linienintegral und das Last-Verformungsverhalten eine sehr gute Übereinstimmung liefern, solange der Abstand zum austenitischen Grundwerkstoff groß genug ist. Erst bei Abständen

von kleiner 5 mm ergeben sich bei der vorliegenden Mischnaht merkliche Abweichungen. Während das Verfahren nach ASTM das J-Integral aus der Verformungsenergie, also aus der gesamten Fläche unter dem F-COD Verlauf, berechnet, beschreibt das Linienintegral den lokalen Zustand innerhalb der gewählten Kontur. Große plastische Verformungen entfernt von der Riss Spitze, wie sie sich vor allem nahe dem austenitischen Grundwerkstoff ausbilden, führen zu einer großen Verformungsenergie und damit nach der ASTM-Methode zu einem großen J-Integralwert. Das Verfahren der ASTM liefert also vor allem bei Proben, deren Anriss nahe an der austenitischen Materialgrenze liegt, höhere J-Integralwerte als das numerisch bestimmte Linienintegral nach Rice.

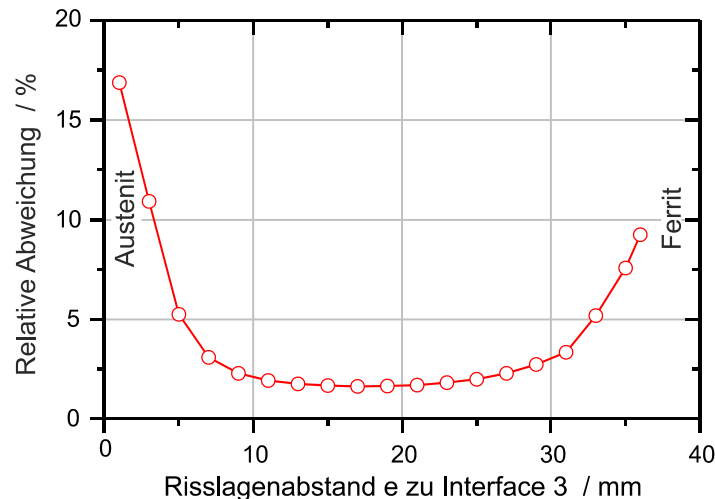


Abb. 127: Relative Abweichungen zwischen der J-Integralermittlung nach ASTM und Rice bei unterschiedlichem Risslagenabstand e zum austenitischen Grundwerkstoff (Interface 3) zum Zeitpunkt der Initiierung

Die sich daraus ergebende Frage inwieweit Standardverfahren für die Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte in Schweißnähten angewendet werden können, ohne zu große Fehlinterpretationen zu riskieren, ist Gegenstand einer Vielzahl von Untersuchungen [12], [172], [173], [174], [175]. Nach den beiden Regelwerken ISO CD 15653 [176] und BS 7448-2 [177] liegen die Anwendungsgrenzen zwischen $0,5 < M < 1,25$. Werden diese Anwendungsgrenzen verletzt, existieren zahlreiche Mismatch-Modifikationen für die Kennwertermittlung auf Basis modifizierter η_{pl} -Faktoren [178], [179], [180], [181], [182], [183]. Der Grundgedanke dieser Mismatch-Modifikationen ist die Ermittlung von Werkstoffkennwerten der Schweißnaht an sich. Deshalb behandelt die Mehrzahl der Ansätze schweißnahtmittige Anrisse unter Nichtberücksichtigung unterschiedlicher Abstände e zwischen Anriss und Werkstoffübergang. Ebenso ist es mit diesen Verfahren nicht möglich, eine Mischnaht mit vier unterschiedlichen Werkstoffbereichen zu beschreiben.

In der vorliegenden Arbeit dienen die ermittelten J_R -Kurven in erster Linie als Referenz für die schädigungsmechanischen Bewertungen. Eine Ermittlung der tatsächlichen Werkstoffkennwerte in den direkten Werkstoffübergängen ist dafür nicht notwendig. Zudem ergeben sich bei den mittig aus der Pufferung und Verbindungsnaht entnommenen Proben durch den ausreichenden großen Abstand keine Einschränkungen. Auch die Interpretation des reduzierten Risswiderstandes infolge der dendritischen Erstarrung ist nicht beeinträchtigt, da der Risswiderstand an den als kritisch anzusehenden Positionen in der Verbindungsnaht durch den Effekt augenscheinlich erhöht wird. Für eine einheitliche Vorgehensweise wird deshalb bei allen Entnahmepositionen der Risswiderstand nach der ASTM-Richtlinie [122]

ermittelt. Durch die schädigungsmechanischen Simulationen ist eine anschließende Bewertung ohne Einschränkungen auf Grund des Festigkeitsmismatch möglich.

8.2.8 Schädigungsmechanische Simulation der Versagensvorgänge

Für eine Quantifizierung des Versagensablaufs wurden alle bruchmechanischen Experimente unter Verwendung des schädigungsmechanischen Modells berechnet. Auf Basis der vorangehenden Einflussanalysen wurden unter Ausnutzung der Symmetrie in Dickenrichtung dreidimensionale Halbmodelle der geprüften SEB-Proben erstellt. Der Bereich mit erwartetem Risswachstum vor der Risspitze wurde mit der angepassten Elementlänge von $l_c = 0,4 \text{ mm}$ elementiert und in den angrenzenden Bereichen vergrößert. Neben der aktuellen Anfangsrislänge a_0 wurde in den FE-Modellen auch der fraktographisch bestimmte Risslagenabstand e zu den benachbarten Materialbereichen umgesetzt. Des Weiteren wurde in den FE-Modellen, wenn vorhanden, die Auslenkung γ des Schwingrisses aus der Ligamentebene berücksichtigt, siehe [Abb. 128](#).

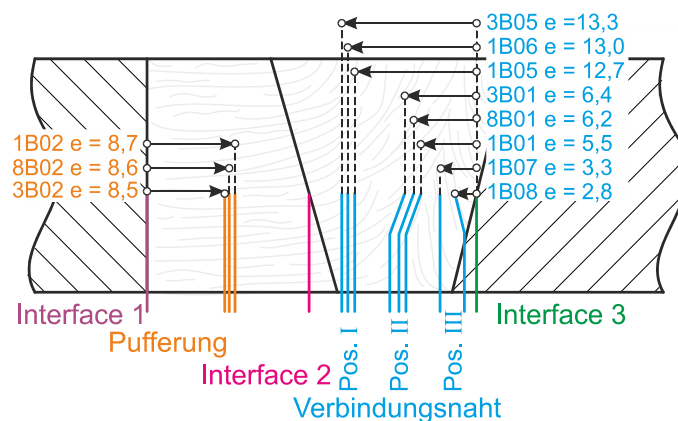


Abb. 128: Risslagenabstand e zu von den Werkstoffübergängen und Position der untersuchten SEB-Proben (schematische Darstellung)

In den Simulationen wurden 20-knotige Kontinuumselemente mit reduzierter Integration verwendet. Alle Simulationen wurden unter Berücksichtigung großer Verformungen und Dehnungen durchgeführt. [Abb. 129](#) zeigt exemplarisch für jede Anrissposition ein FE-Modell.

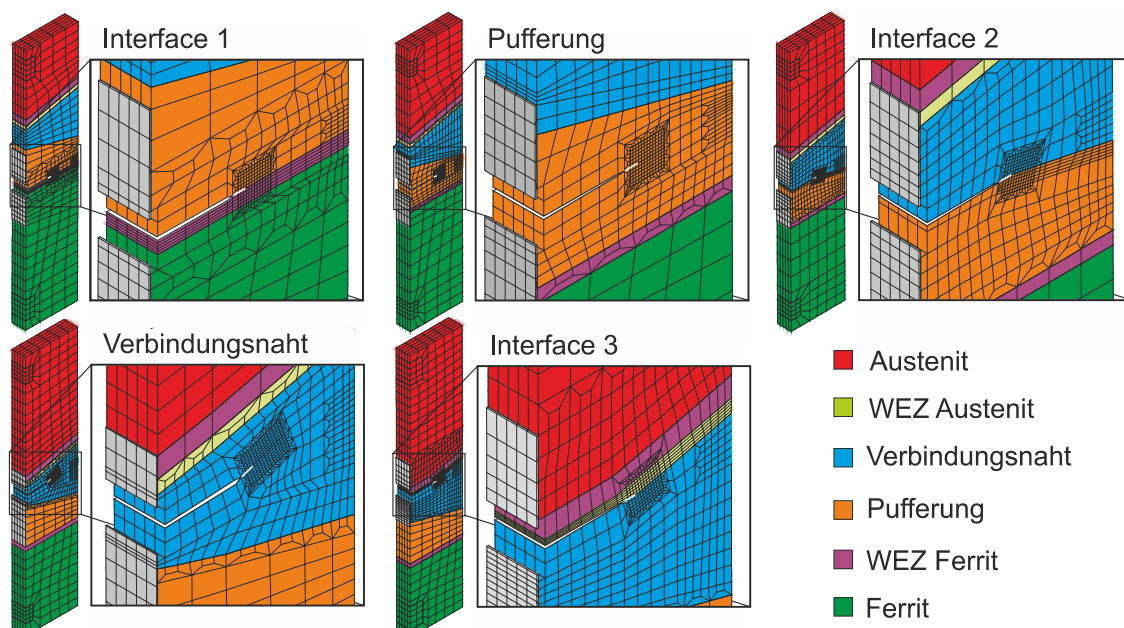


Abb. 129: FE-Modelle der untersuchten Anrisspositionen in der Mischnaht

Tab. 6: Zusammenfassung der numerisch und experimentell ermittelten Rissinitiiierungskennwerte J_i und -lasten F_{Init} sowie der zugehörigen Rissaufweitungen COD_{Init}

Position	Probe	J_i / N/mm			COD_{Init} / mm			F_{Init} / kN			
		Exp.	Num.	Exp./Num.	Exp.	Num.	Exp./Num.	Exp.	Num.	Exp./Num.	
GW Ferrit	8FB01	190	157	1,21	0,92	0,71	1,29	20,3	18,9	1,07	
	PK2A1	227	164	1,38	1,03	0,70	1,47	20,0	19,5	1,03	
Interface 1	1B03	169	99	1,71	0,81	0,58	1,39	19,7	17,4	1,13	
	8B03	176	100	1,76	0,84	0,53	1,59	22,0	19,9	1,11	
	3B03	207	96	2,16	0,93	0,57	1,63	21,2	18,5	1,15	
Pufferung	8B02	131	106	1,24	0,76	0,67	1,14	17,9	16,8	1,07	
	1B02	90	107	0,84	0,63	0,68	0,93	15,5	15,9	0,97	
	3B02	113	107	1,06	0,68	0,68	1,00	15,8	15,9	0,99	
Interface 2	8B05	76	46	1,65	0,47	0,33	1,43	19,2	17,7	1,08	
Verbindungsnaht	Pos. I	3B05	28	46	0,61	0,27	0,39	0,70	13,1	14,8	0,89
		1B05	64	46	1,39	0,44	0,37	1,20	16,8	16,0	1,05
		1B06	44	46	0,96	0,34	0,37	0,92	15,4	15,9	0,97
	Pos. II	3B01	52	65	0,80	0,36	0,45	0,80	16,2	16,7	0,97
		8B01	41	65	0,63	0,29	0,40	0,72	18,2	19,0	0,96
		1B01	57	65	0,88	0,40	0,45	0,88	16,0	16,9	0,95
	Pos. III	1B07	58	51	1,14	0,41	0,40	1,03	15,4	15,2	1,01
		1B08	92	55	1,67	0,57	0,43	1,34	15,7	14,7	1,07
	Interface 3	1B04	157	57	2,75	0,91	0,43	2,13	16,3	14,7	1,11
8B04		117	57	2,05	0,70	0,40	1,73	17,3	15,5	1,12	
3B04		243	57	4,26	1,32	0,43	3,05	16,9	14,1	1,20	
GW Austenit	8AB02	303	263	1,15	2,50	2,27	1,10	11,1	10,8	1,03	
	8AB03	444	263	1,69	3,56	2,23	1,60	11,9	10,6	1,12	

Ferrit

Zur Validierung der numerischen Berechnungen wurde das Last-Verformungsverhalten von zwei SEB-Proben aus dem ferritischen Grundwerkstoff berechnet. Da in den aktuellen Untersuchungen nur eine Probe aus dem ferritischen Grundwerkstoff entnommen wurde, wurde zur Validierung ein weiterer Versuch aus VGB 3.2 [9] herangezogen. Die leicht unterschiedlichen a/W -Verhältnisse (8FB01 $a/W = 0,53$; PK2A1 $a/W = 0,52$) wurden in den FE-Modellen ebenfalls berücksichtigt (vollständige Abmessungen siehe Tab. A6).

Die Ergebnisse von elastisch-plastischen FE-Simulationen zeigen bis zur Rissinitiierung eine sehr gute Übereinstimmung mit dem experimentell bestimmten Last-Verformungsverhalten, siehe Abb. 130. Da die Fließfunktion nach von Mises allerdings nicht in der Lage ist, die Entfestigung durch die duktile Schädigung bzw. das einsetzende duktile Risswachstum wiederzugeben, wird das experimentell bestimmte Last-Verformungsverhalten nach Rissinitiierung zunehmend überschätzt. Mit den elastisch-plastischen Simulationen kann somit kein Höchstlastpunkt ermittelt werden. Im Gegensatz dazu sind die schädigungsmechanischen Simulationen auf Basis des Rousselier-Modells in der Lage, die duktile Rissenerweiterung numerisch zu erfassen, weshalb das experimentell bestimmte Last-Verformungsverhalten bis Versuchsende besser wiedergegeben werden kann.

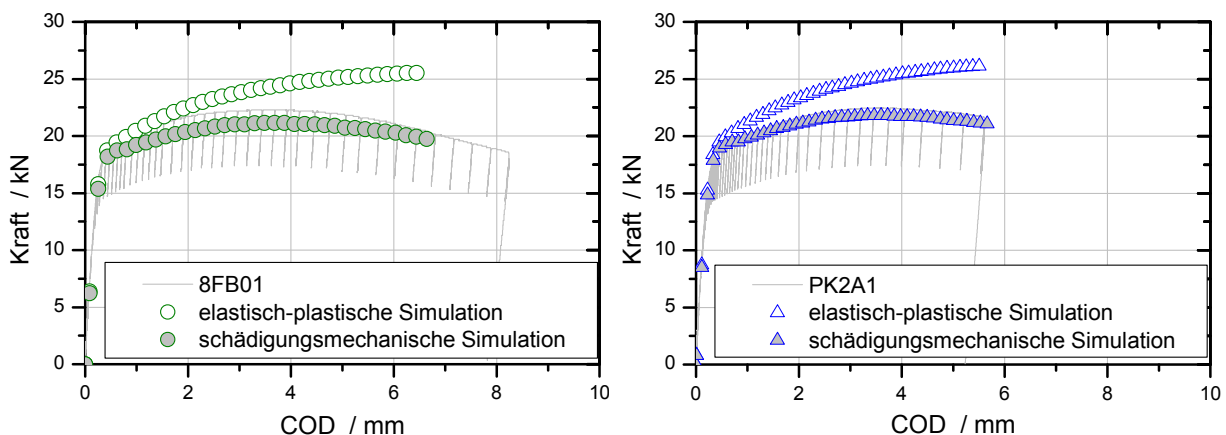


Abb. 130: Last-Aufweitungsverhalten der aus dem ferritischen Grundwerkstoff entnommenen SEB-Proben; Simulation und Versuche

Da die numerische Bestimmung des J -Integrals nach Rice durch das Risswachstum seine Wegunabhängigkeit verliert, wurden die numerischen J -Werte gemäß ASTM E 1820-08 [122] aus dem globalen Last-Verformungsverhalten der Probe bestimmt. Dies hat zusätzlich den Vorteil, dass Abweichungen durch verschiedene J -Bestimmungen in Simulation und Experiment nicht entstehen können, was insbesondere in den Werkstoffübergängen einen signifikanten Einfluss hat, vgl. Kap. 8.2.7. Die so aus den schädigungsmechanischen Simulationen ermittelten J_R -Kurven zeigen für den ferritischen Grundwerkstoff eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen, siehe Abb. 131.

Ein direkter Vergleich der experimentell und der numerisch bestimmten Initiierungswerte ist nicht möglich. Der experimentelle Initiierungswert J_i wird entsprechend [123] aus dem Schnittpunkt der J_R -Kurve mit der Stretched-Zone-Width bestimmt. Dafür wird die Stretched-Zone über der gesamten Probenbreite vermessen und anschließend gemittelt. Dadurch wird in den experimentellen Ergebnissen der Anteil des Rissspitzenblutings aus der J_R -Kurve herausgerechnet. In den Simulationen kann die Stretched-Zone nicht berechnet werden und es bieten sich anstelle dessen folgende Definitionen an:

- Initiierung, wenn der erste Punkt auf der Rissfront das kritische Hohlraumvolumen f_c erreicht und versagt – untere Grenze des numerischen Rissinitiierungskriteriums
- Initiierung, wenn über der gesamten Rissfront duktile Rissinitiierung vorhergesagt wird – obere Grenze des numerischen Rissinitiierungskriteriums

Um eine nichtkonservative Bewertung auszuschließen, wird im Folgenden das erste Kriterium verwendet. Diese Definition stellt eine untere Schranke für die Bewertung dar, weshalb insbesondere in den sehr zähen Grundwerkstoffen mit einer großen Stretched-Zone zu geringe Rissinitiierungskennwerte vorhergesagt werden, siehe [Abb. 133](#). Für einen abschließenden Vergleich mit den bruchmechanischen Näherungsverfahren wird des Weiteren die Kraft zum numerisch bestimmten Initiierungszeitpunkt F_{init} als Kriterium herangezogen, siehe [Tab. 6](#).

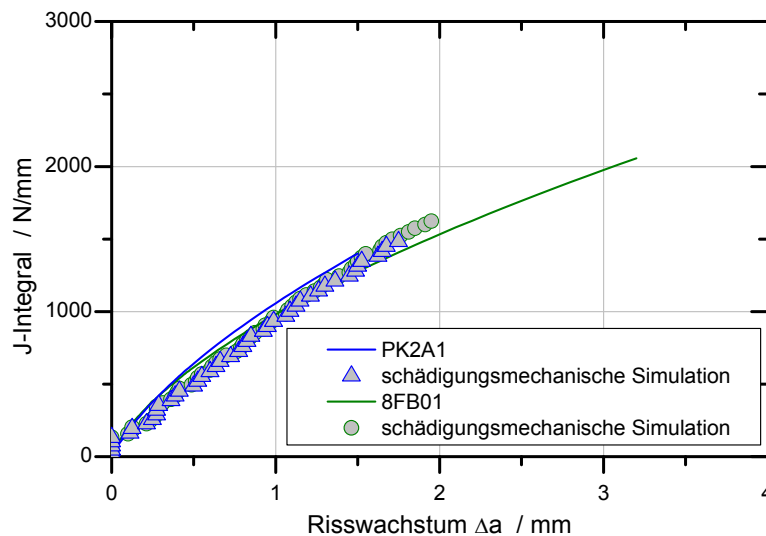


Abb. 131: J_R -Kurve der aus dem ferritischen Grundwerkstoff entnommenen SEB-Proben; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Austenit

Analog zum ferritischen Grundwerkstoff wurden die zwei experimentell geprüften SEB-Proben aus dem austenitischen Grundwerkstoff mit elastisch-plastischen und schädigungsmechanischen FE-Simulationen berechnet. Beide untersuchten Proben weisen annähernd ein a/W -Verhältnis von 0,55 auf. Die Probenabmessungen sind in [Tab. A6](#) gegeben.

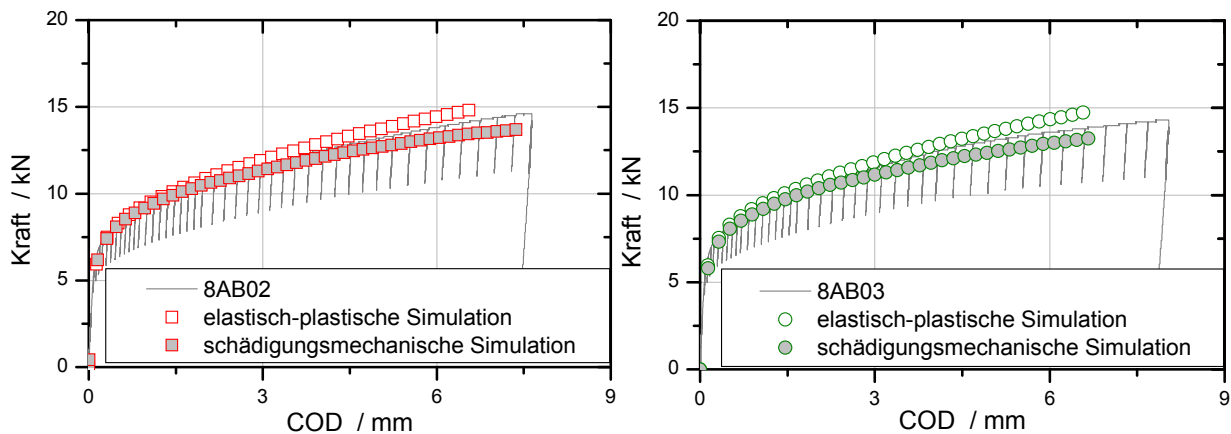


Abb. 132: Last-Aufweitungsverhalten der aus dem austenitischen Grundwerkstoff entnommenen SEB-Proben; Simulation und Versuche

Bedingt durch die Zähigkeit des Austenits ist das experimentell ermittelte maximale stabile Risswachstum von ca. $\Delta a_{\max} = 1,3$ mm gemessen an den großen plastischen Verformungen der Probe gering. Infolge dessen stimmen auch die mit Hilfe des elastisch-plastischen Materialmodells bestimmten Last-Verformungskurven bis zu größeren Verformungen mit dem experimentellen Verhalten überein, siehe [Abb. 132](#). Erst ab dem Punkt der Rissinitiierung bei ca. $\text{COD}_{\text{init}} = 2,2$ mm überschätzt die elastisch-plastische Simulation den experimentellen Verlauf zunehmend. Mit den angepassten schädigungsmechanischen Parametern ist es im Gegensatz dazu bei beiden Proben möglich, den gesamten experimentell bestimmten F-COD Verlauf sowie das einsetzende Risswachstum zu beschreiben.

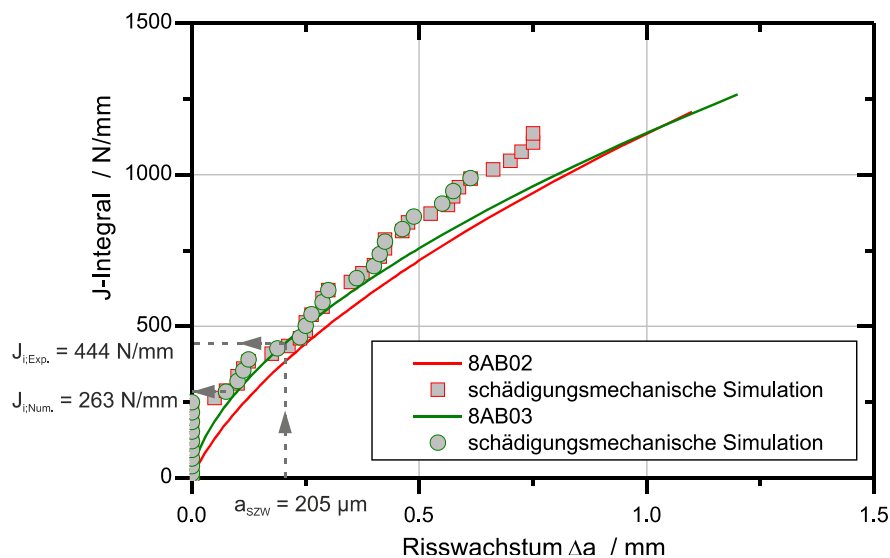


Abb. 133: J_R -Kurve der aus dem austenitischen Grundwerkstoff entnommenen SEB-Proben; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

In den schädigungsmechanischen Simulationen wird der Risswiderstand ab einem Risswachstum von ca. $\Delta a = 0,4$ mm überschätzt, siehe [Abb. 133](#). Trotz der relativ guten Übereinstimmung im anfänglichen Bereich um die Rissinitiierung wird der Rissinitiierungskennwert J_i numerisch durch die Kombination der gewählten unteren Grenze für die numerische Rissinitiierung und der relativ großen experimentelle Stretched-Zone-Width von $a_{\text{SZW}} = 205$ μm deutlich unterschätzt, vgl. [Abb. 133](#).

Pufferung

Neben den homogenen Grundwerkstoffen wurden auch die geschweißten Bereiche der Mischnaht untersucht. Für eine möglichst realistische Abbildung der Versuche mit den erstellten FE-Modellen wurden entsprechend der experimentellen Untersuchungen nicht nur die Anfangsrisslänge a_0 , sondern auch der Abstand des Anfangsrisses e zum nächstliegenden Werkstoffübergang berücksichtigt, siehe [Abb. 128](#). Die aus der Pufferung entnommenen Proben weisen a/W -Verhältnisse von 0,51 bis 0,53 auf. Des Weiteren ergaben sich durch die unterschiedlichen Wanddicken in den geschweißten Bereichen unterschiedliche Probenweiten W und entsprechend der Prüfnorm ASTM E 1820-08 [122] unterschiedlich angepasste Lagerabstände (Abmessungen siehe [Tab. A6](#)).

Durch die im Vergleich zu den beiden Grundwerkstoffen frühe Rissinitiierung weicht bei den Proben aus der Pufferung die elastisch-plastische Simulation wesentlich früher vom experimentellen F-COD Verlauf ab, siehe [Abb. 134](#) und [Abb. A46](#). Im Gegensatz dazu ist es mit den schädigungsmechanischen Simulationen trotz des sehr inhomogenen Materials möglich, das Last-Verformungsverhalten der Probe über den Höchstlastpunkt hinaus zu beschreiben.

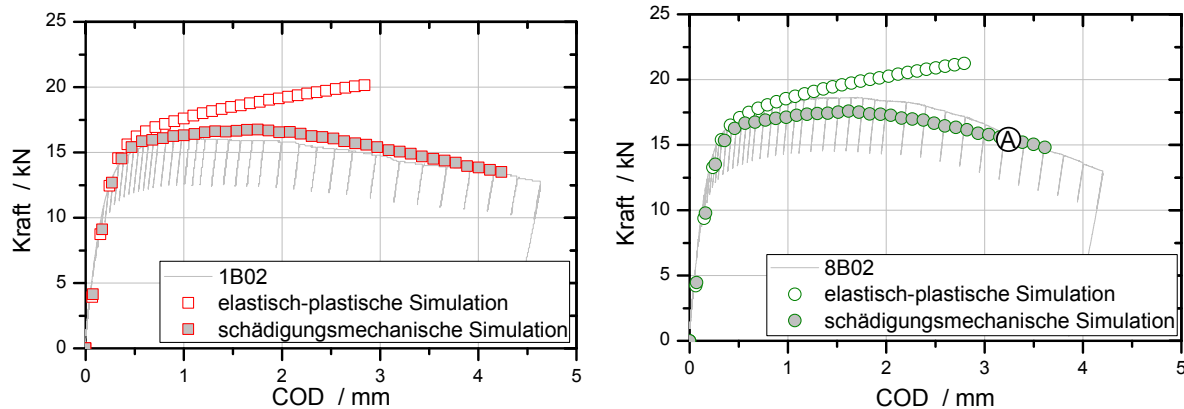


Abb. 134: Last-Aufweitungsverhalten der aus der Pufferung entnommenen SEB-Proben; Simulation und Versuche

Eine Einschränkung muss bei den dargestellten J_R -Kurven getroffen werden. Wie in den fraktographischen Untersuchungen gezeigt wurde, erfolgt das experimentell beobachtete Risswachstum in der Pufferung nicht gerade, sondern bildet sich durch die Vereinigung von in Belastungsrichtung (Probenlängsrichtung) verlaufenden Rissen als gezackter Risspfad, siehe [Abb. 135](#). Eine exakte numerische Abbildung dieser Vorgänge ist unter Verwendung des isotropen schädigungsmechanischen Materialmodells nicht möglich. Stattdessen wird numerisch ein gerader, in der Ligamentebene verlaufender Riss berechnet, siehe [Abb. 135](#).

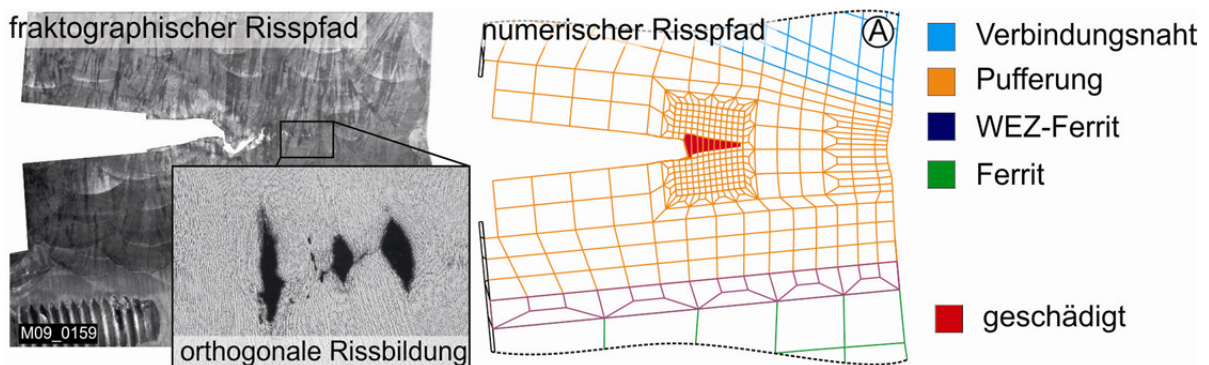


Abb. 135: Numerisch und fraktographisch bestimmte Rissentwicklung in Probenmitte einer aus der Pufferung entnommenen SEB-Probe (Auswertungspunkt \textcircled{A} der FE-Rechnung, siehe [Abb. 134](#))

Die mit den schädigungsmechanischen Simulationen numerisch ermittelten J_R -Kurven beschreiben die stark streuenden experimentellen J_R -Kurven im anfängliche Bereich bis zu einem Risswachstum von $\Delta a = 0,3$ mm hinreichend genau, siehe [Abb. 136](#). Da die, der eigentlichen Risspitze voreilende, orthogonale Rissbildung (siehe [Abb. 135](#)) numerisch nicht abgebildet werden kann, wird der Risswiderstand mit zunehmendem Risswachstum überschätzt. Da die Stretched-Zone bei den experimentell geprüften SEB-Proben wesentlich kleiner ausgebildet ist als in den Proben aus den Grundwerkstoffen ergibt sich aus dem gleichen Kurvenverlauf im anfänglichen Bereich eine bessere Übereinstimmung zwischen den experimentell und numerisch bestimmten Initiierungskennwerten, siehe [Tab. 6](#).

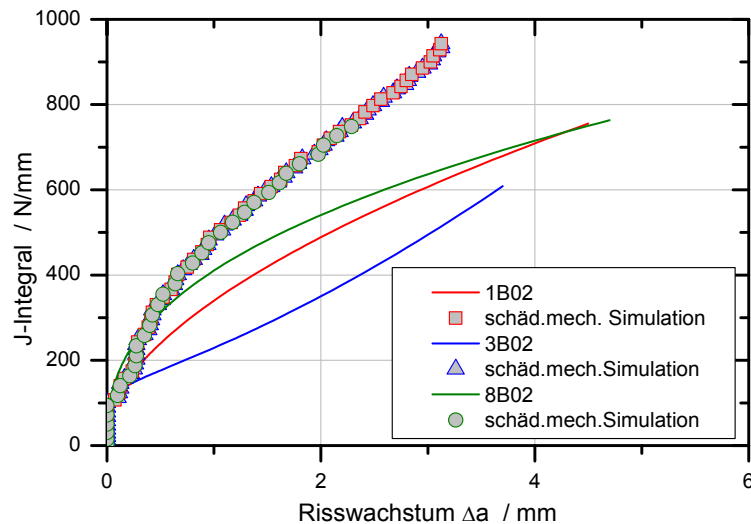


Abb. 136: J_R -Kurven der aus der Pufferung entnommenen SEB-Proben; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Verbindungsnaht

Die Verbindungsnaht stellt in Bezug auf die Rissinitiierung und -ausbreitung den schwächsten Gefügebereich der untersuchten Mischnaht dar, weshalb aus diesem Bereich mehrere Proben, sowohl mittig (Position II) als auch in Richtung Pufferung (Position I) bzw. Austenit (Position III) versetzt, entnommen wurden, siehe [Abb. 128](#). Die entnommenen Proben weisen alle annähernd ein a/W -Verhältnis von ca. 0,5 auf. Des Weiteren ergaben sich durch die unterschiedlichen Wanddicken in den geschweißten Bereichen unterschiedliche Probenweiten W und entsprechend der Prüfnorm ASTM E 1820-08 [122] unterschiedlich angepasste Lagerabstände (vollständige Abmessungen siehe [Tab. A6](#)). Bei der Modellierung dieser Proben wurde zusätzlich zur jeweiligen Anfangsrislänge a_0 und dem Risslagenabstand e zum austenitischen Grundwerkstoff (Interface 3) die Auslenkung des Anfangsrisse γ aus der Ligamentebene modelliert. Obwohl die Verbindungsnaht und die Pufferung aus einem identischen Schweißgut hergestellt sind, ergaben sich für beide Bereiche unterschiedliche schädigungsmechanische Parameter. Damit wurde dem Umstand Rechnung getragen, dass die dendritische Erstarrung in beiden Bereichen unterschiedlich zur Belastungsrichtung orientiert ist, vgl. Kap. 8.2.2.

Wie schon in der Pufferung weichen die Ergebnisse der elastisch-plastischen Simulationen aufgrund der sehr frühen Rissinitiierung bei allen Proben aus der Verbindungsnaht fast unmittelbar nach dem linearen Anstieg von dem experimentell ermittelten Verlauf ab. Die schädigungsmechanischen Simulationen sind dagegen in der Lage, das experimentell bestimmte Last-Verformungsverhalten bei allen Proben relativ gut wiederzugeben, siehe [Abb. 137](#) bis [Abb. 139](#) sowie [Abb. A47](#) und [Abb. A48](#). In der folgenden ausführlichen Diskussion der numerischen Ergebnisse werden die drei Entnahmepositionen Position I (Richtung Pufferung versetzt), Position II (Mitte Verbindungsnaht) und Position III (Richtung Austenit versetzt) getrennt voneinander betrachtet.

Bei den mittig aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben (Position II) wurde bereits der Schwingriss durch die dendritische Erstarrungsstruktur um ca. $\gamma = 20^\circ$ aus der Ligamentebene ausgelenkt. Da dies für eine möglichst realistische Bewertung der Ergebnisse auch in den FE-Modellen umgesetzt wurde, ergibt sich ein entsprechend der Erstarrung

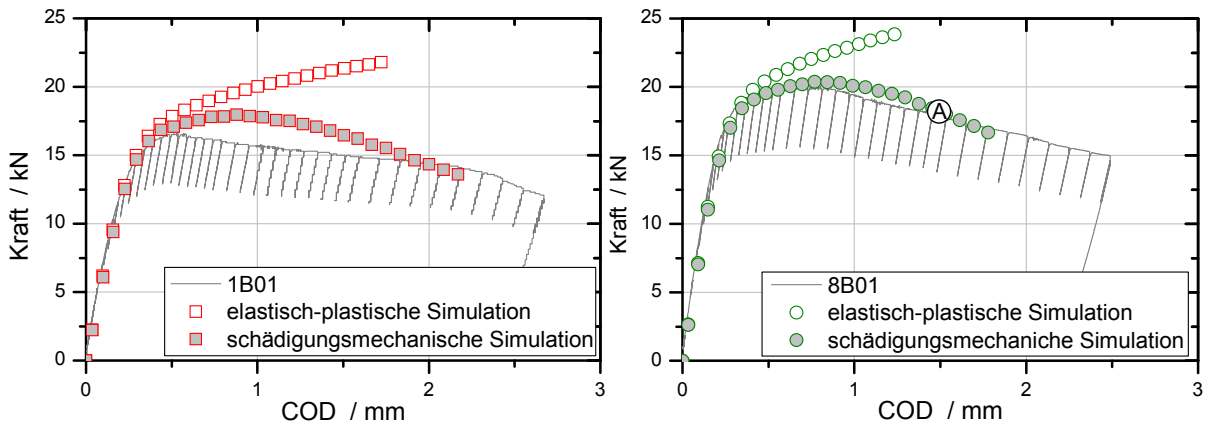


Abb. 137: Last-Aufweitungsverhalten der in Richtung Pufferung versetzt (Position I) entnommenen SEB-Proben aus der Verbindungsnaht; Simulation und Versuche

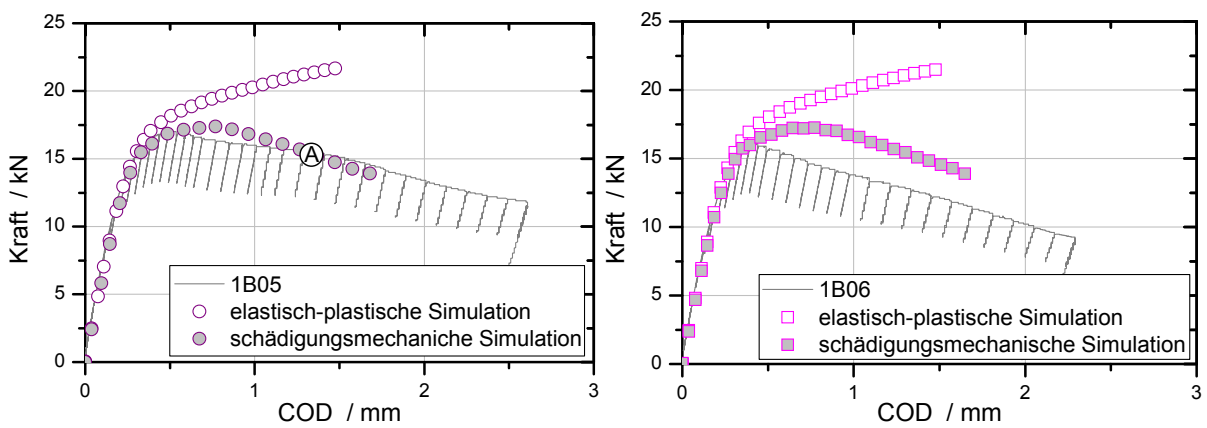


Abb. 138: Last-Aufweitungsverhalten der mittig aus der Verbindungsnaht entnommenen SEB-Proben (Position II); Simulation und Versuche

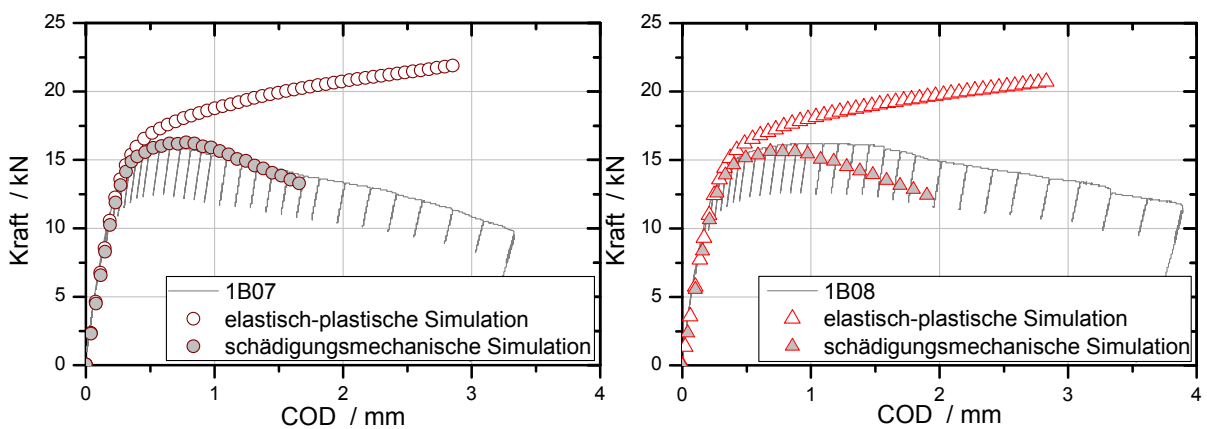


Abb. 139: Last-Aufweitungsverhalten der in Richtung Austenit versetzt (Position III) entnommenen SEB-Proben aus der Verbindungsnaht; Simulation und Versuche

ausgerichtetes Netz im Bereich des erwarteten Risswachstums, siehe [Abb. 129](#). Bei der verwendeten lokalen Formulierung des Schädigungsmodells nach Rousselier wird das numerisch bestimmte Risswachstum stark von den Elementkanten beeinflusst [184], [185] und bei der gewählten Elementierung aus der Ligamentebene ausgelenkt, siehe [Abb. 140](#). Da der Riss in den bruchmechanischen Versuchen durch die dendritische Erstarrung in gleicher Weise aus der Ligamentebene ausgelenkt wurde, kann der experimentelle Rissverlauf numerisch wiedergegeben werden.

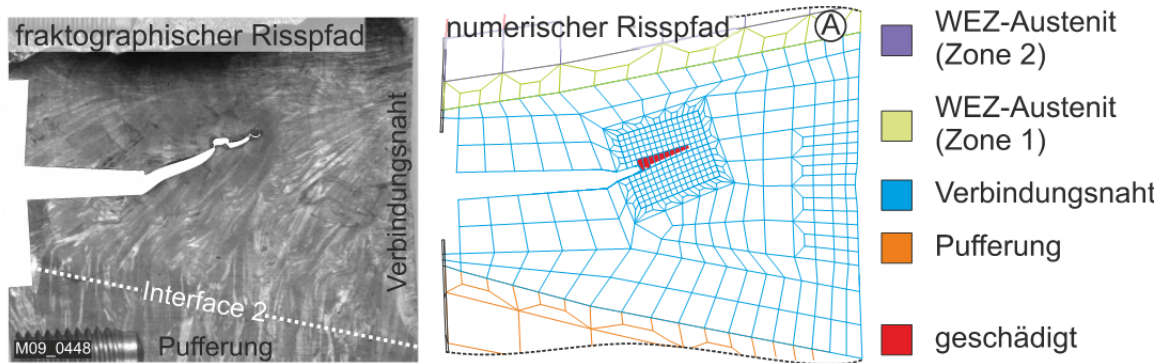


Abb. 140: Numerisch und fraktographisch bestimmte Rissentwicklung in Probenmitte einer mittig aus der Verbindungsnaht (Position II) entnommenen SEB-Probe (Auswertungspunkt \textcircled{A} der FE Rechnung, siehe [Abb. 138](#))

Bedingt durch den inhomogenen Werkstoff weisen die experimentellen Ergebnisse aus den geschweißten Bereichen eine wesentlich größere Streuung auf als beispielsweise die Ergebnisse aus den Grundwerkstoffen. Da es für die schädigungsmechanischen Simulationen nicht zielführend ist, für jede Position einen modifizierten Parametersatz zu verwenden, kann diese Streuung numerisch nicht beschrieben werden. Wie [Abb. 141](#) bis [Abb. 143](#) zeigen, können mit den verwendeten schädigungsmechanischen Parametern die Mehrzahl der untersuchten SEB-Proben aus der Verbindungsnaht abgebildet werden. Insbesondere der anfängliche Bereich um die Rissinitiierung wird bei annähernd allen Proben gut wiedergegeben.

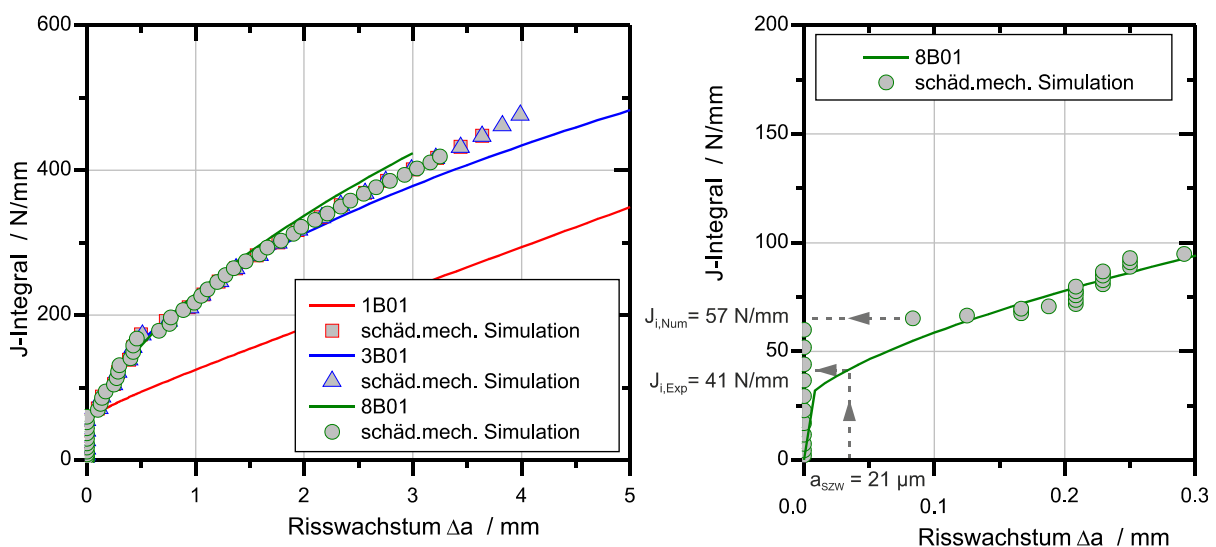


Abb. 141: J_R -Kurven der mittig aus der Verbindungsnaht (Position II) entnommenen SEB-Proben; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Allerdings ergeben sich trotz dieser relativ guten Übereinstimmung im anfänglichen Bereich abweichende numerische und experimentelle Initiierungskennwerte. Mit der verwendeten lokalen Formulierung des Rousselier-Modells erfolgt ein an die Elementgröße gekoppeltes sukzessives Risswachstum. Durch die angepasste Elementkantenlänge von $l_c = 0,4 \text{ mm}$ kann deshalb die teilweise sehr klein ausgebildete Stretched-Zone-Width ($a_{SZW} = 21 \text{ }\mu\text{m}$) nicht aufgelöst werden und die experimentellen Initiierungskennwerte werden numerisch überschätzt, siehe [Abb. 141](#).

Bei den in Richtung Pufferung versetzten Proben (Position I) wurde bedingt, durch die annähernd parallele Orientierung zur dendritischen Erstarrungsrichtung, ein gerader Anfangsriss eingebracht, vgl. Kap. 5.2.1. Infolge der vorliegenden Drei-Punkt-Biegung ergibt sich daraus eine, im Vergleich zu Position II (mit schräg verlaufendem Anriss), höhere Rissspitzenbelastung, was letztendlich in reduzierten Initiierungswerten an Position I resultiert, siehe [Tab. 6](#). Durch die annähernd parallele Orientierung von Erstarrungs- und Belastungsrichtung bilden sich bei diesen Proben keine orthogonalen Risse wie in der benachbarten Pufferung. Da der daraus resultierende gleichmäßigere gerade Rissverlauf mit den schädigungsmechanischen Simulationen besser erfasst werden kann (siehe [Abb. A51](#)), stimmen die numerisch und experimentell bestimmten J_R -Kurven im Rahmen der experimentellen Streuung relativ gut überein, vgl. [Abb. 142](#).

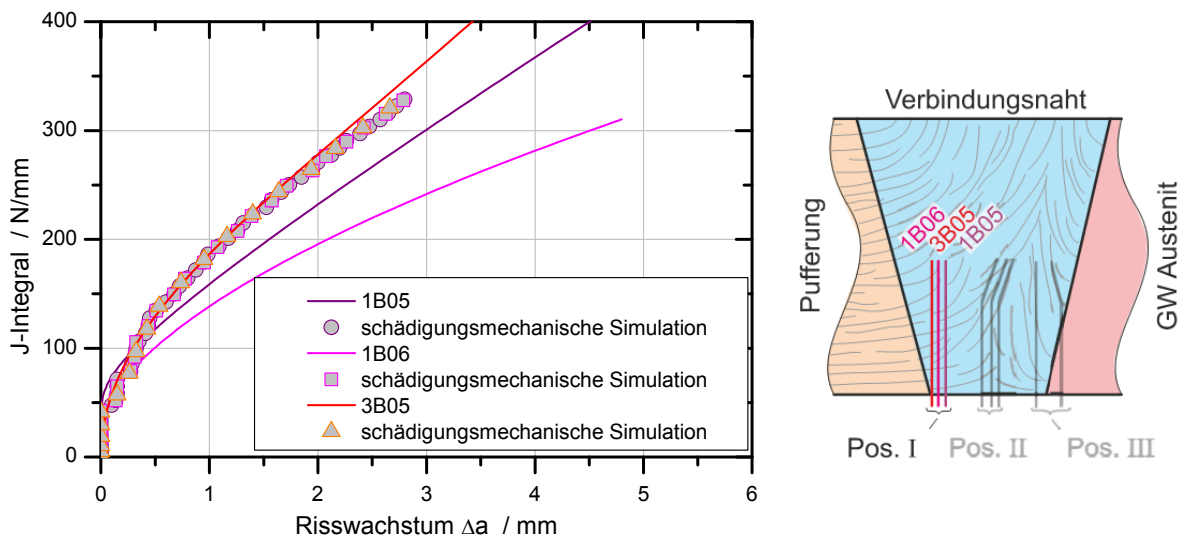


Abb. 142: J_R -Kurven der in Richtung Pufferung versetzten (Position I) SEB-Proben aus der Verbindungsnaht; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Bei den in Richtung des austenitischen Grundwerkstoffs versetzten Proben (Position III) wurde der Riss nur bei der näher am austenitischen Werkstoffübergang (Interface 3) entnommenen Probe 1B08 um $\gamma = 10^\circ$ aus der Ligamentebene ausgelenkt. Die weiter in Richtung der Mitte der Verbindungsnaht entnommene Probe 1B07 wies einen geraden Anriss auf, siehe [Abb. 143](#).

Trotz der Modellierung aller Probenabmessungen einschließlich des Risslagenabstands e und der Rissauslenkung γ wird der experimentell bestimmte Risswiderstand bei der Probe 1B08 deutlich unterschätzt, siehe [Abb. 143](#). In den randnahen Bereichen, aus welchen diese Probe entnommen wurde, ist die dendritische Erstarrungsstruktur nicht so ausgeprägt wie in den mittigen Bereichen der Verbindungsnaht, vgl. Kap. 2.1. Die dendritische Erstarrungsstruktur beeinflusst das Risswachstum in den geschweißten Bereichen allerdings

deutlich, was sich in den niedrigen experimentellen Initiierungskennwerten in der Mitte der Verbindungsnaht widerspiegelt. Für eine konservative Bewertung wurden die schädigungsmechanischen Parameter für die mittigen Bereiche der Verbindungsnaht bestimmt. Entsprechend ergibt sich unter Verwendung dieser Parameter in den randnahen Bereichen mit einer geänderten Erstarrung eine Unterschätzung des Risswiderstandes.

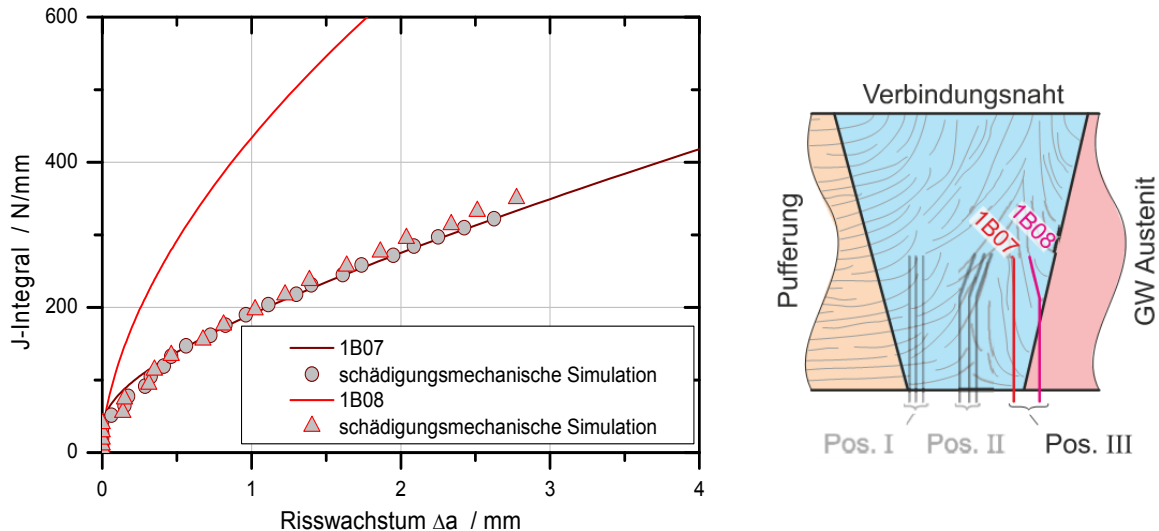


Abb. 143: J_R -Kurven der in Richtung Austenit versetzten (Position III) SEB-Proben aus der Verbindungsnaht; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1)

Eine besondere Herausforderung an die konventionellen bruchmechanischen Bewertungsverfahren stellen die direkten Grenzflächen zwischen den Werkstoffen dar. Für einen Vergleich der schädigungsmechanischen Simulationen mit den konventionellen Verfahren wurden die drei aus dem Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1) entnommenen Proben berechnet. Die drei Proben weisen leicht unterschiedliche a/W -Verhältnisse von 0,55 bis 0,58 auf. Des Weiteren ergaben sich durch die unterschiedlichen Wanddicken in den geschweißten Bereichen unterschiedliche Probenweiten W und entsprechend der Prüfnorm ASTM E 1820-08 [122] auch unterschiedlich angepasste Lagerabstände (vollständige Abmessungen siehe [Tab. A6](#)).

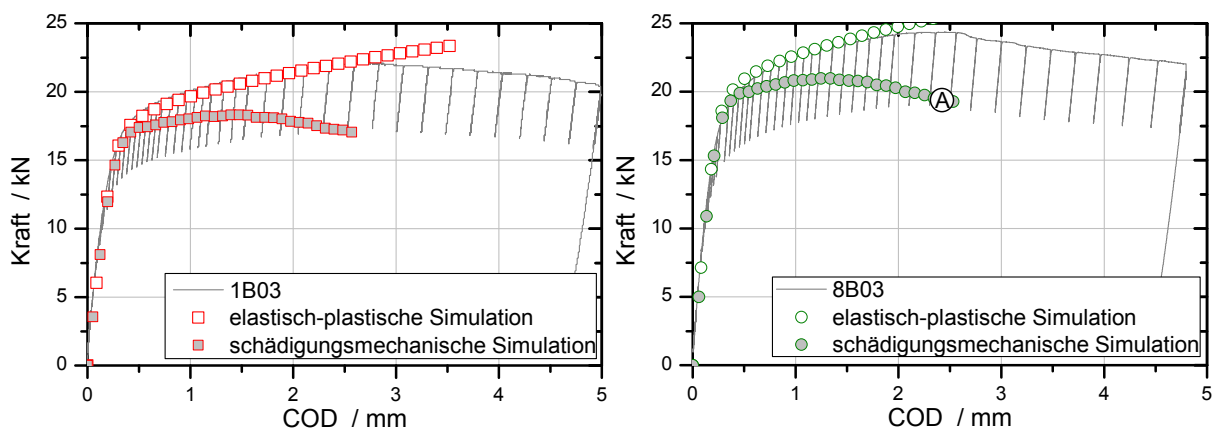


Abb. 144: Last-Aufweitungsverhalten der aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) entnommenen SEB-Proben; Simulation und Versuche

Wie aus [Abb. 144](#) und [Abb. A49](#) zu entnehmen ist, wird das experimentell ermittelte Last-Verformungsverhalten durch die schädigungsmechanischen Simulationen unterschätzt. Dies ist ein Resultat mehrerer Einflüsse. Neben dem Einfluss aus der geänderten dendritischen Erstarrung wie bei der Probe 1B08 (Verbindungsnaht Pos. III) liegt ein maßgeblicher Grund in der Modellierung der eigentlichen Werkstoffübergänge (Interface) als ebene Fläche, siehe [Abb. 145](#). In Realität ist dieser Grenzflächenverlauf durch das Aufbringen der Schweißraupen wellig, weshalb bei den experimentell geprüften Proben Teile der Rissfront auch durch die ferritische WEZ verlaufen können, in welcher ein höherer Risswiderstand herrscht.

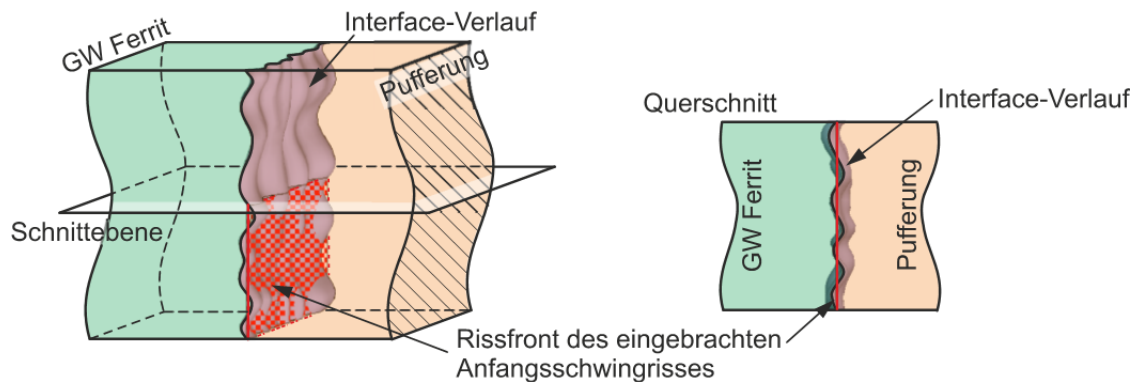


Abb. 145: Verlauf der Ausgangsrissfront in den Werkstoffübergängen (schematische Darstellung)

Die daraus resultierende Erhöhung des Risswiderstandes wird infolge der ebenen Idealisierung in den Simulationen nicht erfasst, siehe [Abb. 146](#). Folglich ergeben sich für die aus dem Werkstoffübergang entnommenen SEB-Proben deutlich konservative numerische Initiierungswerte J_i , vgl. [Tab. 6](#).

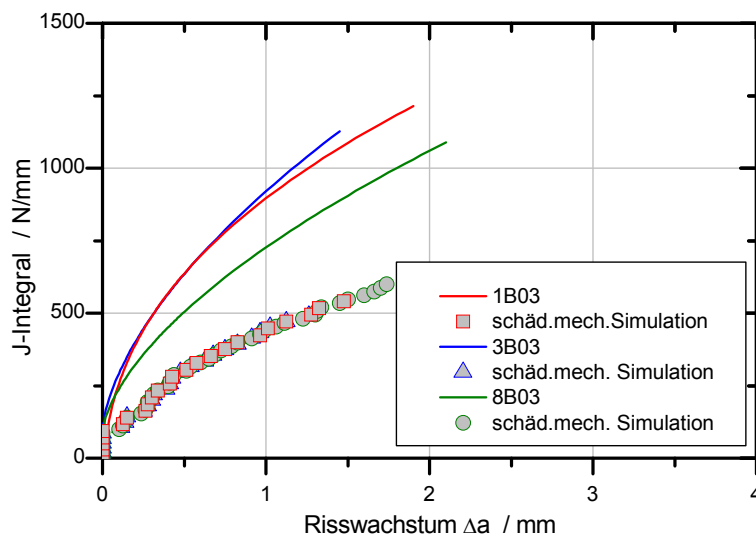


Abb. 146: J_R -Kurven der aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) entnommenen SEB-Proben; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Trotz des konservativ bewerteten Werkstoffwiderstandes bietet die schädigungsmechanische Simulation gegenüber den konventionellen bruchmechanischen Bewertungsverfahren den Vorteil, den schwächeren Materialbereich identifizieren zu können. Wie in [Abb. 147](#) dargestellt, initiiert der Riss auf der Seite der Pufferung und folgt in der Simulation analog den experimentellen Befunden der Grenzfläche auf der Seite der Pufferung.

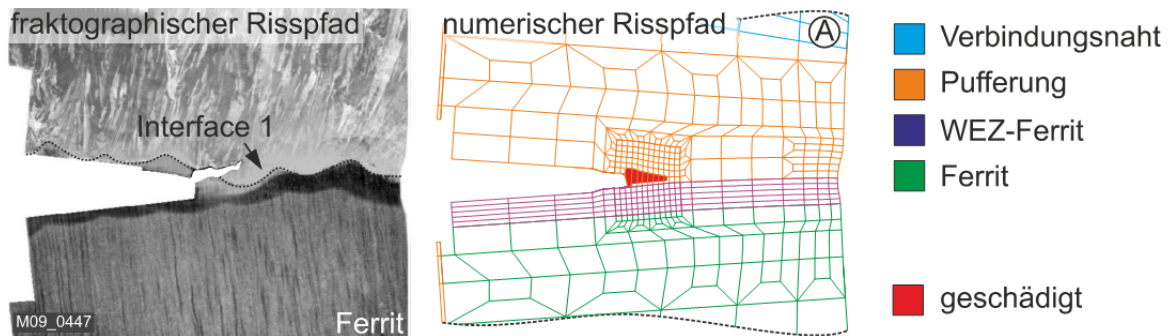


Abb. 147: Numerisch und fraktographisch bestimmte Rissentwicklung in Probenmitte einer aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) entnommenen SEB-Probe (Auswertungspunkt Ⓐ der FE Rechnung, siehe [Abb. 144](#))

Werkstoffübergang zwischen Pufferung und Verbindungsnaht (Interface 2)

Im Werkstoffübergang zwischen Pufferung und Verbindungsnaht (Interface 2) konnte lediglich eine Probe positioniert werden, weswegen die folgende Berechnung nur anhand dieser Probe validiert werden kann. Wie in der Pufferung und Verbindungsnaht kann mit der elastisch-plastischen Simulation aufgrund der relativ frühen Initiierung lediglich der Anfangsbereich der F-COD Kurve beschrieben werden, siehe [Abb. 148](#). Nach Rissinitiierung überschätzt das elastisch-plastische Materialmodell das experimentelle Ergebnis zunehmend. Mit Hilfe des Rousselier-Modells kann die Rissentwicklung und das experimentelle Last-Aufweitungsverhalten gut wiedergegeben werden.

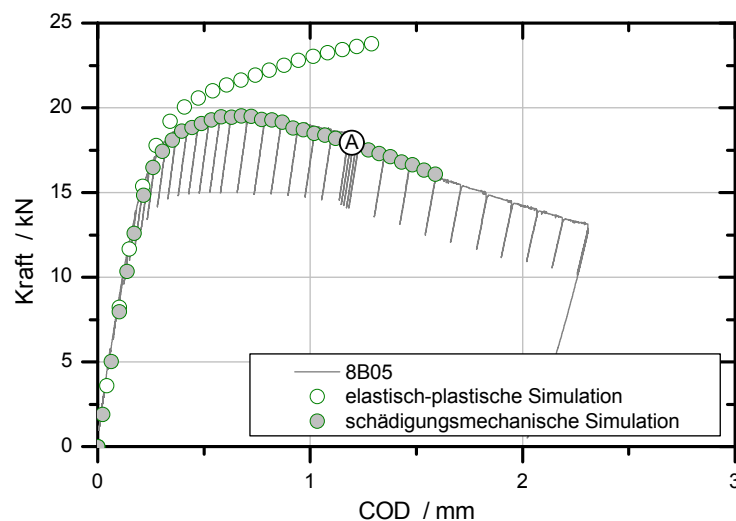


Abb. 148: Last-Aufweitungsverhalten der aus dem Werkstoffübergang Pufferung/ Verbindungsnaht (Interface 2) entnommenen SEB-Probe; Simulation und Versuch

Im Vergleich zu den beiden anderen Werkstoffübergängen (Interface 1 und 3) ergibt sich durch das ähnliche Werkstoffverhalten von Verbindungsnaht und Pufferung eine bessere Übereinstimmung der experimentellen und numerisch ermittelte J_R -Kurve. Lediglich ab einem Risswachstum von ca. $\Delta a = 1$ mm wird das reale Werkstoffverhalten überschätzt, siehe [Abb. 149](#). Entsprechend der besseren Übereinstimmung, insbesondere im vorderen Bereich, liegt die experimentell und numerisch ermittelte Rissinitiierung J_i näher beieinander, siehe [Tab. 6](#).

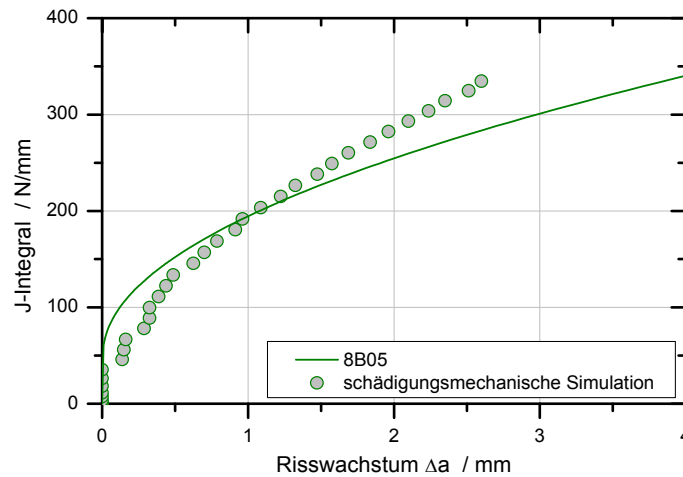


Abb. 149: J_R -Kurven der SEB-Probe aus dem Werkstoffübergang Pufferung/ Verbindungsnaht; schädigungsmechanische Simulation und Versuch

Zur Veranschaulichung der Schädigungsprozesse ist in **Abb. 150** die numerisch berechnete Rissentwicklung dargestellt. Der numerisch bestimmte Riss initiiert in der Verbindungsnaht und breitet sich analog zu den fraktographischen Untersuchungen in diesem Bereich aus.

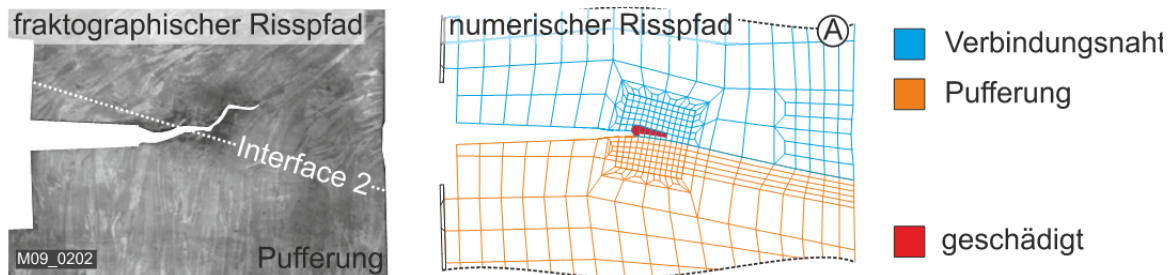


Abb. 150: Numerisch und fraktographisch bestimmte Rissentwicklung in Probenmitte der aus dem Werkstoffübergang Pufferung/ Verbindungsnaht (Interface 2) entnommenen SEB-Probe (Auswertungspunkt A, siehe **Abb. 148**)

Werkstoffübergang zwischen Verbindungsnaht und Austenit (Interface 3)

Die aus dem Werkstoffübergang zwischen austenitischem Grundwerkstoff und der Verbindungsnaht (Interface 3) entnommenen SEB-Proben weisen ein a/W -Verhältnis zwischen 0,50 und 0,54 auf. Wie auch bei den zuvor betrachteten Positionen unterscheiden sie sich zudem durch eine unterschiedliche Probenweite und Lagerabstand (vollständige Abmessungen siehe **Tab. A6**).

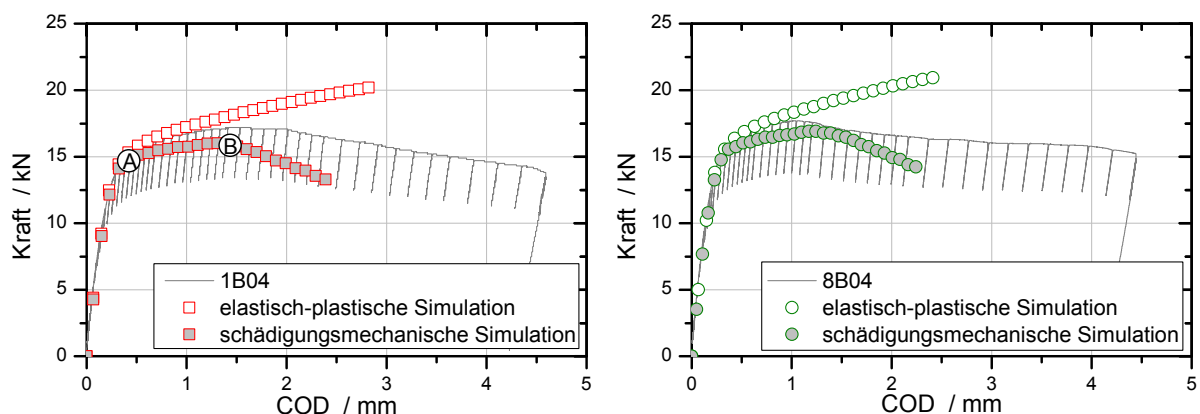


Abb. 151: Last-Aufweitungsverhalten der aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3) entnommenen SEB-Proben; Simulation und Versuche

In den durchgeführten Simulationen ergibt sich eine konservative Bewertung des Werkstoffverhaltens, siehe [Abb. 151](#) und [Abb. A50](#). Die Abweichung des Initiierungszeitpunktes liegt wie bei den Proben aus dem Werkstoffübergang zwischen Ferrit und Pufferung (Interface 1) am Einfluss aus der geänderten dendritischen Erstarrung sowie an der ebenen Modellierung des eigentlichen Werkstoffübergangs. Durch den hohen Risswiderstand und die Ausbildung einer großen Stretched-Zone im austenitischen Grundwerkstoff ist der Einfluss aus der ebenen Grenzflächenmodellierung im vorliegenden Fall sogar noch stärker ausgeprägt als am ferritischen Werkstoffübergang (Interface 1).

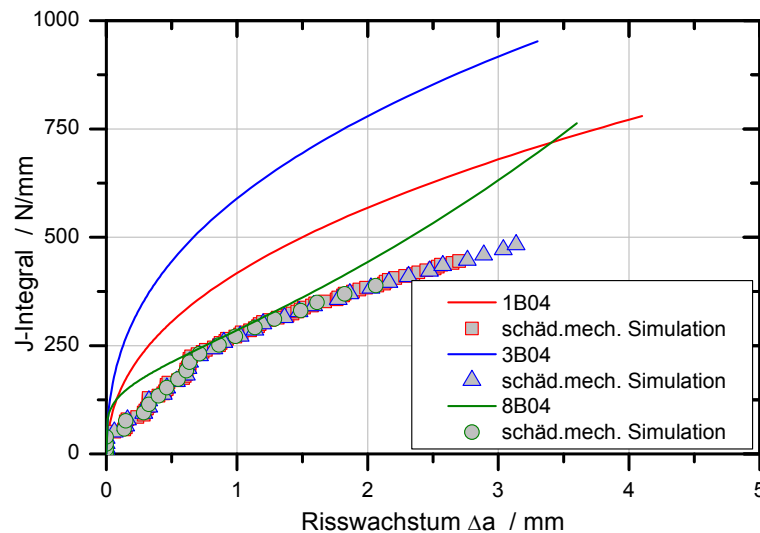


Abb. 152: J_R -Kurven der aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3) entnommenen SEB-Proben; schädigungsmechanische Simulation und Versuche

Infolge plastischer Verformungen des austenitischen Grundwerkstoffs ergibt sich bei den direkten aus dem Werkstoffübergang entnommenen Proben ein erhöhter Risswiderstand. Durch die detaillierte Modellierung aller Gefügebereiche einschließlich der austenitischen WEZ kann dies in den schädigungsmechanischen Simulationen abgebildet werden, siehe [Abb. 153](#). Zwar ergeben sich in den schädigungsmechanischen Simulationen Initiierungskennwerte auf dem Niveau der mittig aus der Verbindungsnaht entnommenen Proben (Position II), trotzdem zeigt der steilere Verlauf der J_R -Kurven (vgl. [Abb. 152](#) und [Abb. 141](#)) den höheren Risswiderstand der Richtung Austenit versetzten entnommenen SEB-Proben. Die ähnlichen numerischen Rissinitiierungskennwerte der beiden Entnahmepositionen resultieren aus der unterschiedlichen Auslenkung des Anfangsrisses. Bei den aus dem Werkstoffübergang zum austenitischen Grundwerkstoff (Interface 3) entnommenen SEB-Proben ist der Anfangsriss gerade. Aufgrund der Drei-Punkt-Biegung resultiert daraus eine höhere Riss Spitzenbelastung und folglich auch geringere Initiierungskennwerte als bei den Proben an Position II mit schräg verlaufenden Anfangsrissen. Dass der Einfluss der plastischen Verformung im Austenit in den Simulationen dennoch erfasst werden kann, zeigt sich bei einem Vergleich mit den Proben von Position I aus der Verbindungsnaht. Diese an Position I entnommenen Proben weisen wie die Proben aus dem Werkstoffübergang einen geraden Anriss auf. Durch die Verformung der austenitischen Bereiche ergeben sich in den schädigungsmechanischen Simulationen um ca. 12 % höhere Initiierungswerte für die Proben aus dem direkten Werkstoffübergang.

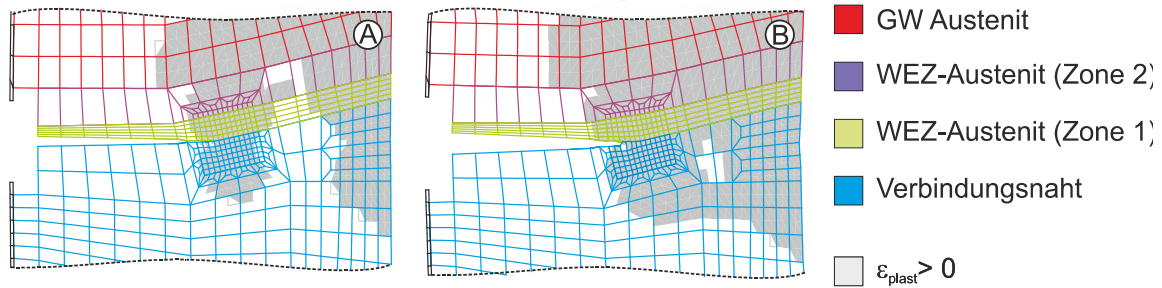


Abb. 153: Ausbildung der plastischen Zone in Probenmitte einer aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3) entnommenen SEB-Probe (Auswertungszeitpunkte A und B, siehe Abb. 151)

Zur Visualisierung sind in [Abb. 153](#) die Ausbildung der plastischen Zone und in [Abb. 154](#) die numerische Risswachstum dargestellt. Durch die sehr niedrige Streckgrenze des austenitischen Grundwerkstoffs erfolgt die Ausbildung der plastischen Zone stark asymmetrisch im austenitischen Bereich. Die Rissinitiierung sowie das sich anschließende Risswachstum finden, wie in den fraktographischen Untersuchungen bestimmt, auf der Seite der Verbindungsnaht statt.

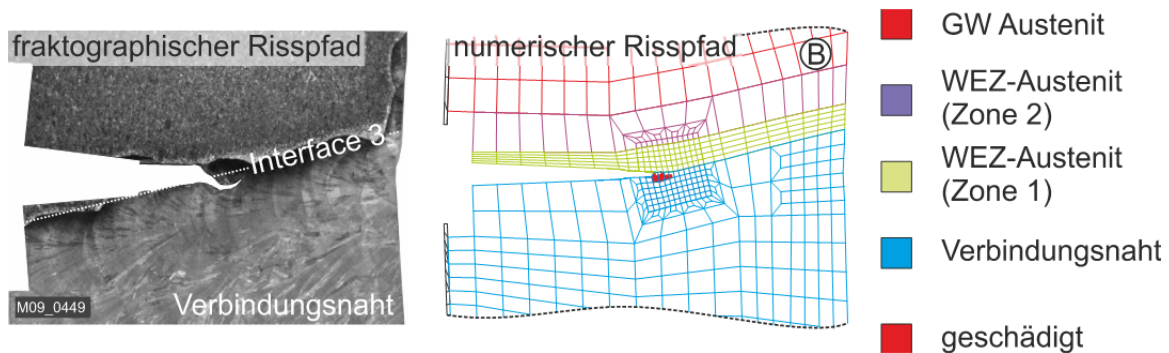


Abb. 154: Numerisch und fraktographisch bestimmte Rissentwicklung in Probenmitte einer SEB-Probe aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3) (Auswertungspunkt B der FE Rechnung, siehe Abb. 151)

In der zusammenfassenden Darstellung der numerisch und experimentell bestimmten Initiierungskennwerte in [Abb. 155](#) zeigt sich in den geschweißten Bereichen eine zufriedenstellende Berechnung der Initiierungskennwerte als untere Grenze der experimentellen Streuung. Durch die Berücksichtigung aller Geometriedaten einschließlich des fraktographisch bestimmten Risslagenabstandes e und der Rissauslenkung γ kann in den schädigungsmechanischen Simulationen unter Verwendung derselben Fließkurve und Schädigungsparameter die Variation der Initiierungskennwerte an den drei Positionen I, II und III der Verbindungsnaht wiedergegeben werden. In Richtung der Werkstoffübergänge ergeben sich bedingt durch eine leicht geänderte dendritische Erstarrung konservativer Bewertungen der experimentellen Ergebnisse. In den eigentlichen Werkstoffübergängen fallen diese Konservativitäten durch die dazukommende Idealisierung der Werkstoffübergänge als ebene Grenzfläche höher aus. Die hohen Konservativitäten in den beiden Grundwerkstoffen resultieren aus der sehr scharf gewählten unteren Grenze des numerischen Initiierungskriteriums beim Versagen des ersten Integrationspunktes.

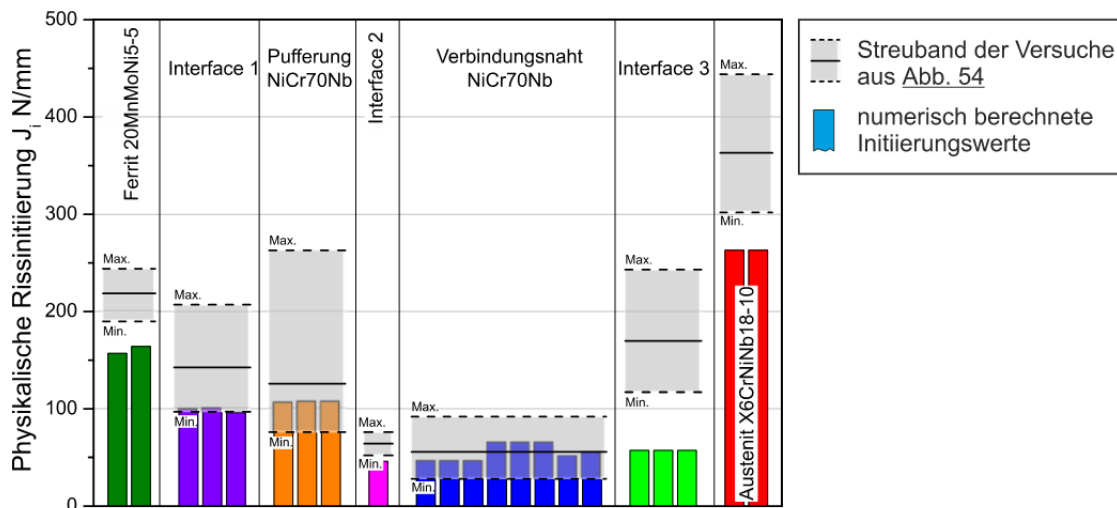


Abb. 155: Zusammenfassende Darstellung der numerisch und experimentell bestimmten Rissinitiierungskennwerte J_i in den unterschiedlichen Bereichen der Mischnaht

8.2.9 Vergleich der schädigungsmechanischen Berechnungen und der bruchmechanischen Näherungsverfahren

Zur Beurteilung der durchgeführten schädigungsmechanischen Berechnungen wurden die Ergebnisse mit denen der bruchmechanischen Näherungsverfahren sowie den experimentellen Ergebnissen verglichen. Dafür werden die jeweils berechneten Kräfte bei Rissinitiierung als Kriterium verwendet, siehe Tab. 7.

In den homogenen Grundwerkstoffen sowie in den geschweißten Bereichen der Pufferung und der Verbindungsnaht liefern die bruchmechanischen Näherungsverfahren, im Vergleich zu den Experimenten, leicht konservative Lösungen. Mit den schädigungsmechanischen Berechnungen ist es dagegen trotz der Verwendung einer unteren Schranke als Initiierungskriterium möglich, die Initiierungslast F_{init} wesentlich besser vorherzusagen.

Tab. 7: Bewertung der numerisch und mit dem R6-Verfahren ermittelten Initiierungslasten

Position	Probe	Kraft bei Rissinitiierung F_{init} / kN			auf Exp. bezogene Initiierungslast	
		Exp.	Num.	R6	Num.	R6
GW Ferrit	8FB01	20,3	18,9	16,2	1,07	1,25
Interface 1	1B03	19,7	17,7	16,5 / 14,0	1,08	1,20 / 1,40
Pufferung	1B02	15,5	15,9	13,1	0,97	1,18
Interface 2	8B05	19,2	17,1	15,9 / 14,5	1,10	1,20 / 1,32
Verbindungsnaht	1B05	16,8	16,0	13,7	1,05	1,23
Interface 3	1B04	16,3	14,7	15,5 / 9,4	1,11	1,05 / 1,74
GW Austenit	8AB02	11,1	10,8	9,3	1,03	1,19

Die im Vergleich zu den Rissinitiierungskennwerten J_i wesentlich bessere Übereinstimmung der Initiierungslast F_{init} ist eine Folge des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. Dabei ergibt sich im Bereich um die Rissinitiierung ein flacher Anstieg der Last-Aufweitungs-Kurve (F-COD-Kurve). Da in die Berechnung des J-Integrals neben der Last F auch die Rissaufweitung COD eingeht, können trotz Unterschieden in den berechneten Rissinitiierungskennwerten J_i gute Vorhersagen der Initiierungslast F_{init} getroffen werden.

Der Vorteil der schädigungsmechanischen Simulationen gegenüber den konventionellen bruchmechanischen Methoden wird besonders in den direkten Werkstoffübergängen deutlich. Mit den Simulationen können im Gegensatz zu den Näherungsverfahren die realen Versagensvorgänge erfasst werden. Die bruchmechanischen Näherungsmethoden basieren auf den Werkstoffkennwerten eines Werkstoffs. Deshalb müssen für die Bewertungen die Festigkeitskennwerte von einem der beiden angrenzenden Werkstoffe verwendet werden. In Tab. 7 sind die mit den unterschiedlichen Kombinationen ermittelten Initiierungslasten aufgeführt. Es wird klar ersichtlich, dass sich je nach verwendetem Werkstoff unterschiedliche Konservativitäten ergeben. Eine generelle Aussage, welcher Festigkeitskennwert verwendet werden soll, kann allerdings nicht getroffen werden. Im aktuellen Fall ergeben sich die geringsten Konservativitäten bei Verwendung des höherfesten Werkstoffs, wohingegen in anderen Forschungsvorhaben [9] geringere Konservativitäten bei Verwendung des niederfesten Werkstoffs erzielt wurden. In den schädigungsmechanischen Simulationen müssen lediglich Idealisierungen in Bezug auf die geometrische Ausbildung der Grenzfläche getroffen werden. Dadurch ergeben sich zwar immer noch Abweichungen zwischen der numerisch und experimentell bestimmten Initiierung, aber die Initiierungslast F_{init} kann gut wiedergegeben werden.

Neben der realistischeren Vorhersage der Initiierungslast eröffnen die schädigungsmechanischen Simulationen die Möglichkeit, das Verhalten auch nach erfolgter Initiierung abbilden zu können. Dies beinhaltet sowohl die Beschreibung des stabilen Risswachstums als auch die Abbildung des Höchstlastpunktes im Last-Verformungsverhalten. Des Weiteren kann mit den schädigungsmechanischen Simulationen der schwächere Werkstoffbereich in Bezug auf duktile Rissinitiierung und -wachstum identifiziert werden.

Ein weiterer Vorteil der Schädigungsmechanik gegenüber den bruchmechanischen Konzepten ist, dass auch nicht rissbehaftete Komponenten in die Analyse mit einbezogen werden können. Mit den schädigungsmechanischen Modellen wird das tatsächliche Werkstoffverhalten simuliert und somit der reale Versagensablauf berechnet. Der Versagenszeitpunkt und das Risswachstum werden mit einer gewissen Streuung vorhergesagt. Im Berechnungsverfahren sind inhärente Konservativitäten und Sicherheiten somit nicht enthalten.

9 Zusammenfassung und Fazit

Die Steigerung des Wirkungsgrades und der Wirtschaftlichkeit von chemischen und energie-technischen Anlagen erfordert die optimale Werkstoffauswahl nach den vorherrschenden Betriebsbedingungen. Für das Beispiel des Kraftwerks- und Anlagenbaus stellt die untersuchte Mischschweißverbindung, zwischen einem ferritischen und einem austenitischen Werkstoff, eine weit verbreitete Kombination in Bezug auf die geforderte Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit dar. Durch die deutlich unterschiedlichen mechanischen und chemischen Eigenschaften der beiden Werkstoffe ist eine artgleiche Verbindung allerdings nicht möglich, weshalb vielfach austenitische oder Nickelbasis-Schweißgüter verwendet werden. Aus dieser Kombination unterschiedlicher Materialien ergibt sich bei Mischnähten eine Abfolge von Bereichen mit teilweise deutlich variierenden mechanischen und thermischen Eigenschaften, woraus ein sehr inhomogener Werkstoff- und Beanspruchungszustand resultiert. Dies kann insbesondere bei Rissen zu deutlich anderen Versagensabläufen führen als dies von homogenen Werkstoffen oder artgleichen Schweißverbindungen bekannt ist.

Aufgrund der fehlenden Detailkenntnis bezüglich des realen Versagensverhaltens angerissener Mischnähte werden nach dem aktuellen Stand der Technik bruchmechanische Näherungsverfahren zur Bewertung verwendet. Diese Verfahren basieren allerdings auf Methoden, welche für homogene Werkstoffe oder gleichartige Schweißverbindungen entwickelt wurden und liefern bei Mischnähten in der Regel sehr konservative Lösungen. Deshalb liegt der Schwerpunkt der Arbeit auf der Beschreibung des Versagensverhaltens von Mischnähten, unter Verwendung des schädigungsmechanischen Rousselier-Modells. Auf diese Weise kann die Integrität von angerissenen und integren Mischschweißverbindungen realistisch beurteilt werden.

Hierzu wurden umfangreiche experimentelle Untersuchungen zur Charakterisierung der Mischnaht durchgeführt. Im Fokus stand bei den experimentellen Untersuchungen vor allem die Klärung der mikromechanischen Vorgänge während Rissinitiierung und -wachstum mit metallographischen und bruchmechanischen Untersuchungen. Die Untersuchungen zeigten in allen Bereichen der Mischnaht ein duktilen Versagen infolge von Hohlrauminitiierung, -wachstum und -koaleszenz. In den Grundwerkstoffen zeigte sich eine sehr ausgeprägte duktile Wabenstruktur mit einer Hohlrauminitiierung an Aluminium-Oxiden im Ferrit und Niobkarbiden im Austenit. In den geschweißten Bereichen der Pufferung und Verbindungsnaht konnte eine wesentlich schwächer ausgeprägte Wabenstruktur mit einer Vielzahl unterschiedlicher Einschlüsse dokumentiert werden. Diese Ergebnisse bilden eine umfassende und abgesicherte Datenbasis für die Bewertung von Komponenten mit rissartigen Fehlstellen in Mischschweißverbindungen. Diese Datenbasis bildet auch die Grundlage zur Validierung der schädigungsmechanischen Berechnungen.

Zur Identifikation der bezüglich Rissinitiierung und Risswachstum kritischen Zone wurden mehrere SEB-Proben geprüft und fraktographisch untersucht. Der niedrigste Widerstand gegen Rissinitiierung sowie -ausbreitung ergab sich bei der vorliegenden Schweißung im Bereich der Verbindungsnaht. Mit Hilfe der experimentellen Untersuchungen konnte der maßgebliche Einfluss der dendritischen Erstarrung auf das Versagensverhalten aufgezeigt werden. Infolge der dendritischen Erstarrung des Schweißgutes reichern sich die interdendritischen Bereiche mit nichtmetallischen Einschlüssen sowie weiteren Verun-

reinigungen an, wodurch sie Schwachstellen für eine duktile Rissausbreitung darstellen. Dies wird besonders durch die infolge der Herstellung stark unterschiedlichen Erstarrungsrichtungen in der Pufferung und Verbindungsnaht deutlich. Durch die Schweißpositionen bei der Herstellung ergibt sich in der Pufferung eine Erstarrungsstruktur in Rohrlängsrichtung bzw. eine radial nach außen verlaufende Erstarrungsstruktur in der Verbindungsnaht. In Konsequenz ergibt sich daraus ein den interdendritischen Bereichen folgender, gezackter Risspfad in der Pufferung sowie ein ausgelenkter interdendritischer Rissverlauf in der Verbindungsnaht. Auf Basis dieser Ergebnisse konnte gezeigt werden, dass die Bereiche, in welchen Risswachstumsrichtung und Erstarrungsrichtung zusammenfallen, als kritisch anzusehen sind. Bei anderen Mischnähten kann sich dadurch je nach Herstellung der kritische Bereich der Schweißnaht in andere Gefügebereiche verlagern.

Zur Quantifizierung des Eigenspannungszustandes wurden umfangreiche experimentelle und numerische Analysen durchgeführt. Da der Eigenspannungszustand mit der Bohrlochmethode nur in den oberflächennahen Bereichen gemessen werden kann, wurde dieser zudem mit der Neutronenbeugung bestimmt. Mit diesen Untersuchungen konnte der aus der Herstellung resultierende Eigenspannungszustand über der gesamten Wanddicke des Rohres bestimmt werden. Diese Messungen wurden für eine anschließende Verifikation der gekoppelten thermomechanischen Simulation des Schweißprozesses herangezogen. In diesen Simulationen wurde der aus der Herstellung der Verbindungsnaht resultierende Eigenspannungszustand berechnet. Die ermittelten numerischen Verläufe zeigten bis auf die Bereiche der Schweißnahtwurzel eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Werten. In einem zweiten Schritt wurden die Simulationsergebnisse aus der Schweißprozesssimulation verwendet, um den Einfluss der Eigenspannungen auf die duktile Rissinitiierung abzuschätzen. Dazu wurde numerisch der Eigenspannungszustand auf eine SEB-Probe übertragen. In Kombination mit dem schädigungsmechanischen Berechnungsmodell konnte somit ein vernachlässigbarer Einfluss des in den entnommenen Proben verbleibenden Eigenspannungszustandes auf die duktile Rissinitiierung aufgezeigt werden. Dieser aus den experimentellen und numerischen Analysen vorliegende Eigenspannungszustand bildet darüber hinaus eine solide Ausgangsbasis für weitergehende Analysen bzw. Untersuchungen von Gesamtkomponenten.

Da mit den bruchmechanischen Versuchen und in den anschließenden fraktographischen Untersuchungen ein duktiler Wabenbruch nachgewiesen werden konnte, wurde das schädigungsmechanische Modell nach Rousselier für die Simulation verwendet. Um das experimentell bestimmte Verhalten möglichst exakt nachzubilden, wurden zwei- und dreidimensionale FE-Modelle aller geprüften Proben mit den unterschiedlichen Anfangsrispositionen bzw. Prüfquerschnitten erstellt. Infolge des Schweißnahtaufbaus der Mischnaht kann bei den FE-Modellen die Symmetrie in Probenlängsrichtung nicht ausgenutzt werden, weshalb Modelle einschließlich aller Gefügebereiche der Mischnaht erstellt wurden. Dies schließt neben den beiden Grundwerkstoffen und den geschweißten Bereichen der Pufferung und Verbindungsnaht auch die Wärmeeinflusszonen ein. Die verschiedenen Bereiche der ferritischen WEZ (Feinkornzone, Grobkornzone etc.) wurden dabei in einer Zone zusammengefasst. Der austenitische Werkstoff weist keine Phasenumwandlung auf, wird allerdings durch Schrumpfungen während des Schweißprozesses plastisch verformt. Um die daraus resultierende Verfestigung des Werkstoffs in den FE-Modellen zu berücksichtigen wurde die austenitische WEZ in mehrere Zonen mit jeweils

unterschiedlichem Verformungsgrad unterteilt. Für alle Bereiche der Mischnaht wurden die Fließkurven sowie die für die schädigungsmechanischen Berechnungen notwendigen Parameter bestimmt. Mit Hilfe dieser Parameter wurden die aus den unterschiedlichen Bereichen der Mischnaht entnommenen SEB-Proben berechnet. In den durchgeführten schädigungsmechanischen Simulationen wurde das Versagen des ersten Integrationspunktes als numerisches Rissinitiierungskriterium verwendet. Dieses Kriterium stellt eine untere Schranke dar, mit welcher die stark streuenden experimentellen Initiierungskennwerte J_i im Bereich der Pufferung und Verbindungsnaht zufriedenstellend berechnet werden können. In den eigentlichen Werkstoffübergängen ergeben sich durch notwendige Idealisierungen der Werkstoffgrenzflächen größere Abweichungen zwischen den experimentellen und numerischen Initiierungskennwerten. Dennoch ist es mit den schädigungsmechanischen Simulationen möglich, an den Werkstoffübergängen den schwächeren Werkstoffbereich in Bezug auf duktile Rissinitiierung und -wachstum zu identifizieren. Mit Hilfe der erstellten Modelle wurde des Weiteren der Spannungs- und Dehnungszustand während der Rissinitiierung detailliert untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass die Rissinitiierung bei genügend großem Abstand zu den Werkstoffübergängen nicht durch plastische Verformungen der angrenzenden Werkstoffbereiche beeinflusst wird.

Für einen Vergleich mit den herkömmlichen bruchmechanischen Näherungsverfahren, wie beispielsweise dem R6-Verfahren, wurden die berechneten Initiierungslasten F_{init} als Vergleichskriterium herangezogen. In den homogenen Grundwerkstoffen sowie in den geschweißten Bereichen der Pufferung und Verbindungsnaht liefern die bruchmechanischen Näherungsverfahren leicht konservative Lösungen im Vergleich zu den Experimenten, wobei angemerkt werden muss, dass in den Näherungsverfahren die in den bewerteten Experimenten ermittelten Kennwerte verwendet wurden. Mit den schädigungsmechanischen Berechnungen ist es dagegen möglich, die Initiierungslast F_{init} für alle untersuchten Werkstoffbereiche mit einer wesentlich besseren Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten vorherzusagen.

10 Literaturverzeichnis

1. Roos, E., Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure 3rd edn. Springer, Berlin (2008)
2. Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 - Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen 3rd edn. Springer, Berlin (2005)
3. Roos, E., Hoffmann, M., Schütt, T., Schuler, X.: Load-bearing capacity of dissimilar welds in piping with circumferential cracks. German-Japanese Seminar 5, 11.1-11.8 (2007)
4. Roos, E., Schuler, X., Hoffmann, M., Schütt, T.: Tragverhalten von Rohren mit Mischnähten unter Berücksichtigung von Rissen. FDBR Tagung (2008)
5. Roos, E., Hoffmann, M.: Bruchmechanischer Integritätsnachweis von Rohren mit Mischschweißverbindungen. IWS Werkstofftagung, TU Graz 10 (2008)
6. Schütt, T., Eisele, U., Hoffmann, M., Schuler, X.: Bruchmechanische Integritätsanalyse für Rohrleitungen. MPA Seminar 32, 46.1-46.20 (2006)
7. Eisele, U., Hoffmann, M., Schuler, X., Stumpfrock, L.: Bruchmechanische Bewertung von Mischnähten in Rohrleitungen. MPA Seminar 31, 11.1-11.21 (2005)
8. Schütt, T., Hoffmann, M., Schuler, X., Stumpfrock, L.: Bruchmechanische Untersuchung zum Tragvermögen von Rohrleitungen mit Umfangsrissen in Mischschweißnähten. MPA Seminar 33, 26.1-26.22 (2007)
9. MPA/VGB Forschungsvorhaben 3.2: Integritätsbewertung von Mischnähten, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (2007)
10. MPA/VGB Forschungsvorhaben 3.8: Untersuchungen zum Tragverhalten von Mischnähten in Rohrleitungen kleiner Nennweite, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (2005)
11. Schimpfke, T., Sievers, J.: Bruchmechanische Berechnung zum Rissverhalten in Rohrleitungen mit Mischnähten. MPA Seminar 32 (2006)
12. Cornec, A., Schönfeld W., Brocks, W., Schwalbe, K.-H.: Fehlerbewertung von geschweißten bi-metallischen Rohrkomponenten. Materialprüfung 47(3), 129-146 (2005)
13. Schwalbe, K. H., Cornec, A., Lidbury, D.: Fracture mechanics analysis of the BIMET welded pipe tests. International Journal of Pressure Vessels and Piping 81, 251-277 (2004)
14. Cornec, A., Schönfeld W., Brocks, W.: Fehlerbewertung von geschweißten bi-metallischen Rohrkomponenten (BIMET) - Task Group 5 "Analysis": Vorhersage mit EAM und FEA. MPA Seminar 26 (2000)
15. Faigy, C., Martin, G.: Structural integrity of dissimilar welds BIMET - ADIMEW project results. SMiRT 18 (2005)
16. Seidenfuss, M.: Schädigungsmechanik. Vorlesungsmanuskript IMWF-Universität Stuttgart (2004)
17. Lemaître, J.: A course on damage mechanics 2nd edn. Springer (1996)
18. Seebich, H. P.: Mikromechanisch basierte Schädigungsmodelle zur Beschreibung des Versagensablaufs ferritischer Bauteile. Dissertation, Universität Stuttgart (2007)
19. Seidenfuss, M.: Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20MnMoNi5-5. Dissertation, Universität Stuttgart (1992)

20. Eckstein, J.: Numerische und experimentelle Erweiterung der Verfahrensgrenzen beim Halbhohlstanzen hochfester Bleche. Dissertation, Universität Stuttgart (2009)
21. Merkert, G.: Anwendung und Weiterentwicklung von schädigungsmechanischen Ansätzen zur Simulation des Versagensverhaltens von Thermoschockproben. Dissertation, Universität Stuttgart (2002)
22. Nonn, A., Kalwa, C.: Modelling of damage behaviour of high strength pipeline steel. European Conference on Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale 18 (2010)
23. Seebich, H. P., Roos, E., Schuler, X., Seidenfuss, M.: Assessment of failure behaviour of ferritic materials with numerical and metallographic methods in the transition region. MPA Seminar 31, 13.1-13.27 (2005)
24. Bojan, M., Rankin, M., Gubelj, N., Sedmak, A.: Application of complete gurson model for prediction of ductile fracture in welded steel joints. Key Engineering Materials 399, 13-20 (2009)
25. Penuelas, I., Betegon, C., Rodriguez, C.: A ductile failure model applied to the determination of the fracture toughness of welded joints. Numerical simulation and experimental validation. Engineering fracture mechanics 73, 2756-2773 (2006)
26. Medjo, B., Rankin, M., Gubelj, N., Arsic, M., Sedmak, A.: Local approach to analysis of ductile fracture in welded joints - influence factors. European Conference on Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale 18 (2010)
27. MPA/VGB Forschungsvorhaben 6.1: Bauteilversuche Austenit mit Analytik - Abschlussbericht. MPA Stuttgart (1997)
28. R6, Rev 4.: Assessment of the integrity of structures containing defects. British Energy (2000)
29. Roos, E.: Leichtbau und Werkstofftechnik. Vorlesungsmanuskript IMWF-Universität Stuttgart (2010)
30. Dietmann, H.: Einführung in die Elastizitäts- und Festigkeitslehre 3rd edn. Kröner, Stuttgart (1992)
31. Roos, E.: Festigkeitslehre I. Vorlesungsmanuskript IMWF-Universität Stuttgart (2010)
32. Wagner, I. A.: Einkristallerstarrung stark lokal unterkühlter Superlegierungsschmelzen (autonome gerichtete Erstarrung). Dissertation, RWTH Aachen (2001)
33. Dorn, L.: Schweißen von Baustählen und hochfesten Feinkorn-Baustählen. expert-Verl., Sindelfingen (1986)
34. Götzinger, R.: Erstarrung unterkühlter Schmelzen Eutektika bildender Legierungen. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum (1993)
35. Lipton, J.: Übergang von der gerichteten zur ungerichteten dendritischen Erstarrung. Dissertation, École Polytechnique Fédérale de Lausanne (1983)
36. Eckler, K.: Dendritisches Wachstum in unterkühlten Metallschmelzen. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum (1992)
37. Bargel, H. J., Schulze, G., Hilbrans, H.: Werkstoffkunde 10th edn. Springer, Berlin (2008)
38. Schulze, G., Krafka, H., Neumann, P.: Schweißtechnik: Werkstoffe, Konstruieren, Prüfen 1st edn. VDI-Verlag, Düsseldorf (1992)
39. Illerich, J.: Erstarrungsverhalten und Seigerungsentwicklung dendritisch erstarrender binärer Al-Si und ternärer Al-Si-Cu-Legierungen. Dissertation, RWTH Aachen (1997)

40. Schoch, F.: Eigenschaften formgeschweißter Großbauteile. Dissertation, Universität Stuttgart (1984)
41. Hornbogen, E., Warlimont, H.: Metalle 5th edn. Springer, Berlin (2006)
42. KTA 3201.3: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 3: Herstellung 6th edn. Sicherheitstechnische Regel des Kerntechnischen Ausschusses (1998)
43. Pohle, C.: Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom-Nickel-Stählen. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf (1994)
44. Weber, G.: Ursachen interkristalliner Rissbildung in Schweißverbindungen austenitischer Rohrleitungen. Dissertation, Universität Stuttgart (2000)
45. Roos, E.: Schadenskunde. Vorlesungsmanuskript IMWF-Universität Stuttgart (2010)
46. DIN EN ISO 6520-1: Schweißen und verwandte Prozesse - Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen - Teil 1: Schmelzschweißen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (2007)
47. Ilg, U.: Qualitätsstatus von Mischnähten in deutschen DWR- und SWR-Anlagen. RSK-Ausschuss (2009)
48. VGB-Richtlinie: Wiederkehrende Prüfungen an Rohrleitungsanlagen in fossilbefeuerten Wärmekraftwerken 1st edn. 509 L. VGB-Kraftwerkstechnik GmbH Verl., Essen (1989)
49. EPRI Technical Report 1009378: MRP-106: Welding residual and operating stresses in PWR Alloy 182 butt welds, Abschlussbericht. Electric Power Research Institute (EPRI), Palo Alto (2004)
50. EPRI Technical Report 1015400: MRP-216, Rev. 1: Advanced FEA evaluation of growth of postulated circumferential PWSCC flaws in pressurizer nozzle dissimilar welds, evaluations specific to nine subject plants, Abschlussbericht. Electric Power Research Institute (EPRI), Palo Alto (2007)
51. Japan Nuclear Energy Safety Organization, Safety Information Division: Cracks at steam generator inlet nozzles in Japan. (2008)
52. Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH: Internationaler Schweißfachlehrgang nach DVS Richtlinie IIW/EFW-1173. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf (2008)
53. Young, G., Wilkening, W., Morton, D., Richey, E., Lewis, N.: The mechanism and modeling of intergranular stress corrosion cracking of Nickel-Chromium-Iron alloys exposed to high purity water. Lockheed Martin Incorporated, Scheneectady (2005)
54. Scott, P. M., Le Calvar, M.: Some possible mechanisms of intergranular stress corrosion cracking of alloy 600 in PWR primary water. International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems 6 (1993)
55. BMU Forschungsvorhaben SR 10801312: Zentrale Untersuchung und Auswertung von Herstellungsfehlern und Betriebsschäden im Hinblick auf druckführende Anlagenteile von Kernkraftwerken, Arbeitspaket 4: Zuarbeit der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart für den BMU und der Reaktorsicherheitskommission. MPA Stuttgart (2009)
56. BMU Forschungsvorhaben SR2501: Zentrale Untersuchung und Auswertung von Herstellungsfehlern und Betriebsschäden im Hinblick auf druckführende Anlagenteile von Kernkraftwerken - Arbeitspaket 3: Korrosionsuntersuchungen an der MPA Universität Stuttgart. MPA Stuttgart (2007)
57. Blumenauer, H., Pusch, G.: Technische Bruchmechanik 3rd edn. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1993)

58. Roos, E., Schuler, X., Eisele, U., Udoh, A.: Kennwerte der Bruchmechanik kritisch bewertet. *Materialprüfung* 47(47), 16-26 (2005)
59. Engel, L., Klingele, H.: Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden. Gerling-Institut für Schadenforschung und Schadenverhütung (1974)
60. Blumenauer, H., Schick, E., Ude, J.: Untersuchung zur Rißspitzenabstumpfung und Rißinitiierung bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten. DVM-Tagung Fließbruchmechanik, 153-165 (1997)
61. Pasquale, P.: Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte. Dissertation, Universität Karlsruhe (2001)
62. BMWI Forschungsvorhaben 1501286: Bruchmechanische Untersuchungen zu Mischschweißverbindungen, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (2001)
63. Radaj, D.: *Wärmewirkungen des Schweißens*. Springer, Berlin, Heidelberg (1988)
64. Wohlfahrt, H., Macherauch, E.: Die Ursache des Schweißeseigenspannungszustandes. *Materialprüfung* 19(8), 272-280 (1977)
65. Wolfstieg U., Macherauch, E.: Ursachen und Bewertung von Eigenspannungen. *Chem.Ing.-Techn.* 45(11), 760-770 (1973)
66. Issler, L., Ruoss, H., Häfele, P.: *Festigkeitslehre* 2nd edn. Springer, Berlin (2003)
67. Guth, W.: Numerische und Experimentelle Untersuchung zur Entstehung von Eigenspannungen. Dissertation, Universität-Stuttgart (1981)
68. Nitschke-Pagel, T., Dilger, K.: Eigenspannungen in Schweißverbindungen - Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. *Schweißen und Schneiden* 58(9), 466-479 (2006)
69. Radaj, D.: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen*. Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren DVS-Verl, Düsseldorf (2002)
70. NESC III: Assessment of dissimilar weld interigrity, Abschlussbericht. DG JRC Institute for Energy (2006)
71. BMWI Forschungsvorhaben 1501245: Untersuchung zur fertigungsbedingten Entstehung von Fehlstellen bei Mischschweißverbindungen, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (2005)
72. Läßle, V.: *Wärmebehandlung des Stahls* 9th edn. Verl. Europa-Lehrmittel Nourney, Vollmer, Haan-Gruiten (2006)
73. Zerbst, U., Hübner, P.: *Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweißverbindungen* 3rd edn. Deutscher Verlag für Schweisstechnik, Düsseldorf (2004)
74. Denys, R. M.: Learn from the past to build safe welded constructions. *Safety and Reliability of Welded Components in Processing Industry*, 43-50
75. Zerbst, U., Kocak M., Hübner, P.: Bruchmechanische Bewertung von Schweißverbindungen. *MP Materialprüfung* 44(9), 333-357 (2002)
76. Hornet, P.: Fracture of weld including mismatch effect. *SMiRT* 16 (2001)
77. Schwalbe, K. H., Ainsworth, R. A., Eripret C., Franco, C., Gilles, P., Kocak M., Pisarski, H., Wang, Y.: Common views on the effects of yield strength mis-match on testing and structural assessment. *Mismatching of Interfaces and Welds*, 99-132 (1996)

78. Kocak, M., Saarenheimo, A., Petrovski, B., Talaja, H., Schwalbe, K. H.: Analysis of fracture behaviour of mis-matched welds on tensile panels: experimental and numerical study. *ESIS17 Mismatching of welds*, 461-483 (1994)
79. MPA/VGB Forschungsvorhaben 3.2: Untersuchung zur Integritätsbewertung von Mischnähten in Rohrleitungen, Teilbericht 3.2.2: Literaturübersicht zur analytischen Bewertung von Fehlern in Rohren mit Schweißnähten. MPA Stuttgart (2004)
80. Zerbst, U., Ainsworth, R. A., Schwalbe, K. H.: Basic principles of analytical flaw assessment methods. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 77(14-15), 855-867 (2000)
81. SINTAP: Structural integrity assessment procedure for European industry, Final Procedure, Brite-Euram-Project No. BE 95-1426. British Steel (1999)
82. FITNET: Proposal No. GTC1-2001-43049, Contract No. GIRT-CT-2001-05071. European Fitness-for-Service Network (2001)
83. MPA/VGB Forschungsvorhaben 3.2: Untersuchung zur Integritätsbewertung von Mischnähten in Rohrleitungen, Teilbericht 3: Nachrechnung der durchgeführten Bauteilversuche mit elastisch plastischen FE-Berechnungen. MPA Stuttgart (2004)
84. Seidenfuss, M., Roos, E.: LISSAC - Size and geometry effects on failure behaviour of notched specimen. MPA Seminar 30 (2009)
85. Pavankumara, T. V., Samala, M. K., Chattopadhyaya, B. K., Dutta, B. K., Kushwahaa, H. S., Roos, E., Seidenfuss, M.: Transferability of fracture parameters from specimens to component level. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 82, 386-399 (2005)
86. BMBF Forschungsvorhaben 1500987: Werkstoffmechanisches Verhalten von postulierten Anrissen in druckführenden Komponenten mit vorbeanspruchter Riss Spitze bei Belastung infolge rascher Abkühlvorgänge, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (1997)
87. Beremin, F. M.: Cavity formation from inclusions in ductile fracture of a A508 steel. *Metallurgical Transactions A* 12A(5), 723-731 (1981)
88. Chu, C., Needleman, A.: Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. *Journal of Engineering Materials and Technology* 102(3), 249-257 (1980)
89. BMFT Forschungsvorhaben 1500913: Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens von Stählen unterschiedlicher Zähigkeit mit Hilfe von Schädigungsmodellen, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (1995)
90. Rousselier, G.: Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture. *Nuclear Engineering and Design* 105, 97-111 (1987)
91. Gurson, A. L.: Plastic flow and fracture behavior of ductile materials incorporating void nucleation. Dissertation, Brown University, Providence (1975)
92. Tvegaard, V., Needleman, A. L.: Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta metal* 32(1) (1984)
93. Seidenfuss, M.: Das Rousselier-Modell: Verknüpfung zwischen Mikrostruktur und kontinuumsmechanischer Anwendung. DVM Weiterbildungsseminar: Grundlagen und Anwendung der Schädigungsmechanik, 96-130 (2004)
94. Bernauer, G., Brocks, W.: Micro-mechanical modeling of ductile damage and tearing - results of a European numerical round robin. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 25, 363-384 (2002)
95. BMWI Forschungsvorhaben 1501322: Darstellung und Quantifizierung des Versagensablaufs rissbehafteter Mischnaht-Schweißverbindungen. MPA Stuttgart (2010)

96. VdTÜV-Werkstoffblatt 401/2: Warmfester Vergütungsstahl 20MnMoNi5-5. (1983)
97. DIN 17458: Nahtlose kreisförmige Rohre aus austenitischen nichtrostenden Stählen für besondere Anforderungen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (1985)
98. DIN 32525-1: Prüfung von Schweißzusätzen mittels Schweißgutproben. Lichtbogengeschweißte Prüfstücke für mechanisch-technologische Prüfungen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (1981)
99. KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 1: Werkstoffe 6th edn. Sicherheitstechnische Regel des Kerntechnischen Ausschusses (1998)
100. DIN EN ISO 6947: Schweißnähte - Arbeitspositionen - Definitionen der Winkel von Neigung und Drehung. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (1997)
101. DIN EN ISO 14172: Schweißzusätze - Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenhandschweißen von Nickel und Nickellegierungen - Einteilung. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (2003)
102. DIN EN ISO 643: Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (2003)
103. BMBF Forschungsvorhaben 1501296: Nachweis der Ermüdungsfestigkeit bei kerntechnischen Komponenten aus ferritischen und austenitischen Werkstoffen. MPA Stuttgart (2009)
104. BMBF Forschungsvorhaben 1500955: Die numerische Simulation inelastischen Werkstoffverhaltens und deren Bewertung anhand von Bauteilversuchen im Temperaturbereich unter 400°C, Abschlussbericht. MPA Stuttgart (1997)
105. Ausscheidungsatlas der Stähle. Verl. Stahleisen, Düsseldorf (1983)
106. Scholtes, B., Zinn, W., Ilg, U., Backfisch, W., Gibmeier, J., Kirch, D.: Untersuchung einer mehrlagigen Schweißnaht eines dickwandigen Rohres aus dem austenitischen Stahl X6CrNiNb18-10. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 37(11), 947-959 (2006)
107. DIN EN ISO 6892-1: Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (2001)
108. DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (2004)
109. ARAMIS 2M: Benutzerinformation - Hardware. Gesellschaft für optische Messtechnik, Braunschweig (2007)
110. Beelich, K. H.: Werkstoffpraktikum. Vogel-Verlag (1971)
111. Radovic, M., Lara-Curzio, E., Riester, L.: Comparison of different experimental techniques for determination of elastic properties of solids. Materials Science and Engineering 368, 56-70 (2006)
112. Evertz, T., Sonne, M. H., Steinbeck, G., Engl, B.: Werkstoffverhalten unter zügiger elastischer Beanspruchung. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 35(8) (2004)
113. ASTM E 1876-07: Standard test method for dynamic young's modulus, shear modulus and poisson's ratio by impulse excitation of vibration. Annual Books of ASTM Standards (2007)
114. Göns, E.: Über die Bestimmung des Elastizitätsmoduls von Stäben mit Hilfe von Biegeschwingungen. Analen der Physik 5(6), 649-678 (1931)

115. Wolfenden A.: Dynamic elastic modulus measurements in materials. ASTM STP1045, Ann Arbor (1990)
116. Ledbetter, H.: Dynamic vs. static young's moduli: a case study. Materials Science and Engineering 165(1), L9-L10 (1993)
117. MPA/VGB Forschungsvorhaben 6.6: Untersuchungen zum Tragverhalten von Rohren kleiner Nennweite DN50/DN80. MPA Stuttgart (1998)
118. BMWI Forschungsvorhaben 1501095: Entwicklung eines schädigungsmechanischen Modells zur Bewertung der Lebensdauer von Kraftwerkskomponenten bei zyklischer mechanischer Beanspruchung. MPA Stuttgart (2001)
119. Roos, E., Eisele, U., Schuler, X., Silcher, H.: Design and material selection for plants under consideration of fracture mechanics aspects. MPA Seminar 35, 10.1-10.30 (2009)
120. DIN EN 10045-1: Metallische Werkstoffe Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy Teil 1: Prüfverfahren. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (1990)
121. Roos, E., Schuler, X., Stumpfrock, L., Silcher, H.: Fracture mechanics characteristics and associated safety margin for integrity assessment. MPA Seminar 34, 30.1-30.45 (2008)
122. ASTM E 1820-08: Standard test method for measurement of fracture toughness. Annual Books of ASTM Standards (2008)
123. ESIS P1-92: ESIS procedures for determining the fracture behaviour of materials. European Structural Integrity Society (1992)
124. Roos, E., Eisele, U.: Determination of material characteristic values in elastic-plastic fracture mechanics by means of J-integral crack resistance curves. Journal of Testing and Evaluation (1988)
125. VDI 3822-2: Schadensanalyse - Schäden durch mechanische Beanspruchungen. VDI-Verlag, Düsseldorf (1984)
126. Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe 2nd edn. Verl. Stahleisen, Düsseldorf (1997)
127. Lange, G.: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle. Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel (1983)
128. Grosch, J.: Schadenskunde im Maschinenbau 5th edn. expert-Verl., Renningen (2010)
129. BMWI Forschungsvorhaben 15006563: Bewertung von Werkstoffzuständen hinsichtlich ihrer mechanisch-technologischen Kennwerte mit zerstörungsfreien mikro- und makromagnetischen sowie Ultraschall-Messgrößen, Teilprojekt 1. MPA Stuttgart (1985)
130. BMWI Forschungsvorhaben 15006563: Bewertung von Werkstoffzuständen hinsichtlich ihrer mechanisch-technologischen Kennwerte mit zerstörungsfreien mikro- und makromagnetischen sowie Ultraschall-Messgrößen, Teilprojekt 2. MPA Stuttgart (1991)
131. Schwartz, A. J., Kumar, M., Adam B.L.: Electron backscatter diffraction in materials science 2nd edn. Springer (2009)
132. Krupp, U.: Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen. Habilitationsschrift, Universität Siegen
133. TExSEM Laboratories: Specimen preparation for electron backscatter diffraction (EBSD) analysis.
134. Kockelmann, H.: Angewandte Spannungsanalyse. Vorlesungsmanuskript IMWF Universität Stuttgart (1996)

135. Schwarz, T., Kockelmann, H.: Die Bohrlochmethode - ein für viele Anwendungsbereiche optimales Verfahren zur experimentellen Bestimmung von Eigenspannungen. Messtechnische Berichte 29(2), 33-38 (1993)
136. Schwarz, T.: Beitrag zur Eigenspannungsermittlung an isotropen, anisotropen sowie inhomogenen, schichtweise aufgebauten Werkstoffen mittels Bohrlochmethode und Ringkernverfahren. Dissertation, Universität Stuttgart (1996)
137. ASTM E 837-08: Standard test method for - determining residual stresses by the hole-drilling strain-gage method. Annual Books of ASTM Standards (2008)
138. Bragg, W. H., Bragg, W. L.: X-rays and crystal structures. G. Bells and sons, LTD., London (1915)
139. Nitschke-Pagel, T.: Application of diffraction method for residual stress determination in welded joints. Pressure Vessels and Piping Division Conference (2009)
140. Schatt, W.: Einführung in die Werkstoffwissenschaft 4th edn. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie (1981)
141. Hoffmann, M.: Eigenspannungsanalyse mit Neutronen am STRESS-SPEC. Vorlesungsmanuskript TU-München
142. Hoffmann, M., Seidl, G. A., Rebelo-Kornmeier, J., Garbe, U., Schneider, R., Wimporoy, R. C., Wasmuth, U., Noster, U.: The new materials science diffractometer STRESS-SPEC at FRM II. Materials Science Forum 524-525, 211-216 (2006)
143. Bonn, R.: Experimentelle und numerische Ermittlung der thermomechanischen Beanspruchung des Wurzelbereichs austenitischer Rundnähte. Dissertation, Universität Stuttgart (2001)
144. Lee, C. H., Chang, K. H.: Three-dimensional finite element simulation of residual stresses in circumferential welds of steel pipe including diameter effects. Materials Science and Engineering 487, 210-218 (2008)
145. Brickstead, B., Josefson, B. L.: A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes. International Journal of Pressure Vessels and Piping 75(1), 11-25 (1998)
146. Deng, D., Murakawa, H., Liang, W.: Numerical and experimental investigations on welding residual stress in multi-pass butt-welded austenitic stainless steel pipe. Computational Materials Science 42, 234-244 (2008)
147. Rosenthal, D.: The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. Transactions of the ASME 68, 849-865 (1946)
148. Goldak, J. A., Chakravarti, A., Bibby, M.: A new finite element model for welding heat sources. Metallurgical Transactions B 15B, 299-305 (1984)
149. Goldak, J. A., Akhlaghi, M.: Computational welding mechanics. Springer, New York (2005)
150. Richter, F.: Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit 10th edn. Stahleisen-Sonderbericht, Düsseldorf (1983)
151. ABAQUS Version 6.10: Documentation. ABAQUS Inc., Providence (2003)
152. Zecha, H., Hermann, T., Hienstorfer, W., Schuler X.: Aspects of brittle failure assessment for RPV. MPA Seminar 35, 9.1-9.37 (2009)
153. Werkstoffdatenblatt 4107: Nicrofer 7216 - alloy600. Thyssen Krupp VDM (2003)
154. Chaboche, J. L.: Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. International Journal of Plasticity(5), 247-302 (1989)

155. ADINA Version 8.6: Theory and Modelling Guide. ADINA R&D, Inc., Watertown (2005)
156. Seidenfuss, M., Seebich, H. P., Roos, E.: Bestimmung der wahren Fließkurve aus Proben mit mehrachsigen Spannungszustand. Tagung Werkstoffprüfung Bad Neuenahr - Ahrweiler, 55-63 (2003)
157. DIN EN ISO 18265: Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (2004)
158. Lamouroux, E., Coutellier, D., Doelle, N., Kuemmerlen, P.: Detailed model of spot-welded joints to simulate the failure of car assemblies. Int. J. Interact Des Manuf. 1(1), 33-40 (2007)
159. Nonn, A., Erdelen-Peppler, M., Kalwa, C.: Numerical and experimental investigation of the influence of HAZ on the fracture behavior of longitudinal welded line pipes. European Conference on Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale 18 (2010)
160. Suresh, S.: Fatigue of materials 2nd edn. Cambridge University Press, Cambridge, New York (1998)
161. BMWI Forschungsvorhaben 1501302: Anwendbarkeit technischer Ersatzkennwerte für duktile Rissinitiierung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes. MPA Stuttgart (2009)
162. Clausmeyer, H.: Über die Beanspruchung von Stahl bei mehrachsigen Spannungszuständen. Konstruktion 20(10), 395-401 (1968)
163. Roos, E., Eisele, U., Stumpfrock, L.: Spannungsmehrachsigkeit und Bruchmechanikkennwerte. MP Materials Testing(4), 168-173 (2006)
164. Roos, E., Stumpfrock, L., Schuler, X., Eisele, U.: Fracture mechanics safety analysis of components based on fracture mechanics characteristics combined with multiaxiality of the stress state. International Journal of Pressure Vessels and Piping 82(5), 355-362 (2005)
165. Roos, E.: Grundlagen und notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Reißwiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile 122. VDI-Verlag, Düsseldorf (1993)
166. Rice, J. R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. Division of Engineering, Brown University, Providence, Rhode Island, USA (1968)
167. Begley, J. A., Landes, J. D.: The J-Integral as a fracture criterion. ASTM STP 514(514), 1-20 (1972)
168. Krämer, D., Eckert, W., Roos, E., Krolop, S.: Anwendbarkeit des J-Integrals bei Schweißverbindungen. MPA Seminar 13, 49.1-49.21 (1987)
169. Brocks, W.: FEM-Analyse von Rissproblemen bei nichtlinearem Materialverhalten. DVM Weiterbildungsseminar Anwendung numerischer Methoden in der Bruchmechanik (2002)
170. Brocks, W., Scheider I.: Reliable J-values - numerical aspects of the path dependence of the J-integral in incremental plasticity. Materialprüfung 45, 264-275 (2003)
171. Kuna, M.: Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen 1st edn. Vieweg+Teubner (2008)
172. Marie, S., Gilles, P., Ould, P.: Determination of ductile tearing resistance curve in welded joints. ASME Pressure Vessel and Piping Conference (2009)

173. Joch, J., Ainsworth, R. A., Hyde, H., Neale B.K.: Fracture parameters and fracture assessment of welded structures. ESIS17 Mismatching of welds, 609-622 (1993)
174. Wang, Y. Y., Kirk, M. T., Gordon, J. R., Horner, P., Eripret C.: Recommended practice for fracture toughness testing of weldments with strength mismatch. Mismatching of Interfaces and Welds, 281-293 (1996)
175. Eripret C., Horner, P.: Fracture toughness testing procedures for strength mis-matched structures. Mismatching of Interfaces and Welds, 17-34 (1996)
176. ISO CD 15653: Metallic materials - unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds. International Standard Organisation (1997)
177. BS 7448, P.: Fracture mechanic toughness tests - method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials. British Standard Organisation (1997)
178. Horner, P., Eripret, C.: Experimental J evaluation from a load-displacement curve for homogeneous and overmatched SENB or CCT specimens. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 18(6), 679-692 (1995)
179. Donato, G., Ruggieri, C.: Effects of strength mismatch on procedures for J and CTOD fracture parameters using clamped SE(T) specimens. ASME Pressure Vessel and Piping Conference (2009)
180. Donato, G., Ruggieri, C.: Effects of weld strength mismatch on estimation procedures for J and CTOD fracture parameters using SE(B) specimens. ASME Pressure Vessel and Piping Conference (2007)
181. Kirk, M. T., Dodds R.H.: Experimental J-estimations formulas for single edge notch bend specimens containing mismatched welds. Research Report UILU-ENG-91-2012, Anapolis (1991)
182. Joch, J., Ainsworth, R. A., Hyde, H.: Limit Load and J-estimates for idealized problems of deeply cracked welded joints in plane-strain bending and tension. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 16(10), 1061-1079 (1993)
183. Horner, P., Eripret, C., Hao, S.: Experimental J estimation from a load-CMOD curve for mis-matched SENB and CCT specimens. Mismatching of Interfaces and Welds, 331-341 (1996)
184. Seidenfuss, M., Samal, M. K., Roos, E.: Nonlocal Rousselier model in structural damage mechanics. ECF 18 (2010)
185. Seidenfuss, M., Roos, E.: Entwicklung eines nichtlokalen Schädigungsmodells. MP Materials Testing 52 (2010)

11 Anhang

A1 Herstellung der Schweißnähte

Skizze / Schweißfolge / Aufbau der Schweißung
Sketch of Welding / Buildup Sequence

Achtung Strichlagen schweißen, (Büßen 50% überlappen, bei Unterbrechung bzw. Schweißende Lichtbogen ausregeln, Endkrater stellen).

Spezifikation / Specification

Revision 00 01 02 03 17

Datum 28.10.2009

Geforderte Schweißprüfung / Welder Perform. Qualification: entspr. DIN EN ISO 9606-4

Hersteller / Manufacturer: MPA Stuttgart

Schweißstellenkennz. / Weld No.

Schweißnahtart / Type of Weld: Pufferung

Schweißstellenliste / Weld Location List No.

Nachfolg. Wärmebehandl. / Postweld Heat Treatment: WBP 001

Zugehörige Arbeitsprüfung / Related Production Weld Test No.

Ausarbeiten der Wurzel / Back Gearing: 200° C, min. 2h falls erforderlich

Grundwerkstoff / Base Material: 20 MnMoNi 55

Bemerkungen / Remarks

Schweißfolge / Welding Sequence	Schweißposition / Welding Position	Schweißzusätze / Welding Materials	Schweißdaten / Welding Parameters												Bemerkungen / Remarks
			Hersteller und Bezeichnung	Abmessungen / Size	Pulver Hersteller und Bezeichnung	Schutzgas	Stromart	Stromstärke	Geschw.	Pendelbr.	Drahtgeschwindigkeit	Yonwärm. Temperatur	Legenart	Norm of Process	
SF 1	E / 111	PA Bohler Fox NiCr 70 Nb E Ni 6082	3,2	G	70 - 110	Strichlagen	. . .	100-150	. . .	1-1	Strichlagen
SF 2	E / 111	PA Bohler Fox NiCr 70 Nb E Ni 6082	3,2	G	70 - 110	Strichlagen	. . .	100-150	. . .	1-1	Strichlagen

Elektrische Vorwärmung K 2-3 Lager

Achtung Änderung 14.05.07

Seite 01 von 01

Abb. A1: Schweißplan der Pufferung

Skizze

Prüf-Nr

Wärmebehandlungsdiagramm

Mitlaufende Grundwerkstoff- und Arbeitsprüfstücke

Hersteller

Wärmebehandlungsplan für Werkstoff 20 MnMoNi 55 mit Pufferung

10 Rohrhülsen $\varnothing 323,9 \times 29$ -Wd. Länge 300 mm

Ni-Basis Pufferung

590 ± 10°C / 2h

50-75°C/h

Temperatur in °C

Zeit / h

Temperaturkontrolle mittels Thermoelement

Rev. 00 01 02 03 04

Datum 30.10.06

Hersteller TQ/Fobbe

geprüft QST EHR 60

Grund der Revision

Kunden-Freigabe i.A. SLL

Gutachter-Prüfverm.

Seite 01 von 01

Abb. A2: Wärmebehandlungsplan der Pufferung

Skizze / Schweißfolge / Aufbau der Schweißung Sketch of Welding / Buildup Sequence		Specification / Specification		Revision				Hersteller / Manufacturer	
<p>Überlapung ca. 50 % Lichtbogen ausregeln Endkrater schließen</p> <p>Achtung! Rohrbohrung senkrecht Schweißpos. PC</p>		<p>Geforderte Schweißprüfung Welder Perform. Qualification DIN EN ISO 9606-4</p> <p>Schweißstellenkennz. / Weld No.</p> <p>Schweißnahtart / Type of Weld Stumpfnah</p> <p>Schweißstellenliste Weld Location List No.</p>		<p>00 01 02 03</p> <p>30.10.04</p> <p>EHR 100 EHR 60</p>				<p>EHR Eingemessene Konstruktion Anlage / Projekt / Plant MPA Stuttgart Komponente / Component Testkörper EG: 1 KKS KKS Key Zugehörige WL-Nr. Related WL-No.</p>	
Grundwerkstoff / Base Material		Bemerkungen Remarks		Schweißnahtvorbereitung Weld Edge Preparation				Nachtrg. Wärmebehandlung / Postweld Heat Treatment	
<p>Pos. 1: 20 MnMoNi 55</p> <p>Pos. 2: 1.4550</p>		Testkörper		mechanisch				<p>Ausarbeiten der Wurzel Back Gauging</p> <p>Trocknung Elektr. Pulver Baking of Electr. or Flux</p> <p>2h / 200°C falls erforderlich</p>	
Schweißverfahren Welding Process		Schweißzusätze / Welding Materials		Schweißdaten / Welding Parameters				Zugehörige Arbeitsprüfung Related Production Weld Test No.	
<p>SF 1: WIG (141)</p> <p>SF 2: E (111)</p> <p>SF 3: E (111)</p>		<p>Böhler NiCr 70 Nb-IG E Ni 6082</p> <p>Böhler For NiCr 70 Nb E Ni 6082</p> <p>Böhler For NiCr 70 Nb E Ni 6082</p>		<p>Stromart: G</p> <p>Stromstärke: 70-110 A</p> <p>Geschwindigkeit: 10-15 mm/min</p> <p>Pendelbreite: 10-15 mm</p> <p>Drahtgeschwindigkeit: 1-2 m/min</p> <p>Vorwärmtemperatur: <math>T_{pre}</math></p> <p>Zwischenschichttemperatur: <math>T_{int}</math></p>				<p>1) Nur für Rohrleitungen, Armaturen u. Pumpen 1) For pipes, valves and pumps only</p>	
<p>Verfahrens- pruf. Nr. Procedure Qualification Test No.</p>		<p>Hersteller und Bezeichnung Trade Name and Standard Material Designation</p>		<p>Flux Hersteller und Bezeichnung Flux Manufacturer and Trade Name</p> <p>Formiergas EN 439 I1 oder F2 Fuging Gas</p> <p>Polung der Elektrode Polarity</p> <p>Auszieh- länge Length of Bead</p> <p>Pendel- frequenz Frequency of Oscill.</p> <p>Kaltdraht Cold Wire Feed</p> <p>Zwischen- lagertemp. Interpass Temp.</p>				<p>1) Nur für Rohrleitungen, Armaturen u. Pumpen 1) For pipes, valves and pumps only</p>	
<p>1: 20 MnMoNi 55</p> <p>2: 1.4550</p>		<p>Abmessungen Dims</p>		<p>Spannung: 60-70 V</p> <p>70-110 V</p> <p>70-110 V</p>				<p>1) Nur für Rohrleitungen, Armaturen u. Pumpen 1) For pipes, valves and pumps only</p>	
<p>1: 20 MnMoNi 55</p> <p>2: 1.4550</p>		<p>Abmessungen Dims</p>		<p>Spannung: 60-70 V</p> <p>70-110 V</p> <p>70-110 V</p>				<p>1) Nur für Rohrleitungen, Armaturen u. Pumpen 1) For pipes, valves and pumps only</p>	
<p>1: 20 MnMoNi 55</p> <p>2: 1.4550</p>		<p>Abmessungen Dims</p>		<p>Spannung: 60-70 V</p> <p>70-110 V</p> <p>70-110 V</p>				<p>1) Nur für Rohrleitungen, Armaturen u. Pumpen 1) For pipes, valves and pumps only</p>	

Abb. A3: Schweißplan der Verbindungsnaht

A2 Metallographische Grundcharakterisierung

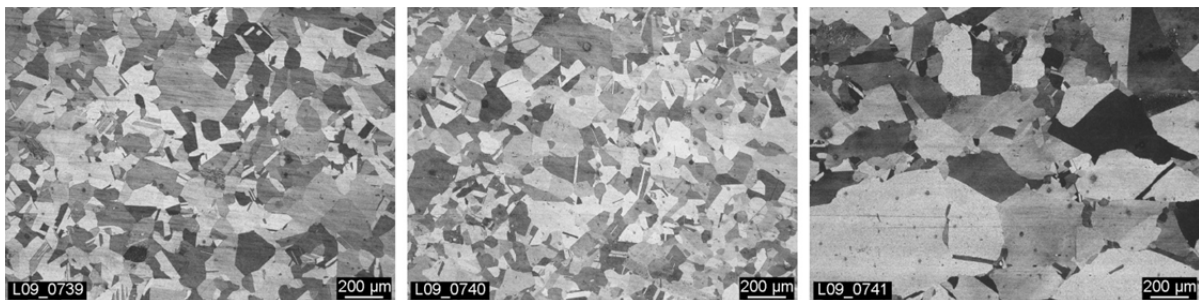


Abb. A4: Korngröße der austenitischen WEZ an der Rohraußenseite, -mitte bzw. -innenseite (Vergrößerung: 50 x; Ätzverfahren: V2A Beize)

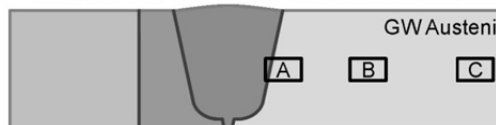
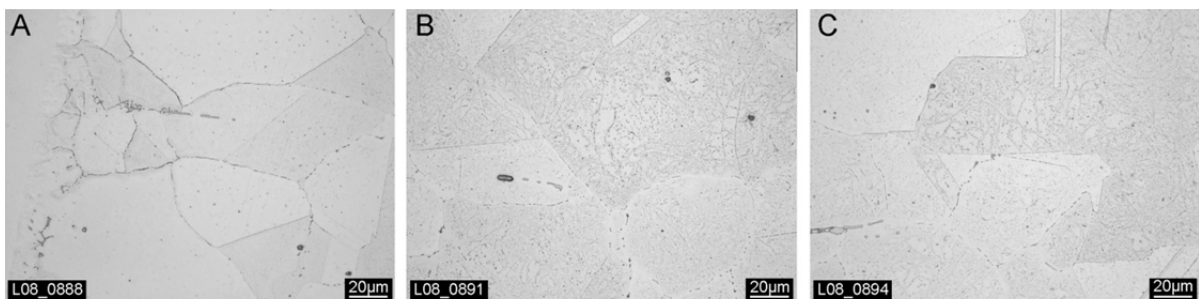


Abb. A5: Gefüge des austenitischen Grundwerkstoffs in unterschiedlichen Abständen zur Verbindungsnaht (schematische Darstellung)

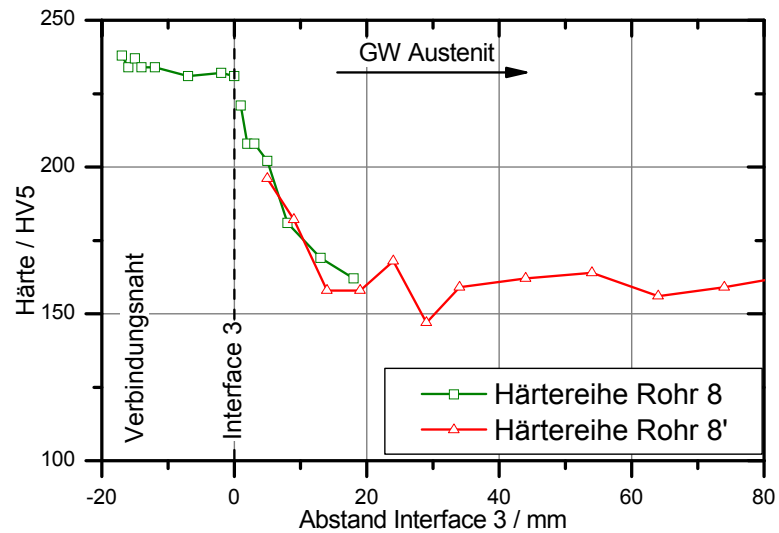


Abb. A6: Härteabfall im austenitischen Grundwerkstoff in Wandmitte

A3 Zugversuche

Tab. A1: Einzelergebnisse der Zugversuche – GW Ferrit 20MnMoNi5-5

	Proben- richtung	E-Modul MPa	R _{eH} MPa	R _{p1,0} MPa	R _m MPa	A _{gt} %	A %	Z %
EFRT01	L	199000	538	529	654	10,6	25,0	75,0
8FRT01	L	216000	553	537	658	10,8	25,5	75,0
8FRT02	L	214000	550	536	658	10,8	25,0	75,0
1FRT01	L	208000	572	517	641	10,6	24,0	75,0
1FRT02	L	203000	572	517	641	10,7	24,0	75,0
KTA 3201.1	L/T	-	min. 430	-	570-710	-	min. 19	min. 45

Tab. A2: Einzelergebnisse der Zugversuche – GW Austenit X6CrNiNb18-10

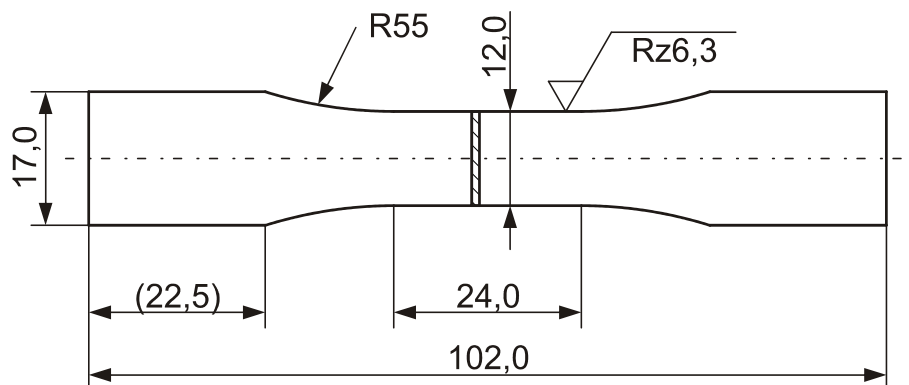
	Proben- richtung	E-Modul MPa	R _{p0,2} MPa	R _{p1,0} MPa	R _m MPa	A _{gt} %	A %	Z %
EART01	L	170000	240	269	538	46,7	58,0	74,0
8ART01	L	184000	232	264	546	46,3	59,0	74,0
8ART02	L	187000	233	266	549	46,8	59,5	75,0
1ART01	L	188000	241	275	558	46,1	56,0	73,0
1ART02	L	202000	237	271	551	45,7	55,5	72,0
KTA 3201.1	L/T	-	min. 205	-	510-740	-	min. 30	-

Tab. A3: Einzelergebnisse der Zugversuche – Pufferung NiCr70Nb

	Proben- richtung	E-Modul MPa	R _{p0,2} MPa	R _{p1,0} MPa	R _m MPa	A _{gt} %	A %	Z %
8RT03	L	151000	395	428	651	44,1	66,0	58,0
1RT01	L	180000	435	448	647	44,0	61,0	56,0
3RT01	L	185000	403	440	655	44,1	57,0	51,0
8RT02	T	163000	447	477	671	26,4	26,5	27,0
KTA 3201.1	L/T	-	275-430	-	540-780	-	min. 30	-

Tab. A4: Einzelergebnisse der Zugversuche – Verbindungsnaht NiCr70Nb

	Proben- richtung	E-Modul MPa	R _{p0,2} MPa	R _{p1,0} MPa	R _m MPa	A _{gt} %	A %	Z %
8RT04	L	198000	478	523	751	36,6	46,5	40,0
1RT02	L	210000	527	565	770	37,8	44,0	25,0
3RT02	L	200000	511	544	752	37,8	41,0	37,0
1RT04	L	199000	490	531	717	27,6	30,0	36,0
8RT01	T	167000	427	454	664	26,3	38,0	27,0
KTA 3201.1	L/T	-	275-430	-	540-780	-	min. 30	-

**Abb. A7:** Abmessungen der Flachzugprobe in Anlehnung an DIN 50125 [108]; Ausgangsmesslänge $l_0 = 20\text{mm}$

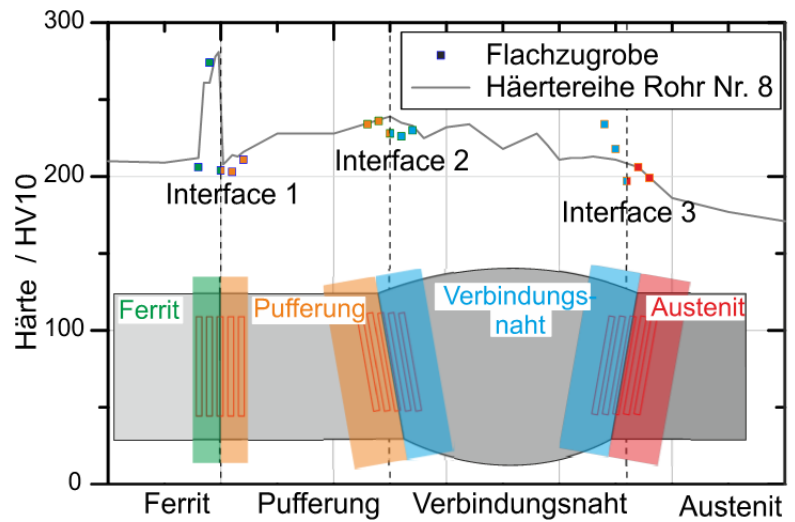


Abb. A8: Überprüfung der Position der Flachzugproben in den unterschiedlichen Bereichen der Mischnaht mittels Härteeindrücken in den Köpfenden der Proben

A4 Dynamische E-Modul Bestimmung

Tab. A5: E-Moduln bestimmt mit dem Impuls-Anregungsverfahren

Werkstoff	Länge mm	Dicke mm	Breite mm	Gewicht g	out of plane	
					Frequ. /Hz	E /GPa
GW Austenit	70,5	10,1	5,1	28,27	9737	193,9
GW Ferrit	70,1	10,0	5,0	26,91	10160	205,4
Verbindungsnaht	70,0	10,0	5,0	28,98	8700	161,6
Pufferung	70,1	10,0	5,0	29,00	8800	166,1

A5 Kerbschlagbiegeversuche

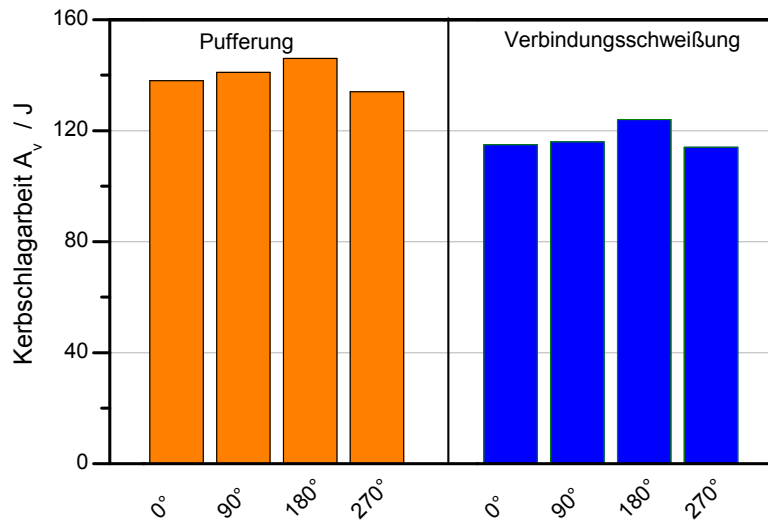


Abb. A9: Kerbschlagarbeit A_v an verschiedenen Stelle des Rohrumfangs

A6 Kerbzugversuche

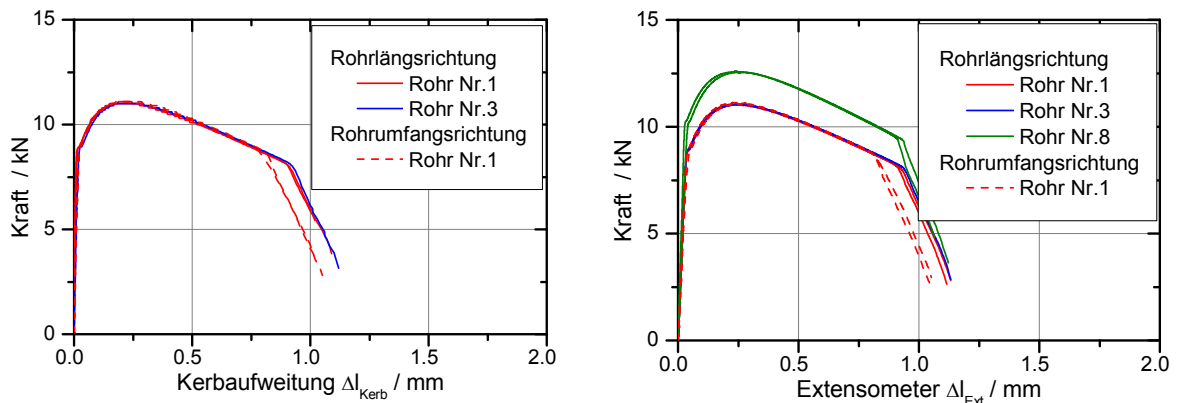


Abb. A10: Ergebnisse der aus dem ferritischen Grundwerkstoff entnommenen Kerbzugproben (links – Kerbaufweitung; rechts – Extensometerverlängerung)

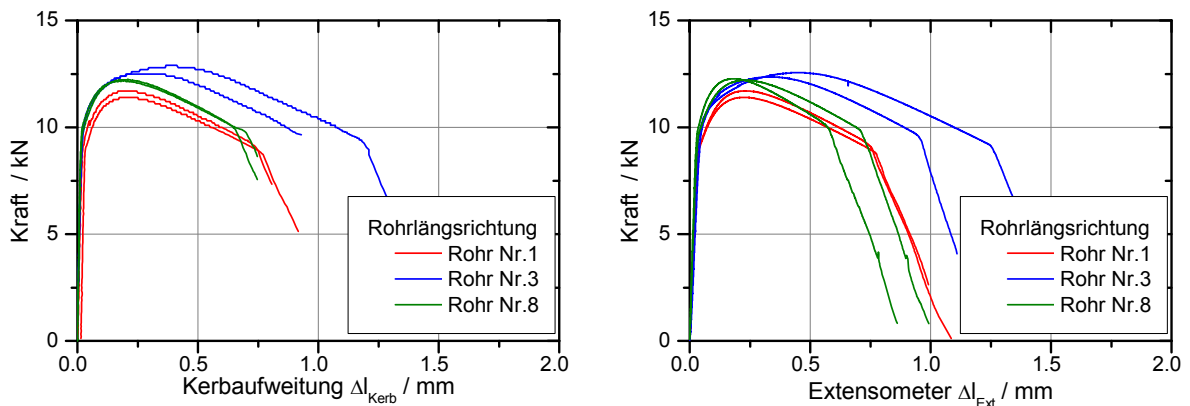


Abb. A11: Ergebnisse der aus der ferritischen WEZ entnommenen Kerbzugproben (links – Kerbaufweitung; rechts – Extensometerverlängerung)

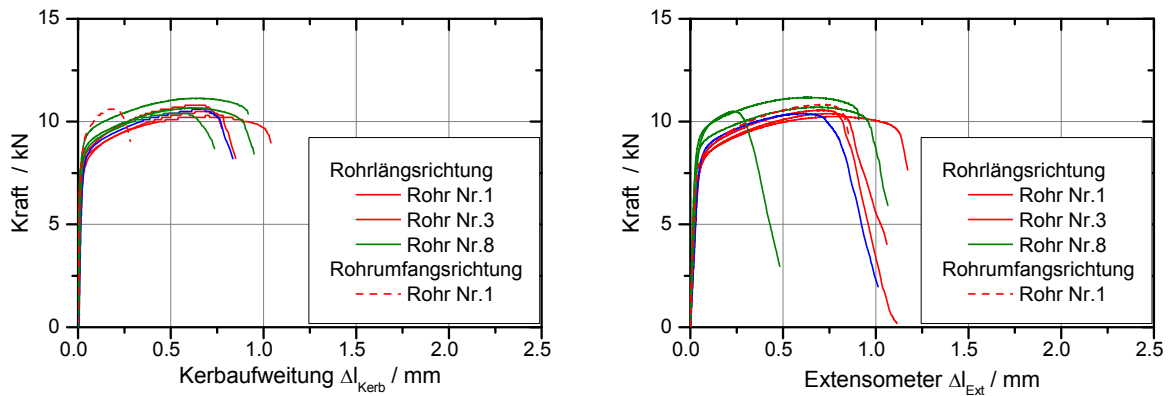


Abb. A12: Ergebnisse der aus der Pufferung entnommenen Kerbzugproben (links – Kerbaufweitung; rechts – Extensometerverlängerung)

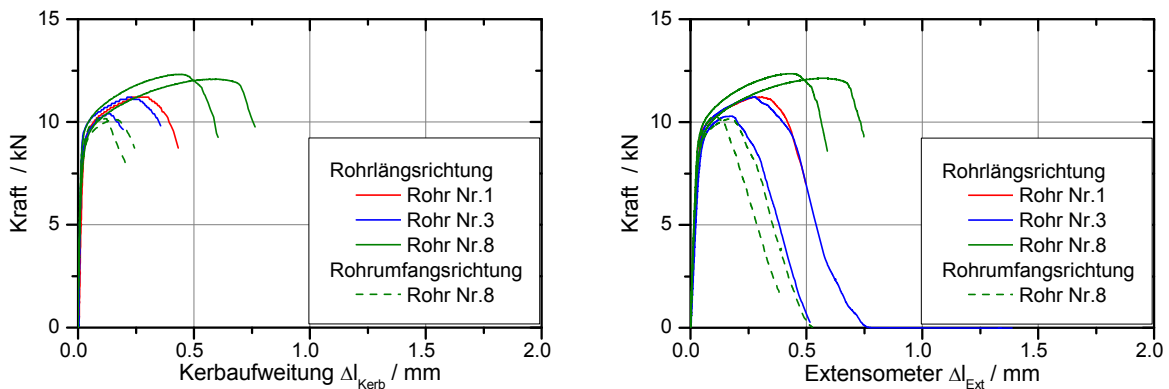


Abb. A13: Ergebnisse der aus der Verbindungsnaht entnommenen Kerbzugproben (links – Kerbaufweitung; rechts – Extensometerverlängerung)

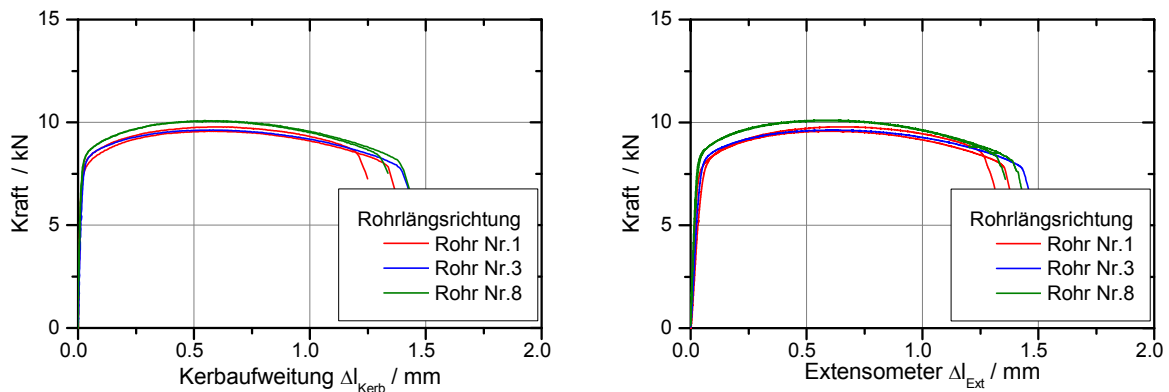


Abb. A14: Ergebnisse der aus der austenitischen WEZ entnommenen Kerbzugproben (links – Kerbaufweitung; rechts – Extensometerverlängerung)

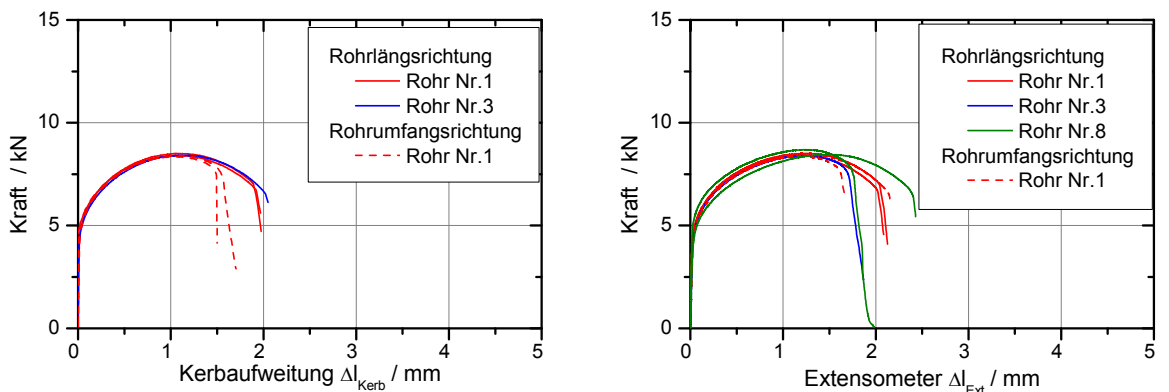


Abb. A15: Ergebnisse der aus dem austenitischen Grundwerkstoff entnommenen Kerbzugproben (links – Kerbaufweitung; rechts – Extensometerverlängerung)

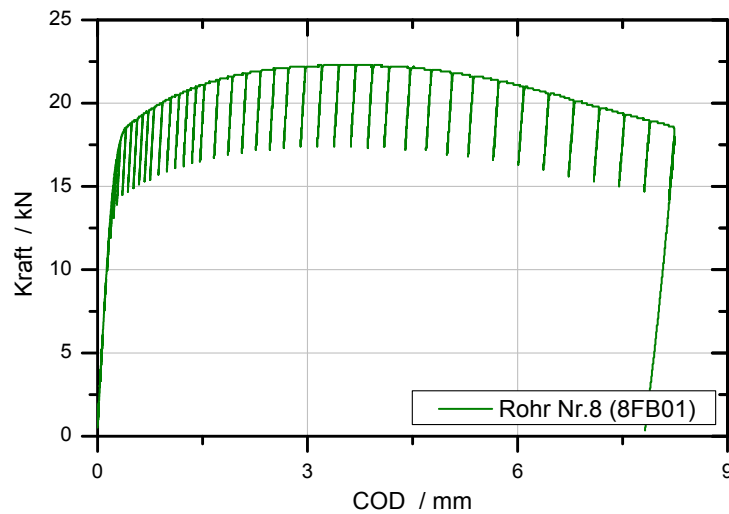
A7 Bruchmechanik Versuche

Abb. A16: Kraft-Verformungskurven der aus dem ferritischen Grundwerkstoff entnommenen SEB15-Probe

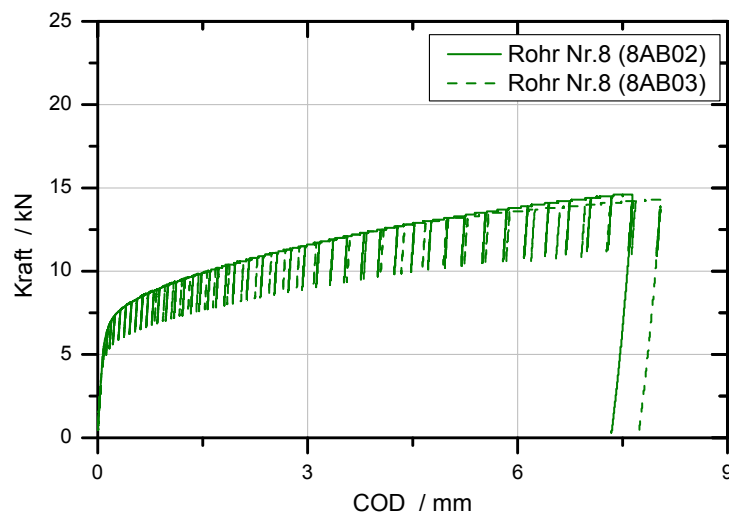


Abb. A17: Kraft-Verformungskurven der aus dem austenitischen Grundwerkstoff entnommenen SEB15-Proben

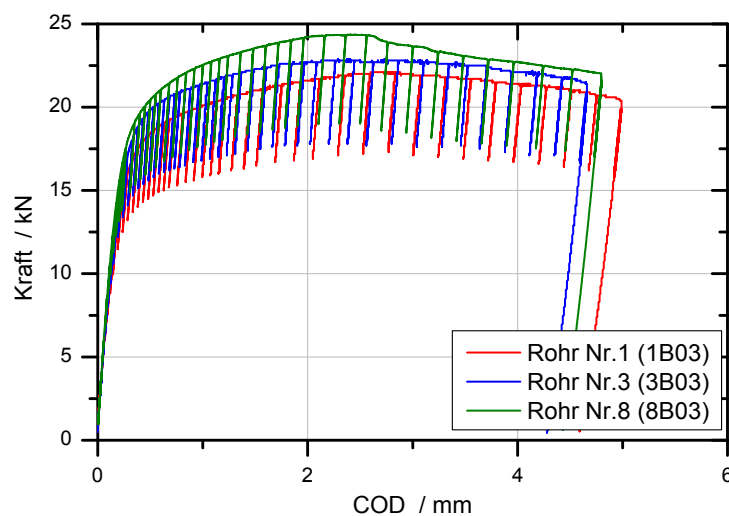


Abb. A18: Kraft-Verformungskurven der aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) entnommenen SEB15-Proben

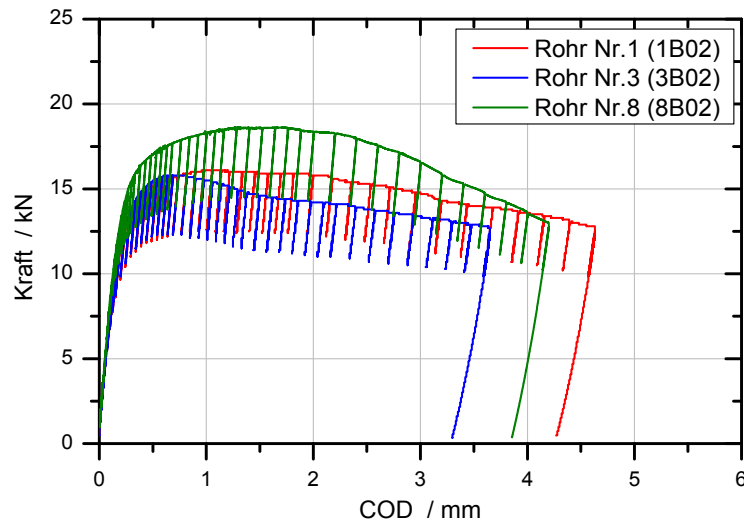


Abb. A19: Kraft-Verformungskurven der aus der Pufferung entnommenen SEB15-Proben

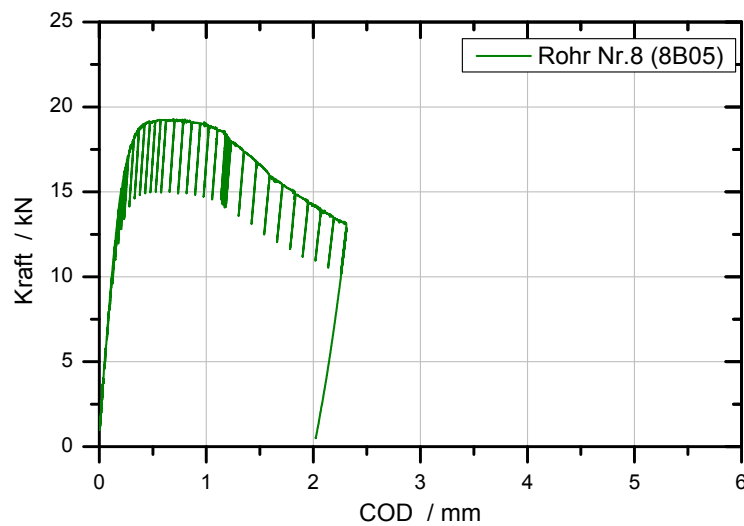


Abb. A20: Kraft-Verformungskurven der aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht/Pufferung (Interface 2) entnommenen SEB15-Probe

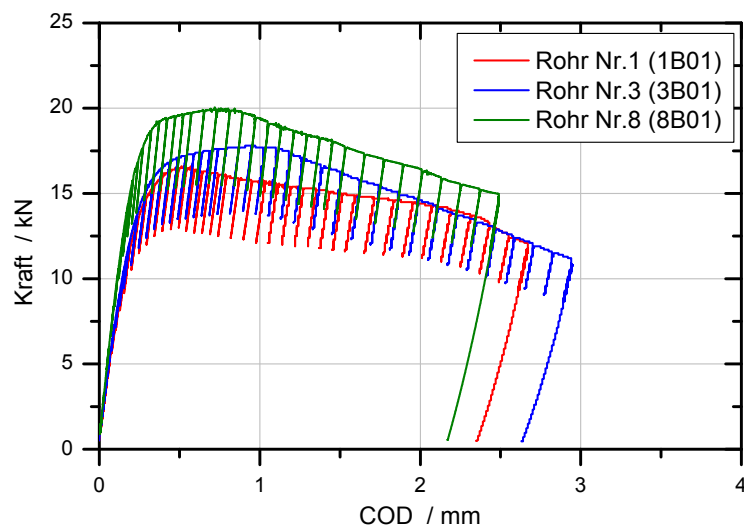


Abb. A21: Kraft-Verformungskurven der mittig aus der Verbindungsnaht (Position II) entnommenen SEB15-Proben

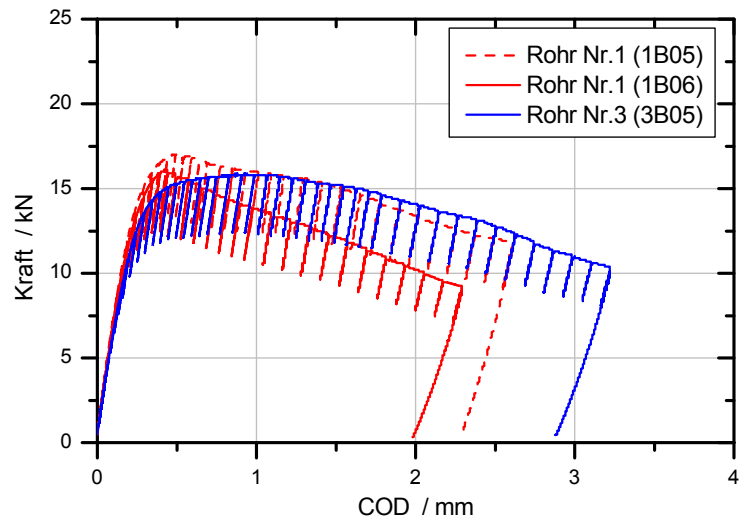


Abb. A22: Kraft-Verformungskurven der in Richtung Pufferung versetzt (Position I) entnommenen SEB15-Proben aus der Verbindungsnaht

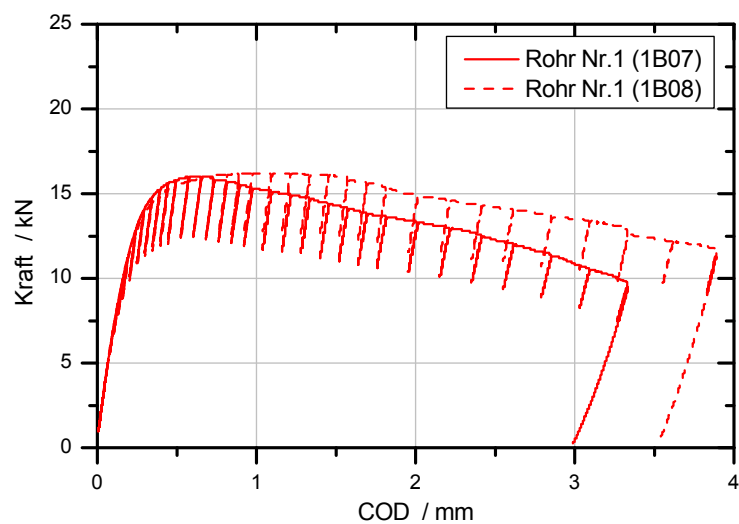


Abb. A23: Kraft-Verformungskurven der in Richtung Austenit versetzt (Position III) entnommenen SEB15-Proben aus der Verbindungsnaht

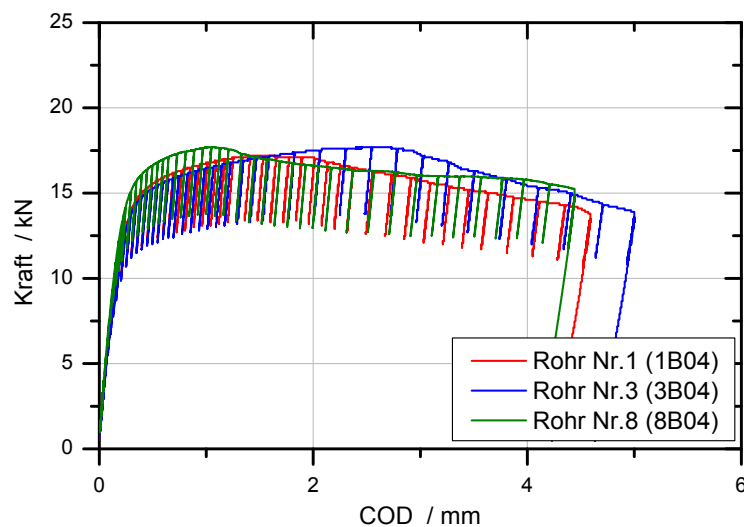


Abb. A24: Kraft-Verformungskurven der aus Werkstoffübergang Verbindungsnaht/ Austenit (Interface 3) entnommenen SEB15-Proben

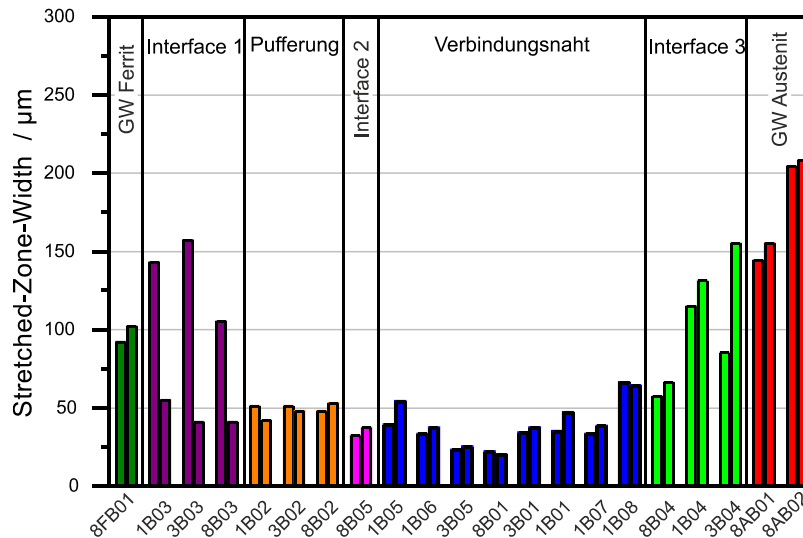


Abb. A25: Übersicht der ermittelten Stretched-Zone-Width auf beiden Probenhälften der geprüften SEB15-Proben

Tab. A6: Einzelergebnisse der Bruchmechanik Versuche und Abmessungen der geprüften SEB15-Proben

Position	-	W /mm	S /mm	B /mm	a_0 /mm	a_{pl} /mm	a_{szw} /µm	J_i /N/mm	
GW Ferrit	8FB01	30,02	120	15,04	15,87	19,07	97	190	
Interface 1	1B03	30,04	120	15,07	15,63	17,51	55	169	
	3B03	30,03	120	15,07	15,16	16,61	41	207	
	8B03	29,00	116	15,00	13,83	15,93	43	176	
Pufferung	1B02	30,04	120	15,05	16,02	20,53	46	90	
	3B02	30,04	120	15,06	16,00	19,62	49	113	
	8B02	29,09	116	14,99	14,92	18,58	51	131	
Interface 2	8B05	29,10	116	15,00	13,66	18,35	35	76	
Verbindungsnaht	Pos I	1B05	30,03	120	15,06	15,59	20,53	47	64
		3B05	30,05	120	15,06	16,23	21,23	24	28
		1B06	30,03	120	15,00	15,64	20,37	35	44
	Pos II	1B01	30,02	120	15,07	15,71	22,49	41	57
		3B01	30,00	120	15,07	15,74	21,07	36	52
		8B01	29,10	116	14,60	14,05	17,00	21	41
	Pos III	1B07	30,01	120	15,01	16,11	21,43	35	58
		1B08	30,01	120	15,01	16,23	18,72	65	92
	Interface 3	1B04	30,04	120	15,05	15,76	19,86	123	157
3B04		30,02	120	15,07	16,10	19,39	120	243	
8B04		29,10	116	15,00	14,60	18,15	62	117	
GW Austenit	8AB02	30,09	120	15,03	16,61	17,68	149	303	
	8AB03	29,98	120	15,00	16,73	17,92	205	444	

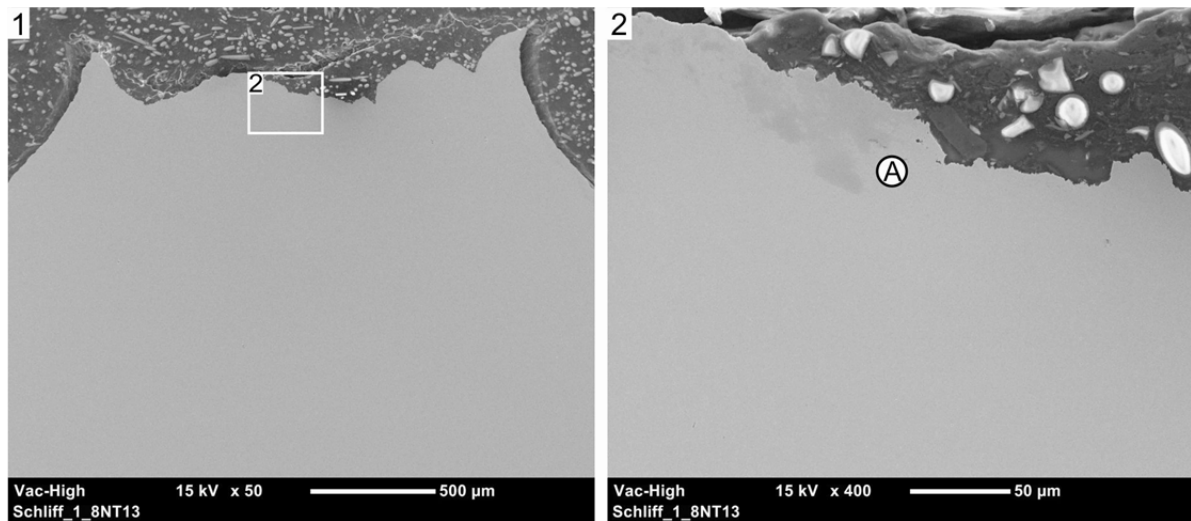
A8 Fraktographische Untersuchung der Kerbzugproben

Abb. A26: Längsschliff einer Kerbzugprobe aus der ferritischen WEZ (REM-Aufnahme)

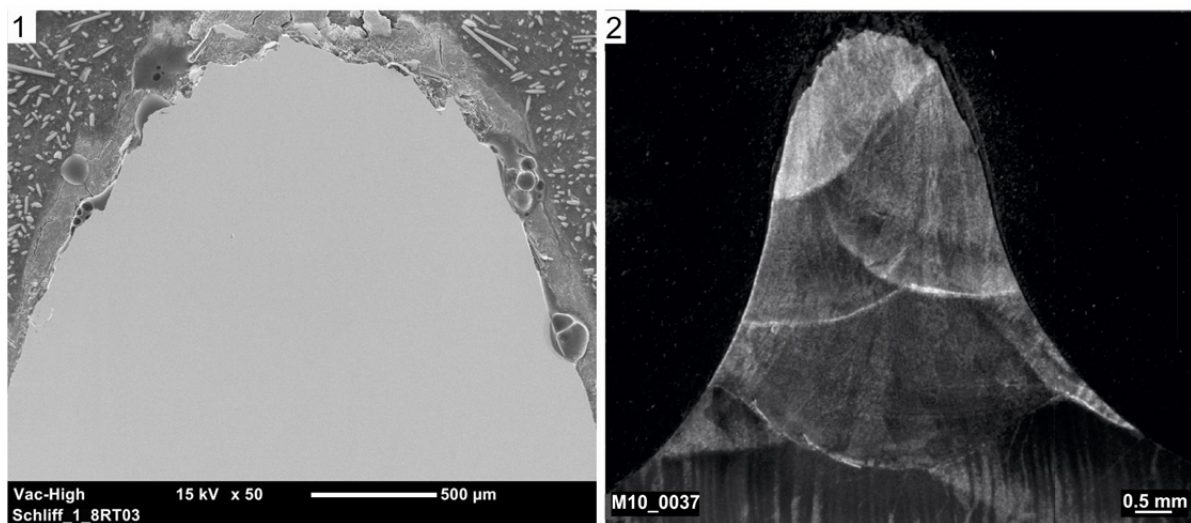


Abb. A27: Längsschliff einer Rundzugprobe aus der Pufferung (links REM-Aufnahme; rechts lichtoptische Aufnahme)

A9 Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen

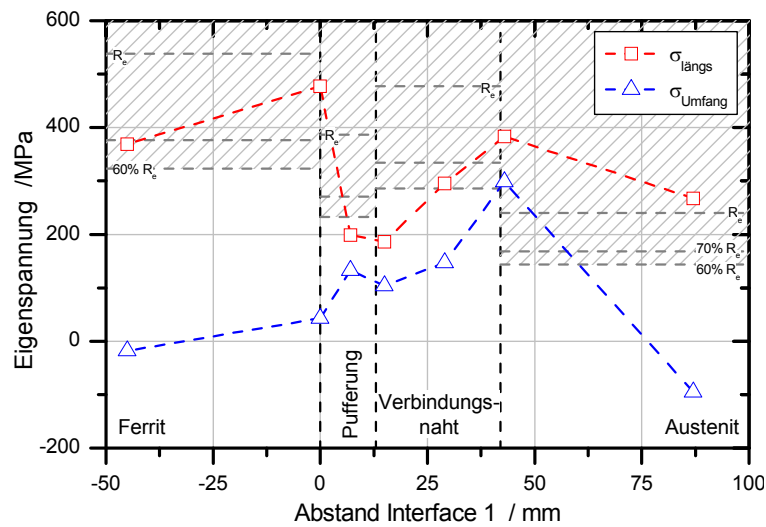


Abb. A28: Experimentell ermittelter Eigenspannungsverlauf mit der Bohrlochmethode an der Außenoberfläche des fertig geschweißten Rohres

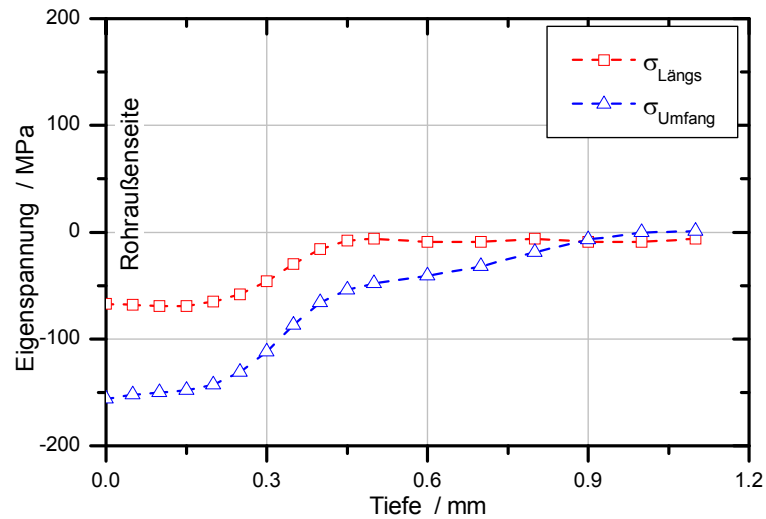


Abb. A29: Tiefenverlauf der experimentell ermittelten Eigenspannungen in der Mitte der Pufferung an einem entnommenen SEB-Probenrohling

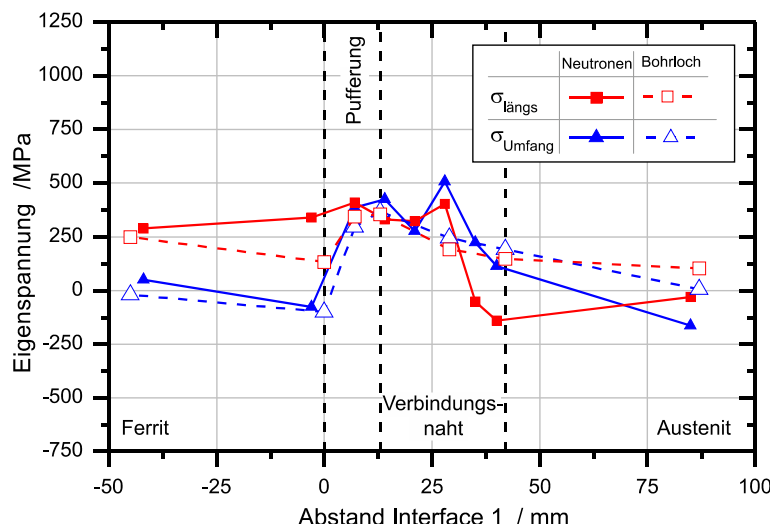


Abb. A30: Vergleich der mit der Bohrlochmethode und mit der Neutronenbeugung bestimmten Eigenspannungen an der Rohraußen-seite

A10 Numerische Bestimmung der Eigenspannungen

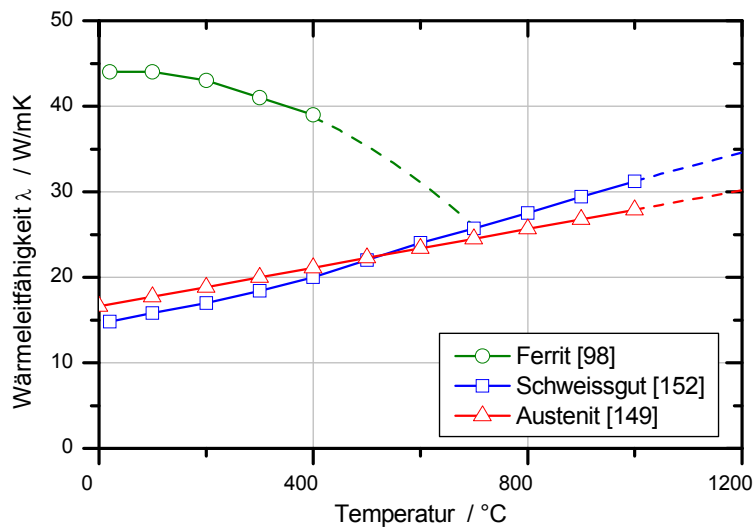


Abb. A31: Wärmeleitfähigkeit aller verwendeten Werkstoffe

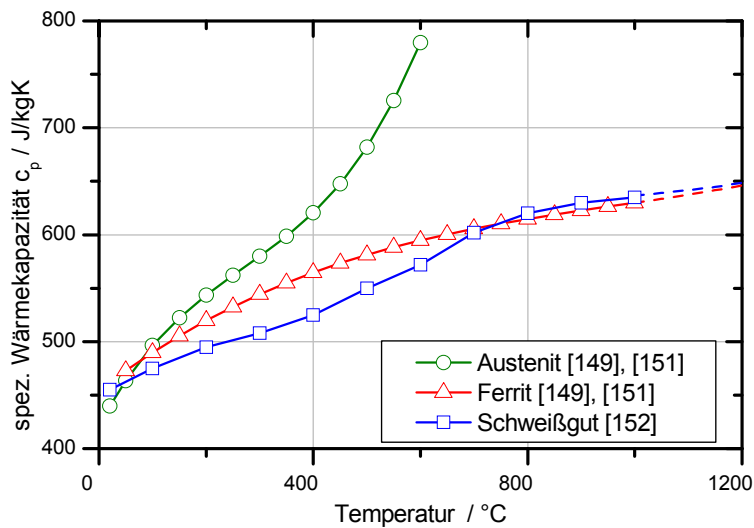


Abb. A32: Spezifische Wärmekapazität aller verwendeten Werkstoffe

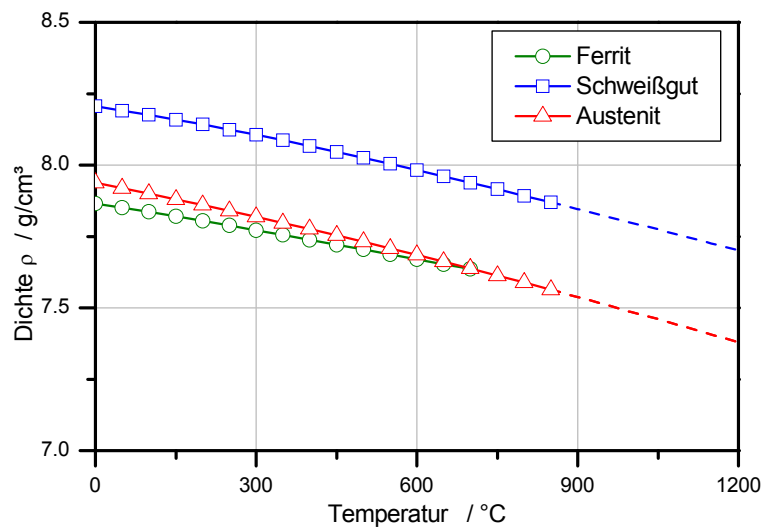


Abb. A33: Temperaturabhängige Dichte aller verwendeten Werkstoffe

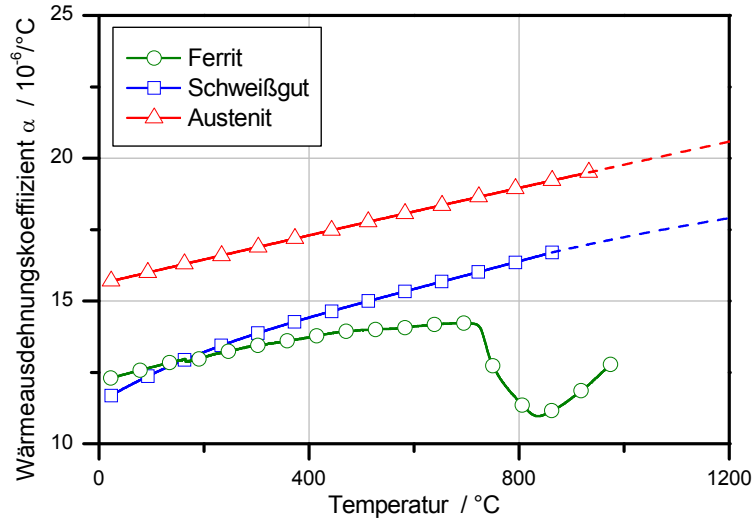


Abb. A34: Wärmeausdehnungskoeffizient aller verwendeten Werkstoffe

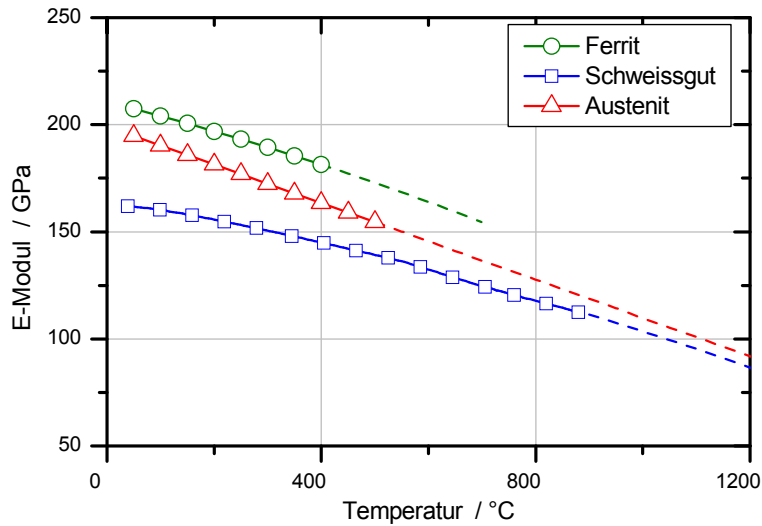


Abb. A35: Temperaturabhängiger E-Modul aller verwendeten Werkstoffe

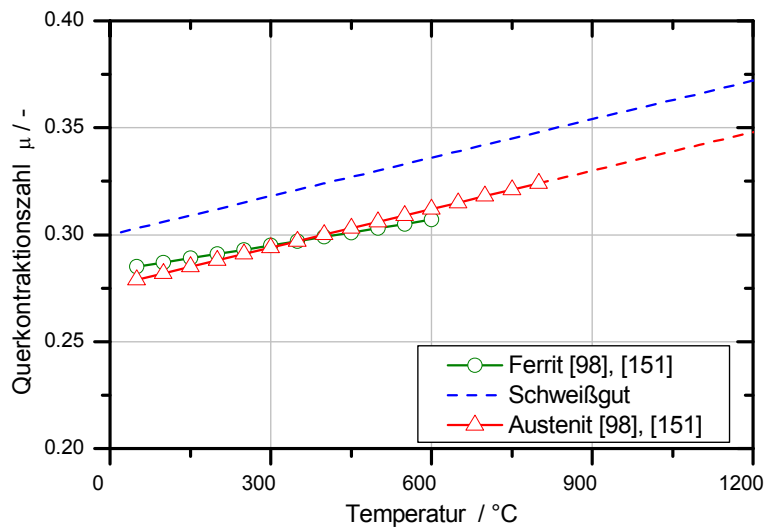


Abb. A36: Temperaturabhängiger Querkontraktion aller verwendeten Werkstoffe

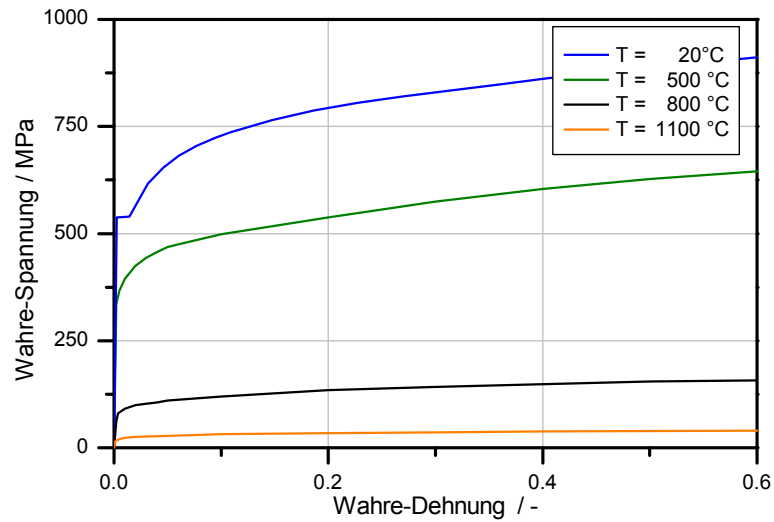


Abb. A37: Temperaturabhängige Fließkurven des ferritischen Grundwerkstoffs 20MnMoNi5-5

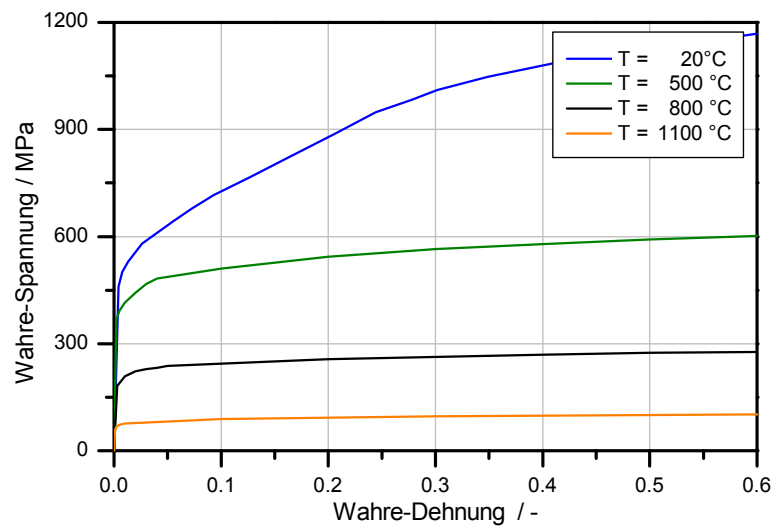


Abb. A38: Temperaturabhängige Fließkurven des verwendeten Schweißzusatzwerkstoffs NiCr70Nb

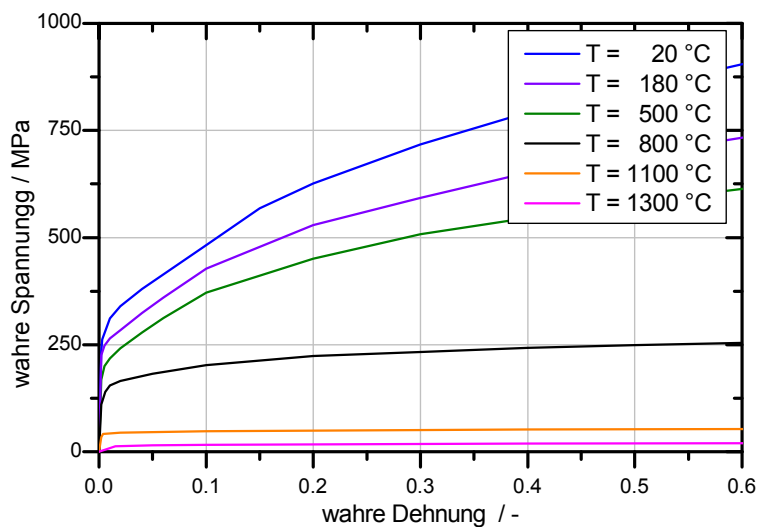


Abb. A39: Temperaturabhängige Fließkurven des austenitischen Grundwerkstoffs X6CrNiNb18-10 [143]

A11 Analyse des Spannungszustandes

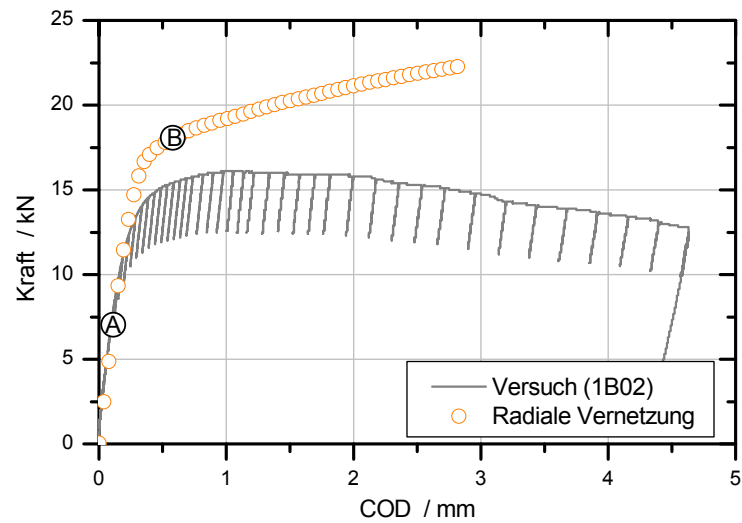


Abb. A40: Last-Verformungsverhalten einer aus der Pufferung entnommenen SEB-Probe (elastisch-plastische Simulation und Versuch)

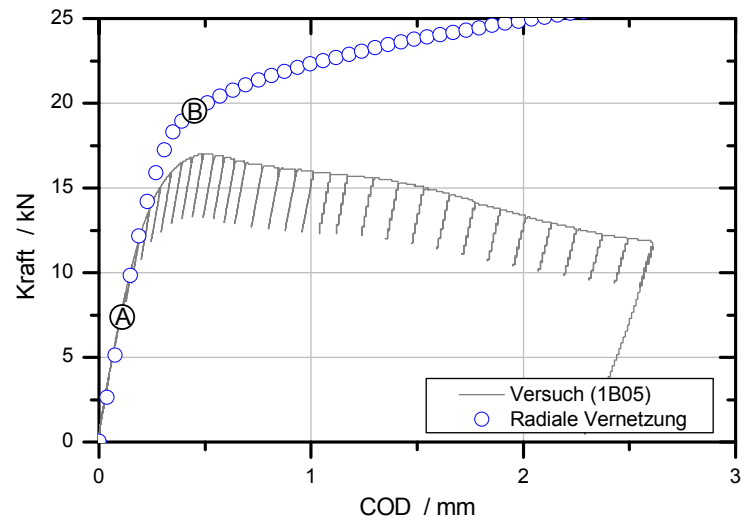


Abb. A41: Last-Verformungsverhalten einer aus der Verbindungsnaht entnommenen SEB-Probe (elastisch-plastische Simulation und Versuch)

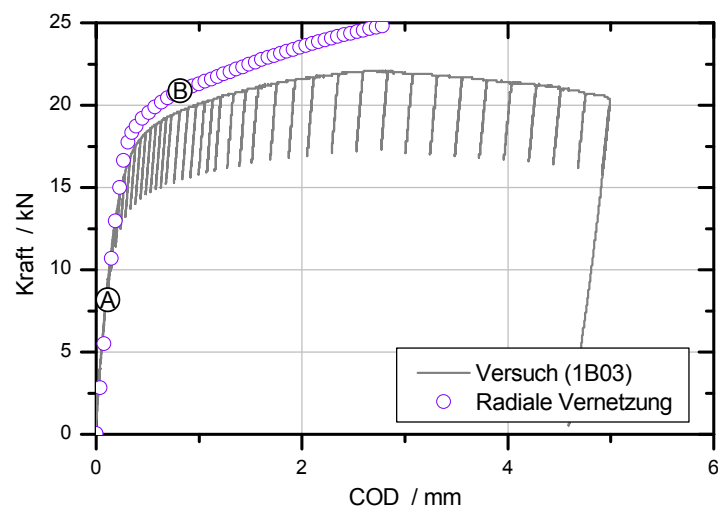


Abb. A42: Last-Verformungsverhalten einer aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) SEB-Probe (elastisch-plastische Simulation und Versuch)

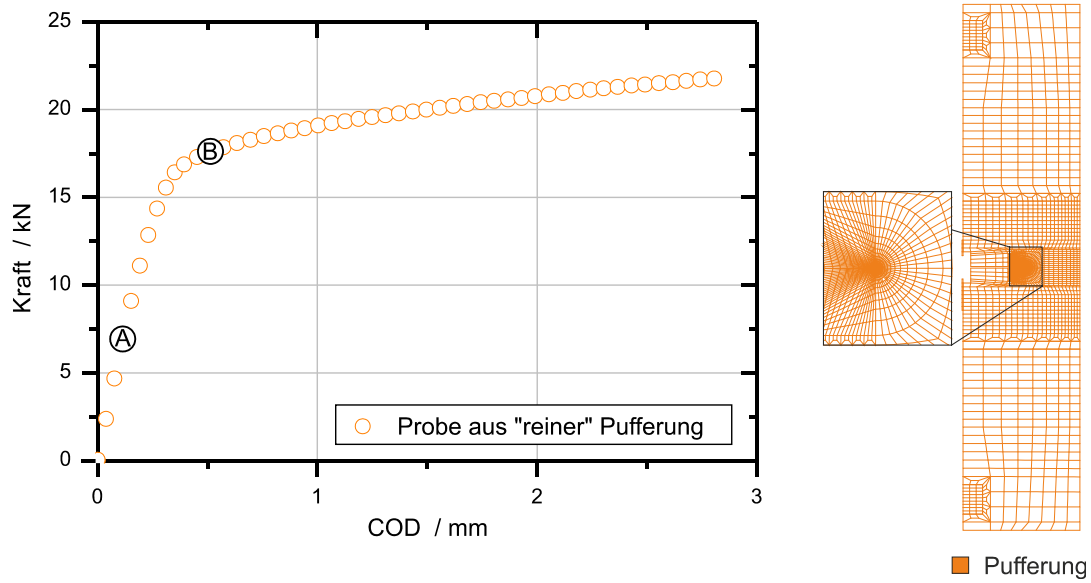


Abb. A43: Last-Verformungsverhalten einer SEB-Probe aus reiner Pufferung (elastisch-plastische Simulation)

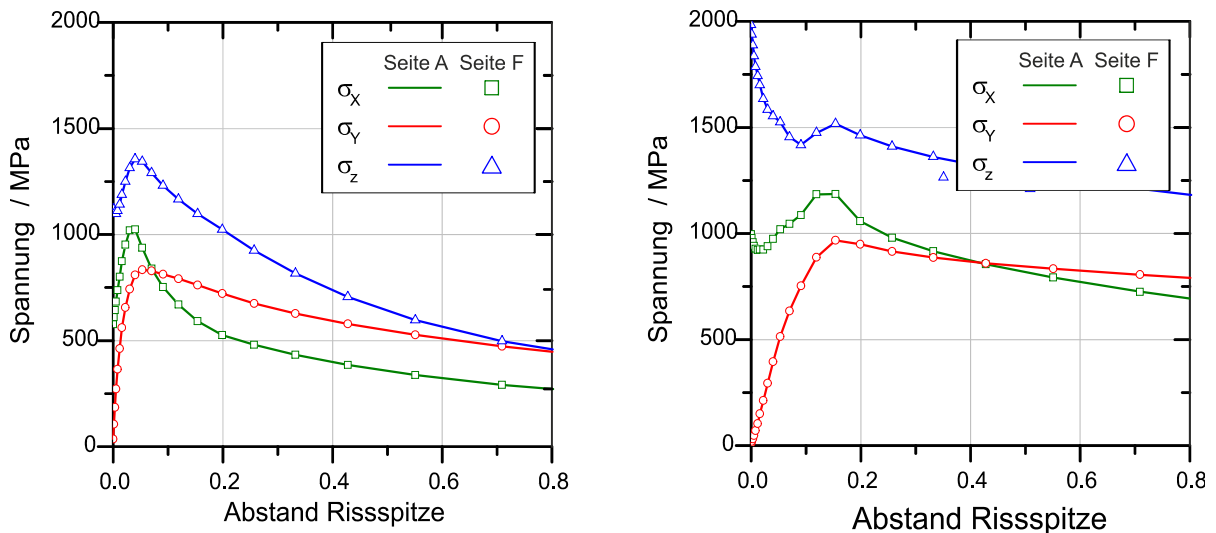


Abb. A44: Spannungszustand in einer SEB-Probe aus „reiner“ Pufferung (A – linearer Anstieg; B – Initiierung)

A12 Einflüsse auf die J-Integral Ermittlung

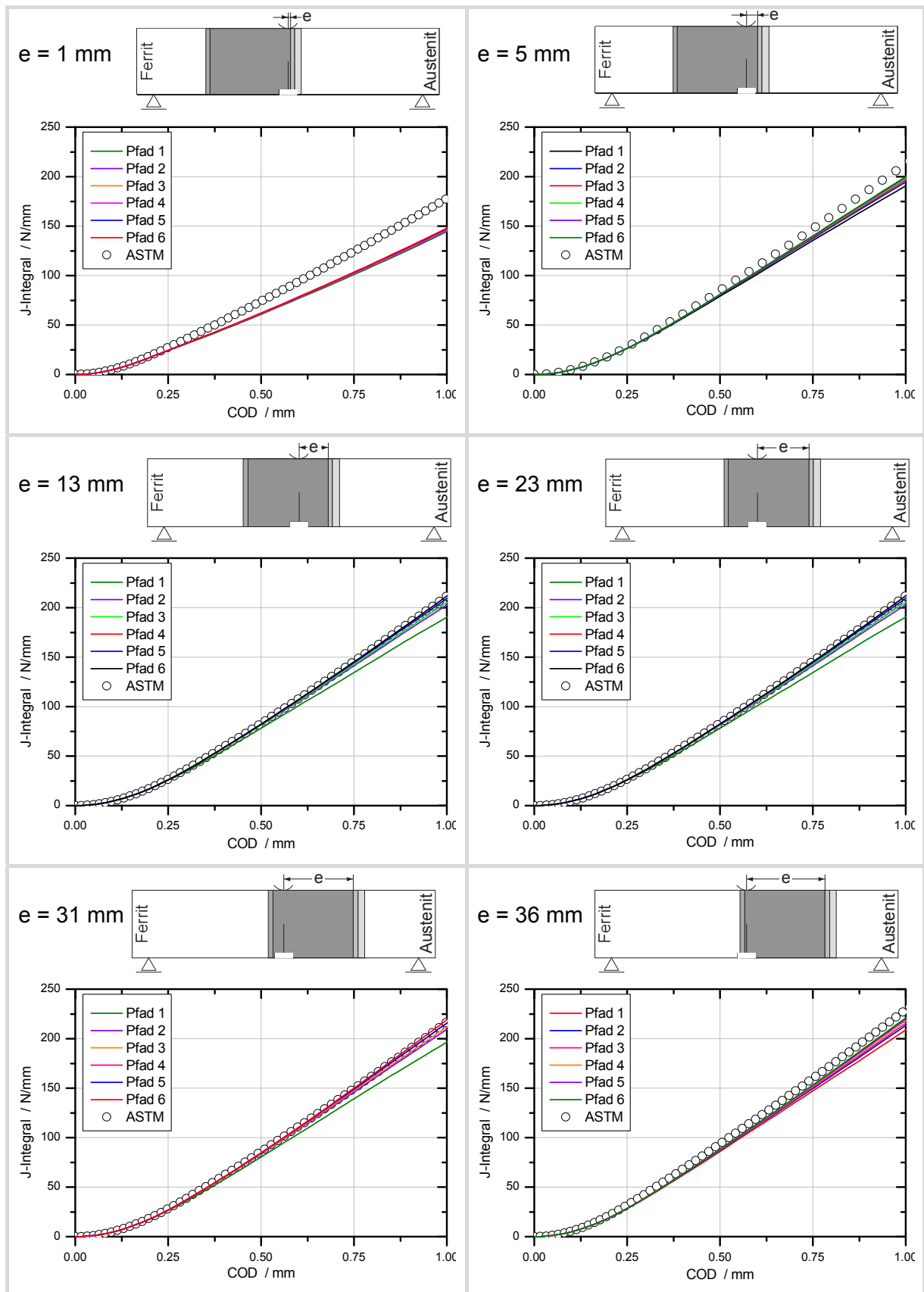


Abb. A45: Entwicklung des J-Integrals über der Rissspitzenöffnung COD; Bestimmung des J-Integrals gemäß ASTM E 1820-08 bzw. als numerisches Linienintegral

A13 Schädigungsmechanische Simulation

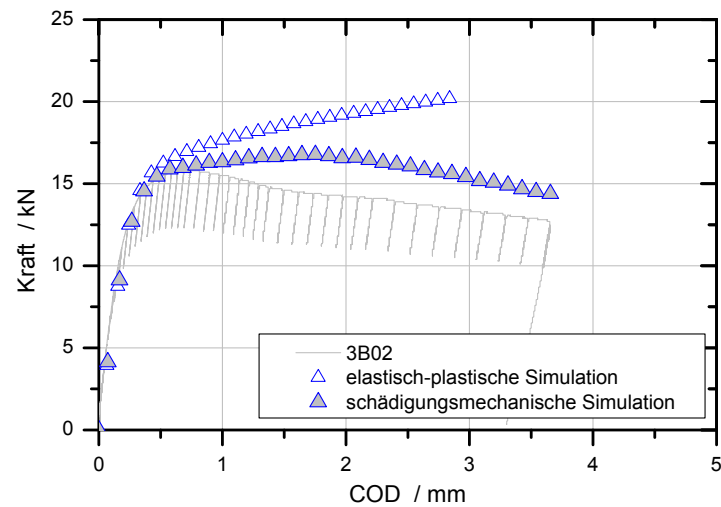


Abb. A46: Last-Aufweitungsverhalten einer aus der Pufferung entnommenen SEB-Probe; Simulation und Versuch

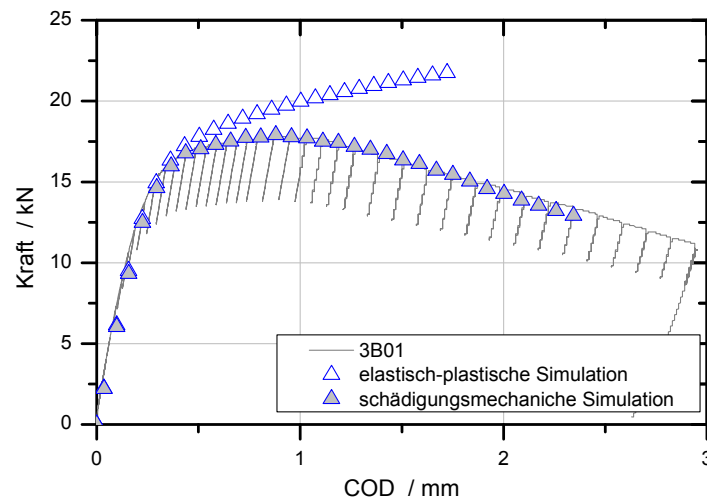


Abb. A47: Last-Aufweitungsverhalten einer mittig aus der Verbindungsnaht (Position I) entnommenen SEB-Probe; Simulation und Versuch

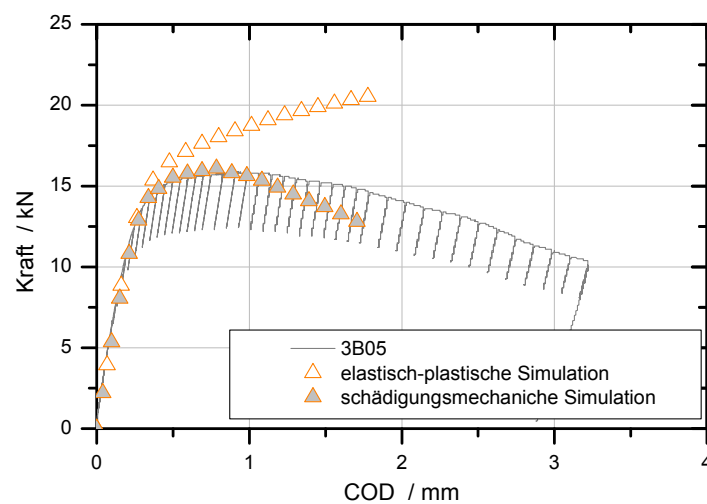


Abb. A48: Last-Aufweitungsverhalten einer in Richtung Austenit versetzt (Position III) entnommenen SEB-Probe aus der Verbindungsnaht; Simulation und Versuch

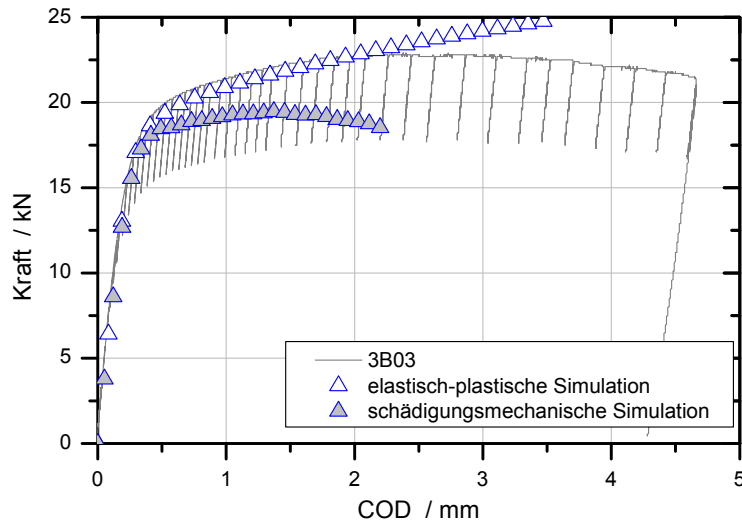


Abb. A49: Last-Aufweitungsverhalten einer aus dem Werkstoffübergang Ferrit/ Pufferung (Interface 1) entnommenen SEB-Probe; Simulation und Versuch

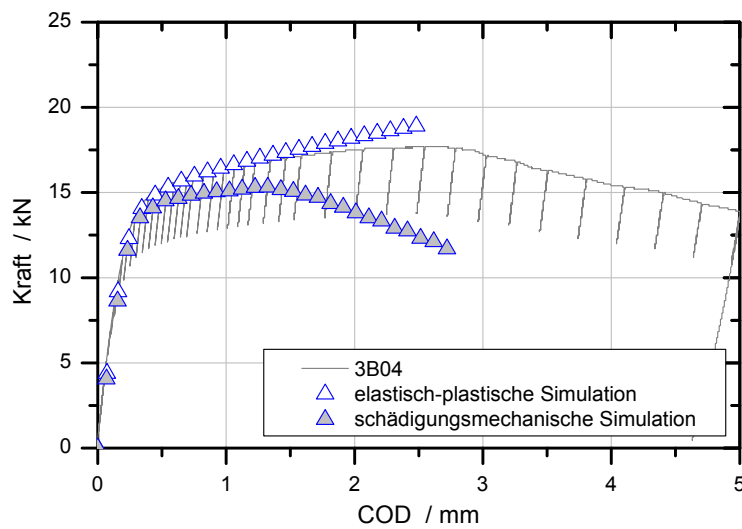


Abb. A50: Last-Aufweitungsverhalten einer aus dem Werkstoffübergang Verbindungsnaht /Austenit (Interface 3) entnommenen SEB-Probe; Simulation und Versuch

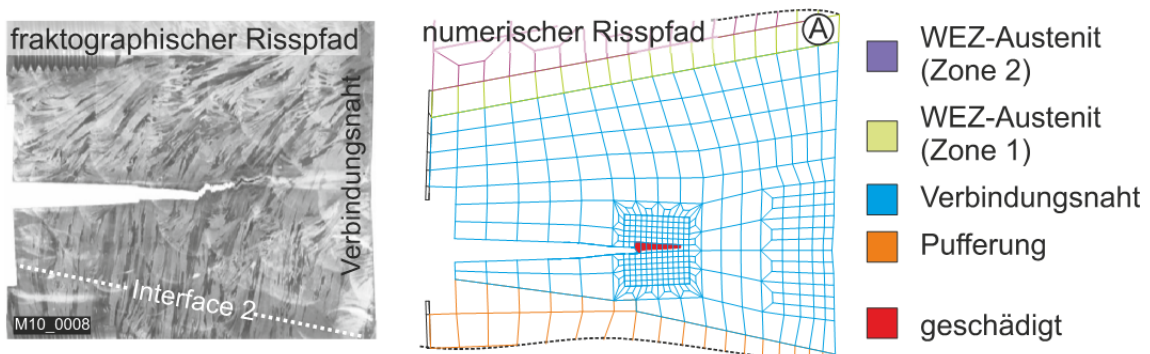


Abb. A51: Numerisch und fraktographisch bestimmte Rissentwicklung in Probenmitte einer in Richtung Pufferung versetzt (Position I) entnommenen SEB-Probe aus der Verbindungsnaht (Auswertungspunkt A der FE Rechnung, siehe Abb. 137)