

**Experimentelle und numerische Analyse des Schädigungsverhaltens von  
Hybridlaserschweißverbindungen**

Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der  
Rheinisch -Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktors der Ingenieurwissenschaften**

genehmigte Dissertation

vorgelegt von **Dipl.-Ing.**

**Aida Nonn**

aus Banja Luka, Bosnien und Herzegowina

**Berichter:** Univ.-Prof. em. Dr.rer.nat. Dr.-Ing. e.h. Winfried Dahl  
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck

Tag der mündlichen Prüfung: 21. August 2009

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online  
verfügbar

## **Danksagung**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Eisenhüttenkunde der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen. Ich bin sehr vielen Personen dankbar, die zu dieser Arbeit auf vielfältiger Weise beigetragen haben.

Mein herzlichster Dank gilt Herrn Professor Winfried Dahl für die sehr motivierende Betreuung mit vielen hilfreichen und konstruktiven Diskussionen, persönliche Unterstützung und Ermutigung. Besonders danke ich auch für das Vertrauen in meine Arbeit und die ansteckende Begeisterung für die Forschung.

Bei Herrn Professor Bleck möchte ich mich für das Vertrauen und die Freiheit bedanken, die er mir bei der Arbeit gewährt hat. Weiterhin danke ich für die zahlreichen Anregungen und die Ermöglichung von Konferenzteilnahmen.

Für sein Interesse an dieser Arbeit und die zügige Durchsicht der Arbeit mit vielen wertvollen und hilfreichen Kommentaren danke ich Herrn Professor Wolfgang Brocks sehr herzlich.

Herrn Dr. Langenberg bin ich für die gute Zusammenarbeit und den Beistand beim europäischen Projekt „Hyblas“ sehr dankbar, auf dem diese Arbeit basiert. Mein großer Dank gilt auch Herrn Dr. Dirk Petring und Dr. Christian Fuhrmann, die mir Schweißverbindungen zur Verfügung gestellt haben.

Dass ich mich primär auf die Forschungsarbeit konzentrieren konnte, danke ich Herrn Dr. Heßling, Frau Tuwet, Frau Olles und Frau Senkbeil für die Übernahme organisatorischer Angelegenheiten. Mein großer Dank gilt allen Mitarbeitern des Instituts, insbesondere Herrn Schilberg, Herrn Römer, Herrn Haßlinger und Herrn Leisten für die Hilfe und Durchführung experimenteller Tätigkeiten. Herrn Tupiec danke ich herzlich für die aufwändige Analyse von REM Bildern. Mein besonderer Dank gilt auch Herrn Schilberg für sein Engagement, wertvolle Ratschläge und stete Hilfsbereitschaft. Gedankt sei auch meinen studentischen Hilfskräften, insbesondere Herrn Jun Zhang und Frau Stefanie Schäfer für ihre Unterstützung und Zuverlässigkeit.

Für freundschaftliches Miteinander, ausgezeichnete Zusammenarbeit und eine durch Hilfsbereitschaft und Vertrauen geprägte Atmosphäre im Raum 313 danke ich ganz herzlich meinen Kollegen Dr. Vitoon Uthaisangsuk, Dr. Gerhard Pariser und Frau Angela Sommer. Frau Sommer danke ich sehr, dass sie mir reibungsloses Arbeiten an den Workstations ermöglicht hat und mich beim Modellieren unterstützt hat. Großen Dank möchte ich Dr. Walter Kaluza und Dr. Jana Heyer aussprechen, dass sie mir den Einstieg am Institut erleichtert haben. Für die Hilfe bei diversen numerischen Problemen danke ich Dr. Dirk Steglich und Dr. Ingo Scheider. Weiterhin danke ich Pawel, Malek, Alex, Markus, Sebastian, Lars, Uli, Silke, Thomas, Annette, Jörg und Claudia für die Unterstützung, wertvolle Diskussionen und die schöne Zeit am Institut.



Ganz besonders möchte ich meinem Ehemann Dr. Christian Nonn danken, für Geduld, Optimismus, Verständnis, und großen Rückhalt bei der Überwindung von großen Durststrecken während des Schreibens.

Mein größter Dank gilt meinen lieben Eltern, die mir meine Ausbildung ermöglicht und mich stets unterstützt haben sowie meiner Schwester Dr. Elma Kerz für ihre Liebe, Unterstützung und wissenschaftliche Energie, die mich besonders in schwierigen Situationen aufgebaut hat.

Aida Nonn

Aachen, November 2009

## Kurzfassung / Abstract

### Experimentelle und numerische Analyse des Schädigungsverhaltens von Hybridlaserschweißverbindungen

Das Hybridlaserschweißverfahren, das Laserstrahl- und Lichtbogenschweißen miteinander kombiniert, wird dank vieler Vorteile, die aus beiden Schweißprozessen resultieren, in verschiedenen industriellen Bereichen zunehmend eingesetzt. Mit der Erweiterung der Anwendungsgebiete steigt auch der Bedarf nach genauer Kenntnis der mechanischen Eigenschaften von Hybridlaserschweißverbindungen (HLSV) und deren Einflusses auf das Bauteilverhalten. Eine genaue Abschätzung des Bruchverhaltens ist erforderlich, um mögliche Sicherheitsreserven besser nutzen zu können und um eine wirtschaftliche und sichere Auslegung von hybridlasergeschweißten Bauteilen zu ermöglichen. Hierzu werden in der vorliegenden Arbeit experimentelle und numerische Untersuchungen des duktilen und spröden Bruchverhaltens von angerissenen HLSV der Baustähle in drei Festigkeitsklassen (S355, EH36 und RQT701) durchgeführt.

Für die numerische Beschreibung der duktilen Rissinitiierung des stabilen Risswachstums kann das mikromechanische GTN (Gurson, Tvergaard und Needleman) Schädigungsmodell erfolgreich angewendet werden. Die erforderlichen Modellparameter werden anhand kombinierter numerischer und experimenteller Untersuchungen (metallographische Analysen und Versuche an Bruchmechanik- und Großzugproben) bestimmt und überprüft. Anschließend kann das bei HLSV und Laserstrahlschweißverbindungen häufig beobachtete Phänomen des Rissauswanderns mit dem verifizierten Modell simuliert und analysiert werden. Die Tendenz zum Rissauswandern wird von der Entwicklung der Spannungsmehrachsigkeit und der plastischen Verformung an der Schmelzlinie stark beeinflusst. Aufgrund des Risswiderstandsanstiegs durch die Vereinigung der Risse im Schweißgut und im Grundwerkstoff wird das Rissauswandern für die Sicherheitsbewertung als positiv eingestuft.

Neben dem duktilen Bruchverhalten wird auch der Einfluss der HLSV auf die Zähigkeitseigenschaften in der Tieflage und im Übergangsbereich mit Versuchen an Bruchmechanikproben und anschließender Auswertung mit dem Mastercurve-Konzept untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass die ermittelte Referenztemperatur  $T_0$  von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, die durch die Änderung der Probengeometrie und der Anfangsrisslänge variiert wird, erheblich abhängt. Mit der Anwendung des zweiparametrischen Bruchkriteriums mittels numerischer Methoden kann eine konservative Prognose des Sprödbbruchverhaltens von Bruchmechanikproben mit niedrigerer Mehrachsigkeit erzielt werden, wobei die Genauigkeit mit steigender Versagenswahrscheinlichkeit zunimmt. Zusätzlich wird das Beremin-Modell zur Beschreibung des Spaltbruchversagens von HLSV überprüft. Daraus wird deutlich, dass eine Abschätzung des Spaltbruchversagens im Übergangsbereich nur durch eine Modifikation des ursprünglichen Modells, z.B. durch die Abhängigkeit des Weibullparameters  $\sigma_u$  von der Temperatur, möglich ist.

Die Sicherheitsbewertung von untersuchten Großzugproben nach der FITNET-Prozedur zeigt, dass die Genauigkeit der Versagensprognose mit der Kenntnis der Eigenspannungen und der Bruchzähigkeiten der Kurzrissproben erhöht werden kann. Mit Hilfe der ausgewählten Anwendungsbeispiele werden die

Vorteile numerischer Schädigungsanalysen gegenüber der FITNET-Prozedur bei der Auslegung von hybridlasergeschweißten Bauteilen demonstriert.

### **Experimental and numerical analysis of damage behaviour of laser-hybrid welds**

The recently observed widespread application of laser-hybrid welding process in different fields of manufacturing industry results from advantages of both laser welding and conventional arc beam welding processes. With growing application of laser-hybrid welding, the demand for characterisation of mechanical properties of laser-hybrid weld and of their influence on the structural performance increases constantly. The accurate fracture prediction is required for the utilisation of possible safety reserves thus providing economical and safe design of components. In the frame of this work experimental and numerical analyses are performed with objective to characterise ductile and brittle fracture behaviour of flawed laser-hybrid welds for three different constructional steels (S355, EH36 und RQT701).

Micromechanically based GTN (Gurson, Tvergaard and Needleman) damage model has been successfully applied for numerical description of crack initiation and crack propagation. The required model parameters are determined and verified by means of combined numerical and experimental investigations (metallographic analyses and tests on the fracture mechanics and Wide Plate specimens). Subsequently, the phenomena of crack path deviation (CPD) frequently observed in laser and hybrid laser welds is numerically simulated and analysed by the verified GTN model. It can be confirmed, that the tendency to CPD depends strongly on the development of stress triaxiality and plastic strains at the interface between base and weld metal. Regarding component safety, the CPD can be evaluated positively due to the crack resistance increase resulting from higher energy consumption necessary for the crack deviation in the base metal.

Besides the ductile fracture behaviour, the influence of the laser-hybrid weld on the toughness properties in low shelf and transition temperature region has been investigated by means of fracture mechanics tests and subsequent evaluation with master curve concept. The results show significant dependence of determined reference temperature  $T_0$  on the stress triaxiality varied by different specimen geometry and initial crack size. The two parameter criterion seems to be suitable to provide a conservative prediction of brittle behaviour of low constraint fracture mechanics specimens and thus flawed hybrid welded components. The accuracy of this prediction becomes higher with increasing failure probability. Furthermore the Beremin-model has been evaluated with respect to describe the onset of cleavage process of laser-hybrid welds. It can be concluded, that the estimation of the cleavage failure is only possible by modifying the original model, e.g. by introducing temperature dependence of the Weibull parameter  $\sigma_u$ .

The safety assessment of investigated Wide Plate specimens according to FITNET procedure shows, that the accuracy of failure prediction can be increased by knowledge of measured residual stresses and toughness values of shallow crack specimens. The advantages of numerical damage analysis for design of hybrid welded components when compared to FITNET procedure are demonstrated on different examples for practical application of laser-hybrid welds.

# Inhalt

<b>1</b>	<b>Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Technik</b> .....	<b>3</b>
2.1	Das Hybrid-Laser-Schweißverfahren.....	3
2.1.1	Prozessbeschreibung.....	3
2.1.2	Typische Fehler in Hybridlaserschweißverbindungen .....	4
2.2	Bruchmechanische Konzepte .....	5
2.2.1	Brucharten und Bruchmechanismen.....	5
2.2.2	Linear-elastische Bruchmechanik .....	7
2.2.3	Elastisch-plastische Bruchmechanik .....	8
2.2.4	Mastercurve-Konzept .....	10
2.3	Numerische Modellierung des Bruchverhaltens.....	11
2.3.1	Duktile Schädigungsmodelle .....	11
2.3.2	Modellierung im Spaltbruch- und Übergangsbereich.....	17
2.4	Sicherheitskonzepte zur Bewertung von Hybrid-Laser-Schweißverbindungen .....	21
2.4.1	FITNET-Prozedur .....	21
2.4.2	Eurocode 3, Teil 1-10 .....	22
<b>3</b>	<b>Aufgabenstellung</b> .....	<b>24</b>
<b>4</b>	<b>Experimentelle Datenbasis</b> .....	<b>27</b>
4.1	Untersuchte Hybrid-Laser-Schweißverbindungen.....	27
4.2	Chemische Analyse.....	28
4.3	Gefüge der Hybrid-Laser-Schweißverbindungen .....	30
4.4	Härtemessungen.....	37
4.5	Mechanische Eigenschaften .....	39
4.6	Metallographische Untersuchungen.....	43
4.7	Kerbschlagbiegeversuche.....	50
<b>5</b>	<b>Modellierung des stabilen Risswachstums</b> .....	<b>59</b>
5.1	Bestimmung von Parametern.....	59
5.1.1	Zellmodellrechnung.....	59
5.1.2	Gekerbte Rundzugproben .....	70
5.1.3	Bruchmechanikversuche .....	78
5.1.4	Anwendung des Kohäsivzonenmodells für den Stahl EH36-15I.....	94
5.1.5	Streuung der Werkstoffeigenschaften für den GW des Stahls RQT701 .....	97

5.2	Überprüfen von Parametern .....	99
5.2.1	Bruchmechanikversuche mit SE(B) Proben.....	99
5.2.2	Großzugversuche.....	102
5.3	Untersuchung des Rissauswanderns .....	110
5.3.1	Einfluss der Risslage auf das Rissauswandern.....	111
5.3.2	Einfluss der Probengeometrie auf das Rissauswandern.....	114
5.4	Schlussfolgerungen.....	118
<b>6</b>	<b>Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich.....</b>	<b>121</b>
6.1	Anwendung des Mastercurve Konzepts .....	122
6.2	Untersuchung des lokalen Spannungszustands bei sprödem Versagen .....	137
6.2.1	Numerische Modellierung .....	137
6.2.2	Fraktographische Untersuchungen .....	139
6.2.3	Analyse der lokalen mechanischen Feldgrößen .....	143
6.2.4	Anwendung des zweiparametrischen Spaltbruchkriteriums .....	146
6.3	Anwendung des Beremin-Modells.....	154
6.3.1	Bestimmung der Parameter.....	155
6.3.2	Anwendung des Beremin-Modells.....	158
6.4	Anwendung des gekoppelten Modells .....	173
6.5	Schlussfolgerungen.....	177
<b>7</b>	<b>Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen.....</b>	<b>181</b>
7.1	Bestimmung von Eigenspannungen für RQT701-20I.....	181
7.2	Sicherheitsbewertung von Großzugproben mit HLSV .....	183
7.3	Eurocode 3, Teil 1-10.....	188
7.4	Anwendungsbeispiele .....	190
7.4.1	Träger-Stütze Verbindung .....	191
7.4.2	Rohr unter Biegebelastung.....	194
7.4.3	Zwei Rohre unter Innendruck .....	197
7.5	Schlussfolgerungen.....	201
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>203</b>
8.1	Zusammenfassung .....	203
8.2	Ausblick .....	206
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>208</b>

## Nomenklatur

Lateinische Symbole	Einheit	Erläuterung
$A$		Hohlraumnukleationsintensität
$A$		Bruchdehnung
$A_g$		Gleichmaßdehnung
$A_v$	J	Kerbschlagarbeit
$A_{v,max}$	J	durchschnittliche Kerbschlagarbeit in der Hochlage
$a$	mm	Risslänge
$a_0$	mm	Anfangs- oder Ermüdungsrisslänge
$\Delta a$	mm	stabile Rissverlängerung
$B$	mm	Probendicke
$B_0$	mm	Probendicke von 1T, d.h. 1 Inch=25.4mm
$C$		werkstoffabhängige Konstante bei Griffithschem Kriterium
$d$	$\mu\text{m}$	Durchmesser des Einschlusses
$E$	MPa	Elastizitätsmodul
$E_1, E_2, E_3$		Hauptdehnungen der Einheitszelle
$E_e$		effektive Dehnung der Einheitszelle
$F$	kN	Kraft
$F_{gy}$	kN	plastische Grenzlast
$f$		Hohlraumvolumenanteil
$f^*$		modifizierter Hohlraumvolumenanteil
$f_0$		Anfangsporosität oder Initialschädigung
$f_c$		kritische Porosität
$f_f$		Hohlraumvolumenanteil bei makroskopischem Versagen
$f_{ij}(\theta)$		Winkelfunktionen
$f_n$		Volumenanteil der neu gebildeten oder der sekundären Hohlräume
$f_u^*$		modifizierter Hohlraumvolumenanteil bei makroskopischem Versagen
$FATT50$	$^{\circ}\text{C}$	Fracture Appearance Transition Temperature 50% Shear Fracture
$h$		Spannungsmehrachsigkeit
$I_n$		Konstante der HRR-Singularität

## Nomenklatur

---

$J$	N/mm	$J$ -Integral, Rissspitzenbelastungsparameter der EPBM
$J_i$	N/mm	$J$ -Wert bei duktiler Rissinitiierung
$K$	MPam <sup>1/2</sup>	Spannungsintensitätsfaktor der LEBM
$K_0$	MPam <sup>1/2</sup>	Skalierungsparameter im MCK
$K_I$	MPam <sup>1/2</sup>	Spannungsintensitätsfaktor im Rissöffnungsmodus I
$K_{IC}, K_{Jc}$	MPam <sup>1/2</sup>	Bruchzähigkeit
$K_{Jc,med}$	MPam <sup>1/2</sup>	Bruchzähigkeit bei $P_f=50\%$
$K_{min}$	MPam <sup>1/2</sup>	Schwellwertparameter nach Wallin
$K_r$		Ordinatenwert des FAD nach CEGB-R6
$l$	µm	Mikrorisslänge
$l_c$	mm	mikrostrukturelle oder charakteristische Länge
$L_r$		Abszissenwert des FAD nach CEGB-R6
$l_x, l_y, l_z$	mm	Länge (Breite), Höhe und Dicke des Finiten Elements
$m$		Weibullmodul oder Weibullexponent
$M_F$		Mismatchverhältnis: Quotient aus Schweißgut- und Grundwerkstofffließgrenze
$n$		Exponent der Ramberg-Osgood-Approximation für Spannungs-Dehnungs-Kurven
$N_p$		Anzahl der Einschlüsse
$P_f$		Spaltbruch-Versagenswahrscheinlichkeit
$q$		Spannungsexponent
$q_1, q_2, q_3$		GTN-Modellparameter
$Q$		Constraintbeschreibender Faktor nach O'Dowd und Shih
$r$	mm	Abstand von der Rissspitze
$R$	MPa	Terme höherer Ordnung
$R_{el}$	MPa	Fließgrenze
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$s_n$		Standardabweichung der Hohlraumnukleation bei $\varepsilon_n$
$T$	°C, K	Temperatur
$t_{8/5}$	s	Zeit für die Abkühlung von 800°C auf 500°C
$T_{stress}$	MPa	$T$ -Spannung, Normalspannungskomponente im Ligament parallel zu den Rissflächen
$T(\delta)$	MPa	Kohäsivspannung
$T_0$	MPa	maximale Kohäsivspannung
$T_{Ed}$	°C	Temperatur der Einwirkungsseite

$T_{min}$	°C	Niedrigste Lufttemperatur
$T_N, T_T$	MPa	Normal- und Scherkomponente der Kohäsivspannung
$T_{Rd}$	°C	Temperatur der Widerstandsseite
$T_0, T_{100}, T_{K100}$	°C	Referenztemperatur aus Mastercurve
$T_{27J}$	°C	Kerbschlagarbeit-Übergangstemperatur
$\Delta T_r$	°C	Strahlungseinfluss
$\Delta T_\sigma$	°C	Einfluss von Spannungssituation, Fehler und Probengeometrie
$\Delta T_{\dot{\epsilon}}$	°C	Dehnrateneinfluss
$\Delta T_{ecf}$	°C	Einfluss einer Kaltverformung
$u$		Verschiebungsvektor
$U$	J/m	potentielle Energie
$V_i, V_j$	mm <sup>3</sup>	Volumen des $i$ -ten und des $j$ -ten Elements
$V_0$	mm <sup>3</sup>	charakteristisches Volumen bezüglich der Spaltbruchmodelle
$V_p$		Volumenanteil der Einschlüsse
$V_{pl}$	mm <sup>3</sup>	Volumen der plastischen Zone
$\Delta V^e$	mm <sup>3</sup>	Volumenzuwachs der Einheitszelle
$W$	mm	Breite
$W$		Verformungsenergiedichte
$x$		$x$ -Koordinate, Richtung parallel zur den Rissflanken
$y$		$y$ -Koordinate, Richtung senkrecht zum Rissufer
$Y$		Geometriekorrekturfunktion

Griechische Symbole	Einheit	Erläuterung
$\alpha$		Konstante der Ramberg-Osgood-Approximation für Spannungs-Dehnungs-Kurven
$\alpha$		Koeffizient bei der Berechnung von $I_0$
$\chi$		Formfaktor des Einschlusses
$\delta$	mm	Separation (Öffnung) des Kohäsivelements
$\delta_0$	mm	maximale Separation des Kohäsivelements
$\delta_1, \delta_2$	mm	Parameter des Separationgesetzes nach Scheider
$\delta_N, \delta_T$	mm	Normal- und Scherseparation des Kohäsivelements
$\epsilon$		Dehnung
$\epsilon_0$		Dehnung bei der Fließgrenze
$\epsilon_v^{pl}$		plastische Vergleichsdehnung



## Nomenklatur

---

$\dot{\varepsilon}^{pl}$	s <sup>-1</sup>	Rate der plastischen Vergleichsdehnung
$\dot{\varepsilon}_{kk}^{pl}$	s <sup>-1</sup>	Rate der plastischen Dehnung infolge von hydrostatischen Spannungen
$\varepsilon_{ij}$		Dehnungstensor
$\varepsilon_n$		plastische Vergleichsdehnung bei Hohlraumneubildung
$\Phi$		Fließpotential
$\Gamma_0$	N/mm	Kohäsivenergie
$\kappa$		Beschleunigungsfaktor des GTN-Modells
$\lambda$	µm	Abstand zwischen den Einschlüssen
$\nu$		Querkontraktionszahl
$\theta$	rad	Winkel um die Rissspitze
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma$	MPa	Fließspannung des ungeschädigten Matrixwerkstoffs
$\sigma_0$	MPa	Fließgrenze
$\sigma_c$	MPa	kritische mikroskopische Spannung
$\sigma_I, \sigma_{\bar{I}}$	MPa	maximale Hauptnormalspannung
$\sigma_v$	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
$\sigma_m$	MPa	hydrostatische Spannung
$\sigma_{\theta\theta}$	MPa	Rissöffnungsspannung
$\sigma_{ij}$		Spannungstensor
$\tilde{\sigma}_{ij}$		dimensionslose Funktionen der Spannungen (1. Term)
$\hat{\sigma}_{ij}$		dimensionslose Funktionen der Spannungen (2. Term)
$\sigma_u$	MPa	Weibull-Referenzspannung
$\sigma_w$	MPa	Weibullspannung
$\Sigma_1, \Sigma_2, \Sigma_3$	MPa	Hauptspannungen der Einheitszelle
$\Sigma_e$	MPa	effektive Spannung der Einheitszelle

### Abkürzungen

ASTM	American Society for Testing and Materials
C(T)	Compact Tension
CTOD	Cracked Tip Opening Displacement
CY	Contained Yielding
DCPD	Direct Current Potential Drop Method
DE(T)	Double Edged Cracked Tension

### Erläuterung

---

DL	Decklage der Schweißnaht
DMS	Dehnungsmessstreifen
EDZ	ebener Dehnungszustand
EPBM	elastisch-plastische Bruchmechanik
FAD	Failure Assessment Diagram
FE	Finites Element
FEM	Finite Element Methode
FITNET	Fitness-for-service Network
FKZ	Feinkornzone
FL,SL	Fusionslinie oder Schmelzlinie
FSP	Ferrit mit sekundärer Phase
GKZ	Grobkornzone
GTN	Gurson-Tvergaard-Needleman
GW	Grundwerkstoff
HLSV	Hybridlaserschweißverbindung
HRR	Hutchinson, Rice, Rosengren
IIW	International Institute of Welding
ILT	Institut für Lasertechnik Aachen
KZM	Kohäsivzonenmodell
LEBM	linear-elastische Bruchmechanik
MAG, MIG	Metall-Aktivgasschweißen, Metall-Inertgasschweißen
MCK	Mastercurve-Konzept
MFT	Micro-Flat-Tensile
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
RA	Rissauswandern
REM	Rasterelektronenmikroskopie
SE(B)	Single Edge Notched Bending
SG	Schweißgut
SINTAP	Structural Integrity Assessment Procedures
SSY	Small Scale Yielding (Kleinbereichsfließen)
UCI	Ultrasonic Contact Impedance
WEZ	Wärmeeinflusszone
WL	Wurzellage der Schweißnaht

# 1 Einleitung

Das Hybridlaserschweißverfahren, das auf der Kombination von Laserstrahl- und Lichtbogenschweißprozess basiert, findet dank zunehmender Entwicklung in letzten Jahren immer größere Anwendung beim Fügen von Stählen in der Fertigungsindustrie. Dieses Verfahren, das von Vorteilen beider gekoppelten Schweißprozesse profitiert, wird bereits mit großem Erfolg in der Schiffsbau- und Baumaschinenindustrie eingesetzt. Mit der Erschließung immer neuer Einsatzgebiete durch weitere Prozessoptimierung steigt der Bedarf nach genauer Charakterisierung des mechanischen Verhaltens von Hybridlaserschweißverbindungen (HLSV). Dieser Wunsch resultiert aus dem Ziel der industriellen Anwendung, eine wirtschaftliche Bauteilauslegung mit der optimierten Ausnutzung der Traglastreserven durchzuführen und gleichzeitig eine ausreichende Sicherheit im Bau- und Betriebszustand zu gewährleisten. Besonderer Schwerpunkt wird dabei auf die Bewertung von Fehlstellen gelegt, die in einer Schweißverbindung häufig nicht zu vermeiden sind und die in Abhängigkeit von den vorliegenden Materialeigenschaften, Abmessungen sowie Belastungs- und Umgebungsbedingungen zu Bauteilversagen führen können. Aus diesen Gründen ist eine bruchmechanische Sicherheitsbewertung wichtig, um die Auswirkung dieser Defekte auf Traglast und die Verformungskapazität der geschweißten Stahlbauteile ausreichend zu kennen.

Vor diesem Hintergrund wurden in Vergangenheit Methoden zur Beschreibung und der Bewertung des Bruchverhaltens von angerissenen Stahlbauteilen entwickelt und zunehmend eingesetzt. Bruchmechanische Methoden, die in der Normen und Vorschriften enthalten sind und seit mehreren Jahrzehnten Anwendung finden, beruhen auf dem Wert der Bruchzähigkeit und führen häufig zu konservativen Abschätzungen der Traglast. Dank der Möglichkeiten numerischer Spannungsanalysen wurden diesen Methoden erweitert, um der Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Geometrie und dem Belastungszustand Rechnung zu tragen. Trotz dieser Erweiterungen können die Mechanismen der Schädigungsentwicklung nur begrenzt wiedergegeben werden. Aus diesen Gründen wurde eine Vielzahl mikromechanischer Modelle entwickelt, die in der Lage sind, sowohl die Mechanismen des Gleitbruchs als auch die des Spaltbruchs zu beschreiben. Der vielversprechende Einsatz dieser Modelle bezüglich der Abschätzung des Bruchverhaltens resultiert in deren ständiger Optimierung und Verbesserung dank der schnell fortschreitenden Entwicklung von Rechner-techniken.

In Rahmen vieler Forschungsprojekte [FAS02], [NEG03], [HEY04] wurden numerische und experimentelle Untersuchungen an den angerissenen laserstrahlgeschweißten Bauteilen unter Anwendung von bruch- und mikromechanischen Ansätzen durchgeführt, mit dem Ziel das Laserstrahlschweißverfahren zu qualifizieren. Die Übertragbarkeit der vorhandenen Ergebnisse auf hybridlasergeschweißte Bauteile ist nur beschränkt möglich, da durch den zusätzlichen Lichtbogenschweißprozess wesentliche Veränderungen bezüglich der Festigkeit, Mikrogefüge und der Nahtgeometrie festgestellt wurden.

Das wesentliche Ziel dieser Arbeit besteht darin, unter Einbeziehung numerischer Modelle eine genaue Abschätzung des Bruchverhaltens von hybridlasergeschweißten Bauteilen zu ermöglichen. Damit soll eine sichere Auslegung von Stahlbauteilen bei gleichzeitiger Vermeidung einer zu konservativen Bewertung erreicht werden. Für die geplanten Untersuchungen standen im Rahmen des europäischen

## 1. Einleitung

---

Projekts „HYBLAS“ die Hybridlaserschweißverbindungen für Baustähle mit Festigkeitsklassen von S355 bis RQT701 und Dicken von 12 bis 20mm zu Verfügung.

Im ersten Teil der Arbeit werden die Mikrostruktur der Hybridlaserschweißverbindungen (HLSV) charakterisiert und die mechanischen Eigenschaften bestimmt. Um mehr Kenntnisse über den Einfluss des Spannungszustandes und der Mikrostruktur auf das duktile Bruchverhalten von HLSV zu erlangen, werden anschließend quasi-statische Versuche an gekerbten Rundzug- und Bruchmechanikproben durchgeführt. Dabei werden die Kerbe und Anfangsrisse in der Schweißnahtmitte betrachtet, da davon ausgegangen wird, dass Schweißnahtdefekte wie z.B. Erstarrungsrisse primär in der Mitte der Schweißnaht entstehen können.

Für die numerische Bestimmung der Rissinitiierung und des stabilen Risswachstums wird das mikromechanische Modell von Gurson, Tvergaard und Needleman (GTN) verwendet, mit dem die Mechanismen der duktilen Schädigung beschrieben werden können. Die Identifikation der Modellparameter erfolgt mittels kombinierter metallographischer und experimenteller Untersuchungen, wobei der Schwerpunkt auf der Ableitung der maßgebenden Gefügeparameter liegt, die mit den Modellparametern korreliert werden können. Die so ermittelten Parameter werden anhand der Risswiderstandsergebnissen aus Bruchmechanikversuchen überprüft und gegebenenfalls angepasst. Eine der wichtigsten Eigenschaften, die die Schädigungsmodelle aufweisen sollen, ist die Übertragbarkeit der Modellparameter auf beliebige Bauteil- und Risskonfigurationen. Zu diesem Zweck wird das Schädigungsmodell zur Bestimmung der Rissinitiierungswerte von bauteilähnlichen Großzugproben eingesetzt. Die Qualität der numerischen Abschätzung des Rissinitiierungszustandes für die Großzugproben wird durch den Vergleich mit den Versuchsdaten bewertet.

Bei der Anwendung von hybridlasergeschweißten Bauteilen bei tiefen Temperaturen steigt die Wahrscheinlichkeit zum Spaltbruch an. Zur Ermittlung der kritischen Spaltbruchzähigkeiten in Abhängigkeit von der Temperatur und der Probengeometrie werden Versuche an Bruchmechanikproben durchgeführt und anschließend mit dem probabilistischen Mastercurve-Konzept ausgewertet. Neben den experimentellen Untersuchungen werden die Spaltbruchmechanismen in den HLSV auch durch die Analyse des lokalen Beanspruchungszustands in der Rissspitzenumgebung mittels numerischer Methoden näher ergründet. Als Spaltbruchmodell bietet sich das statistische Versagensmodell nach Beremin an, das in Bezug auf die Prognose des Spaltbruchs dem Mastercurve-Ansatz gegenübergestellt wird. Ausgehend von diesen Ergebnissen wird die Möglichkeit einer Kombination des GTN-Modells mit dem Beremin-Modell zur Beschreibung des Versagens im Übergangstemperaturbereich untersucht.

Im letzten Teil der Arbeit wird eine Sicherheitsbewertung von Großzugproben basierend auf experimentellen und numerischen Zähigkeitskennwerten durchgeführt. Zusätzlich wird das Schädigungsverhalten von realen Bauteilen mit dem duktilen Schädigungsmodell bestimmt und anschließend bewertet. Basierend auf diesen Ergebnissen sollen die Vorteile der Anwendung von wirklichkeitsnahen Werkstoffmodellen bezüglich der Ausnutzung des Werkstoffpotentials bei der Auslegung von hybridlasergeschweißten Bauteilen aufgezeigt werden.

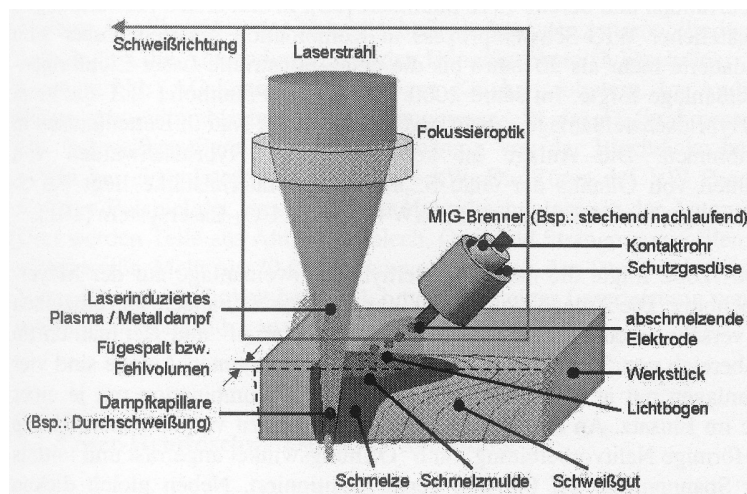
## 2 Stand der Technik

Das Hauptziel dieser Arbeit besteht in der Untersuchung des Bruchverhaltens von hybridlasergeschweißten Proben und in der numerischen Beschreibung dieses Verhaltens mit Hilfe der vorliegenden Schädigungsmodelle. In diesem Kapitel werden die wichtigsten Begriffe erklärt, um die erzielten Ergebnisse besser verstehen zu können. Nach der kurzen Vorstellung des Hybrid-Laser-Schweißverfahrens werden die bruchmechanischen Konzepte und die in der letzten Zeit häufig verwendeten numerischen Modelle zur Beschreibung des experimentell beobachteten Bruchverhaltens erläutert. Zum Schluss werden die gängigen Sicherheitskonzepte dargestellt, mit denen eine Bewertung von angerissenen hybridlasergeschweißten Bauteilen möglich ist.

### 2.1 Das Hybrid-Laser-Schweißverfahren

#### 2.1.1 Prozessbeschreibung

In den letzten Jahren wird das Hybridlaserschweißverfahren vor allem wegen der Flexibilität, Leistungsfähigkeit und Robustheit in verschiedenen Industriebereichen zunehmend eingesetzt. Bei diesem Verfahren wird der Prozess des Laserstrahlschweißens mit dem des Metall-Schutzgas-Schweißens (MSG) gekoppelt, wobei die dem jeweiligen Prozess zugehörigen Energieträger, der Laserstrahl und der Lichtbogen eine gemeinsame Schmelze erzeugen, s. **Bild 2.1**.



**Bild 2.1:** Prinzip des Laser-MSG-Hybrid-Schweißprozesses [FUH07]

Als Ergebnis dieser Kopplung profitiert das Hybridlaserschweißverfahren von den Vorteilen beider Prozesse. Die aus dem MSG-Schweißen resultierenden Vorteile sind hohe Prozessstabilität, bessere Spaltüberbrückbarkeit bei niedrigerer Laserstrahlleistung, niedrigere Anforderungen bezüglich der Nahtvorbereitung und der mögliche Einsatz von Zusatzdraht. Die Vorteile aus dem Laserstrahlschweißen äußern sich in der schmalen Schweißnaht und Wärmeeinflusszone, geringem Wärmeeintrag, niedrigen Eigenspannungen, hoher Prozessgeschwindigkeit und minimalem Verzug der Werkstücke. Der Laserstrahl ermöglicht aufgrund sehr großer Leistungsdichte einen Tiefschweißprozess, bei dem einlagiges Schweißen von Dicken bis 30mm realisierbar ist. Die Kopplung von beiden Prozessen führt durch die große Anzahl an möglichen Parametern zur besseren

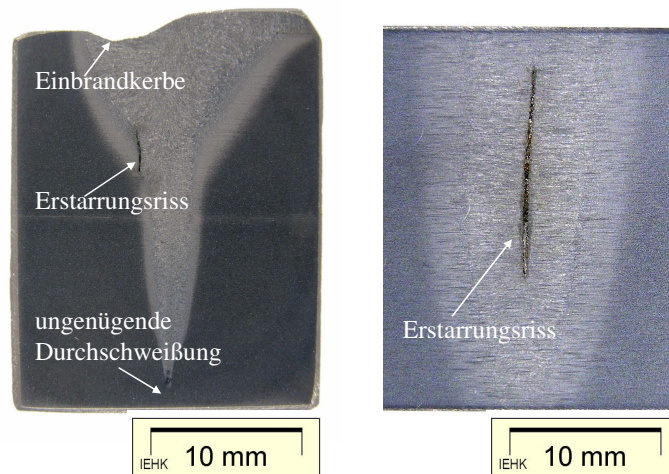
Anpassung des Schweißprozesses an die Anforderungen, die sich aus der Konstruktion, dem Werkstoff oder dem Herstellungsprozess ergeben. Allerdings wird dabei die Kenntnis über den Einfluss der einzelnen Parameter auf den Schweißprozess und deren Wechselwirkung vorausgesetzt.

Während die Nahtgeometrie von der Fokusslage beeinflusst wird, hängt die Nahtqualität beim Hybridlaserschweißverfahren im Wesentlichen von der Nahtvorbereitung ab [FUH07]. Unterschiedliche Anordnungen zwischen Laser und Lichtbogen können durch die Variation des Anstellwinkels, des Abstands und der Führung des MIG/MAG-Brenners (stechend oder schleppend) eingestellt werden. Die optimierte Anordnung wird anhand des vorliegenden Werkstoffs, der Bauteilgeometrie und der Oberflächenbeschaffenheit gewählt.

### 2.1.2 Typische Fehler in Hybridlaserschweißverbindungen

Die Qualität der erstellten Hybridlaserschweißverbindung (HLSV) kann in Abhängigkeit von der Art, Größe und Verteilung der auftretenden Fehler stark beeinträchtigt werden. Als besonders kritische Fehler werden flache rissartige Defekte eingestuft, die zur Verminderung der Tragfähigkeit vor allem bei zyklischer Belastung oder zum plötzlichen Versagen, wenn sie sich in spröden Zonen (z.B. WEZ oder SG) befinden, führen können. Zu diesen Defekten gehören:

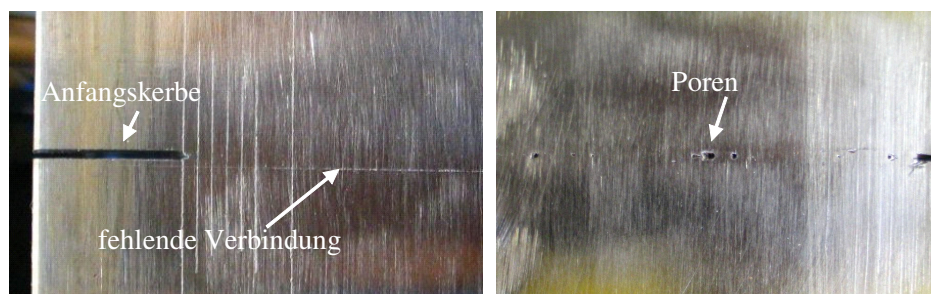
- Erstarrungsrisse, s. **Bild 2.2**: Diese Risse treten meistens in der Schweißnahtmitte auf. Während des Erstarrungsprozesses wird eine niedrig schmelzende und verunreinigte Phase (Restschmelze) vor den beidseitigen Kristallisationsfronten Richtung Nahtmitte her geschoben. Da die eingeschlossene und noch nicht erstarrte Restschmelze die Schrumpfspannungen nicht aufnehmen kann, bilden sich die Erstarrungsrisse. Mit der Wahl von geeigneter Schweißnahtvorbereitung, Schweißparametern (z.B. Schweißgeschwindigkeit, Streckenenergie, Art der Energieeinbringung) und optimierter Stahlzusammensetzung (z.B. Art der Ausscheidung) lässt sich die Neigung zur Entstehung von Erstarrungsrisen deutlich reduzieren. In [FUH07] wird die HLSV in drei Bereiche nach dem Erstarrungsrisserisiko unterteilt. Während der in der Decklage MAG-dominierte Bereich mit aufsteigenden Dendriten wenig gefährdet ist, weist der laserdominierte Bereich mit äquiauxialen Dendriten erhöhte Tendenz zur Erstarrungsrissebildung auf. Für den dritten Bereich in der Wurzellage mit dem zur Wurzeloberfläche gerichtetem Dendritenwachstum liegt ebenfalls geringes Risiko vor.
- fehlende Verbindung (Bindefehler), s. **Bild 2.3**: Diese Fehler entstehen, wenn ein Teil der Naht nicht aufgeschmolzen wird. Einer der Gründe, der zu Bindefehlern führen kann, ist z.B. ungenaue Positionierung des Laserstrahls oder des Schweißbrenners.
- ungenügende Durchschweißung, s. **Bild 2.2**: Der Wurzelbereich wird aufgrund der unzureichenden Schweißenergie nicht vollständig verschweißt.



**Bild 2.2:** Typische Defekte (Erstarrungsrisse u. a.) in HLSV bei 25mm Blechdicke

Im Vergleich zu flachen Fehlern sind andere Fehlerarten, wie z.B. Schweißnahtporen, bezüglich der schädlichen Auswirkung auf das mechanische Verhalten und möglicher Gefährdung der Bauteilsicherheit weniger kritisch. Durch das Festigkeitsovermatching werden im SG vorliegende Fehler vor Belastung geschützt, [HEY04]. Die Gase von verunreinigten Oberflächen oder Gase, denen das Entweichen während des Schweißprozesses nicht gelingt, stellen mögliche Ursachen für das Auftreten von Schweißnahtporen dar. Folgende Arten von Poren werden unterschieden:

- kugelförmige Poren, deren maximale Durchmesser zwischen wenige Zehntel bis 2mm variieren kann, sind entweder gleichmäßig verteilt oder treten vereinzelt ohne bevorzugte Tiefe auf.
- wurmförmige Gasblasen werden meistens vereinigt unterhalb der Oberfläche in der breitesten Zone der Schweißnaht gefunden und sind wahrscheinlich Folge des MAG Prozesses.
- Porosität, s. **Bild 2.3**: Dazu gehören kleinere Poren unterschiedlicher Form mit dem Durchmesser bis 1mm. Diese Poren sind auf das Laserstrahlschweißprozess zurückzuführen, wenn die Gase über die Dampfkapillare (keyhole) nicht entweichen können.



**Bild 2.3:** Fehler in HLSV bei der Vorbereitung von DE(T) Proben

## 2.2 Bruchmechanische Konzepte

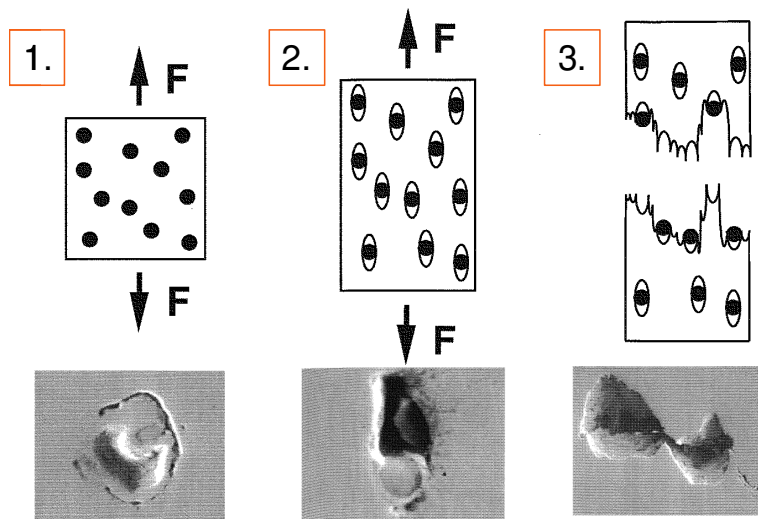
### 2.2.1 Brucharten und Bruchmechanismen

Bei den Brucharten wird je nach dem Grad der makroskopischen Verformung zwischen Spröd- und Zähbruch unterschieden. Als Sprödbruch wird das verformungsarme Versagen eines Bauteils mit dem instabilen Verlauf bezeichnet, bei dem der plastische Anteil bei überwiegend elastischer

Gesamtverformung stark beschränkt ist. Für den Spröbruch verantwortlicher Mechanismus ist ein Spaltbruch. Im Gegensatz zum Spröbruch können beim Zähbruch plastische Verformungen des Bauteils beobachtet werden. Die aktiven Mechanismen hinter dieser Bruchart, die sowohl instabil als stabil verlaufen kann, sind Spalt-, Gleitbruch oder Kombination aus beiden.

Ausgehend von dem Erscheinungsbild der Bruchfläche wird zwischen zwei Bruchmechanismen unterschieden, Spaltbruch und Gleitbruch. Die Rissausbreitung infolge des Spaltbruchs ist instabil und findet entweder entlang von Kristallgitterebenen (transkristallin) oder entlang der Korngrenzen (interkristallin) statt. Das fraktographische Erscheinungsbild des transkristallinen Spaltbruchs ist durch die fächerartige Bruchverlaufslinien (sog. „river patterns“), die von der Stelle der Spaltbruchinitiierung ausgehen, charakterisiert. Häufig sind mehrere solche Stellen auf der Bruchfläche zu identifizieren. Die transkristalline Spaltbruchfläche mit den Bruchverlaufslinien ist Folge der Bruchorientierung an energetisch bevorzugten Spaltebenen. Der Prozess des Spaltbruchversagens setzt sich aus drei Phasen zusammen, Bildung und Wachstum des Mikrorisses durch das Korn und anschließendes Überschreiten der Korngrenzen. Der Mikroriss kann sich an den Ausscheidungen, z.B. Zementitlamellen [HON95], Einschlüssen oder durch den Versetzungsaufstau an einer Korngrenze [DAH93] bilden. Bei einem Hindernis in Form von Korngrenzen kann der wachsende Mikroriss entweder arretieren und abstumpfen oder er kann sich nach dessen Überwindung weiter ausbreiten. Dies hängt vor allem von den vorliegenden energetischen Bedingungen ab. Falls eine weitere Ausbreitung des Mikrorisses erfolgt, ist ein erneuter Arrest nur bei inhomogener Verteilung der Spannungen, der Temperatur oder der Mikrostruktur möglich [ROO06].

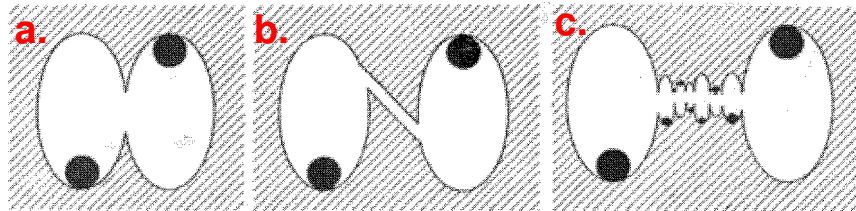
Der Gleit- oder Wabenbruch verläuft stabil und resultiert aus dem lokalen Abgleiten von Versetzungen auf den dichtest gepackten Kristallgitterebenen. Demnach steht dieser Bruchmechanismus in Zusammenhang mit dem Auftreten größerer plastischen Verformungen. Das fraktographische Erscheinungsbild zeigt Grübchen unterschiedlicher Größe und Form. Der Bruchprozess kann in drei mikromechanischen Stufen aufgeteilt werden, Hohlraumstehung, Hohlraumwachstum und Hohlraumvereinigung, die zur Wabenstruktur der Bruchfläche führen, s. **Bild 2.4**.



**Bild 2.4:** Mikromechanische Phasen des Gleitbruchs, Bildung von Hohlräumen (1), Wachsen der Hohlräume (2) und Hohlraumvereinigung (3) nach [SEI92]



In den meisten Fällen findet die Hohlräumentstehung an nicht-metallischen Einschlüssen und Partikeln statt, die entweder durch den Bruch versagen oder sich von der umgebenden Werkstoffmatrix ablösen. Das Ablösen ist typisch für kugelförmige Einschlüsse, während der Bruch als Hohlräumbildung häufig bei Zweitphasenteilchen mit nadelförmiger und gestreckter Form auftritt. Die Hohlräumwachstumsrate und damit auch die resultierende Hohlräumform hängen wesentlich von der Höhe der plastischen Verformungen und der Spannungsmehrachsigkeit ab. Beim Zusammenwachsen der Hohlräume existieren drei mögliche Mechanismen, **Bild 2.5**. Im Fall, dass der Werkstoff nur eine Population der großen Einschlüsse enthält, wird die Hohlräumvereinerung durch lokales Einschnüren der Werkstoffbrücken zwischen den Hohlräumen oder durch die Abschervorgänge im Matrixmaterial ausgelöst. Das Gefüge der modernen Stahlliegierungen enthält aber mehrere Populationen der Partikel mit unterschiedlicher Größe, die zur Entstehung von Hohlräumen beitragen. In diesen Stählen liegt vor allem bei gutem Reinheitsgrad der dominierende Mechanismus in der Bildung von Sekundärhohlräumen, die eine Verbindung zwischen den großen Primärhohlräumen herstellen.



**Bild 2.5:** Hohlräumvereinerung mit drei möglichen Mechanismen, lokales Einschnüren der Werkstoffbrücken (a), Entstehung von Scherbändern (b) und Bildung von Sekundärhohlräumen (c) nach [SEI92]

### 2.2.2 Linear-elastische Bruchmechanik

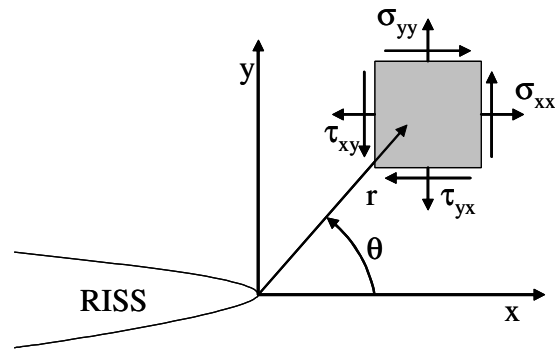
Der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  dient als Bruchmechanikparameter zur Beschreibung der Spannungsfelder vor der Risspitze in einem linear-elastischen Material. Für eine unter Zug beanspruchte unendlich große Platte mit durchgehendem Riss ergibt sich der  $K$ -Faktor nach:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.1)$$

Mit dem Index  $I$  des  $K$ -Faktors wird der Rissöffnungsmodus unter Normalspannungskomponente bezeichnet. Um die endlichen Abmessungen der realen Probengeometrie zu berücksichtigen, wird der Ausdruck in Gleichung (2.1) mit dem Geometriefunktion  $Y$  korrigiert. Die einzelnen Komponenten des Spannungstensors vor der Risspitze haben im 2D-Fall unter Einbeziehung des Faktors  $K$  und basierend auf der von Williams [WIL57] durchgeführten Reihenentwicklung folgende Form [RIC74]:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T_{stress} \delta_{1i} \delta_{1j} + R_{ij} \quad (2.2)$$

In dieser Gleichung sind  $r$  der radiale Abstand von der Risspitze und  $f_{ij}(\theta)$  vom Winkel  $\theta$  abhängige Funktionen, s. **Bild 2.6**.



**Bild 2.6:** Spannungen vor der Risspitze in linear-elastischem Material

Mit dem ersten Term wird für  $r \rightarrow 0$  die Singularität der Spannungen der Form  $1/\sqrt{r}$  ausgedrückt. Die Terme höherer Ordnung ( $R_{ij}$ ) verschwinden an der Risspitze. Die  $T$ -Spannung ( $T_{stress}$ ) im zweiten Term beschreibt eine Normalspannungskomponente, die in der Ligament-Richtung wirkt. Die Größe der  $T$ -Spannung wirkt sich sowohl auf die Ausbildung der plastischen Zone als auch auf deren Form aus. Mit der Abnahme der  $T$ -Spannung wird die Entwicklung der plastischen Zone zu kleineren Winkeln um die Risspitze verschoben. Während bei den Proben mit tiefem Riss und unter Biegebeanspruchung  $T$ -Spannungen nahe Null bestimmt werden, sind in Kurzrisssproben unter Zugbelastung negative Werte vorzufinden. Basierend auf diesem Zusammenhang wird die  $T$ -Spannung als Constraint Parameter zur Quantifizierung der Risspitzenfelder in realen Strukturen herangezogen. Der Bereich um die Prozesszone, in dem der  $K$  Faktor gültig ist, wird als  $K$ -bestimmtes Feld bezeichnet. Dabei definiert die Prozesszone den Bereich an der Risspitze mit großen Deformationen. Die Sicherheit eines Bauteils ist gewährleistet, wenn der  $K$ -Faktor kleiner als der kritische Wert  $K_{IC}$  ist, mit dem die Bruchzähigkeit des Materials in Abhängigkeit von der Temperatur, der Dehnrates und des Werkstoffs gekennzeichnet wird.

Neben rein linear-elastischem Materialverhalten kann die Gleichung (2.2) auch zur Beschreibung des Spannungsfeldes bei sehr kleinen plastischen Zonen (Small Scale Yielding-SSY) angewendet werden.

Mit zunehmender Entwicklung von plastischen Zonen, verliert die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) ihre Gültigkeit, wenn der Zusammenhang zwischen der aufgebrachten Last und den Spannungen vor der Risspitze nicht mehr linear ist. Das Bauteil befindet sich im Zustand „Contained Yielding“ (CY), wenn die Ausdehnung der plastischen Zone über einen großen Teil des Ligaments ausgenommen der Ränder stattgefunden hat. Um die Risspitzenfelder bei diesen plastischen Zonen zu beschreiben, werden anstelle des  $K$  Faktors elastisch-plastische Bruchmechanikparameter, wie  $CTOD$  (Crack Tip Opening Displacement) oder  $J$ -Integral verwendet.

### 2.2.3 Elastisch-plastische Bruchmechanik

Während mit dem  $CTOD$  die Verschiebung der Rissflanken im Bereich der Risspitze charakterisiert wird, stellt das  $J$ -Integral eine Energiegröße dar, mit der die umgesetzte Energie bei einer Rissausbildung ausgedrückt wird. Nach [RIC68-1] wird  $J$  als Linienintegral mit geschlossenem Integrationsweg um eine Risspitze definiert:

$$J = \int_s \left\{ W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right\} \text{ mit } W = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2.3)$$

Hier ist  $s$  eine gewählte Kontur um die Rissspitze,  $W$  die Verformungsenergiegedichte,  $ds$  ein Linienelement von  $s$ ,  $T_i$  auf den Linienvektor wirkender Spannungsvektor,  $u$  der Verschiebungsvektor des Weges  $s$  und  $x$  die Rissausbreitungsrichtung. Für SSY ist  $J$  nur in der Rissspitzennähe von der gewählten Kontur abhängig. Mit steigender Plastizität kann die Unabhängigkeit des  $J$ -Integrals von dem Integrationsweg nur bei einer ausreichend großen Entfernung von der Rissspitze erreicht werden. Das  $J$ -Integral eignet sich zur Beschreibung der lokalen Rissspitzenfelder bis zum Zustand Contained Yielding. Danach kann das  $J$ -Integral als Bruchkriterium nur unter der Voraussetzung eingesetzt werden, dass eine strikt konservative Bewertung eingehalten wird [AUR87]. Analog zum  $K$ -bestimmten Feld wird auch der Bereich um die Rissspitze, wo eine gültige Anwendung von  $J$  möglich ist, als  $J$ -dominierte Zone bezeichnet.

Die Ermittlung des  $J$ -Integrals nach Gleichung (2.3) kann nur mittels numerischer Methoden durchgeführt werden. Die experimentelle Auswertung des  $J$ -Integrals erfolgt an Datensätzen aus den Last-Verformungsaufnahmen entsprechend der Formel:

$$J = \frac{-1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (2.4)$$

Hier drückt der Term  $\partial U / \partial a$  die Änderung der Energie bei einer Rissverlängerung aus und  $B$  ist die Probenbreite. Für die Sicherheitsbewertung kann das  $J$ -Integral in Abhängigkeit von der Belastung, Geometrie und Werkstoffeigenschaften mit den Prozeduren, wie EFAM ETM [SCH98] oder FITNET [FIT06], abgeschätzt werden. Der Sicherheitsnachweis in der elastisch-plastischen Bruchmechanik ist erbracht, wenn der Werkstoffwiderstand  $J_{Material}$  von der Rissspitzenbelastung  $J_{Bauteil}$  bei dem angerissenen Bauteil nicht überschritten wird.

Das Spannungsfeld an der Rissspitze in elastisch-plastischem Material kann unter Einbeziehung der Werkstoffverfestigung und des  $J$ -Integrals mit den Gleichungen von Hutchinson [HUT68] und Rice und Rosengren [RIC68-2], den sog. HRR-Felder, bestimmt werden. Die zugrunde liegende Spannungs-Dehnungskurve wird in die Form des Potenzansatzes nach Ramberg und Osgood [RAM45] überführt:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.5)$$

In dieser Gleichung sind  $n$  und  $\alpha$  die Konstanten,  $\sigma$  die wahre Spannung,  $\varepsilon$  die wahre Dehnung,  $\sigma_0$  die Fließspannung,  $\varepsilon_0$  die korrespondierende Fließdehnung. Um den Einfluss der Proben- oder Rissgeometrie bei der Spannungsberechnung vor der Rissspitze zu berücksichtigen werden die Spannungen des HRR-Feldes mit dem zusätzlichen Parameter  $Q$  erweitert, [ODO91] und [SHA91]:

$$\sigma_{ij}^{HRR}(r, \theta) = \sigma_0 \left( \frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) + Q \sigma_0 \left( \frac{r \sigma_0}{J} \right)^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, n) + R_{ij} \quad (2.6)$$

Der erste Term der Gleichung repräsentiert das HRR Feld, wobei  $I_n$  eine von der Verfestigung  $n$  abhängige Größe ist. Die Singularität der Spannungen an der Risspitze der Form  $1/r$  zeigt die Abhängigkeit von dem Exponenten  $n$ . Die Zunahme des Exponenten  $n$  mit abnehmender Verfestigung resultiert in der Verkleinerung der von  $J$  dominierten Zone [BET91]. Während  $R$  wiederum für die Terme höherer Ordnung steht, enthält der zweite Term den dimensionslosen Parameter  $Q$  und den Exponenten  $q$ . Die Variablen  $\tilde{\sigma}_{ij}$  und  $\hat{\sigma}_{ij}$  sind dimensionslose Funktionen von  $\theta$  und  $n$ . Der Parameter  $Q$  entspricht der normierten Differenz zwischen den Rissöffnungsspannungen  $\sigma_{\theta\theta}^{HRR}$  des HRR-Feldes und  $\sigma_{\theta\theta}$  der realen Struktur, die in einem Abstand  $r\sigma_0/J=2$  von der Risspitze und bei  $\theta=0$  ausgewertet werden.

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\theta\theta}^{HRR}}{\sigma_0} \text{ bei } \frac{r\sigma_0}{J} = 2, \theta = 0 \quad (2.7)$$

Die Rissöffnungsspannungen  $\sigma_{\theta\theta}^{HRR}$  des HRR-Feldes können mittels der in tabellarischer Form vorliegenden Werte berechnet werden [BRO90]. Der Abstand ist mit  $r\sigma_0/J=2$  so gewählt, dass die Auswertung außerhalb des Bereichs der großen Deformationen aber innerhalb der  $J$ -dominierten Zone erfolgt. Analog zur  $T$ -Spannung bedeutet ein positiver  $Q$  Parameter einen hohen Constraint, der das duktile Hohlräumwachstum vorantreibt. Je mehr sich der  $Q$  Parameter von der Null Richtung negative Werte entfernt, umso kleiner wird der Constraint in dem Bauteil.

Einen weiteren Parameter zur Quantifizierung des Constraintzustandes stellt die Spannungsmehrachsigkeit  $h$  dar, die als Verhältnis aus der hydrostatischen Spannung  $\sigma_m$  und der Vergleichsspannung nach von Mises  $\sigma_v$  definiert wird:

$$h = \frac{\sigma_m}{\sigma_v} \quad (2.8)$$

Mit der Zunahme des Constraints in einer Struktur steigt der Parameter  $h$  an, dem eine große Bedeutung zur Beschreibung der duktilen Schädigung beigemessen wird.

### 2.2.4 Mastercurve-Konzept

Das von Wallin [WAL92] entwickelte Mastercurve-Konzept ist eine statistische Auswerteprozedur, die eine Bewertung des Bruchverhaltens in der Tieflage und im unteren Übergangsbereich ermöglicht. Dieses Konzept ist in ASTM E 1921 [AST02] enthalten und liefert die Sprödbbruchwahrscheinlichkeit in Form einer Bruchzähigkeits-Temperatur-Kurve, deren Lage über eine werkstoffabhängige Referenztemperatur  $T_0$  definiert ist. Diese Temperatur kann mittels weniger Versuche mit Bruchmechanikproben bestimmt werden, wobei ein bestimmtes Maß an stabilem Risswachstum zugelassen wird.

Die kumulative Bruchwahrscheinlichkeit  $P_f$  lässt sich mit einer 3-parametrischen Weibull-Verteilung berechnen:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{Jc} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^m\right) \quad (2.9)$$

Dabei ist  $m=4$  der Weibullmodul,  $K_0$  der Skalierungsparameter, der dem  $K_{Jc}$  Wert bei einer Versagenswahrscheinlichkeit von 63.2% entspricht,  $K_{min}=20\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  die untere Belastungsschranke, unterhalb der kein Auftreten von Sprödbruch möglich ist und  $K_{Jc}$  die kritische Bruchzähigkeit, die bei Annahme eines ebenen Dehnungszustands (EDZ) und basierend auf dem  $J$ -Integral ermittelt wird:

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{J_c \cdot E}{1-\nu^2}} \quad (2.10)$$

Die Temperaturabhängigkeit der kritischen Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  lässt sich durch Umstellen von Gleichung (2.9) wie folgt ausdrücken:

$$K_{Jc}(T) = K_{min} + (K_0 - K_{min}) \cdot \left[ \ln\left(\frac{1}{1-P_f}\right) \right]^{\frac{1}{m}} \quad (2.11)$$

Die Temperaturabhängigkeit der Mastercurve ist durch den Medianwert der Bruchzähigkeit  $K_{Jc,med}$  gegeben, die sich bei einer Bruchwahrscheinlichkeit von  $P_f=50\%$  ergibt:

$$K_{Jc,med} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019 \cdot (T - T_0)] \quad (2.12)$$

Die Anwendung des Mastercurve-Konzepts erfordert die Bestimmung von mindestens sechs  $K_{Jc}$ -Werten innerhalb des Gültigkeitsbereichs. Das Mastercurve-Konzept geht von dem „Weakest-link“ Ansatz aus, bei dem das Versagen einer Schwachstelle im hochbeanspruchten Volumen zum Versagen der gesamten Struktur führt. Da die Wahrscheinlichkeit des Auftretens einer Schwachstelle mit der steigenden Rissfrontlänge zunimmt, werden die Bruchzähigkeiten  $K_{Jc(B)}$ , die an unterschiedlich dicken Proben ermittelt sind, auf die Referenzprobe mit der Dicke  $B_0=1T=25.4\text{mm}$  normiert:

$$K_{Jc(B_0)} = K_{min} + (K_{Jc(B)} - K_{min}) \cdot \left[ \frac{B}{B_0} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (2.13)$$

Das Mastercurve-Konzept wird in dieser Arbeit eingesetzt, um die Abhängigkeit der Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  und somit der Referenztemperatur  $T_0$  von der Probengeometrie und der Risstiefe zu untersuchen, die sich für die Bruchmechanikproben mit der HLSV ergeben. Darüber hinaus wird die nach dem Mastercurve-Konzept berechnete Versagenswahrscheinlichkeit mit den Ergebnissen der numerischen Modellierung verglichen.

## 2.3 Numerische Modellierung des Bruchverhaltens

### 2.3.1 Duktile Schädigungsmodelle

Im Folgenden werden zwei duktile Schädigungsmodelle vorgestellt, die bei der Modellierung des stabilen Risswachstums verwendet werden. Diese Modelle sind Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) Schädigungsmodell und das Kohäsivzonenmodell (KZM). Der Unterschied zwischen den beiden Modellen ist, dass das GTN-Modell zu den mikromechanisch basierten Modellen gehört, während das KZM Modell ein phänomenologisches Modell ist. Daraus resultiert der wesentliche Vorteil des GTN-Modells, der darin besteht, dass eine mikromechanische Betrachtung der Schädigungsentwicklung mit zunehmender Belastung möglich ist. Der Nachteil des GTN-Modells ist die Anzahl der erforderlichen

Parameter. Außerdem ist das GTN-Modell auf die duktile Schädigung begrenzt, während das KZM sowohl für das spröde als auch das duktile Bruchverhalten anwendbar ist.

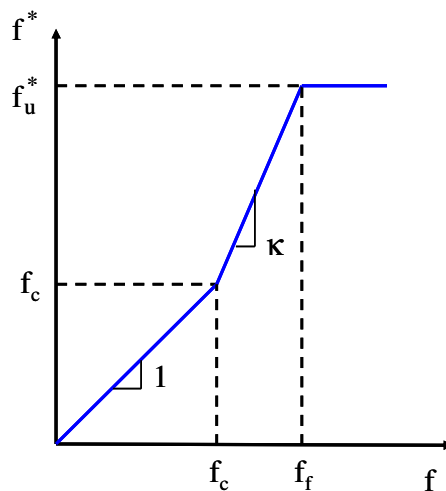
GTN-Schädigungsmodell

Mit Hilfe des Gurson-Tveergaard-Needleman (GTN) Schädigungsmodells werden die Bildung, das Wachstum und die Vereinigung von Hohlräumen während des stabilen Risswachstums beschrieben. Dieses Modell basiert auf dem mit Schädigungsparametern erweiterten von Mises Fließkriterium, das mit der folgenden Gleichung erfasst wird [TVE84]:

$$\Phi(\sigma_m, \sigma_v, f^*) = \frac{\sigma_v^2}{\sigma^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma}\right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0 \tag{2.14}$$

In dieser Gleichung ist  $\sigma_v$  die von Mises Vergleichsspannung,  $\sigma_m$  die hydrostatische Spannung und  $\sigma$  die Fließspannung des ungeschädigten Matrixwerkstoffs, die von der plastischen Dehnung abhängt. Die Koeffizienten  $q_1$ ,  $q_2$  und  $q_3$  stellen die phänomenologisch begründeten Parameter dar, die von Tveergaard [TVE82-1] zur Berücksichtigung der Wechselwirkung zwischen den benachbarten Zellen eingeführt wurden. Die ursprüngliche Gleichung nach Gurson [GUR77] enthielt weder die Koeffizienten  $q_1$ ,  $q_2$  und  $q_3$  noch den modifizierten Hohlraumvolumenanteil  $f^*$ . Der in der ursprünglichen Gleichung enthaltene Hohlraumvolumenanteil  $f$  wurde von Tveergaard und Needleman [TVE84] durch  $f^*(f)$  ersetzt, um dem Tragfähigkeitsverlust infolge der Hohlraumvereinigung Rechnung zu tragen. Die Gleichung zur Berechnung von  $f^*(f)$  lautet:

$$f^* = \begin{cases} f & \text{für } f \leq f_c \\ f_c + \kappa(f - f_c) & \text{für } f_c < f < f_f \text{ mit } \kappa = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c} \\ f_u^* & \text{für } f \geq f_f \end{cases} \tag{2.15}$$



**Bild 2.7:** Der modifizierte Hohlraumvolumenanteil  $f^*(f)$

Der modifizierte Hohlraumvolumenanteil  $f^*$  ist gleich dem Hohlraumvolumenanteil  $f$  bis zum Erreichen der kritischen Porosität  $f_c$ , s. **Bild 2.7**. Danach findet beschleunigtes Risswachstum statt, das

mit dem Beschleunigungsfaktor  $\kappa$  quantifiziert wird. Das Versagen oder der Tragfähigkeitsverlust tritt schließlich mit der totalen Schädigung  $f_u^*$  auf.

Im unbelasteten und unbeschädigten Zustand nimmt  $f^*$  den Wert der Anfangsporosität  $f_0$  an, die aus der metallographischen Analyse des Gefüges abgeleitet werden kann. Der Parameter beim Einsetzen der Hohlraumvereinerung wird als kritische Porosität oder als kritischer Hohlraumvolumenanteil  $f_c$  definiert. Eine Möglichkeit, den Parameter  $f_c$  zu bestimmen, ist durch die Berechnungen an dem Einheitszellmodell gegeben, die mit Hilfe der FE-Analysen durchgeführt werden können. Das GTN-Modell erfordert auch die Festlegung der Netzgröße, oder der Höhe des finiten Elements  $l_y$ , die senkrecht zur Richtung des Rissfortschritts orientiert ist. Die Elementhöhe  $l_y$  hängt mit der dissipierten Verformungsenergie pro Rissverlängerung zusammen und beeinflusst somit das Niveau der Risswiderstandskurve. Diese Energie hängt von dem Verfestigungsverhalten des Matrixwerkstoffs und der metallographisch bestimmten „mikrostrukturellen“ Länge  $l_c$  ab, die als mittlere Abstand zwischen den hohlraumbildenden Einschlüssen definiert wird. Aus diesen Gründen ist der Zusammenhang zwischen der Elementhöhe  $l_y$  und der Länge  $l_c$  nicht direkt proportional sondern von der dissipierten Energie abhängig [SIE99]. Die Empfehlungen zur Wahl der Elementhöhe  $l_y$  resultieren aus den numerischen Berechnungen mit dem GTN-Modell für unterschiedliche Werkstoffe. Um die genauen  $J_i$ -Werte zu erhalten, soll die Elementhöhe  $l_y$  als ein Vielfaches (Faktor 6-12) der Länge  $l_c$  abgeschätzt werden [STE97]. Bei der Vernetzung der Probenhälfte infolge der Symmetriebedingungen in Längsrichtung ist darauf zu achten, dass die eigentliche geschädigte Zone aus zwei Elementreihen besteht und die Elementhöhe  $l_y$  demnach 3-6 Mal der Länge  $l_c$  entspricht. Der Schädigungswert  $f_u^*$ , der bei dem makroskopischen Bruch erreicht wird, berechnet sich nach:

$$f_u^* = \frac{q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}}{q_3} \quad (2.16)$$

Mit den gewählten Parametern  $q_1=1.5$ ,  $q_2=1.0$  und  $q_3=q_1^2$  entsprechend den Empfehlungen von Tvergaard und Needleman [TVE92-1], [NEE87-1] ergibt sich für die totale Schädigung  $f_u^*=1/q_1=0.667$ . Für die Anwendung des GTN-Modells sollen alle Parameter sowohl für den GW als auch das SG der hybridlasergeschweißten Verbindung bekannt sein. Der mikromechanische Prozess der Schädigung kann durch die Implementierung des GTN-Modells in die numerische Analyse beschrieben werden.

Die Änderung des Hohlraumvolumenanteils besteht aus Termen für das Wachstum von vorhandenen und die Entstehung von neuen Hohlräumen [NEE78], [CHU80]:

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{Porenwachstum}} + \dot{f}_{\text{Porenbildung}} \quad (2.17)$$

Der Term für das Porenwachstum basiert auf der Annahme des inkompressiblen Matrixwerkstoffs:

$$\dot{f}_{\text{Porenwachstum}} = (1-f) \cdot \dot{\epsilon}_{kk}^{pl}, \quad (2.18)$$

wobei mit  $\dot{\epsilon}_{kk}^{pl}$  die Rate der plastischen Dehnungen infolge von hydrostatischen Spannungen bezeichnet wird.

Der dehnungsabhängige Term für die Porenbildung beschreibt die Entstehung von sekundären Hohlräumen zwischen den primären Hohlräumen [TVE82-2]:

$$\dot{f}_{\text{Porenbildung}} = A \cdot \dot{\epsilon}_v^{pl} \quad (2.19)$$

Hier ist  $\dot{\epsilon}_v^{pl}$  die Rate der plastischen Vergleichsdehnung, während  $A$  die Intensität der dehnungskontrollierten Porenentstehung darstellt, die mit der Normalverteilung nach folgender Gleichung berechnet werden kann:

$$A = \frac{f_n}{s_n \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left[\frac{\epsilon_v^{pl} - \epsilon_n}{s_n}\right]^2\right) \quad (2.20)$$

Der Volumengehalt der Partikel, an denen die neuen Poren entstehen können, wird mit dem Parameter  $f_n$  bezeichnet. Die Poren bilden sich bei einer mittleren Dehnung  $\epsilon_n$  mit der Standardabweichung  $s_n$ . Neben der Normalverteilung existieren auch weitere Vorschläge für die Intensität  $A$ , wie z.B. nach [ZHA00] mit einer konstanten Entstehungsrate zwischen der minimalen und maximalen Dehnung.

$$A = \frac{f_n}{\epsilon_{final}^{pl} - \epsilon_{initial}^{pl}} \quad (2.21)$$

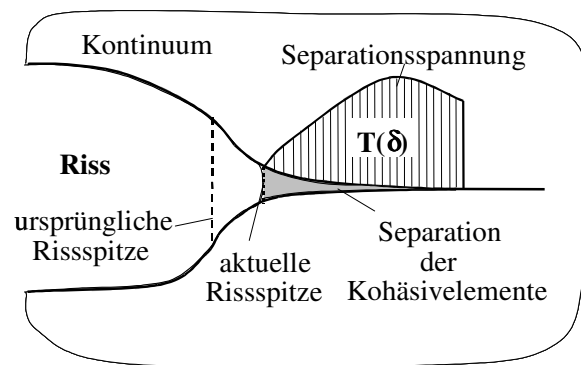
Die numerischen Berechnungen zur Bestimmung des Schädigungsverhaltens werden mit Hilfe des kommerziellen FE Programms ABAQUS Standard [HIB04] unter Annahme der Theorie der großen Verformungen und unter Verwendung des GTN Modells als benutzerdefinierte Werkstoffsubroutine (UMAT) [SIE97] durchgeführt.

### Kohäsivzonenmodell

Das Kohäsivzonenmodell basiert auf dem sog. „strip yield“ Modell, das bereits in 60er Jahren von Dugdale [DUG60] und Barenblatt [BAR62] entwickelt wurde, um den Schwierigkeiten mit der nicht-physikalischen Spannungssingularität an der Rissspitze auszuweichen. Nach dem „strip yield“ Modell setzt sich der Riss aus einem spannungsfreien Teil, das als Kontinuum betrachtet wird und der Kohäsivzone zusammen, in der die Kohäsivspannungen wirken. Der Unterschied zwischen dem „strip yield“ nach Barenblatt und dem Kohäsivzonenmodell besteht darin, dass die Kohäsivspannung von der Rissaufweitung und nicht von dem Rissspitzenabstand abhängt. Die erste Anwendung des Kohäsivzonenmodells erfolgte für spröde [HIL76] und später auch für duktile Werkstoffe [NEE87-2].

Die Kohäsivzone ist der Bereich vor dem Riss, in dem eine Separation möglich ist und wird mit Hilfe der Kohäsivelemente modelliert. Die Kohäsivelemente stellen die Interface-Elemente dar, die zwischen den Kontinuumselementen definiert werden, um die Trennung zwischen diesen Elementen während des Schädigungsprozesses zu ermöglichen, s. **Bild 2.8**. In 3D FE Modellen bestehen die Kohäsivelemente, die keine Dicke aufweisen, aus acht und in dem 2D Modell aus vier Knoten. Der Schädigungsprozess dieser Elemente und somit die Bildung der Bruchfläche läuft nach dem Separationsgesetz  $T(\delta)$  ab, das eine Funktion der Kohäsivspannung  $T$  in Abhängigkeit von der Separation (Öffnung)  $\delta$  darstellt.





**Bild 2.8:** Schema des Kohäsivzonenmodells

Die Separation  $\delta$ , die als Normal- ( $\delta_N$ ) und Scherseparation ( $\delta_T$ ) auftreten kann, wird als Verschiebungssprung zwischen den beiden Flächen des Elements definiert:

$$\delta = u^+ - u^- \quad (2.22)$$

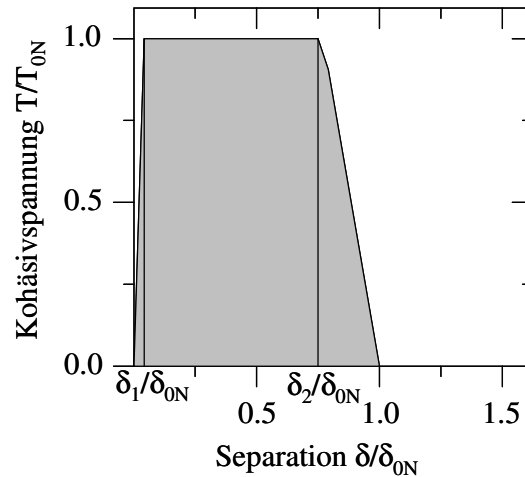
Im Fall eines kombinierten Scher- und Normalbruchs wirken die beiden Separationen  $\delta_N$  und  $\delta_T$ , wobei die Schädigung in einer Richtung die maximal ertragbare Separation in der anderen Richtung herabsetzt. Bei dem Rissverlauf senkrecht zur Belastungsrichtung wirkt nur die Normalseparation ( $\delta_T=0$ ).

Die Materialtrennung findet beim Erreichen des lokalen Bruchkriteriums statt:

$$\Gamma_0 = \int_{\delta}^{\delta_0} T(\delta) d\delta = \alpha T_0 \delta_0 \quad (2.23)$$

Die dissipierte Kohäsivenergie  $\Gamma_0$  ist die Arbeit der Kohäsivspannung, die für die Separation erforderlich ist. Beim Erreichen der maximalen Kohäsivspannung  $T_0$  tritt der Verlust der Traglastfähigkeit der Kohäsivelemente ein. Das vollständige Versagen der Kohäsivelemente findet beim kritischen Wert  $\delta_0$  der Separation statt, bei der die Kohäsivspannung  $T(\delta_0)=0$  ist. Mit der Kenntnis der Form des Separationsgesetzes und der beiden Parameter  $\delta_0$  und  $T_0$  kann der dritte Parameter, die Kohäsivenergie  $\Gamma_0$  als Fläche unterhalb der Funktion  $T(\delta)$ , berechnet werden. Diese Fläche entspricht dem Produkt aus  $\delta_0$  und  $T_0$  und dem Koeffizient  $\alpha$ , der zwischen 0.5 und 1.0 für metallische Werkstoffe liegt.

In dieser Arbeit wird das Separationsgesetz nach Scheider [SCH01] für die Bestimmung des duktilen Verhaltens angewandt, s. **Bild 2.9**. Weitere Formen der Separationsgesetze können in der Literatur gefunden werden, z. B. [NEE87-2], [SCH94], [NEE90] und [TVE92-2].



**Bild 2.9:** Form des Separationsgesetzes nach Scheider [SCH01]

Das Kohäsivzonenmodell mit dem Separationsgesetz nach Scheider steht als benutzerdefinierte Elementsubroutine für die 3D Berechnungen mit dem FE Programm ABAQUS zu Verfügung.

Die Beziehung zwischen den Normal- und den Scherspannungen ( $T_{0N}$  und  $T_{0T}$ ) ist gegeben durch:

$$\begin{aligned} T_N &= T_N(\delta_N, \delta_T) = T_{0N} f(\delta_N) g(\delta_{T \max}) \\ T_T &= T_T(\delta_N, \delta_T) = T_{0T} f(\delta_T) g(\delta_{N \max}) \end{aligned} \quad (2.24)$$

Die erforderliche Funktionen  $f(\delta)$  und  $g(\delta)$  berechnen sich nach:

$$f(\delta) = \begin{cases} 2\left(\frac{\delta}{\delta_1}\right) - \left(\frac{\delta}{\delta_1}\right)^2 & \text{für } \delta < \delta_1 \\ 1 & \text{für } \delta_1 < \delta < \delta_2 \\ 2\left(\frac{\delta - \delta_2}{\delta_0 - \delta_2}\right)^3 - 3\left(\frac{\delta - \delta_2}{\delta_0 - \delta_2}\right)^2 + 1 & \text{für } \delta > \delta_2 \end{cases} \quad (2.25)$$

$$g(\delta) = 2\left(\frac{\delta}{\delta_0}\right)^3 - 3\left(\frac{\delta}{\delta_0}\right)^2 + 1 \quad (2.26)$$

In dem Separationsgesetz nach Scheider werden zwei zusätzliche Parameter  $\delta_1$  und  $\delta_2$  eingeführt, mit denen die Steifigkeit der Kohäsivelemente ( $\delta_1$ ) und der Beginn des Spannungsabfalls bis zum vollständigen Versagen ( $\delta_2$ ) erfasst werden. Mit diesen Parametern kann das experimentell beobachtete Schädigungsverhalten von metallischen Werkstoffen realitätsnah wiedergegeben werden.

Im Fall einer reinen Normal- oder Scherseparation ergibt sich die resultierende Separationsenergie nach:

$$\Gamma_0 = \alpha T_0 \delta_0 \quad \text{mit} \quad \alpha = \frac{1}{2} - \frac{1}{3} \frac{\delta_1}{\delta_0} + \frac{1}{2} \frac{\delta_2}{\delta_0} \quad (2.27)$$

### 2.3.2 Modellierung im Spaltbruch- und Übergangsbereich

#### Ursprüngliches Beremin-Modell

Die Versagenswahrscheinlichkeit infolge von Spaltbruch kann mit dem Beremin-Modell bestimmt werden. Dieses Modell, das von der Forschergruppe Beremin [BER83], [MUD87] entwickelt wurde, gehört zu den lokalen Modellen, bei denen der lokale Spannungszustand für die Vorhersage des Spaltbruchs berücksichtigt wird. Das Beremin-Modell beruht auf drei Grundannahmen:

- Es wird davon ausgegangen, dass in einem für den Werkstoff und den Spaltbruchmechanismus repräsentativen Volumenelement  $V_0$  durchschnittlich  $M$  Mikrorisse gleichmäßig verteilt vorliegen. Da der Mikrorissbildung Versetzungsbewegungen vorausgehen, sind die Mikrorisse bei metallischen Werkstoffen nur innerhalb der plastischen Zonen vorzufinden. Die Wahrscheinlichkeit  $P(l)$ , dass ein Mikroriss eine Länge zwischen  $l$  und  $l+dl$  besitzt, wird mit Parametern  $\alpha_l > 0$  und  $\beta_l > 1$  bestimmt nach

$$P(l)dl = \frac{\alpha_l}{l^{\beta_l}} dl \quad (2.28)$$

- Das Griffithsche Kriterium wird vorausgesetzt, nach dem der Spaltbruchversagen an Mikrorissen eingeleitet wird, wenn die aufgebrachte Last eine kritische Spannung  $\sigma_c$  ergibt. Dieser kritische Wert ist direkt proportional zur Quadratwurzel einer werkstoffabhängigen Konstante  $C$  und umgekehrt proportional zur Quadratwurzel der Mikrorisslänge  $l$ :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{C}{l}} \quad (2.29)$$

- „Weakest-link“ Ansatz, bei dem der lokale Versagensprozess das Versagen der gesamten Struktur auslöst. Dabei geht das lokale Versagen vom gefährlichsten Mikroriss aus, der das schwächste Glied in der Struktur darstellt. Der Nachteil dieses Ansatzes ist, dass möglicher Arrest des fortschreitenden Mikrorisses nicht zugelassen wird.

Basierend auf diesen Annahmen wird die akkumulierte Versagenswahrscheinlichkeit  $P_f$  bei einer bestimmten Struktur mit einer zwei-parametrischen Weibullverteilung beschrieben:

$$P_f = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (2.30)$$

Während mit dem Parameter  $m$  die werkstoffabhängige Streuung der kritischen Spannungen erfasst wird, stellt die Weibullreferenzspannung  $\sigma_u$  den Werkstoffwiderstand gegen das Spaltbruchaufreten dar. Bei dieser Spannung nimmt die Versagenswahrscheinlichkeit einen Wert von ca. 63% an. Die beiden Parameter  $m$  und  $\sigma_u$  werden als „Weibullparameter“ bezeichnet. Die aktuelle Weibullspannung  $\sigma_w$ , mit der die Spaltbruchbelastung charakterisiert wird, ergibt sich nach Integration der größten Hauptnormalspannungen  $\sigma_i$  in dem ganzen plastischen Volumen  $V_{pl}$  als:

$$\sigma_w = \sqrt[m]{\int_{V_{pl}} (\sigma_1^j)^m \frac{dV}{V_0}} \quad (2.31)$$

Die Prozedur zu Ermittlung der Weibullparameter des Beremin-Modells, die iterativ mit Hilfe z.B. des Maximum-Likelihood Verfahrens erfolgt, wird in Kap. 6 vorgestellt.

### Modifikationen des Beremin-Modells

Nach dem ursprünglichen Beremin-Modell soll das Spaltbruchversagen mit der Verwendung der gleichen Weibullparameter für unterschiedliche Temperatur, Probengeometrie und Dehnraten vorhergesagt werden. Bisherige Untersuchungen [BER99], [SEE07], etc. zeigen aber, dass die Weibullparameter sowohl von der Probengeometrie und somit der Spannungsmehrachsigkeit als auch von der Temperatur und Dehnrates abhängen. Die Gründe, warum das Beremin-Modell besonders mit zunehmender Temperatur die Gültigkeit verliert, sind:

- Bei der ersten Grundannahme des Modells wird davon ausgegangen, dass sich die Größenverteilung der Mikrorisse mit zunehmender Belastung nicht ändert. Diese Annahme trifft zwar auf die Keramiken zu, aber nicht auf die plastisch verformbaren Metalle, bei denen mit zunehmender Belastung die plastische Zone größer wird. Da die Mikrorisse nur in der plastischen Zone entstehen können, ist folglich deren Verteilung von der Belastungsgeschichte abhängig.
- Das Spaltbruchversagen kann auch an den Stellen mit abfallenden Hauptnormalspannungen auftreten, wie in Kap. 6 die Analysen der lokalen Spannungszustände zeigen. Somit ist das Griffithsche Kriterium, nach dem der Spaltbruch mit dem Erreichen einer kritischen Spannung eingeleitet wird, nicht in der Lage, die Bedingungen zur Spaltbruchauslösung ausreichend zu beschreiben.
- Mit steigender Temperatur können vermehrt mehrere lokale Spaltbrüche ausgelöst werden, die nicht zum Versagen der gesamten Struktur führen. Der Grund dafür sind mit steigender Temperatur verstärkt auftretende Mechanismen, wie der Arrest der Mikrorisse an Korngrenzen, die Abstumpfung der Rissspitze oder die plastische Abschirmung des Mikrorisses. Mit dem „Weakest-link“ Ansatz, auf dem die Weibullverteilung beruht, werden diese Mechanismen nicht berücksichtigt.

Die in letzten Jahren vorgeschlagenen Modifikationen [BER99], [TAN01], [MER02] des ursprünglichen Beremin-Modells haben zum Ziel, den Einfluss des Spannungszustandes auf den Prozess des Spaltbruchversagens durch die Änderung der Probengeometrie oder der Temperatur genauer zu beschreiben. In [BER99] wird durch die Einbeziehung der duktilen Hohlräumstehung in den Spaltbruchprozess eine Verbesserung der Parameterübertragbarkeit erzielt. Bei dieser Modifizierung, bezüglich der Berechnung von Weibullspannungen wird davon ausgegangen, dass die gebrochenen Karbide, die zur duktilen Schädigung beitragen, für die Spaltbruchinitiierung nicht mehr zur Verfügung stehen. Eine weitere Modifikation nach [TAN01] schließt neben den Hauptnormalspannungen auch die plastischen Dehnungen  $\varepsilon_l$  bei der Definition von den Weibullspannungen  $\sigma_w$  ein. Ausgehend von dem Vorschlag der Forschergruppe Beremin, werden die Spannungen  $(\sigma_l^j)^m$  anstelle des Terms  $\exp(-m\varepsilon_l^{i/2})$  mit dem Term  $\exp(-m\varepsilon_l^i/k)$  multipliziert. Mit dem

Wichtungparameter  $k$  kann der Anteil der plastischen Dehnungen unterschiedlich berücksichtigt werden. Die neue Definition der Weibullspannungen lautet demnach:

$$\sigma_w = \sigma_u \sqrt[m]{\sum_{i=1}^{n_{pl}} \left( \frac{\sigma_1^i}{\sigma_u} \right) \frac{V_i}{V_0} e^{\left( \frac{-m\varepsilon_1^i}{k} \right)}} \quad (2.32)$$

Neben den Weibullspannungen  $\sigma_w$  wird häufig die Möglichkeit einer Modifikation der Weibullreferenzspannungen  $\sigma_u$  in Abhängigkeit von der Temperatur untersucht. Eine solche Modifikation wird ausgehend von dem Arrhenius-Gesetz in [MER02] vorgestellt. Da der Weibullparameter  $\sigma_u$  den Werkstoffwiderstand gegen Spaltbruch charakterisiert, steigt er aufgrund der erleichterten Versetzungsbewegungen mit zunehmender Temperatur an. Dieser Anstieg des Parameters  $\sigma_u$  wird mit folgender Gleichung erfasst:

$$\sigma_u(T) = \sigma_{u0} + (\sigma_u(0) - \sigma_{u0})e^{cT} \quad (2.33)$$

Die Bestimmung von Parametern  $\sigma_{u0}$  und  $c$  erfolgt durch die Anpassung an bei verschiedenen Temperaturen vorliegenden experimentellen Daten. Dabei wird der Weibullparameter  $m$  zur Erfassung der experimentellen Streuung mit dem Wert 22 konstant gehalten.

Im Hinblick auf diese Modifikation wird in [BER99] darauf hingewiesen, dass in der Literatur keine konsistenten Aussagen über die Abhängigkeit der Weibullreferenzspannung  $\sigma_u$  von der Temperatur existieren. Während in [ROS98], [MER02] und [PET05] ein Anstieg von  $\sigma_u$  mit zunehmender Temperatur festgestellt wird, bewirkt die Temperaturzunahme bei anderen Studien entweder keine Veränderung [DIF95] oder sogar den Abfall des Parameters  $\sigma_u$  [WIE96].

Eine Verbesserung der Spaltbruchprognose des Beremin-Modell kann auch mit der Einführung eines unteren Grenzwertes („threshold Wert“) der Hauptnormal- oder Weibullspannungen erreicht werden, wie in [BAK91], [GAO98], [RUG00] und [PET05] gezeigt wird. Unterhalb dieses Wertes, der eine Analogie zum Parameter  $K_{min}$  des Masterkurve-Konzepts aufweist, ist die Versagenswahrscheinlichkeit gleich Null. In letzter Zeit hat das in [KRO02] vorgestellte Spaltbruchmodell besonders große Beachtung erhalten, das ebenfalls auf dem Weibullspannungskonzept basiert und bei dem die physikalische Längenskala sowie die Versagenswahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von den plastischen Dehnungen einbezogen wird.

In [LEI99] wird das plastische Volumen der Prozesszone anstelle des repräsentativen Volumenelements  $V_0$  in der Gleichung für die Weibullspannung eingesetzt.

$$\sigma_w = \sqrt[m]{\int_V \sigma_1^m \frac{dV}{V}} \quad (2.34)$$

Mit dem hier vorgestellten theoretischen Ansatz wird dem Unterschied zwischen Keramik und metallischen Werkstoffen bezüglich des Volumens der Bruchzone, die bei metallischen Werkstoffen von der Belastungsgeschichte abhängt, Rechnung getragen. Ohne Berücksichtigung des Volumens der Bruchzone kann die Größe der plastischen Zone bei metallischen Werkstoffen für zwei unter gleichen

## 2. Stand der Technik

---

Bedingungen geprüften Proben nie genau eingestellt werden. Um die gleichen Prüfbedingungen für das Spaltbruchversagen zu erreichen, muss das Volumen der plastischen Zone als Zufallsvariable betrachtet und somit neutralisiert werden.

In dieser Arbeit werden zunächst die Grenzen der Anwendbarkeit des ursprünglichen Beremin-Modells für die HLSV der untersuchten Stähle aufgezeigt. Anschließend wird die Möglichkeit einer Verbesserung der Vorhersage des Spaltbruchversagens durch die Modifikation der Weibullreferenzspannung  $\sigma_u$  in Abhängigkeit von der Temperatur untersucht.

### Modellierung im Übergangsbereich

Mit dem Übergangsbereich wird der Temperaturbereich bezeichnet, in dem der Wechsel vom energiearmen Sprödbbruch in der Tieflage zum stabilen Zähbruch in der Hochlage, stattfindet. In diesem Bereich, der durch starke Streuung der Bruchzähigkeiten gekennzeichnet ist, erfolgt instabiles Spaltbruchversagen nach makroskopischer plastischer Verformungen mit der duktilen Rissinitiierung und -wachstum.

Um das Bruchverhalten im Übergangsbereich numerisch beschreiben zu können, müssen sowohl die Versagensmechanismen des Spaltbruch- und des Gleitbruchs mit dem geeigneten umfassenden Modell abgebildet werden. Während das instabile Versagen infolge Spaltbruch in der Tieflage mit dem modifizierten Beremin-Modell wiedergegeben werden kann, ist eine Modellierung der duktilen Rissinitiierung und des stabilen Risswachstums in der Hochlage unter Berücksichtigung der auftretenden Schädigung mit dem GTN-Modell möglich. Werden die beiden Modelle gekoppelt, so kann ein umfassendes mikromechanisches Schädigungsmodell erstellt werden, das in der Lage ist, für die Sprödbbruchwahrscheinlichkeit unter Einbeziehung des vorangegangenen duktilen Risswachstums und der daraus resultierenden Spannungsumlagerung eine Vorhersage zu machen.

Die Problematik, die bei der Kopplung der beiden Modelle, wie in [SEE07] hingewiesen wird, auftreten kann, bezieht sich auf das gleiche für beide Modelle zugrunde liegende Finite Elemente Netz. Bei dem GTN-Modell stellt die Elementgröße des FE-Netzes den Werkstoffparameter dar, der für die untersuchten Werkstoffe und deren HLSV zwischen 0.15 und 0.6mm variiert. Auf der anderen Seite ist für eine genaue Berechnung der Weibullspannungen eine viel feinere Elementierung vor der Risspitze erforderlich. Um das kombinierte Modell anwenden zu können, muss aus diesen Gründen eine geeignete Elementgröße gewählt werden, die den Anforderungen beider Modelle gerecht wird. Die Ergebnisse in [SEE07] zeigen jedoch, dass trotz des getroffenen Kompromisses bezüglich der Elementgröße, das gekoppelte Modell besonders das Bruchverhalten im unteren Übergangsbereich nur sehr eingeschränkt beschreiben kann. Dies liegt daran, dass das vorliegende Netz immer zu grob ist, um den auftretenden Spannungsgradient abbilden zu können.

Eine mögliche Lösung des Problems der FE-Vernetzung liefert das in [SHT04] vorgestellte „CAFE“-Modell, das die Berechnungszellen (sog. „Cellular Automata“) und Finite Elemente umfasst. Der Vorteil dieser Berechnungszellen liegt in der Unabhängigkeit der Zellgröße von dem umliegenden FE-Netz. Während zunächst mit den Finiten Elementen eine reine Spannungsanalyse durchgeführt wird, werden anschließend basierend auf den Ergebnissen dieser Analyse die spröde und die duktile

Schädigung in zwei unterschiedlichen Typen der Berechnungszellen getrennt bestimmt. In [SHT04] wird eine gute Abschätzung des Versagensverhaltens von Kerbschlagbiegeproben im Übergangsbereich demonstriert.

Da das „CAFE“-Modell bei den hier durchgeführten Untersuchungen nicht zur Verfügung steht, wird die Möglichkeit einer Beschreibung des Übergangsbereichs mit Hilfe des kombinierten GTN und des Beremin-Modells analysiert.

## 2.4 Sicherheitskonzepte zur Bewertung von Hybrid-Laser-Schweißverbindungen

### 2.4.1 FITNET-Prozedur

Die hybridlasergeschweißten Bauteile müssen so ausgelegt werden, dass ein sicheres Verhalten während der gesamten Betriebszeit gewährleistet ist. Dies erfordert eine Bemessung von diesen Bauteilen unter Anwendung der geeigneten Methoden zur Vermeidung des Bruchversagens. In letzten Jahren wurde neben den bereits existierenden Methoden (z.B. SINTAP [SIN99], R6 [MIL98], BS7910 [BSI05] und API579 [API07]), die FITNET-Prozedur [FIT06] entwickelt. Diese Prozedur ermöglicht die Durchführung verschiedener Analysen zur Bewertung von angerissenen Bauteilen, um z.B. zulässige Fehlergröße bei gegebener Belastung (monotone Belastung, Ermüdung, Kriechen) und Risswiderstand abschätzen zu können. Für die Sicherheitsbewertung müssen neben der Bauteil- und der Rissgeometrie, die wirkende Belastung inklusive sekundärer Last (z.B. Eigenspannungen) und der Werkstoffwiderstand als Eingangsdaten zur Verfügung stehen.

Die Genauigkeit einer Sicherheitsbewertung nach FITNET-Prozedur nimmt mit der Qualität der vorhandenen Eingangsdaten zu. Je höher die gewählte Analyseoption ist, umso höher ist die geforderte Datenqualität und umso komplexer und aufwändiger ist die durchzuführende Analyseroutine. Eine Sicherheitsbewertung ist auch dann möglich, wenn nur die Streckgrenze des zu untersuchenden Werkstoffs vorliegt. In diesem Fall würde die niedrigste Analyseoption (Option 0, „Basic Option“) zur sehr konservativen Sicherheitsbewertung führen.

Die wichtigsten Prinzipien der FITNET-Prozedur sind:

- hierarchischer Aufbau in Abhängigkeit von der Qualität der Eingangsdaten
- steigende Genauigkeit mit zunehmender Datenqualität
- detaillierte Anleitung zur Bestimmung der Eingangsdaten wie z.B. der Bruchzähigkeit
- zwei Analysemöglichkeiten zur Versagensbewertung, Failure Assessment Diagram (FAD) und Abschätzung der Crack Driving Force (CDF).
- Methode zur Einbeziehung des Mismatch-Effekts für die Bewertung von Schweißverbindungen
- Anleitung zur Berücksichtigung des Constraints in der Bruchanalyse

Insgesamt sind 5 Analyseoptionen vorhanden, die in der **Tabelle 2.1** aufgelistet sind:

Analyseoptionen	Erforderliche Daten	In welchem Fall anzuwenden
<b>Grundoption</b>		
Option 0 Basic	Streckgrenze	Wenn keine weiteren Daten vorhanden sind

<b>Standardoptionen</b>		
Option 1 Standard	Streckgrenze, Zugfestigkeit	-Für schnelles Ergebnis -Für Mismatchfaktor <10%
Option 2 Mismatch	Streckgrenze, Zugfestigkeit, Mismatchfaktor, Grenzlaster	-Mismatch in Fließgrenzen zwischen dem SG und dem GW wird berücksichtigt
Option 3 Spannung-Dehnung	Vollständige $\sigma$ - $\epsilon$ Kurve sowohl für den GW als auch den SG	-genauer und weniger konservativ als Optionen 1 und 2 -Mismatchoption vorhanden
<b>Fortgeschrittene Optionen</b>		
Option 4 J-Integral Analyse	Erfordert numerische Analyse der angerissenen Struktur	
Option 5 Constraintanalyse	Abschätzung der Risszähigkeit des angerissenen Bauteils basierend auf den Constraint vor der Risspitze	Constraintverlust wird bei dünnen Abschnitten oder bei vorwiegend Zugbelastung berücksichtigt

**Tabelle 2.1:** Die in der FITNET-Prozedur vorhandenen Analyseoptionen

In dieser Arbeit wird in Kap. 7 die Versagensbewertung nach FITNET-Prozedur unter Anwendung des Failure Assessment Diagrams (FAD) mit den Optionen 0-4 durchgeführt. In diesem Diagramm werden die Grenzkurven des zähigkeits- und festigkeitskontrollierten Versagens je nach der angewandten Analyseoption konstruiert. Eine Struktur wird als sicher bewertet, wenn sich das resultierende Belastungspaar ( $L_R, K_R$ ) innerhalb der Grenzkurve befindet. Auf der Abszisse aufzutragende Parameter  $L_R = F_{Bauteil} / F_{gy}$  stellt den Belastungsfaktor dar, wobei mit  $F_{Bauteil}$  die aufgebrachte Last und mit  $F_{gy}$  die plastische Grenzlast gekennzeichnet werden. Der Belastungsfaktor auf der Ordinate  $K_R$  wird als Verhältnis zwischen der Risspitzenbelastung  $K_{I, Bauteil}$  und der Werkstoffzähigkeit  $K_{I, Werkstoff}$  definiert. Sowohl sprödes als auch duktiler Versagensverhalten der HLSV wird mit der hier vorgestellten FITNET-Prozedur analysiert.

#### 2.4.2 Eurocode 3, Teil 1-10

Der im Eurocode 3 enthaltene Teil 1-10 [EUR01] ermöglicht eine geeignete Werkstoffauswahl zur Vermeidung des spröden Bruchversagens von Stahlbauteilen zu treffen. Dabei erfolgt die Werkstoffauswahl durch die Anwendung des bruchmechanischen Konzepts, mit dem die minimale Einsatztemperatur ausgedrückt über die Übergangstemperatur  $T_{27J}$  ermittelt wird. Der Nachweis der Sprödebruchsicherheit ist erbracht, wenn gilt:

$$T_{Ed} \geq T_{Rd} \tag{2.35}$$

Die einwirkende Temperatur  $T_{Ed}$  setzt sich aus additiven Temperaturelementen zusammen, die zu einer Verminderung der Materialzähigkeit in Form einer Übergangstemperatur führen würden:

$$T_{Ed} = T_{min} + \Delta T_r + \Delta T_\sigma + \Delta T_R + \Delta T_\epsilon + \Delta T_{ecf} \tag{2.36}$$

In dieser Gleichung sind  $T_{min}$  der Extremwert der tiefsten Umgebungstemperatur,  $\Delta T_r$  Strahlungsverlust des Bauteils,  $\Delta T_\sigma$  Einfluss der einwirkenden Spannungen unter Einbeziehung der Anfangsris- und



Detailgeometrie,  $\Delta T_R$  Sicherheitselement,  $\Delta T_{\dot{\epsilon}}$  Einfluss höher Dehnraten und  $\Delta T_{ecf}$  Einfluss der Kaltumformung.

Ausgehend von einer modifizierten Sanz-Korrelation [MAR76] wird der Bauteilwiderstand  $T_{Rd}$  in Form der tiefsten ertragbaren Temperatur berechnet nach:

$$T_{Rd} = T_{100} = (T_{27J} - 18) + \Delta T_{27J} \quad (2.37)$$

Hier ist  $T_{100}$  die Temperatur, bei der die Bruchzähigkeit einen Wert von  $100 \text{ MPam}^{1/2}$  annimmt,  $T_{27J}$  die Prüftemperatur im Kerbschlagbiegeversuch und  $\Delta T_{27J}$  der Einfluss der Inhomogenität der Materialzähigkeit über die Erzeugnisdicke.

In dieser Arbeit wird die Anwendbarkeit des Teils 1-10 des Eurocode 3 bezüglich der Bestimmung der tiefsten Einsatztemperatur anhand der experimentellen Ergebnisse für die Großzugproben mit der HLSV überprüft.

## 3 Aufgabenstellung

Das Ziel dieser Arbeit ist es, umfassende Erkenntnisse über das Bruchverhalten von angerissenen Hybridlaserschweißverbindungen unter quasi-statischer Belastung zu erlangen, die einer sicheren und wirtschaftlichen Auslegung von hybridlasergeschweißten Bauteilen dienen können. Zu diesem Zweck wird ein Versuchsprogramm aufgestellt, das die Charakterisierung sowohl des Zäh- als auch Sprödbuchs erlaubt. Gleichzeitig wird die Anwendbarkeit mikromechanischer Werkstoffmodelle zur Beschreibung der Mechanismen des Gleit- und des Spaltbruchs analysiert. Die Problematik und somit die Herausforderung liegt dabei, auf beliebige Probengeometrien übertragbare Modellparameter zu bestimmen, mit denen der Einfluss der Festigkeits- und der Zähigkeitsunterschiede der einzelnen Zonen der Hybridlaserschweißverbindung auf das Bruchverhalten realitätsnah wiedergegeben werden kann.

Neben der sehr heterogenen Wärmeeinflusszone (WEZ), weist auch das Schweißgut aufgrund der Kopplung der beiden Schweißprozesse, Laserstrahl- mit Lichtbogenschweißen, eine deutlich inhomogene Gefügestruktur besonders beim Vergleich zwischen der Deck- und der Wurzellage auf. Um den Rechenaufwand in Hinblick auf die Bestimmung der Modellparameter so gering wie möglich zu halten, wird zunächst überprüft, ob mit einem vereinfachten Zweiphasenmodell, das nur aus dem homogenem Grundwerkstoff und dem homogenen Schweißgut besteht, die Simulation des Bruchverhaltens möglich ist. Nach der Überprüfung des vereinfachten Modells soll im weiteren untersucht werden, ob die ermittelten Parametersätze auch auf unterschiedliche Spannungszustände bei beliebigen Probengeometrien übertragbar sind. Da die Mikrostruktur der Hybridlaserschweißverbindungen, wie die Ergebnisse in [MOO03] zeigen, durch inhomogene Verteilung von Einschlüssen, Partikeln oder anderen Ausscheidungen geprägt ist, wird davon ausgegangen, dass kein eindeutiger Zusammenhang zwischen den Gefüge- und den Modellparametern herzustellen ist. Vielmehr können auf der Basis von kombinierten metallographischen und experimentellen Untersuchungen die Grenzen für die Modellparameter vorgegeben werden, die demzufolge zu einer Vielzahl von möglichen Parametersätzen für die Simulation des Bruchverhaltens führen. Vor diesem Hintergrund wird eine viel größere Bedeutung bei der mikromechanischen Modellierung auf die Erfassung der zugrunde liegenden Mechanismen als auf die Identifikation des eindeutigen Parametersatzes gelegt. So ermöglicht z.B. das GTN-Modell in Abhängigkeit von der Art und Größe der Ausscheidungen, die zur duktilen Schädigung beitragen, neben dem Hohlraumwachstum auch den Mechanismus der Hohlraumentstehung mit dem Nukleationsterm zu beschreiben. Da das Hohlraumwachstum über die Spannungsmehrachsigkeit und die Hohlraumentstehung über plastische Vergleichsdehnung gesteuert wird, ist es in Hinblick auf die Übertragbarkeit der Modellparameter wichtig, festlegen zu können, welche Rolle die identifizierten Gefügeparameter im Schädigungsprozess spielen und wie diese innerhalb der vorhandenen Schädigungsmodelle zu berücksichtigen sind.

Basierend auf den experimentellen und numerischen Ergebnissen sollen Schlussfolgerungen und Empfehlungen bezüglich der Sicherheitsbewertung bei der Bemessung von hybridlasergeschweißten Stahlbauteilen abgeleitet werden.

Um die definierten Ziele der Untersuchungen zu erreichen, sind folgende Teilaufgaben zu erarbeiten:

- Die erste Teilaufgabe enthält die Charakterisierung der Mikrostruktur und die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der Hybridlaserschweißverbindungen. Um erste Erkenntnisse über die Verteilung der Gefügebereiche und die Heterogenität der untersuchten Schweißverbindungen zu gewinnen, werden Härteprofile anhand der Makroschliffe erstellt und bewertet. Anschließend wird das Mikrogefüge der einzelnen Zonen (Grundwerkstoff, Schweißgut und die Wärmeeinflusszone) mit Hilfe der lichtmikroskopischen Aufnahmen von angeätzten Schliffen analysiert und erste Schlussfolgerungen bezüglich der Zähigkeitseigenschaften gezogen. Um den Einfluss des Gefüges auf den duktilen Schädigungsprozess zu quantifizieren, wird der Flächenanteil zusammen mit den morphologischen Eigenschaften und der Verteilung von nichtmetallischen Einschlüssen und Partikeln bestimmt. Diese metallographischen Daten können bei der Anwendung des GTN-Schädigungsmodells zur Abschätzung der Anfangsporosität  $f_0$ , des Volumenanteils an sekundären Hohlräumen  $f_n$  und der Festlegung der Grenzen für die Elementgröße  $l_y$  eingesetzt werden. Weiterhin werden die Festigkeitskennwerte und die für die numerische Schädigungsanalyse erforderlichen Fließkurven aus den Zugversuchen an den Rundzugproben zur Verfügung gestellt. Zum Abschluss der ersten Teilaufgabe werden für die Ermittlung des Zähigkeitsverhaltens die Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt.
- Die zweite Teilaufgabe befasst sich mit der Modellierung des stabilen Risswachstums bei den Hybridlaserschweißverbindungen (HLSV) mit Hilfe des GTN-Schädigungsmodells. Das Hauptziel hierbei ist zu zeigen, dass das duktile Schädigungsverhalten mit den überprüften Parametern des Grundwerkstoffs und des Schweißguts für beliebige Probengeometrien mit unterschiedlichen Spannungszuständen beschrieben werden kann. Neben den Zellmodellrechnungen werden auch die Versuche an den gekerbten Rundzugproben zur Bestimmung der restlichen Schädigungsparameter herangezogen. Anschließend erfolgt die Überprüfung und falls notwendig die Kalibrierung der festgelegten Parameter durch den Vergleich zwischen den experimentellen und numerischen Ergebnissen der bruchmechanischen Analysen. Mit Hilfe der Versuche an weiteren Bruchmechanik- und Großzugproben soll schließlich die Übertragbarkeit des Schädigungsmodells zur Beschreibung des duktilen Bruchverhaltens demonstriert werden. Basierend auf diesen Ergebnissen kann der Einfluss der Probengeometrie, der Risslage, etc. auf den Beginn und den Verlauf des stabilen Risswachstums (z.B. Rissauswandern) analysiert werden.
- In der dritten Teilaufgabe wird das spröde Bruchverhalten von hybridlasergeschweißten Bruchmechanikproben analysiert. Zu diesem Zweck wird zunächst das probabilistische Mastercurve-Konzept angewandt, mit dem die Wahrscheinlichkeit für die Spaltbruchauslösung in Abhängigkeit von der Temperatur berechnet werden kann. Im weiteren Schritt sollen fraktographischen Untersuchungen von einzelnen Bruchflächen unter REM durchgeführt werden, um die spaltbruchauslösenden Stellen zu detektieren. Ausgehend von numerisch berechneten Spannungszuständen an diesen Stellen, soll festgestellt werden, ob das zweiparametrische Spaltbruchkriterium zur Abschätzung des Spaltbruchversagens für unterschiedliche Risslängen Gültigkeit besitzt. Weiterhin soll die Frage geklärt werden, ob das Beremin-Modell sowohl in der ursprünglichen als auch in der modifizierten Version in der Lage ist, das Bruchverhalten in der Tieflage und im unteren Übergangsbereich zu prognostizieren. Dabei werden die numerischen Ergebnisse in der Form der Wahrscheinlichkeitskurven den entsprechenden Ergebnissen des Mastercurve-Konzepts gegenübergestellt und bewertet. Zum

### 3. Aufgabenstellung

---

Schluss soll eine Möglichkeit zur Kopplung des Beremin- und des GTN-Modells zur Verbesserung der Versagensprognose im Übergangsbereich überprüft werden

- In der letzten Teilaufgabe wird zunächst die Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Großzugproben unter Anwendung der FITNET-Prozedur durchgeführt. Das Ziel dieser Bewertung ist zu zeigen, dass eine sichere Auslegung von hybridlasergeschweißten Bauteilen gegen das Spröd- und Zähbruchversagen mit den experimentellen und auch mit den numerischen Kennwerten möglich ist. Der Schwerpunkt dieser Teilaufgabe besteht in der Darstellung der wesentlichen Vorteile der schädigungsmechanischen Modellierung bei der wirtschaftlichen Auslegung von Bauteilen. Durch die Einbeziehung der mikromechanischen Vorgänge und des Spannungszustandes sollen die Schädigungsmodelle eine direkte Bestimmung des Versagens und somit eine optimale Ausnutzung des Werkstoffpotentials ermöglichen. Inwieweit die Traglastreserven z.B. mit dem GTN-Schädigungsmodell genutzt werden können, wird anhand der Beispiele aus der möglichen industriellen Anwendung gezeigt.

## 4 Experimentelle Datenbasis

In diesem Kapitel erfolgen die Untersuchungen der Mikrostruktur und die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Hybridlaserschweißverbindungen von den Stählen in der Festigkeitsklasse zwischen 350 und 860MPa. Die erzielten Ergebnisse dienen als experimentelle Datenbasis für die numerischen Analysen des Gleit- und Spaltbruchverhaltens sowie für die abschließende Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Komponenten.

Im ersten Schritt werden anhand der lichtmikroskopischen Untersuchungen die einzelnen Gefügebestandteile der Hybridlaserschweißverbindung analysiert, um die ersten Hinweise über die Zähigkeitseigenschaften zu erhalten. Wie stark die Gefügeheterogenität innerhalb der einzelnen Zonen der Schweißverbindung ausgeprägt ist, kann mittels der Härtemessungen an den Makroschliffen veranschaulicht werden. Die Festigkeitseigenschaften mit den Fließkurven des Grundwerkstoffs und des Schweißguts ergeben sich aus den Zugversuchen an den Rundzugproben. Die für die Modellierung des Gleitbruchs erforderlichen Schädigungsparameter können aus den metallographischen Daten, abgeschätzt werden. Die Daten beinhalten die Angaben über die Flächenanteile der Einschlüsse, der Karbide und den Kleinstabstand zwischen den benachbarten Partikeln. Die experimentelle Datenbasis wird mit der Durchführung von Kerbschlagbiegeversuchen zur Ermittlung von Zähigkeitseigenschaften der HLSV abgeschlossen.

### 4.1 Untersuchte Hybrid-Laser-Schweißverbindungen

Die Hybrid-Laser-Schweißverbindungen werden an 2 Instituten hergestellt, Institut für Lasertechnik (ILT) und FORCE Technology. In der **Tabelle 6.5** sind alle gelieferten Stahlsorten und die Blechdicken dargestellt. Insgesamt werden 3 Stahlsorten: S355, EH36 und höherfester RQT701 sowie 3 Blechdicken, 12, 15 und 20mm untersucht. Die Stahlsorten S355 und EH36 gehören zur niedrigeren Festigkeitsklasse mit einer Streckgrenze von 350 und 460MPa. Der vergütete Baustahl RQT701 besitzt die Streckgrenze zwischen 833 und 864MPa. Bei den Plattenabmessungen werden zwischen Kleinplatten und Großplatten unterschieden. Die geschweißten Kleinplatten werden in 3 Größen (Länge x Breite in mm) von 250x250 (ILT), 400x400 (FORCE) und 500x500 (ILT) geliefert. Aus den Großplatten mit einer Länge von 2000 und der Breite von 500 mm, die der Schweißnahtlänge entspricht, werden bauteilähnliche Großzugproben hergestellt.

Stahl	Probendicke [mm]	Kleinplatten		Großplatten		Zusatzwerkstoffe	
		ILT	FORCE	ILT	FORCE	ILT	FORCE
S355	12	x				G3Si1	G3Si1
EH36	15	x	x	x	x	G3Si1	G3Si1
	20	x	x	x		G3Si1	G3Si1
RQT701	15	x				NiMoCr	GMn4Ni1.5CrMo
	20	x	x	x		NiMoCr	GMn4Ni1.5CrMo

**Tabelle 4.1:** Probenabmessungen und Werkstoffe

#### 4. Experimentelle Datenbasis

Der Spaltabstand zwischen den Blechen, der durch das Schweißen zu überbrücken ist, beträgt bei den von FORCE hergestellten Verbindungen 0.5mm („schmaler Spalt“). Dahingegen enthalten die Schweißverbindungen von ILT keinen Spalt („Nullspalt“). Bei allen Plattengrößen verläuft die Schweißnaht quer zur Walzrichtung. Die effektive Schweißnahtlänge wird durch das Absägen der nicht durchgeschweißten Ränder um ca. 10% reduziert. EN 440-G3Si1 wird als Zusatzwerkstoff beim Schweißen von S355 und EH36 verwendet. Beim Schweißen von RQT701 wird dagegen ein festerer Zusatzwerkstoff EN-12534 NiMoCr von ILT und EN-12534 GMn4Ni1.5CrMo von FORCE ausgewählt.

Die hier vorgestellten Stähle und die Overmatching-Schweißverbindungen werden für experimentelle und numerische Untersuchungen des Gleit- und Spaltbruchverhaltens eingesetzt, die im Kapitel 5 und 6 detailliert vorgestellt werden.

### 4.2 Chemische Analyse

Die Ergebnisse der chemischen Analyse mit den wichtigsten Legierungselementen für die untersuchten Stähle sind in der **Tabelle 4.2** dargestellt.

	<b>S355-12</b>	<b>EH36-15</b>	<b>EH36-20</b>	<b>RQT701-15</b>	<b>RQT701-20</b>
<b>C</b>	0.054	0.132	0.121	0.133	0.144
<b>Si</b>	0.018	0.401	0.389	0.389	0.436
<b>Mn</b>	1.085	1.310	1.290	1.246	1.360
<b>P</b>	0.011	0.017	0.012	0.009	0.012
<b>S</b>	<0.001	0.003	0.002	0.002	<0.001
<b>Cr</b>	0.015	0.016	0.015	0.022	0.016
<b>Mo</b>	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005	<0.005
<b>Ni</b>	0.019	0.025	0.024	0.021	0.021
<b>Al</b>	0.021	0.040	0.037	0.026	0.036
<b>Nb</b>	0.023	0.037	0.032	0.031	0.031
<b>Cu</b>	0.010	0.016	0.016	0.021	0.014
<b>Ti</b>	0.009	0.002	0.001	0.019	0.026
<b>V</b>	0.003	0.004	0.004	0.059	0.068
<b>B</b>	<0.0005	<0.0005	<0.0005	0.002	0.002

**Tabelle 4.2:** Ergebnisse der chemischen Analyse, Massen-%

Für die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents existieren viele Gleichungen, deren Anwendung vorwiegend vom Kohlenstoffgehalt abhängt. Je niedriger das Kohlenstoffäquivalent ist, desto besser ist die Schweißbeignung. Bei den Stählen mit Kohlenstoffgehalten weniger als 0.18% wird die nach [ITO68] entwickelte „PCM“ Gleichung verwendet. Wenn der Kohlenstoffgehalt mehr als 0.18% beträgt wird die nach IIW (International Institute of Welding) vorgeschlagene „CEV“ Gleichung eingesetzt, die in DIN EN 10025-1 [DIN05] implementiert ist. In Abhängigkeit von der Analyse ergibt sich für CEV ein maximaler Wert von 0.45 für S355 und EH36 nach DIN EN 10025-2 [DIN05] sowie 0.65 für RQT701 nach DIN EN 10025-6 [DIN05]. Unabhängig von dem Werkstoff ist der CEV Wert für das Laserschweißen mit 0.38% begrenzt. Mit der CEV Gleichung resultieren höhere Werte für das Kohlenstoffäquivalent als nach der PCM Gleichung. Da bei allen Stählen der Kohlenstoffgehalt geringer als 0.18% ist, sollte ausschließlich PCM Gleichung benutzt werden. Eine weitere Formel für die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents, der CET Wert, ist in Gleichung (4.3) angegeben. Sowohl

*PCM* als auch *CET* Wert dienen der Bewertung der Kaltrissanfälligkeit. Der maximal erlaubte *PCM* Wert für CO<sub>2</sub> lasergeschweißte Verbindungen beträgt 0.22%. Die ermittelten Werte für das Kohlenstoffäquivalent sind in der **Tabelle 4.3** angegeben.

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4.1)$$

$$PCM = C + \frac{Cr + Mn + Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Mo + Nb}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + 5B \quad (4.2)$$

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (4.3)$$

Stahl	CEV	PCM	CET
S355-12	0.241	0.115	0.165
EH36-15	0.358	0.219	0.266
EH36-20	0.343	0.206	0.253
RQT701-15	0.361	0.228	0.261
RQT701-20	0.391	0.246	0.283

**Tabelle 4.3:** Kohlenstoffäquivalent für die untersuchten Stähle

Mit dem steigenden Kohlenstoffäquivalent, erhöht sich die notwendige Temperatur für die Vorwärmung des Bauteils, die zusätzlich von den Eigenspannungen, dem Wasserstoffgehalt im Zusatzwerkstoff und der Blechdicke abhängt. Die Vorwärmung dient der Reduktion der Eigenspannungen und der Verlangsamung der Abkühlung. Da die untersuchten Stähle einen *CET* Wert unterhalb der Begrenzung nach [STA93] besitzen, ist kein Vorwärmen erforderlich.

Alle Stähle erfüllen die Anforderungen bezüglich der chemischen Zusammensetzung nach DIN EN 10025-2 und DIN EN 10025-6 für unlegierte und vergütete Stähle. Im Schiffsbau wird nach [LLO97] folgende chemische Zusammensetzung des Stahls für die Eignung zum Laserschweißen empfohlen, s.

**Tabelle 4.4:**

zulässige Zusammensetzung												
C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	Ni [%]	Al [%]	Nb [%]	Cu [%]	Ti [%]	V [%]
0.12 max	0.1-0.5	0.9-1.6	0.010 max	0.005 max	0.20	0.08 max	0.40 max	0.015 min	0.05 max	0.35 max	0.02 max	0.10 max

**Tabelle 4.4:** Empfohlene chemische Zusammensetzung nach [LLO97]

Um feines Korn einzustellen und dadurch eine Festigkeitssteigerung zu erzielen, werden die Mikrolegierungselemente, wie Niob, Titan und Vanadin beigelegt. Diese Elemente bilden Karbid- und Nitridausscheidungen und behindern dadurch das Austenitkornwachstum. Auf der anderen Seite ist an

#### 4. Experimentelle Datenbasis

---

diesen Ausscheidungen die Entstehung von sekundären Hohlräumen möglich, die sich auf den Mechanismus der duktilen Schädigung auswirken können.

Während alle Stähle einen ähnlichen Niobgehalt zwischen 0.019 (S355-12) und 0.025 (EH36-15) Massen-% enthalten, weist der vergütete Stahl RQT701 höhere Gehalte an Titan und Vanadin auf, mit maximal 0.026 und 0.068 Massen-%. Neben Mangan und Nickel sinkt auch Vanadin die kritische Abkühlgeschwindigkeit, wodurch die Bildung des Zwischenstufengefüges Bainit und Martensit gefördert wird. Zur Erhöhung der Härtewerte werden die Stähle mit Chrom und Molybdän legiert, wobei dem Stahl RQT701 noch kleinere Menge an Bor zugesetzt wird. Die Funktion des Aluminiums im Stahl ist, als Deoxidationsmittel die enthaltenen Mengen Sauerstoff abzubinden. Mit 0.003 Massen-% Schwefel besitzt EH36-15 den relativ höchsten Schwefelgehalt. Je höher der Schwefelgehalt ist, desto höher ist der Anteil an Sulfiden, die als nicht-metallische Einschlüsse eine bedeutende Rolle im duktilen Schädigungsprozess spielen.

### 4.3 Gefüge der Hybrid-Laser-Schweißverbindungen

Das Gefüge der Stähle verändert sich deutlich vom SG in Richtung GW, s. **Bild 4.1**. Die Ausbildung der einzelnen Gefügebereiche und somit die mechanischen Eigenschaften in der Schweißnaht hängen primär vom Abkühlverhalten ab. In diesem Zusammenhang wird die charakteristische Kenngröße, die Abkühlzeit  $t_{8/5}$ , eingeführt. Das ist die Zeit, die für die Abkühlung einer Schweißbraupe und der zugehörigen WEZ von 800° auf 500° notwendig ist. In diesem Temperaturfenster finden wichtige Umwandlungen und die Rekristallisation statt, die für die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Gefüges maßgebend sind. Die Abkühlzeit  $t_{8/5}$  ist eine Funktion des Wärmeeintrags, der Vorwärmtemperatur, des Nahtprofils und der Dicke des Werkstückes. DIN EN 1011-2 [DIN01] liefert die Gleichungen für die Berechnung der Abkühlzeit  $t_{8/5}$ . Unter Anwendung der Formel für die zweidimensionale Wärmeableitung ergeben sich folgende  $t_{8/5}$ -Zeiten für die untersuchten Stähle, s. **Tabelle 4.5**:

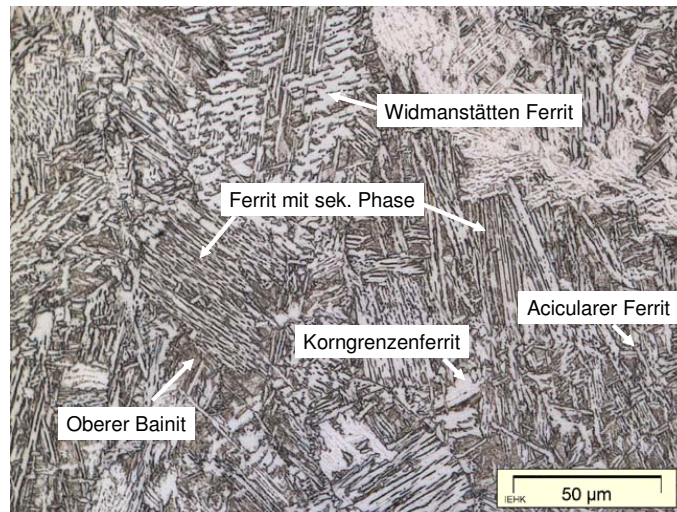
Stahl	Abkühlzeit $t_{8/5}$ [s]
EH36-15F	3.0
EH36-15I	6.2
EH36-20F	13.1
EH36-20I	8.7
RQT701-20I	8.5

**Tabelle 4.5:** Abkühlzeiten  $t_{8/5}$  für die ausgewählten Stähle

In [HAF07] sind die Grenzen für  $t_{8/5}$  Zeit mit 6s für die Unter- und 20s für die Obergrenze angegeben. Mit zunehmender Dicke erhöht sich die Abkühlzeit, wobei diese Erhöhung besonders bei dem von FORCE durchgeführten Schweißprozess ausgeprägt ist.



Mit größerem Wärmeeintrag und sinkender Abkühlzeit wird die Entstehung der Phasen, wie unterer Bainit und Martensit mit niedriger Umwandlungstemperatur und schlechten Zähigkeitseigenschaften begünstigt. Grundsätzlich bestehen die Nähte aus einer Mischung der Ferritphasen, die zwar unterschiedliche Umwandlungsmechanismen aber eine ähnliche Struktur besitzen, s. **Bild 4.1**.



**Bild 4.1:** Die typischen Ferritphasen einer Schweißnaht

Eine dieser Phasen ist der Widmanstätten Ferrit, der sich an den Korngrenzen bildet und durch parallel angeordnete Ferritplatten, die durch dünne Schichten mit austenitischem Gefüge getrennt sind, gekennzeichnet wird. Der Ferrit mit sekundärer Phase (FSP) gehört zu der Ferritphase, die sich bezüglich der Entstehung zwischen dem Widmanstätten Ferrit und dem oberen Bainit befindet. Diese sekundäre Phase wird durch die Diffusion des Kohlenstoffs während der Abkühlung zwischen den Ferritlamellen gebildet und enthält neben den Karbiden martensitische und austenitische Bestandteile, die die Zähigkeit deutlich reduzieren. Eine ähnliche Struktur findet sich auch beim oberen Bainit mit dem Unterschied, dass die länglichen Ferritlamellen hier viel schmalere sind und deswegen nicht eindeutig unter dem Lichtmikroskop zu erkennen sind. Mit der abnehmenden Abkühlzeit sinkt auch der Anteil am Kohlenstoff, der die Lamellengrenze erreicht. Dies führt zur Bildung des unteren Bainits mit den Karbiden innerhalb der Ferritlamellen. Die bainitische und martensitische Phasen mit der niedrigen Umwandlungstemperatur haben hohe Härtewerte und die schlechteren Zähigkeitseigenschaften. Dahingegen wird im Hinblick auf die Verbesserung der Zähigkeit der Hybridnaht ein Gefüge mit einem großen Anteil an acicularem Ferrit angestrebt. Der aciculare Ferrit bildet sich bevorzugt an nicht-metallischen Einschlüssen [HON95] wie Titanitriden (TiN), Oxiden ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{MnO}_2$ ) und Sulfiden (MnS). Ein ausreichender Gehalt an Sauerstoff und Titan ist die Voraussetzung für die Entstehung des acicularen Ferrits. Die Mikrostruktur des acicularen Ferrits besteht aus kleinen zufällig orientierten nadelförmigen Ferritlanzetten, die keine Ausscheidungen enthalten. Die höhere Zähigkeit gegenüber anderen Ferritphasen resultiert aus der Verringerung der effektiven Korngröße und aus der zufälligen Orientierung der Lanzetten, die den Rissfortschritt erschweren [MOO03]. Die Entstehung des acicularen Ferrits wird durch den Einsatz von Zusatzdraht gefördert, der in der Decklage des SG viele nicht-metallische Einschlüsse liefert.

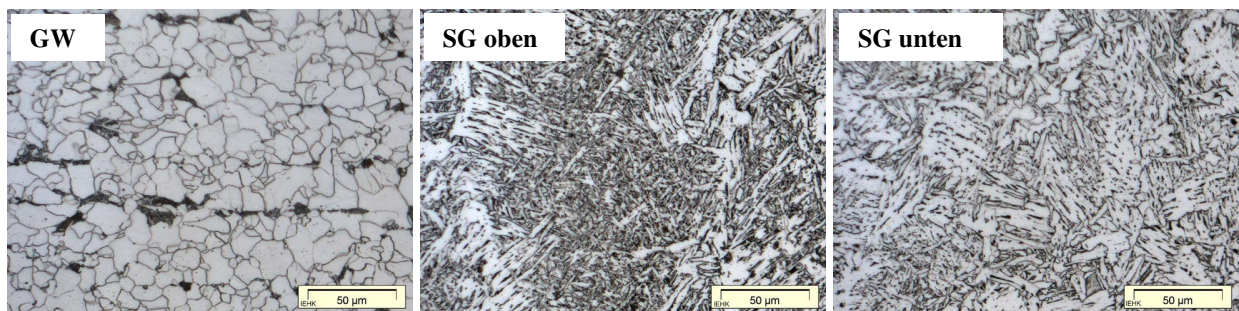
Aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehalts besteht der Grundwerkstoff des Stahls S355-12 primär aus ferritischem Gefüge mit wenigen dazwischenliegenden Perlitkörnern, s. **Bild 4.2**. Im Schweißgut sind



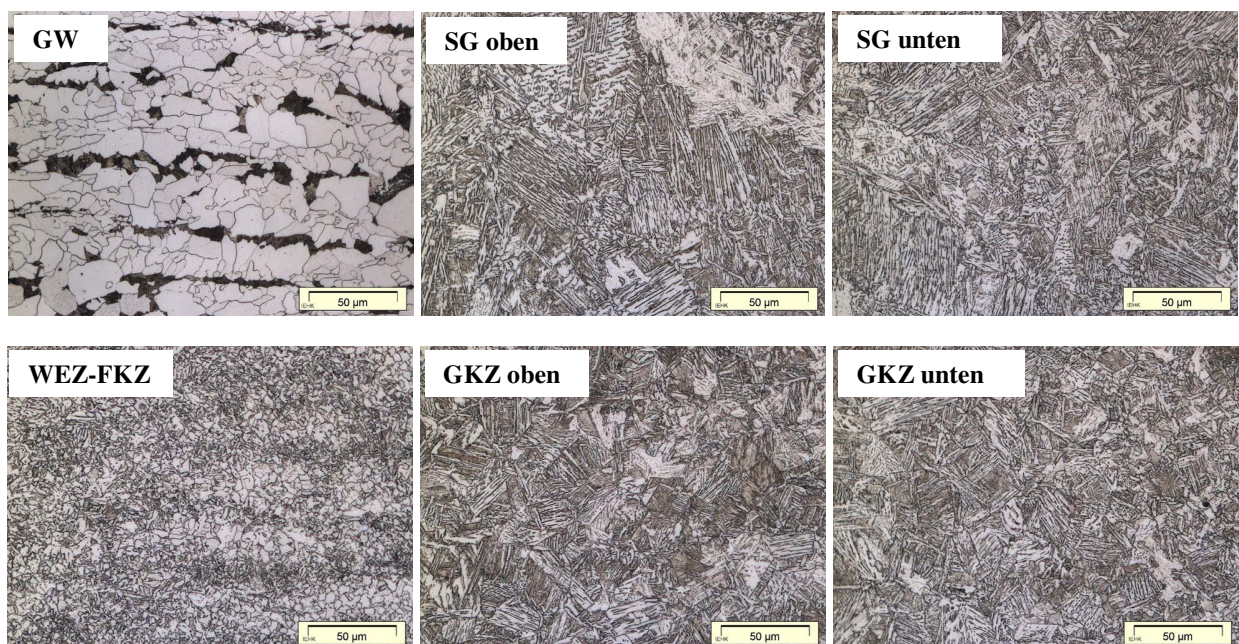
#### 4. Experimentelle Datenbasis

die Ferritphasen, wie acicularer und Widmanstätten Ferrit, vertreten, die sich im Vergleich zu den anderen Ferritphasen durch bessere Zähigkeitseigenschaften auszeichnen. Mit dem Einsatz des Zusatzdrahts steigt in der Decklage des SG der Anteil an dem acicularen Ferrit an, wohingegen sich die Wurzellage zum größten Teil aus dem Widmanstätten Ferrit zusammensetzt.

Mit den ansteigenden Kohlenstoffgehalt ist der Grundwerkstoff der beiden Stähle EH36-15 und EH36-20 durch ferritisch-perlitisches Gefüge charakterisiert (s. **Bild 4.3** und **Bild 4.5**) wobei das Gefüge des Stahls EH36-20 etwas feinere Kornstruktur aufweist. Die Gefügezeilen, die Ferrit- und Perlitkörner bilden, entsprechen der Walzrichtung. Die Mikrostruktur ist in der Deck- (SG oben) und Wurzellage (SG unten) des SG (EH36-15F, s. **Bild 4.3**) ähnlich aufgebaut, wobei in der Wurzellage der Anteil des Widmanstätten Ferrits zugunsten des FSP und Bainits abnimmt. Im Vergleich zu den anderen Stahlsorten enthält der Stahl EH36 den niedrigsten Titangehalt. Die Verwendung des Zusatzdrahts G3Si1 führt zur geringfügigen Erhöhung des Titangehalts in der oberen Lage des SG, wodurch die Bildung des acicularen Ferrits begünstigt wird. Das Gefüge der GKZ setzt sich auch aus verschiedenen Ferritphasen zusammen, die durch einzelne Ferritkörner unterbrochen werden. Durch kürzere Lanzetten des FSP erscheint das Gefüge im Vergleich zum SG weniger nadelförmig.



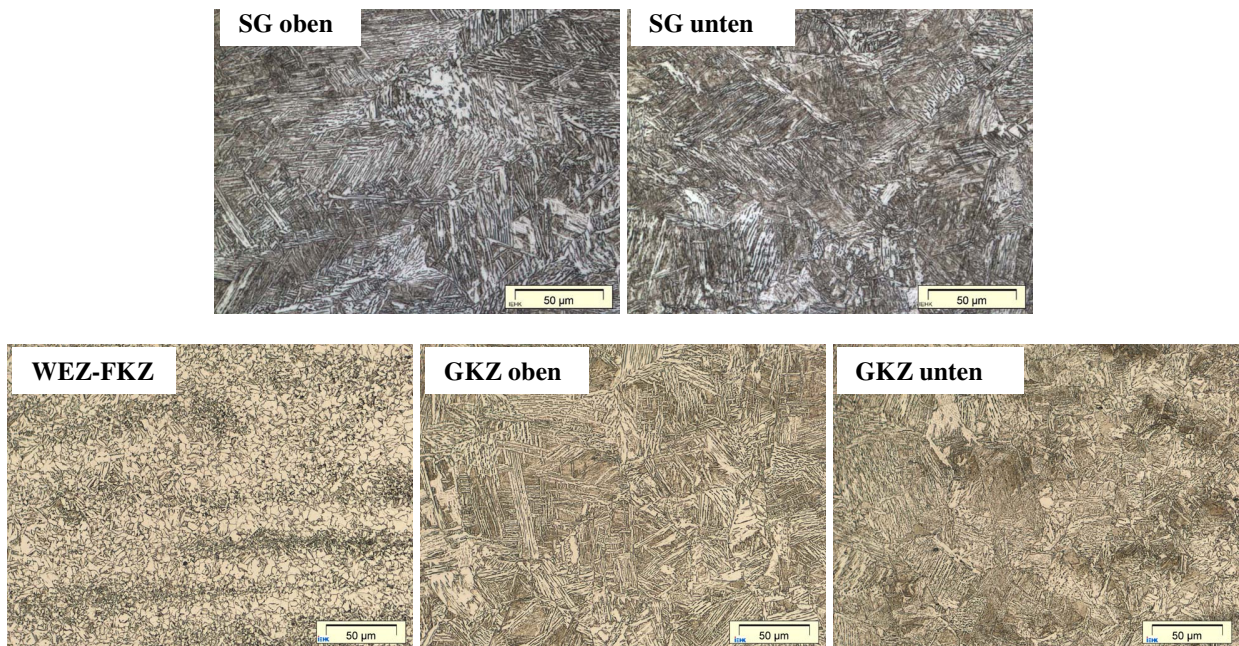
**Bild 4.2:** Gefüge des S355-12I bei 500-facher Vergrößerung



**Bild 4.3:** Gefüge des EH36-15F bei 500-facher Vergrößerung

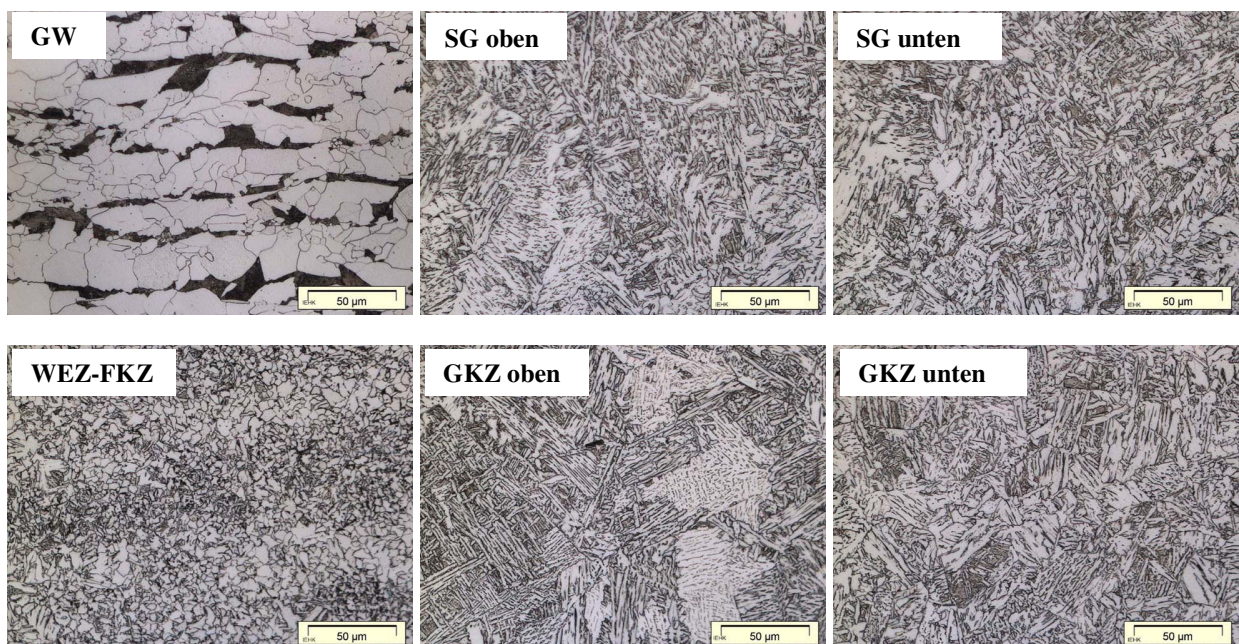


Im Vergleich zu EH36-15F, enthält das SG des EH36-15I den größeren Anteil an FSP und Bainit, wobei die Wurzellage (SG unten) primär aus Bainit besteht, s. **Bild 4.4**.



**Bild 4.4:** Gefüge des EH36-15I bei 500-facher Vergrößerung

Ferritphasen mit deutlich besseren Zähigkeitseigenschaften sind in dem SG des EH36-20F zu finden, s. **Bild 4.5**. Wie bei EH36-15F unterscheiden sich die Deck- und Wurzellage des SG bezüglich der Mikrostruktur kaum voneinander. Korngrenzen- und Widmanstättenferrit prägen das Gefügebild des SG und der WEZ, wobei kleinere Anteile am acicularen Ferrit nur im oberen Teil der GKZ vorhanden sind.

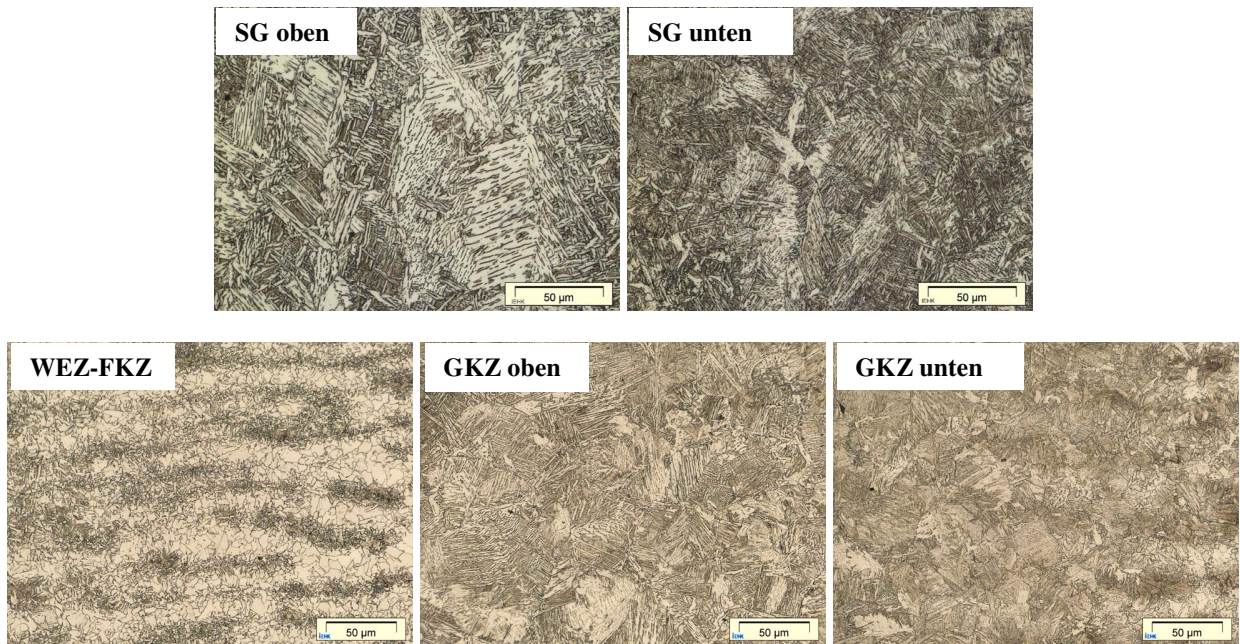




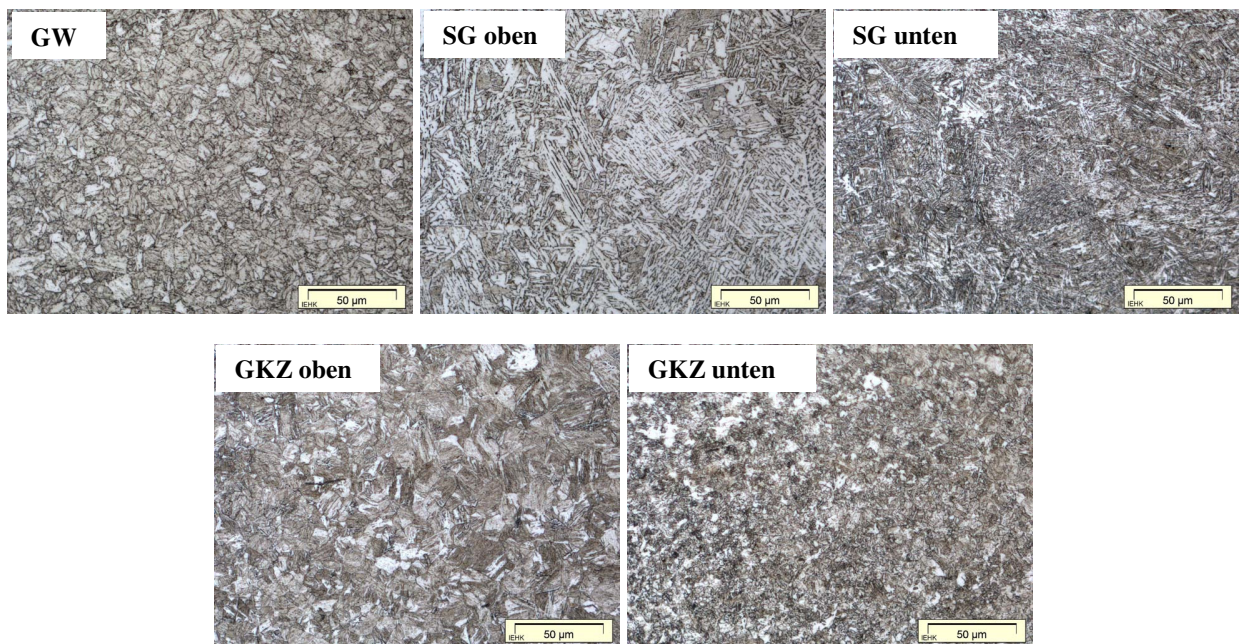
#### 4. Experimentelle Datenbasis

**Bild 4.5:** Gefüge des EH36-20F bei 500-facher Vergrößerung

Im Gegensatz zu EH36-20F ist bei dem SG des EH36-20I die klare Trennung in der Mikrostruktur der Deck- und Wurzellage sichtbar, s. **Bild 4.6**. Während der aciculare Ferrit zusammen mit dem Widmanstättenferrit das Gefüge in der Decklage dominiert, zeichnet sich die Wurzellage durch Ferritphasen mit den zu erwartenden niedrigeren Zähigkeiten aus, wie den FSP und den Bainit (oberer und unterer). Die GKZ ist bainitisch mit größeren Anteilen an FSP in der oberen Lage.



**Bild 4.6:** Gefüge des EH36-20I bei 500-facher Vergrößerung

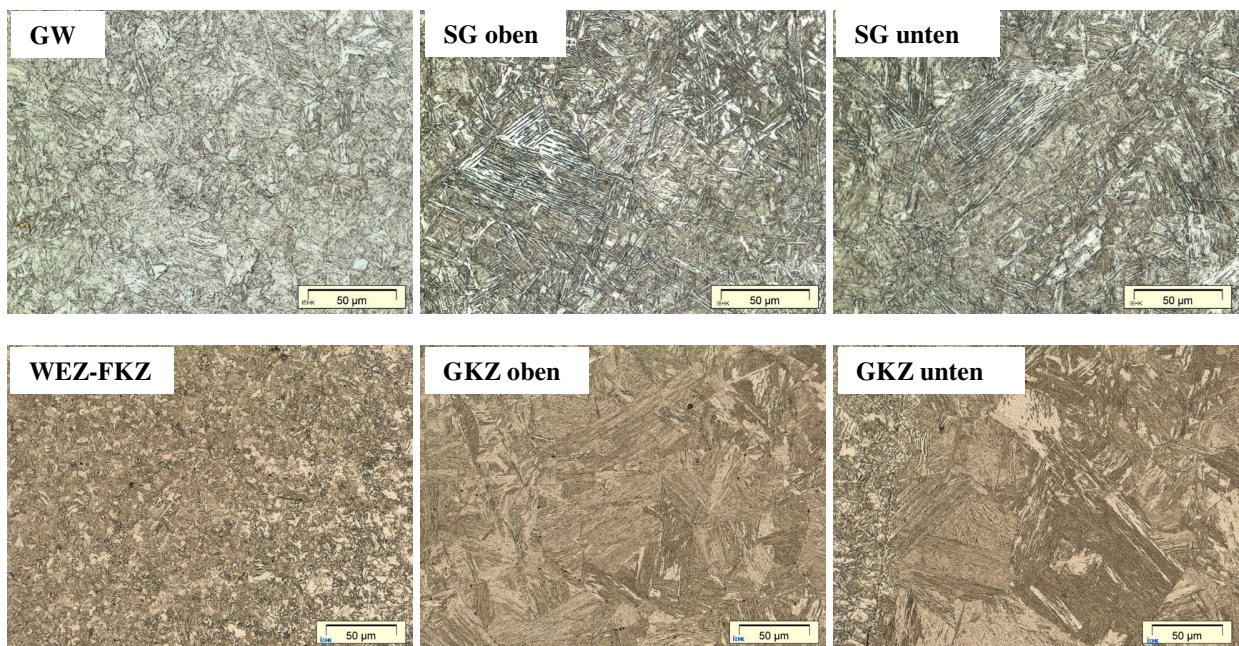


**Bild 4.7:** Gefüge des RQT701-15I bei 500-facher Vergrößerung



Der Grundwerkstoff des höherfesten Stahls RQT701 ist ferritisch-bainitisch, wobei die Ferritkörner die größere Menge an Karbidausscheidungen enthalten, s. **Bild 4.7** und **Bild 4.8**. Die feineren Ferritkörner sind bei den dünneren Blechen von 15 mm zu finden. Im Hinblick auf die duktile Schädigung wird den Karbiden große Bedeutung als Keimstellen für die sekundären Hohlräume beigemessen. Die Veränderung des Gefüges zusammen mit der Zähigkeitsabnahme erfolgt auch für das SG des RQT701-15I von der Deck- bis zur Wurzellage. Mit dem größeren Anteil an Legierungselementen steigt auch der Bereich des acicularen Ferrits in der Decklage an.

Die Ferritphasen, wie FSP und vor allem oberer und unterer Bainit, sind überwiegend im SG des RQT701-20F vorhanden, s. **Bild 4.8**. Obwohl der GW bereits den hohen Titananteil enthält, der durch die Zugabe des Zusatzdrahts erhöht wird, sind in der Decklage des SG keine Bereiche des acicularen Ferrits sichtbar. Hier wird wieder deutlich, dass für die Entstehung des acicularen Ferrits neben dem Vorhandensein der Mikrolegierungselemente, die Schweißprozessparameter, wie der Wärmeeintrag und die Abkühlgeschwindigkeit, von großer Bedeutung sind. Die Zähigkeit der GKZ wird mit dem martensitischen Gefüge deutlich reduziert. Die bereits hohe Wahrscheinlichkeit, dass sprödes Versagen während des Rissfortschritts im SG auftritt, erhöht sich zusätzlich, wenn der Riss beim Auswandern Richtung Grundwerkstoff auf die spröden martensitischen Zonen in der WEZ trifft.

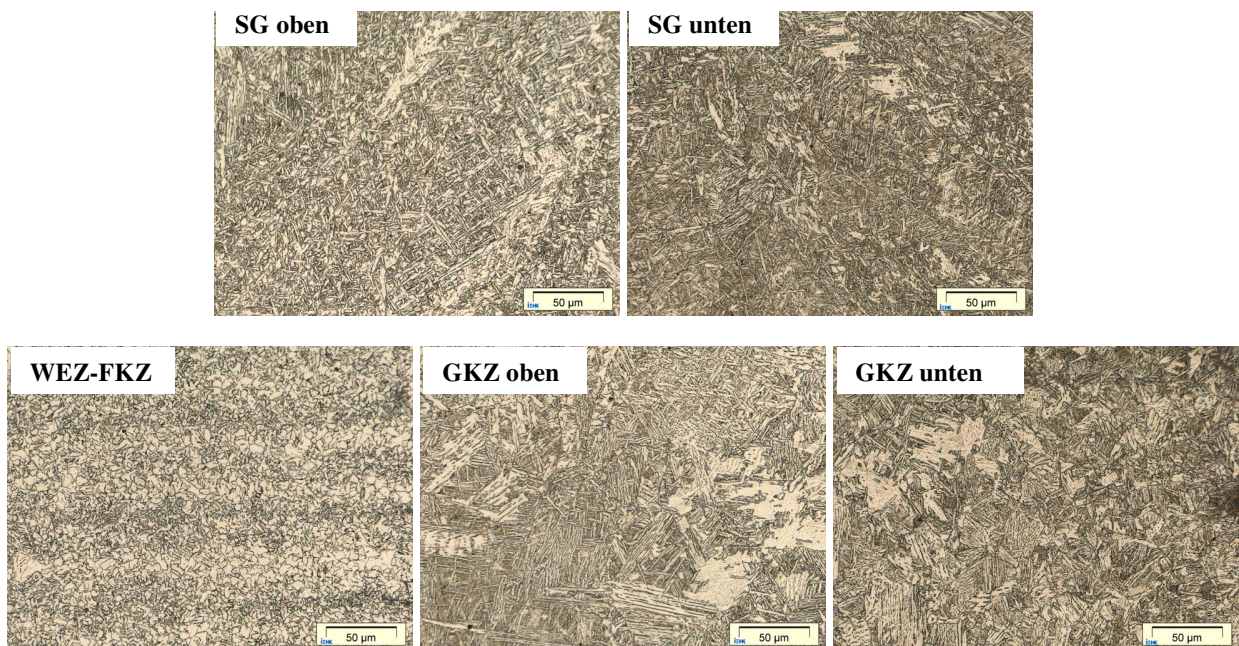


**Bild 4.8:** Gefüge des RQT701-20F bei 500-facher Vergrößerung

Das Gefüge in der Decklage des SG bei RQT701-20I setzt sich größtenteils aus dem acicularen Ferrit zusammen, s. **Bild 4.9**. In der Wurzellage steigt zwar der Anteil an den Phasen mit der verringerten Zähigkeit, wie FSP und Bainit an, es sind aber trotzdem noch größere Bereiche des acicularen Ferrits zu identifizieren. Die GKZ enthält das Mischgefüge aus Widmanstättenferrit, FSP und Bainit. Dank dem acicularen Ferrit verringert sich der spröde Gefügebereich beim RQT701-20I und somit auch die Wahrscheinlichkeit zum sprödebruchartigen Versagen im Vergleich zu RQT701-20F. Auf der anderen Seite ist der große Anteil an acicularem Ferrit auch ein Indiz für den hohen Gehalt an nicht-

#### 4. Experimentelle Datenbasis

metallischen Einschlüssen, die wiederum im Fall des duktilen Versagens die Hochlagenzähigkeit beeinträchtigen können.



**Bild 4.9:** Gefüge des RQT701-20I bei 500-facher Vergrößerung

Stahl	Zone	Gefüge					
		Ferrit-Perlit	Ferrit-Bainit	acicularer Ferrit	Widmanstätten Ferrit	FSP	Bainit (o. und u.)
S355-12I	GW	x					
	SG DL			x	o		
	SG WL				x		
	GKZ				x		
EH36-15I	GW	x					
	SG DL			o	o	x	o
	SG WL					x	x
	GKZ					o	x
EH36-20I	GW	x					
	SG DL			o	x	o	
	SG WL					o	x
	GKZ					o	x
RQT701-15I	GW		x				
	SG DL			x	o	o	
	SG WL						x
	GKZ						x
RQT701-20I	GW		x				
	SG DL			x			
	SG WL					o	x
	GKZ				o	x	o

**Tabelle 4.6:** Überblick der Gefügebestandteile bei den analysierten Stählen und den zugehörigen Schweißverbindungen (ILT)



In der **Tabelle 4.6** sind zusammenfassend die Ergebnisse für die untersuchten Grundwerkstoffe und exemplarisch für die von ILT geschweißten Verbindungen dargestellt. Der größte Anteil an einem bestimmten Gefüge ist mit „x“-Symbol markiert, während das „o“-Symbol auf die weiteren vorhandenen Gefügeanteile hinweist. Die Gefügebestandteile sind in der **Tabelle 4.6** von links nach rechts mit abfallender Zähigkeit aufgelistet. Die höchste Zähigkeit wird bei dem ferritisch-perlitischen Gefüge der Stähle S355 und EH36 erwartet und die geringste für die Ferritphasen FSP sowie oberen und unteren Bainit (Bainit(o. und u.)).

#### 4.4 Härtemessungen

Die Härtewerte der einzelnen Phasen können anhand der empirischen Formeln, die das Kohlenstoffäquivalent  $C_{eq}$  einbeziehen, abgeschätzt werden. Der gesamte Härtewert ergibt sich nach der Mischregel aus der Summe der Produkte, die aus dem Volumenanteil und dem zugehörigen Härtewert für jede einzelne Phase gebildet werden. Die Gültigkeit dieser Formeln ist nur bei den Stählen mit dem Kohlenstoffgehalt größer als 0.1% gegeben. Somit kann bis auf den Stahl S355 die folgende Gleichung verwendet werden:

$$H_m(\text{Martensit}) = 295 + 515C_{eq} \quad (4.4)$$

$$H_b(\text{Bainit}) = 223 + 147C_{eq} \quad (4.5)$$

$$H_{fp}(\text{Ferrit / Perlit}) = 140 + 139C_{eq} \quad (4.6)$$

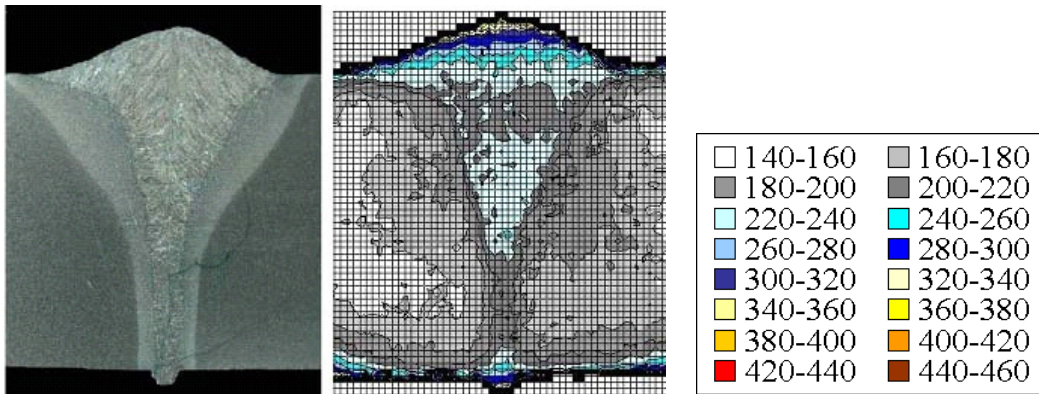
Alle mit dem PCM Wert berechneten Härtewerte für die Grundwerkstoffe der untersuchten Stähle liegen in dem gemessenen Bereich, s. **Tabelle 4.7**:

Stahl	Formel	Messung
	$H_{fp,b}$	$H_{fp,b}$
EH36-15	170	160-200
EH36-20	169	160-200
RQT701-15	257	240-280
RQT701-20	259	240-280

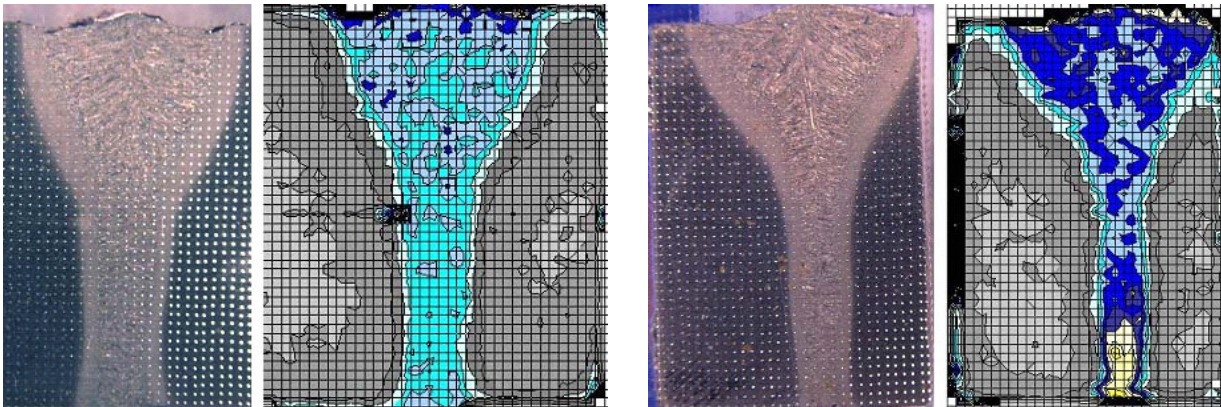
**Tabelle 4.7:** Die berechneten und die gemessenen Härtewerte für die GW der analysierten Stähle in HV

Um die ersten Hinweise über Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften von den untersuchten HLSV zu bekommen, werden Härtemessungen mittels UCI-Verfahren an Makroschliffen durchgeführt. In **Bild 4.10** bis **Bild 4.14** sind resultierende Härteprofile der Hybridlaserschweißverbindungen mit charakteristischer Trichterform ersichtlich. Für die HLSV des Stähle S355, EH36 und RQT701 liegen die Härtewerte zwischen 200-240HV, 220-340HV und 260-400HV. Nach der Umrechnungsformel in [BLE99] können die Zugfestigkeitswerte aus den Härtenwerten nach Vickers abgeschätzt werden.

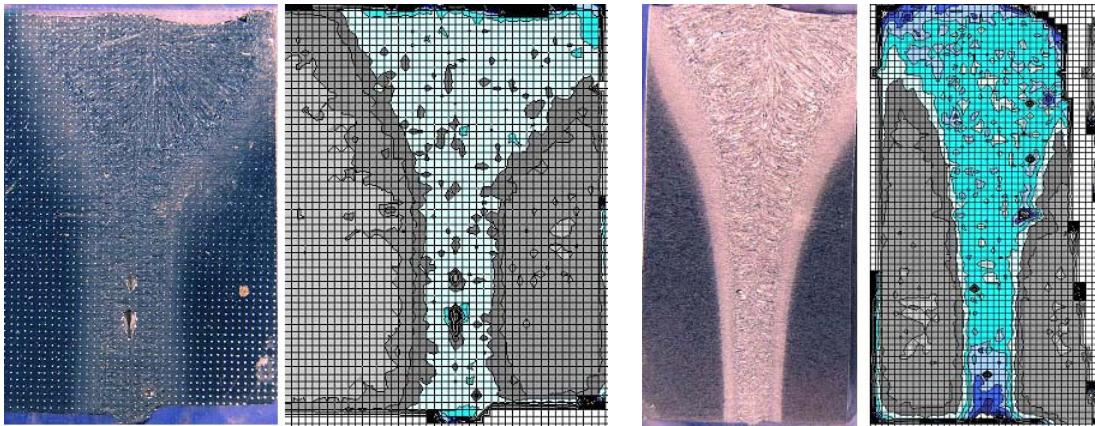
#### 4. Experimentelle Datenbasis



**Bild 4.10:** Makroaufnahme und Härteverteilung in der Schweißverbindung: S355-12I

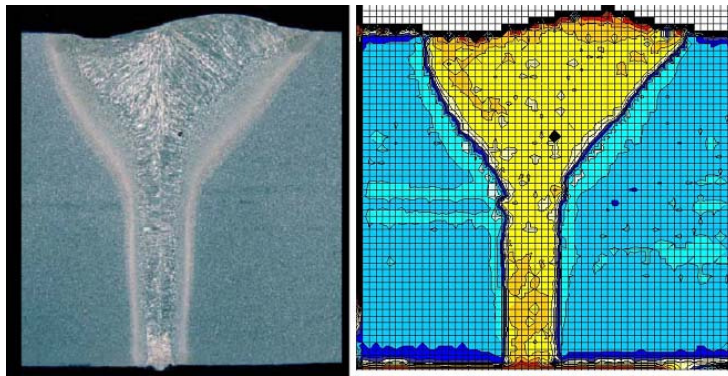


**Bild 4.11:** Makroaufnahme und Härteverteilung in der Schweißverbindung: EH36-15F (links) und EH36-15I (rechts)

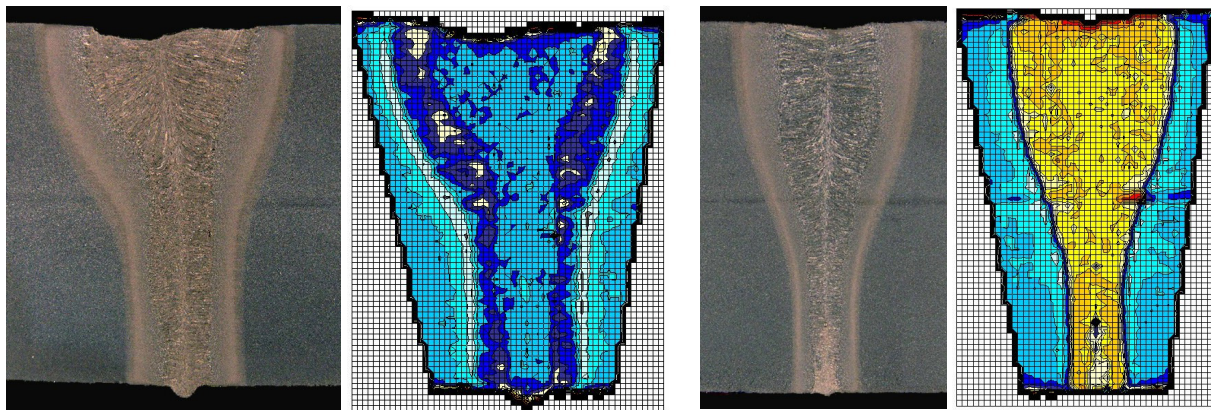


**Bild 4.12:** Makroaufnahme und Härteverteilung in der Schweißverbindung: EH36-20F (links) und EH36-20I (rechts)





**Bild 4.13:** Makroaufnahme und Härteverteilung in der Schweißverbindung: RQT701-15I



**Bild 4.14:** Makroaufnahme und Härteverteilung in der Schweißverbindung: RQT701-20F (links) und RQT701-20I (rechts)

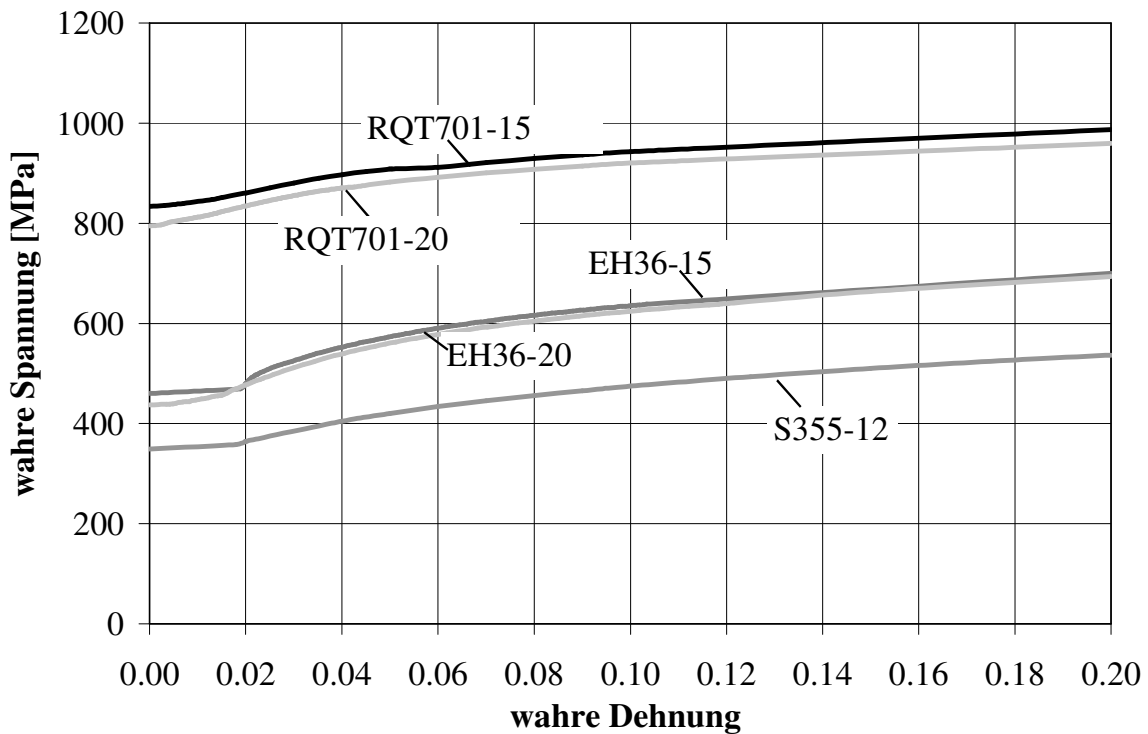
Analog zu der inhomogenen Verteilung von Gefügebestandteilen, weisen die HLSV inhomogene Härteverteilung nicht nur in der WEZ sondern auch im SG auf, wobei deutliche Unterschiede in Härtewerten zwischen den mit dem schmalen Spalt und dem Nullspalt geschweißten Verbindungen vorhanden sind. Grundsätzlich werden mit dem Nullspalt um 20-40HV für den Stahl EH36 und um 80-100HV für den RQT701 höhere Härtewerte als mit dem schmalen Spalt erzielt. Ein weiterer Unterschied zwischen dem Null- und dem schmalen Spalt besteht in der Härteverteilung entlang der Probendicke. So sind für die HLSV mit dem Nullspalt der Stähle EH36 und RQT701 die Härtewerte in unterer Hälfte des laserdominierten Bereichs um 20-70HV höher in Vergleich zu breiteren MAG-dominierten Bereich. Allerdings ist dieser Anstieg, der aus der schnelleren Abkühlung des laserdominierten Bereichs resultiert, für den Stahl EH36 (50-70HV) ausgeprägter als für den höherfesten Stahl RQT701 (20-40HV). Dahingegen kann für die HLSV mit dem schmalen Spalt der Stähle EH36-20F und RQT701-20F keine eindeutige Trennung in MAG- und laserdominierten Bereich basierend auf Härtewerten durchgeführt werden, da die Härteverteilung entlang der Probendicke größtenteils homogen ist. Die Ausnahme bildet die HLSV des 15mm dicken Stahls EH36-15F, bei der diese Trennung aufgrund des um ca. 20-40HV härteren laserdominierten Bereichs möglich ist.

#### 4.5 Mechanische Eigenschaften

Die wahren Spannungs-Dehnungskurven dienen als Eingang für die numerischen Berechnungen und werden mit Hilfe von Zugversuchen an glatten 8x40 und 3x15 Rundzugproben ermittelt, s. **Bild 4.15**

#### 4. Experimentelle Datenbasis

und **Bild 4.16**. Die 3x15 Rundzugproben aus reinem Schweißgut können nur aus der breiteren Decklage der Schweißnaht entnommen werden. Der Vergleich zwischen den Kennwerten, die anhand der 3x15 Proben aus der oberen und unteren Lage bestimmt werden, zeigt einen Unterschied von maximal 10% für EH36-15F, EH36-20F, RQT701-20F und RQT701-20I. Hierbei liefern die aus der oberen Lage entnommenen Proben höhere Kennwerte im Vergleich zu den Proben aus der unteren Lage, die neben dem SG auch Anteile an niedrig festerem GW und WEZ enthalten. Ein geringfügiger Unterschied zwischen den Kennwerten für die obere und untere Lage ergibt sich für EH36-15I und EH36-20I aufgrund deutlich höherer Festigkeit des laserdominierten Bereichs gegenüber dem MAG-dominierten Bereich.



**Bild 4.15:** Fließkurven, Grundwerkstoff

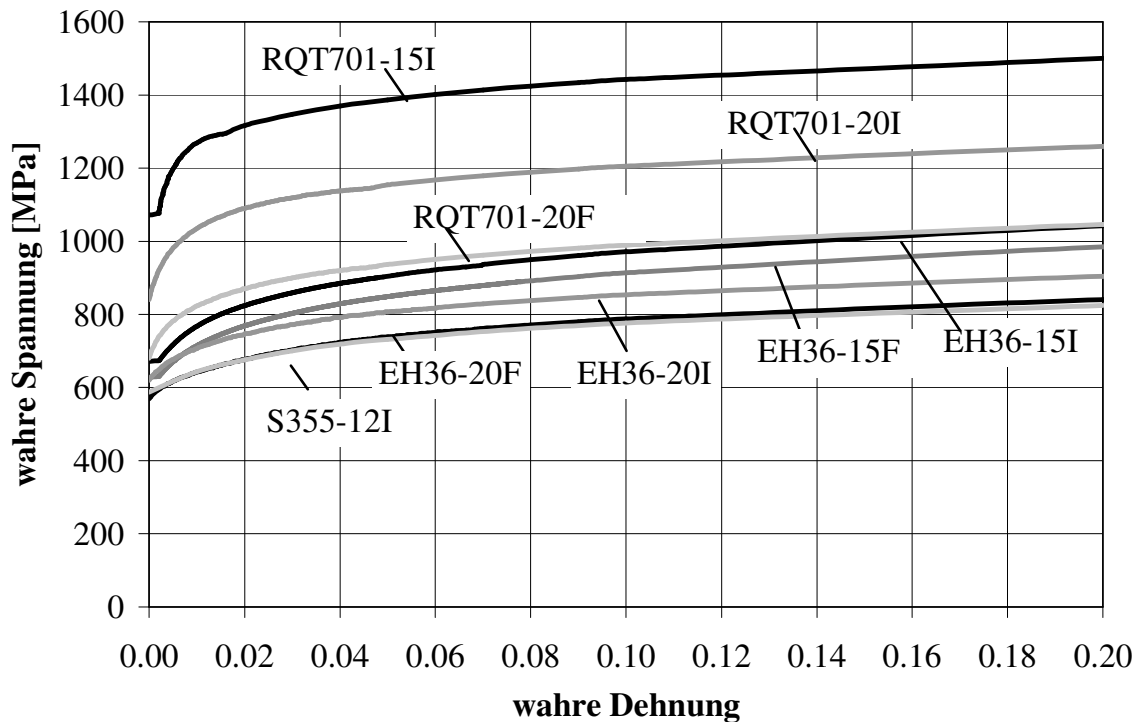


Bild 4.16: Fließkurven, Schweißgut

Die mechanischen Kennwerte sind in der **Tabelle 4.8** gegeben:

Stahl	$R_{el}^{GW}$ [MPa]	$R_{el}^{SG}$ [MPa]	$M_F$	$R_m^{GW}$ [MPa]	$R_m^{SG}$ [MPa]	$A_g^{GW}$	$A_g^{SG}$	$A^{GW}$	$A^{SG}$	$n^{GW}$	$n^{SG}$	$\alpha^{GW}$	$\alpha^{SG}$
S355-12I	349	586	1.68	439	690	0.180	0.051	0.349	0.158	5.96	11.94	9.58	1.24
EH36-15F	460	626	1.36	576	816	0.111	0.084	0.216	0.134	6.57	9.76	5.33	0.90
EH36-15I	460	668	1.45	576	868	0.111	0.076	0.216	0.176	6.57	10.02	5.33	0.77
EH36-20F	437	568	1.30	570	707	0.127	0.075	0.225	0.176	6.00	10.96	5.52	1.05
EH36-20I	437	619	1.42	570	765	0.127	0.086	0.225	0.203	6.00	12.40	5.52	0.65
RQT701-15I	834	1072	1.29	864	1277	0.052	0.016	0.124	0.077	17.68	13.72	2.78	0.18
RQT701-20F	793	681	0.86	833	887	0.041	0.057	0.134	0.152	17.11	12.86	2.23	0.25
RQT701-20I	793	840	1.06	833	1087	0.041	0.055	0.134	0.154	17.11	14.98	2.23	0.10

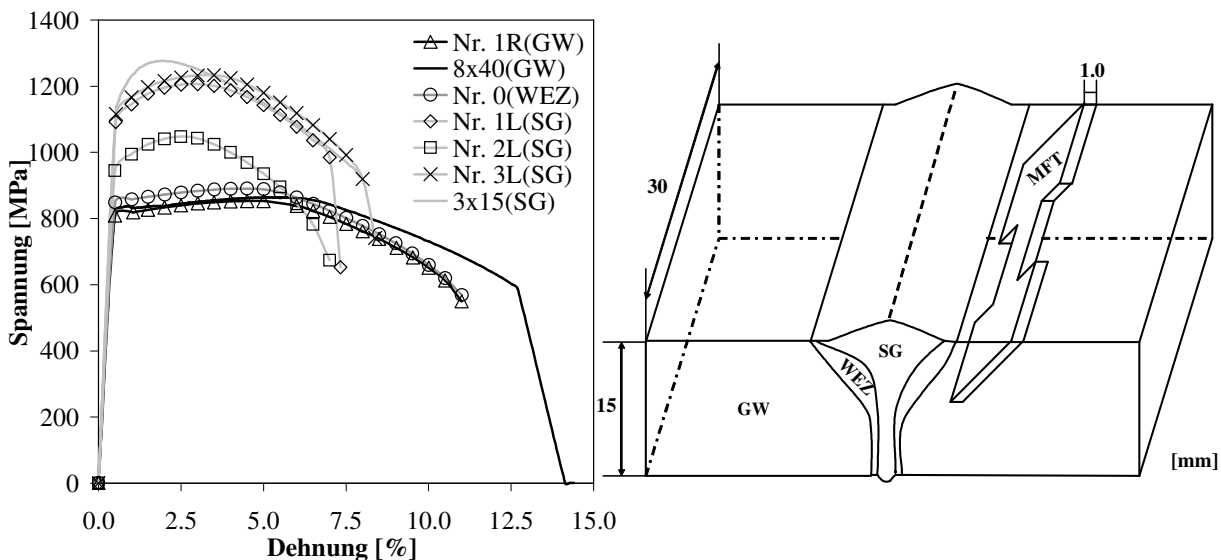
Tabelle 4.8: Mechanische Kennwerte für Grundwerkstoff und Schweißgut

Für die gleiche Stahlsorte steigen Streckgrenze und Zugfestigkeit mit abfallender Blechdicke, wobei dieser Unterschied mit zunehmender Festigkeit sowohl für den GW als auch das SG größer wird. Während sich diese Kennwerte bei dem GW für 15 und 20mm dickes Blech um maximal 5% voneinander unterscheiden, beträgt der Unterschied bei dem SG (ILT) bezüglich der Zugfestigkeit des RQT701 fast 22%. Bis auf die HLSV des Stahls RQT701-20F weisen alle anderen untersuchten HLSV ein Overmatching mit einem Mismatchfaktor  $M_F > 1.0$  auf, der als Verhältnis der Fließgrenzen von SG und GW definiert wird. Die Parameter, mit denen die Spannungs-Dehnungs-Kurven nach Ramberg-Osgood (Gleichung 2.5) beschrieben werden, sind ebenfalls in der **Tabelle 4.8** angegeben.

#### 4. Experimentelle Datenbasis

Zusätzlich werden für den Stahl RQT701-15I Mikroflachzugproben (Micro-Flat-Tensile, MFT) von 1mm Dicke, 2.5 mm Breite und 10 mm Messlänge hergestellt, um die mechanischen Eigenschaften der WEZ zu ermitteln. Die Entnahme von MFT Proben erfolgt mittels Drahterosion in der Längsrichtung und einem Winkel von 45°, der ungefähr dem Orientierungswinkel der WEZ entspricht. Die Probenherstellung erfordert neben dem funkerosiven Trennen und dem beidseitigen Schleifen für die Einstellung der Probendicke auch das elektrolytische Polieren, um durch das Schleifen verfestigte Oberflächenschicht zu entfernen [HEU86]. Die Ergebnisse aus [HEU86] und [KOC98] zeigen, dass eine empirische Beziehung zwischen den Kennwerten ( $R_{el}$ ,  $R_m$ ), die aus dem MFT Proben ermittelt werden, und den Härtewerten möglich ist.

Da die gesamte WEZ 1mm breit ist, können keine Kennwerte mit den 1mm dicken MFT Proben für GKZ und FKZ ermittelt werden. Die erste Probe, die aus der WEZ entnommen wird, ist in **Bild 4.17** mit „Nr. 0(WEZ)“ gekennzeichnet. Die weiteren Proben werden rechts (R) und links (L) von der Bezugsprobe in die Richtung des GW und SG herausgeschnitten. Die Streckgrenze für WEZ, die sich aus der Prüfung der Probe „Nr. 0(WEZ)“ ergibt, ist ca. 2% höher als für GW. Diese Probe erfasst die komplette WEZ mit der im Vergleich zu GW niedrigfestere Feinkorn- und höherfestere Grobkornzone. Die weiteren Kennwerte in Richtung des SG weisen weder einen monotonen Anstieg noch eine Sättigung auf. So ergeben sich mit der SG Probe ("Nr. 1L(SG)"), die direkt neben der WEZ Probe liegt, die Kennwerte fast in der Höhe der mit 3x15 Proben ermittelten Kennwerte für das SG. Mit der nächsten Probe Richtung SG fallen die Spannungswerte um ca. 13% deutlich ab. Die Streuung der Werte deutet auf die Heterogenität der mechanischen Eigenschaften in der Schweißverbindung hin. Im Hinblick auf den Härteverlauf bei dem Stahl RQT701-20I wird die höchste Festigkeit in der WEZ und eine ähnliche Festigkeit im GW und der Decklage erwartet.



**Bild 4.17:** Die konventionelle Spannungs-Dehnungs-Kurven für verschiedene Materialzonen, RQT701-15

Die gute Übereinstimmung zwischen den Spannungs-Dehnungskurven, die sich aus den Zugversuchen an den MFT und entsprechenden Versuchen an den 8x40 und 3x15 Rundzugproben ergeben, bestätigen die Genauigkeit der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften mittels MFT Proben. Die größten Unterschiede zwischen den Ergebnissen beziehen sich auf die Dehnungswerte. Die Bruchdehnungen

$A^{GW}$  und  $A^{WEZ}$ , die aus den MFT Proben resultieren, sind aufgrund des Geometrieinflusses mit 10.4% um 16% niedriger als die entsprechenden Werte, die mittels 8x40 Proben erzielt werden. Mit der MFT Probe ("Nr. 3L(SG)") wird eine Gleichmaßdehnung von 3.4% für SG erreicht, die mehr als doppelt so hoch ist wie der mit der 3x15 Probe ermittelte  $A_g^{SG}$  Wert von 1.6%, s. **Tabelle 4.8**.

## 4.6 Metallographische Untersuchungen

Die Ermittlung der Schädigungsparameter für die Anwendung des GTN-Modells erfordert metallographische Untersuchungen an den polierten Probenschliffen. Da das Schädigungsverhalten basierend auf der Mikrostruktur beschrieben werden soll, stellen die metallographischen Untersuchungen den Schwerpunkt des experimentellen Teils der Arbeit dar. Innerhalb dieser Untersuchungen sollen die Informationen bezüglich der morphologischen Eigenschaften, chemischer Zusammensetzung, Volumengehalts und der Verteilung von Partikeln gesammelt und bewertet werden. Anschließend wird mit Hilfe der gewonnenen Informationen die Verbindung zu Schädigungsparametern hergestellt. Letztendlich sollen am Ende die Empfehlungen in tabellarischer Form bezüglich der Parameterwahl in der Abhängigkeit von den mikrostrukturellen Größen abgeleitet werden.

Von jeder Stahlsorte wird im Bereich des Grundwerkstoffs und des Schweißguts ein Würfel mit der Kantenlänge vom 10mm ausgeschnitten. Anschließend wird die zu untersuchende Fläche von 100mm<sup>2</sup> poliert und unter dem Lichtmikroskop bei x200 Vergrößerung auf nicht-metallische Partikel analysiert. Es wird angenommen, dass sich die großen Partikel mit den Radien zwischen 0.8 und 8  $\mu\text{m}$  und chemischer Zusammensetzung ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ -,  $\text{MnS}$ - oder  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Einschlüsse) bereits bei kleiner Belastung von dem umgebenden Material ablösen werden. Die Partikel in dieser Größenordnung werden als Einschlüsse bezeichnet, deren Volumen demnach als Initialhohlraumvolumen  $f_0$  betrachtet wird. Für die Bestimmung von  $f_0$ , werden unter x200 Vergrößerung die Volumina aller sichtbaren Einschlüsse, die unter dem Lichtmikroskop als dunkle Objekte erscheinen, aufsummiert und auf die untersuchte Fläche bezogen. An 5 beliebigen Stellen wird unter gleicher Vergrößerung das bezogene Volumen  $V_p$  der Einschlüsse sowohl für den Grundwerkstoff als auch für das Schweißgut ausgewertet. Der Parameter  $f_0$  entspricht dann dem Mittelwert der bezogenen Volumina. Neben dem bezogenen Volumen werden die Form, Größe und die Verteilung der Einschlüsse bestimmt. Als morphologische Parameter wird der Formfaktor  $\chi$  eingeführt, der beschreibt wie rund ein Einschluss ist. Der Formfaktor nimmt bei kugelförmigen Einschlüssen den Wert 1 an, während sich bei variierender Rundheit Werte kleiner als 1 ergeben. Weitere Parameter zur Erfassung der Größe und der Verteilung der Einschlüsse sind der maximale ( $d_{max}$ ) und minimale Durchmesser ( $d_{min}$ ), der maximale ( $\lambda_{max}$ ), minimale ( $\lambda_{min}$ ) und der mittlere Abstand ( $\lambda_{mid}$ ) zwischen benachbarten Einschlüssen und die gesamte Anzahl  $N_p$  der detektierten Einschlüsse. In der **Tabelle 4.9** bis **Tabelle 4.13** sind die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen für den GW und den SG der untersuchten Stähle zusammengefasst.

Bis auf den minimalen Abstand  $\lambda_{min}$  unterscheiden sich die Ergebnisse für GW und SG des Stahls S355 kaum voneinander, **Tabelle 4.9**. Der mittlere Formfaktor  $\chi_{mid}$  mit einem Wert von 0.93 und 0.94 weist darauf hin, dass es sich bei den meisten Einschlüssen um relativ runde Oxide handelt. Das Anfangshohlraumvolumen  $f_0$  wird dem Volumen der großen Einschlüsse  $V_p$  von 0.00058 für GW und 0.00063 für SG gleichgesetzt. Die Elementgröße sollte zwischen 0.4mm und 0.8mm gewählt werden.

#### 4. Experimentelle Datenbasis

Diese Längen entsprechen der 6- und 10-fachen mikrostrukturellen Länge  $l_c$ , die als der mittlere Abstand  $\lambda_{mid}$  zwischen den Einschlüssen definiert wird. Die genauere Festlegung der Elementgröße erfolgt anhand der Versuchsergebnisse in Kap. 5.

Steel	Zone	$\lambda_{max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{mid}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{mid}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\chi_{mid}$	$N_p$	$V_p$
S355-12I	GW	104	34	69	3.04	2.33	2.77	0.93	89	0.0006
	SG	134	19	66	3.33	2.62	3.05	0.94	87	0.0006

**Tabelle 4.9:** Die metallographischen Parameter zur Charakterisierung der Mikrostruktur, S355

Steel	Zone	$\lambda_{max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{mid}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{mid}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\chi_{mid}$	$N_p$	$V_p$
EH36-15F	GW	99	24	60	2.56	1.32	2.20	0.86	208	0.0007
	SG DL	68	12	36	1.74	1.18	1.54	0.94	257	0.0005
	SG ML	82	10	42	3.54	1.82	3.12	0.82	237	0.0014
	SG WL	75	15	38	1.92	1.35	1.70	0.95	246	0.0008
EH36-15I	GW	123	25	74	2.29	1.41	1.96	0.89	134	0.0004
	SG DL	127	34	81	2.77	1.71	2.41	0.86	104	0.0006
	SG ML	61	29	45	1.89	1.19	1.66	0.91	198	0.0004
	SG WL	103	22	60	2.20	1.33	1.93	0.89	191	0.0006

**Tabelle 4.10:** Die metallographischen Parameter zur Charakterisierung der Mikrostruktur, EH36-15

Steel	Zone	$\lambda_{max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{mid}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{mid}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\chi_{mid}$	$N_p$	$V_p$
EH36-20F	GW	76	14	41	3.43	2.00	3.03	0.84	202	0.0013
	SG DL	78	17	49	2.69	1.88	2.37	0.91	139	0.0007
	SG ML	82	10	44	2.62	1.71	2.32	0.89	165	0.0008
	SG WL	79	16	44	2.39	1.71	2.13	0.91	360	0.0018
EH36-20I	GW	115	27	74	4.27	2.30	3.77	0.76	97	0.0007
	SG DL	100	36	68	1.90	1.25	1.69	0.95	99	0.0002
	SG ML	95	25	57	2.08	1.50	1.85	0.95	102	0.0003
	SG WL	100	22	57	2.17	1.53	1.94	0.95	87	0.0003

**Tabelle 4.11:** Die metallographischen Parameter zur Charakterisierung der Mikrostruktur, EH36-20

Im Vergleich zum Stahl S355 nimmt die Anzahl der detektierten Einschlüsse ( $N_p$ ) für den Stahl EH15 zu, **Tabelle 4.11** und **Tabelle 4.12**. Der Grund dafür ist, dass der Stahl EH36 höheren Aluminium-, Silizium-, Mangan- und Schwefelanteil und somit höheren Volumenanteil an Mangansulfiden (MnS), Aluminium- und Siliziumoxiden ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{SiO}_2$ ) enthält. Der höhere Anteil an langgestreckten MnS-Einschlüssen führt zum niedrigeren Formfaktor für den GW des Stahls EH36, der im Bereich zwischen 0.76-0.89 liegt. Während kein deutlicher Einfluss der Blechdicke (15 oder 20mm) auf den Einschlussgehalt festgestellt werden, zeigen die untersuchten GW der gleicher Stahlsorte und Blechdicke eine leichte Streuung bei der Bestimmung von  $N_p$  bei x200 Vergrößerung. So steigt  $N_p$  von



134 und 97 für den GW der Stähle EH36-15I und EH36-20I auf 202 und 208 der Stähle EH36-15F und EH36-20F an. Analog zum GW wird auch für den SG der Stähle mit dem Index „I“ höhere Anzahl an nicht-metallischen Einschlüssen unabhängig von der Lage identifiziert. Da bereits der GW die Streuung aufweist, kann der Einfluss des vorhandenen Spalts beim Schweißen (Nullspalt mit dem Index „I“ oder schmaler Spalt mit dem Index „F“) auf die Bestimmung von  $N_p$  nicht quantifiziert werden. Der Volumengehalt  $V_p$  für den GW der Stähle EH36-15 und EH36-20 liegt zwischen 0.04-0.07% und 0.07-0.13%. Für den SG der Stähle EH36-15F und EH36-20F ergibt sich eine ähnliche Größenordnung für den  $V_p$  mit den Bereichen von 0.05-0.14% und 0.07-0.18%. Für den SG mit dem Nullspalt wird mit den Bereichen von 0.04-0.06% und 0.02-0.03% bei 15 und 20mm Schweißnahtdicken ein etwas niedrigerer  $V_p$  Gehalt als für den SG mit dem schmalen Spalt bestimmt.

Steel	Zone	$\lambda_{\max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{\text{mid}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{\max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{\text{mid}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\chi_{\text{mid}}$	$N_p$	$V_p$
RQT701-15I	GW	119	31	66	4.61	1.92	4.15	0.65	205	0.0010
	SG DL	85	19	45	1.71	1.04	1.44	0.90	69	0.0003
	SG ML	83	19	46	5.38	2.14	4.84	0.61	70	0.0017
	SG WL	94	20	54	6.42	2.80	5.69	0.53	21	0.0030

**Tabelle 4.12:** Die metallographischen Parameter zur Charakterisierung der Mikrostruktur, RQT701-15

Steel	Zone	$\lambda_{\max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\lambda_{\text{mid}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{\max}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d_{\text{mid}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\chi_{\text{mid}}$	$N_p$	$V_p$
RQT701-20F	GW	85	21	47	2.19	1.39	1.88	0.92	119	0.0004
	SG DL	77	35	53	1.40	0.91	1.21	0.99	74	0.0001
	SG ML	73	20	50	1.95	1.11	1.71	0.97	204	0.0003
	SG WL	105	26	67	1.97	1.26	1.71	0.95	85	0.0002
RQT701-20I	GW	69	15	36	2.70	1.35	2.34	0.87	273	0.0010
	SG DL	75	17	39	1.58	0.99	1.36	0.96	946	0.0014
	SG ML	79	16	41	1.99	1.28	1.72	0.94	409	0.0011
	SG WL	65	11	33	1.95	1.17	1.68	0.92	369	0.0008

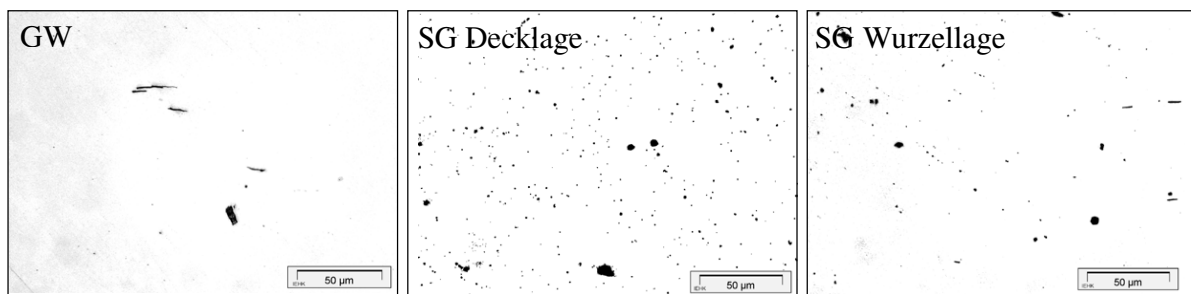
**Tabelle 4.13:** Die metallographischen Parameter zur Charakterisierung der Mikrostruktur, RQT701-20

Im Gegensatz zu allen anderen Stählen werden für das SG des RQT701-15I je zwei Bilder für SG DL und SG-ML ausgewertet, während für das SG-WL nur ein Bild zur Verfügung steht, s. **Tabelle 4.12**. Unter x200-facher Vergrößerung werden in der Decklage kleine, runde Partikel mit  $d_{\max}$  von 1.71 $\mu\text{m}$ ,  $\chi_{\text{mid}}$  von 0.90 und  $V_p$  von 0.0003 identifiziert. In der Wurzellage ist der maximale Durchmesser der Partikel  $d_{\max}=6.42\mu\text{m}$  ca. 4-mal so groß wie  $d_{\max}$  in der Decklage, wobei der Volumengehalt mit 0.003 um das 10-fache ansteigt. Bei der Auswertung unter x500-facher Vergrößerung, die nicht tabellarisch erfasst ist, steigt der Volumengehalt  $V_p$  der detektierten Partikel in der Decklage auf 0.024 an. Insgesamt werden bei dieser Vergrößerung mehr als 300 sehr kleine Partikel sichtbar, von denen ca. 130 einen maximalen Durchmesser  $d_{\max}$  unter 0.5 $\mu\text{m}$  besitzen. Die kleinen Einschlüsse mit  $d_{\max}<1\mu\text{m}$  lösen sich erst bei einer gewissen plastischen Dehnung von der Werkstoffmatrix ab. Deshalb wird der

#### 4. Experimentelle Datenbasis

Volumengehalt dieser Einschlüsse nicht bei der Initialporosität sondern erst bei der Erfassung des Einflusses der sekundären Hohlräume berücksichtigt.

Analog zu den Ergebnissen für RQT701-15I, werden auch für das SG des Stahls RQT701-20I allerdings bereits unter x200-facher Vergrößerung viele nicht-metallische Partikel besonders in Decklage identifiziert, **Tabelle 4.13**. Der Grund dafür liegt in der Verwendung des Zusatzdrahts als Lieferant vieler nicht-metallischer Partikel, an denen sich acicularer Ferrit, wie im Rahmen der Gefügeanalyse gezeigt, bilden kann. In **Bild 4.18** sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der vorhanden Partikel im GW und SG unter x500-facher Vergrößerung dargestellt, wobei viel höherer Anzahl an Partikeln in der Decklage als in der Wurzellage ersichtlich wird. Im Vergleich zum SG des Stahls RQT701-20I werden bei dem SG des Stahls RQT701-20F mit schmalen Spalt deutlich weniger Partikel sowohl bei der x200 als auch x500-facher Vergrößerung detektiert. Demzufolge ist auch der niedrigere Anteil an acicularem Ferrit im SG mit dem schmalen Spalt gegenüber dem Nullspalt zu begründen, der in der Gefügeanalyse festgestellt wird.



**Bild 4.18:** Die nicht-metallischen Partikel unter x500 Vergrößerung für den GW und das SG des Stahls RQT701-20I

**Bild 4.19** und **Bild 4.20** enthalten die zusätzlichen Informationen über die Partikelgrößenverteilung zusammen mit der Verteilung des Abstandes zwischen den Partikeln für die Stähle EH36-15I und RQT701-20I. Der mittlere Partikeldurchmesser  $d_{mid}$  und der Abstand  $\lambda$  sind in Klassen der Breiten von  $0.5\mu\text{m}$  und  $10\mu\text{m}$  eingeordnet. Um die Auswirkung des Einflusses von kleineren Partikeln mit  $d_{mid} < 0.8\mu\text{m}$  auf die Verteilungen zu analysieren, sind auch die Ergebnisse aus der Auswertung bei x500 Vergrößerung dargestellt. Bezüglich der Verteilungen von  $d_{mid}$  und  $\lambda$  sind kaum Unterschiede zwischen GW und SG für den Stahl EH36-15I festzustellen. Die meisten Partikel haben einen  $d_{mid}$  kleiner als  $2.0\mu\text{m}$ , wobei sich der größte relative Anteil von Partikeln in den Klassen  $0.8\mu\text{m}$  bei x200 und  $0.3\mu\text{m}$  bei x500 Vergrößerung befindet. Der Einfluss der kleineren Partikel wirkt sich stärker auf die Verteilung der Abstände  $\lambda$  als auf die Verteilung von  $d_{mid}$  aus. So steigt der relative Anteil um 16 % bei dem GW sowie 7% und 13% bei dem SG in der Decklage und der Wurzellage der Klasse  $15\mu\text{m}$ . Der Abstand zwischen den meisten Partikeln ist kleiner als  $85\mu\text{m}$ , wobei der höchste relative Anteil der Abstände für SG in dem Bereich zwischen 25 und  $55\mu\text{m}$  liegt.



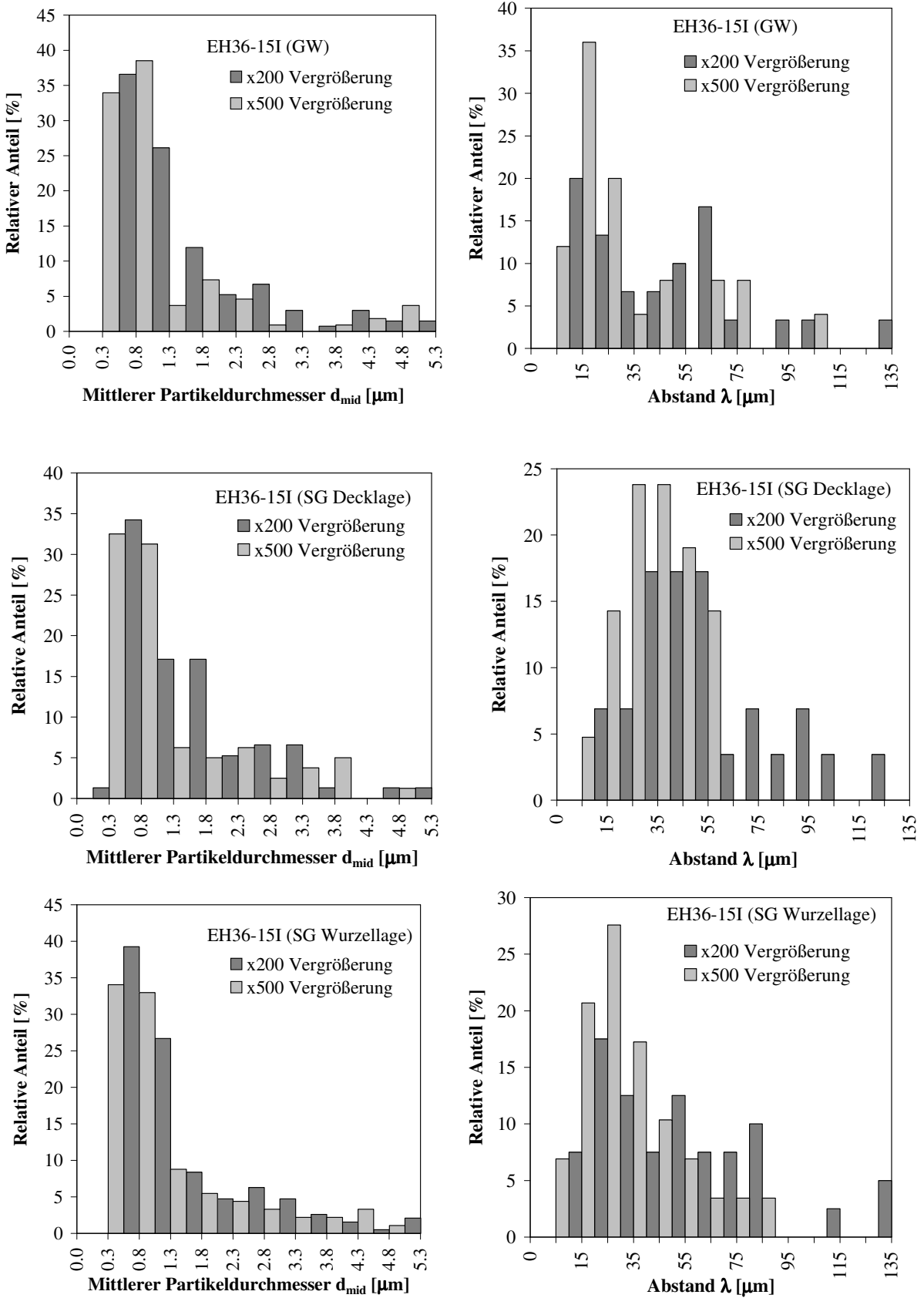
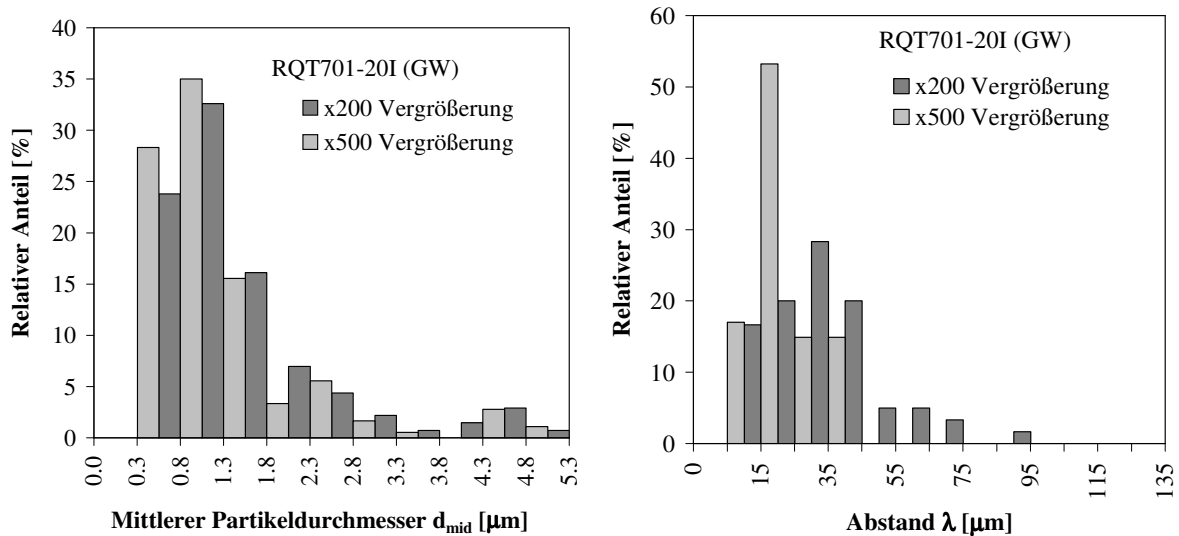


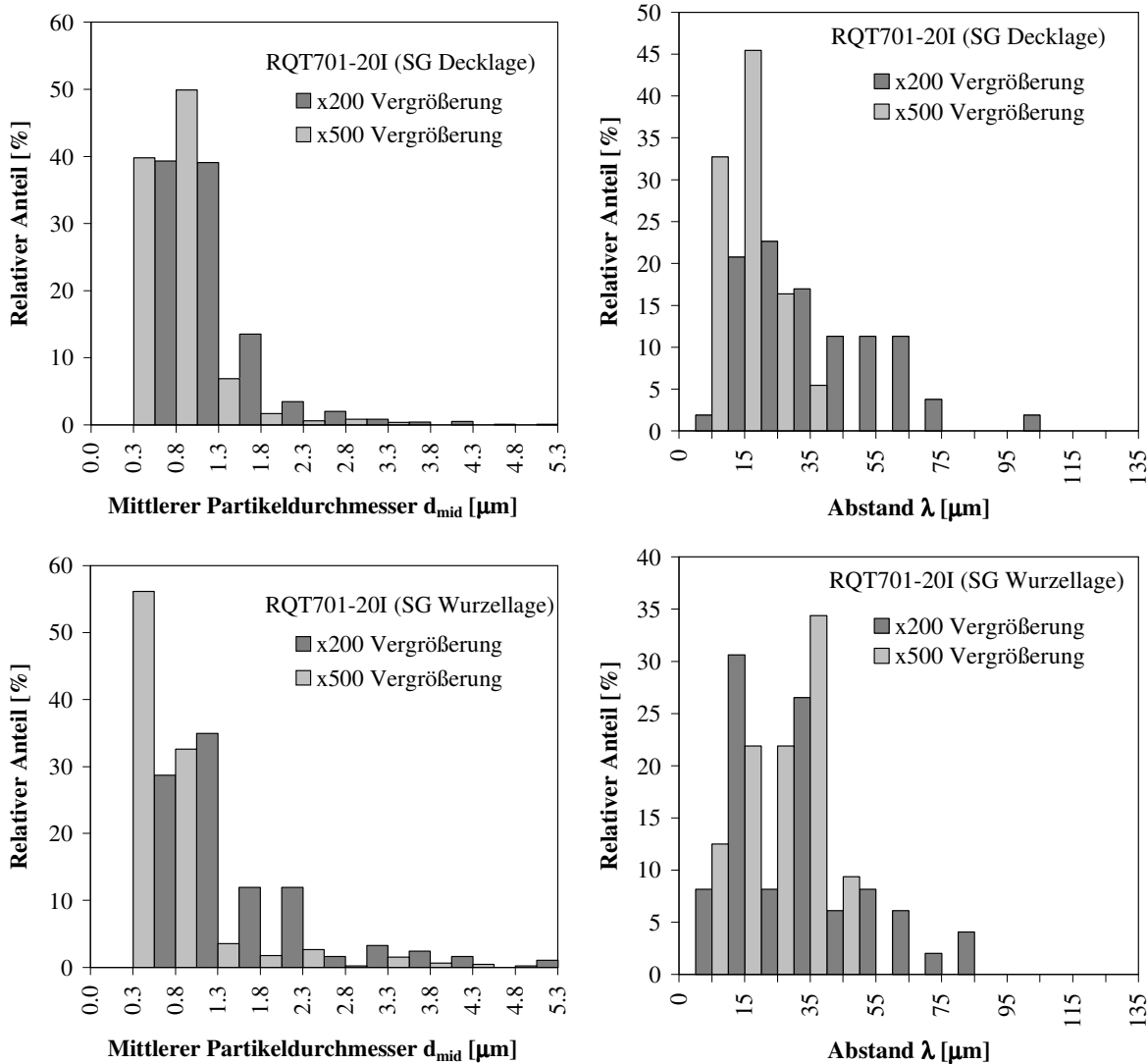
Bild 4.19: Mittlerer Partikeldurchmesser und der Abstand für EH36-15I

#### 4. Experimentelle Datenbasis

Wie sich bereits aus den Gefügeanalysen vermuten lässt, ist auch hier der Unterschied in den  $\lambda$  und  $d_{mid}$  Verteilungen zwischen Deck- und Wurzellage für RQT701-20I ausgeprägter als für EH36-15I. Der Bereich mit dem höchsten Anteil der gemessenen Abstände ist für Wurzellage um  $10\mu\text{m}$  auf  $15\text{-}35\mu\text{m}$  gegenüber der Decklage verschoben. Auch hier bewirken die kleineren Partikel einen Anstieg der Abstände um  $36\%$  und  $25\%$  für GW und die Decklage des SG. An dieser Stelle ist anzumerken, dass, obwohl sich ähnliche Verteilungen von  $d_{mid}$  und  $\lambda$  für GW und SG ergeben, die Partikelverteilung in den ausgewerteten Bildern unterschiedlich aussieht. So sind die Partikel im GW durch die Bildung von sog. Clustern inhomogen verteilt, indem größere Einschlüsse von kleineren Partikeln umgeben sind. Dahingegen weisen die Partikel in der Decklage des SG eine gleichmäßige Verteilung auf. Eine wichtige Information neben der Partikelverteilung ist auch die Anzahl der Partikel, die im Fall der Decklage des SG 3.5 mal so groß ist als eine bei dem GW.

Entsprechend der Gefügeanalyse zeichnet sich die Wurzellage des RQT701-20I durch kleinere Inseln des partikelreichen acicularen Ferrits aus. Von insgesamt 5 metallographisch untersuchten Bildern zeigen 2 ähnliche Verteilung und Dichte der Partikel wie diejenige der Decklage, da sie im Bereich des acicularen Ferrits entstanden sind. Bei der Auswertung der restlichen 3 Bilder, die außerhalb dieser Bereiche liegen, reduziert sich der relative Anteil der Partikel mit einem  $d_{mid}$  in der Klasse  $0.3\mu\text{m}$  von  $56$  auf  $18\%$ .





**Bild 4.20:** Mittlerer Partikeldurchmesser und der Nachbarabstand für RQT701-20I

Neben der Analyse der nicht-metallischen Einschlüsse, werden zusätzlich für den GW der Stähle EH36-15I, EH36-20I und RQT701-20I Karbide mit Hilfe des Ätzmittels Natriumpikrat sichtbar gemacht, s. **Bild 4.22** und **Bild 4.23**. Der Flächenanteil der Karbide, die sich erst nach einer bestimmten plastischen Vergleichsdehnung von der Werkstoffmatrix lösen und somit zum duktilen Schädigungsprozess beitragen, wird dem Anteil an sekundären Hohlräumen zugewiesen. Mit steigender Festigkeit steigt auch der Karbidgehalt an. Für die Beurteilung der Zähigkeitseigenschaften sollte neben dem Volumengehalt der Karbide auch deren Verteilung innerhalb der Matrix berücksichtigt werden. Die Verwendung der Schädigungsmodelle geht von einer homogenen Verteilung der nicht-metallischen Einschlüsse aus. Aus diesen Gründen finden perlenschnurartig zusammenhängende Karbide, die für RQT701-20 identifiziert werden, keinen direkten Eingang in die Schädigungsmodellierung.



**Bild 4.21:** Mit der Natriumpikrat-Ätzung ersichtliche Karbide für den GW der Stähle EH36-15I, EH36-20I und RQT701-20I bei x1000 Vergrößerung

Aus den Ergebnissen der metallographischen Analyse werden erste Empfehlungen bezüglich der Parameterwahl für die anschließende Schädigungsanalyse abgeleitet. Für die Anfangsporosität  $f_0$  wird der Volumengehalt der größeren ( $d > 1 \mu\text{m}$ ) nicht-metallischen Einschlüssen eingesetzt. Die untere und obere Grenze für die in der numerischen Analyse verwendete Elementgröße  $l_y$  entsprechen dem 6- und 10-fachen mittleren Abstand zwischen den benachbarten Partikeln,  $\lambda_{\text{mid}}$ . Der Volumengehalt der Karbide kann aufgrund der schwer zu unterscheidenden Grauwertbereiche nur in einem bestimmten Bereich abgeschätzt werden. In der **Tabelle 4.14** sind diese Vorschläge für die Schädigungsparameter zusammengefasst.

Stahl	Zone	Schädigungsparameter			
		Anfangs-porosität $f_0$	untere Grenze $l_y$ [mm]	obere Grenze $l_y$ [mm]	Abschätzung $f_n$
S355-12	GW	0.0006	0.414	0.690	0.000
S355-12I	SG	0.0006	0.396	0.660	0.000
EH36-15F	GW	0.0007	0.360	0.600	0.005-0.01
EH36-15I	GW	0.0004	0.446	0.744	0.005-0.01
EH36-15F	SG	0.0014	0.252	0.420	0.005-0.01
EH36-15I	SG	0.0004	0.270	0.450	0.005-0.01
EH36-20F	GW	0.0013	0.243	0.405	0.005-0.01
EH36-20I	GW	0.0007	0.441	0.735	0.005-0.01
EH36-20F	SG	0.0008	0.264	0.440	0.005-0.01
EH36-20I	SG	0.0003	0.341	0.568	0.005-0.01
RQT701-15	GW	0.0010	0.395	0.659	0.01-0.02
RQT701-15I	SG	0.0017	0.276	0.460	0.01-0.02
RQT701-20F	GW	0.0004	0.280	0.467	0.01-0.02
RQT701-20I	GW	0.0010	0.216	0.361	0.01-0.02
RQT701-20F	SG	0.0003	0.301	0.501	0.01-0.02
RQT701-20I	SG	0.0011	0.245	0.408	0.01-0.02

**Tabelle 4.14:** Mikrostrukturbasierte Empfehlungen für die Parameterwahl

#### 4.7 Kerbschlagbiegeversuche

Mit Hilfe der Kerbschlagbiegeversuche an Standard Charpy-V-Proben nach DIN EN 10045 [DIN91] wird das Zähigkeitsverhalten der untersuchten Werkstoffe in Form der verrichteten Kerbschlagarbeit beschrieben. Die Probengeometrie der Charpy-V-Probe ist durch den  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  großen Querschnitt und eine Länge von 55mm gekennzeichnet.

Bis auf S355 werden zwischen 10 und 20 Proben mit der HLSV je Werkstoff und Blechdicke hergestellt. Die Kennwerte für den Grundwerkstoff sind bereits in [WEI06] veröffentlicht worden. Die Probenentnahme wird im mittleren Blechbereich durchgeführt, um sowohl die Deck- als auch Wurzellage zu erfassen. Der Kerb wird bei allen Proben in der Mitte der Schweißnaht eingebracht. Die Kerbschlagwerte für die WEZ werden im Rahmen dieser Untersuchungen nicht ermittelt. Das Ziel dieser Untersuchung ist, neben der Ermittlung der Kennwerte auch einen Zusammenhang zur Mikrostruktur zu finden.

Zur Kerbschlagprüfung steht ein Pendelschlagwerk mit einer maximalen Schlagarbeit von 300J zur Verfügung. Für die Abkühlung der Proben unter  $-20^{\circ}\text{C}$  wird flüssiger Stickstoff verwendet.

Als Kennwerte zur Charakterisierung des Übergangs- und Hochlagenbereichs werden die Temperaturen  $T_{27J}$  und  $FATT50$  (Fracture Appearance Transition Temperature) sowie die maximale Kerbschlagarbeit  $A_{vmax}$  ausgegeben.

Bei der Bewertung der Ergebnisse, die aus der Kerbschlagprüfung resultieren, soll auf die folgenden Aspekte geachtet werden:

1. Die Streuung der Werte, die besonders im Übergangsbereich verstärkt auftritt, wird neben den Einflüssen, die sich aus den variierenden Prüfungsbedingungen und der Probenherstellung ergeben, maßgeblich durch die geometrische, metallographische und die mechanische Heterogenität der Schweißnaht verstärkt.
2. Bis auf RQT701 wird bei allen untersuchten Proben das Auswandern des Risses in den Grundwerkstoff im Hochlagenbereich beobachtet. Je nachdem, wie hoch der Mismatchfaktor ist und wie die Schweißnahtgeometrie aussieht, ist das Rissauswandern (RA) unterschiedlich stark ausgeprägt. Das RA wird auch in dem Übergangsbereich beobachtet, wobei dann das Versagen bereits im SG oder entlang der Fusionslinie (FL) auftritt, bevor der Riss das GW erreicht hat. Je weiter der Riss bis zum GW vorangeschritten ist, umso höher ist die erzielte Kerbschlagsenergie im Übergangsbereich. Sobald sich der Riss im GW befindet, bleibt der Pfad des Rissfortschritts geradlinig und parallel zur FL.
3. Da es sich aufgrund RA bei dem Hochlagenwert  $A_{vmax}$  um einen Mischwert aus Grundwerkstoff- und Schweißguteigenschaften handelt, kann die Korrelation zwischen  $A_{vmax}$  und der duktilen Rissinitiierung nach [KUC05] für das SG nicht verwendet werden. Dahingegen sind die  $T_{27J}$ -Werte keine Mischwerte sondern reine SG Kennwerte, da bei dieser Temperatur das Versagen immer im SG unabhängig von dem Werkstoff erfolgt. Deswegen können diese Werte für die spätere Sicherheitsbewertung von HLSV eingesetzt werden.

Das RA wurde bereits in [AND04] bei den schmalen Laserschweißverbindungen beobachtet und bewertet. Zur Verhinderung des RA, um die  $A_v$ - $T$  Kurve für das reine Laserschweißgut zu gewinnen, wurden Kerbschlagproben hergestellt, die in der Mitte der Schweißnaht Seitenkerben mit unterschiedlicher Kerbtiefe enthielten. Eine andere Möglichkeit, den Rissfortschritt in dem Laserschweißgut zu zwingen, schließt das Einbringen eines Erodierkerbs an Stelle des gefrästen Standardkerbs zur Erhöhung der Mehrachsigkeit vor der Rissspitze ein. Trotz all dieser Maßnahmen konnte das RA in den WEZ und GW nicht unterbunden werden.

In [HAF07] wurden die Untermaßproben  $5 \times 10$  mit einer Dicke von 5mm quer zur Hybridlaserschweißnaht entnommen. Mit dieser reduzierten Dicken konnten die Proben mit dem SG

#### 4. Experimentelle Datenbasis

---

hergestellt werden, der primär aus der breiteren Decklage stammt. Da die Wahrscheinlichkeit, dass das RA auftritt, mit der zunehmenden Schweißnahtbreite abnimmt, wurde bei der Kerbschlagprüfung dieser Untermaßproben bis zu 0° kein RA beobachtet. Auf der anderen Seite ergeben sich aus der Kerbschlagprüfung möglicherweise nicht-konservative Kennwerte, da ausschließlich die Eigenschaften aus der Decklage ermittelt werden, die im Vergleich zur laserähnlichen Wurzellage meistens bessere Zähigkeit aufweist.

In der **Tabelle 4.15** sind die konventionell ermittelten Kennwerte  $T_{27J}$  und  $A_{vmax}$  für die Grundwerkstoffe der untersuchten Stähle nach [WEI06] gegeben. Die Kennwerte, die sich aus der Prüfung der längs und quer zur Walzrichtung entnommenen Proben (L- und Q-Proben) ergeben, erhalten den Index L und Q ( $T_{27J L}$  und  $T_{27J Q}$ ). Bis auf S355-12 zeigen alle Werkstoffe starken Einfluss der Anisotropie auf die Zähigkeit. Der höchste Unterschied von 55°C und 110J im Bezug auf  $T_{27J}$  und  $A_{vmax}$  zwischen den L- und Q-Werten resultiert für EH36-20 und EH36-15. Mit der Ausnahme von RQT701-20 werden mit Q-Proben die niedrigere Zähigkeit charakterisierende Kennwerte im Vergleich zu L-Proben erzielt. Da keine Kerbschlagproben von GW des RQT701-20 zur Verfügung stehen, kann dem Grund nicht nachgegangen werden, warum dieser Werkstoff längs zur Walzrichtung geringere Zähigkeit besitzt. Auf der anderen Seite steht der Rissinitiierungswert  $J_i$  für den GW des RQT701-20 aus den bruchmechanischen Prüfungen an C(T)-Proben (längs zur Walzrichtung) zur Verfügung, der nach [KUC05] mit  $T_{27J L}$  in Korrelation gebracht werden kann.

Die ermittelten  $T_{27J L}$  und  $A_{vmax L}$ -Werte für S355-12 und EH36-15 sind nahezu identisch, obwohl die beiden Werkstoffe unterschiedliche chemische Zusammensetzung besonders bezüglich des Kohlenstoffgehalts und dementsprechend die Gefügestruktur aufweisen. Die Vergrößerung der Blechdicke von 15 auf 20mm führt bei EH36 zur Verschiebung von  $T_{27J L}$  um 5°C Richtung niedrigeren Temperaturen und zur Abnahme von  $A_{vmax L}$  um 40J. Viel stärkerer Einfluss auf die Ermittlung von Kennwerten im Vergleich zur Blechdicke resultiert durch Materialanisotropie, die bei EH36-20 eine Erhöhung um 55°C für  $T_{27J Q}$  gegenüber  $T_{27J L}$  und eine Reduktion von 50J für  $A_{vmax Q}$  gegenüber  $A_{vmax L}$  bewirkt. Der Grund für diese deutlich herabgesetzte Zähigkeit quer zur Walzrichtung kann im Gefüge des EH36-20 gefunden werden. Im Vergleich zu L-Proben werden die Q-Proben des EH36-20 senkrecht zur grobkörnigen und dadurch spröderen Perlitzeilen belastet. Mit abfallender Dicke nimmt die Zähigkeit für RQT701 in der Walzrichtung deutlicher als bei EH36 ab. Somit wird für RQT701-20 im Bezug auf  $T_{27J L}$  und  $A_{vmax L}$  ein um 40°C höher und um 79J niedriger Wert im Vergleich zu RQT701-15 erzielt. Ein Grund für die niedrigere Zähigkeit kann womöglich auch in der grobkörnigeren Mikrostruktur des untersuchten Werkstoffs mit größerer Blechdicke gefunden werden.

Bei den Proben mit HLSV handelt sich stets um L-Proben, da das Schweißen der Platten immer quer zur Walzrichtung erfolgte. Für die Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Verbindungen werden demnach nur L-Werte herangezogen. In der **Tabelle 4.16** und der **Tabelle 4.17** sind die Kennwerte aus Kerbschlagbiegeversuchen an den Proben mit der HLSV aufgelistet, die schmale Spaltweite von 0.5mm (Index "F") und den Nullspalt (Index "I") enthalten. Insgesamt werden 3 Übergangstemperaturen  $T_{27J}$  bestimmt und miteinander verglichen. Die Ermittlung der ersten Temperatur  $T_{27J(KON)}$  erfolgt konventionell durch Ablesen des experimentellen Wertes, bei dem am nächsten die Kerbschlagarbeit von 27J erreicht wird. Liegen mehrere Werte in diesem Bereich, dann wird der Mittelwert gebildet. Die zweite Temperatur  $T_{27J(EXP)}$  resultiert aus der exponentiellen Funktion, die nur für diejenigen Versuchswerte definiert wird, die reine Schweißgutwerte sind.

Schließlich wird zur Berechnung der dritten Übergangstemperatur  $T_{27J(TANHYP)}$  das Konzept nach Wallin [WAL01-1] für alle Werte angewandt, das auf der Definition einer tanhyp-Funktion zur statistischen Beschreibung der Übergangskurve basiert. Zusätzlich werden mit Hilfe der Wallin-Prozedur die Kennwerte  $A_{vmax(TANHYP)}$  und  $FATT50(TANHYP)$  ermittelt.

Für das Schweißgut der HLSV mit dem schmalen Spalt ergeben sich von 22.5 bis 30°C höhere  $T_{27J(KON)}$ -Werte als für den zugehörigen Grundwerkstoff der untersuchten Stähle, was eine deutliche Verschlechterung der Zähigkeitseigenschaften bedeutet. Diese negative Auswirkung des Schweißens auf die Zähigkeit ist auch bei dem Schweißgut der HLSV mit Nullspalt für die Stähle EH36-20 und RQT701-15 erkennbar, wobei hier die  $T_{27J(KON)}$ -Werte ermittelt werden, die im Vergleich zu GW maximal 25°C höher sind. Dahingegen können bei den Stählen EH36-15 und RQT701-20 mit dem Hybridlaserschweißen ohne Spalt sogar bessere Zähigkeit für das SG erzielt werden, die durch eine Reduktion des  $T_{27J(KON)}$ -Wertes von 10 bis 20°C festzustellen sind. In der Hochlage verändert sich das Niveau der Kerbschlagwerte  $A_{vmax}$  für die HLSV in Abhängigkeit davon, wie weit der Riss in den GW vorangeschritten ist. Obwohl bei hochfestem RQT701, dessen HLSV den niedrigsten Mismatchfaktor im Vergleich zu anderen Stahlsorten besitzen, eine abfallende Tendenz zum RA erkennbar ist, kann keine eindeutige Korrelation zwischen dem Mismatchfaktor und dem  $A_{vmax}$  erstellt werden. Wie bereits oben erwähnt, sind bis auf RQT701-20F, das Undermatching-Schweißverbindung enthält und somit kein RA aufweist, die resultierenden  $A_{vmax}$ -Werte die Mischwerte aus GW und SG. Die Differenz zwischen HLSV und GW bezüglich der  $A_{vmax}$  Werte liegt im Bereich von -25 für RQT701-20I bis 89°C für EH36-20I, wobei für GW konventionelle und für SG tanhyp-Werte nach Wallin verwendet werden. Die positive Differenz korrespondiert zur zusätzlichen Kerbschlagenergie, die benötigt wird, um den Riss von SG in den GW voranzutreiben, im Vergleich zum Energieverbrauch bei dem Rissfortschritt in reinem GW. Hiermit zeigt sich bis auf RQT701-15 der positive Effekt des RA auf die Zähigkeitserhöhung in der Hochlage.

Im Bezug auf die Übergangstemperatur  $T_{27J}$  werden für die HLSV mit Nullspalt grundsätzlich niedrigere Werte und somit bessere Zähigkeit gewonnen als für die HLSV mit dem schmalen Spalt. Wie bereits aus den Gefügeuntersuchungen festgestellt werden konnte, enthält das SG der HLSV mit dem Nullspalt einen höheren Anteil an dem acicularen Ferrit im Vergleich zur HLSV mit dem schmalen Spalt. Gegenüber anderen Ferritphasen zeichnet sich der aciculare Ferrit durch die beste Zähigkeit in dem Übergangsbereich aus. Einer der Gründe, warum anstelle des acicularen Ferrits die Ausbildung der anderen Ferritphasen und teilweise auch des bainitischen und martensitischen Gefüges bei dem SG der HLSV mit dem schmalen Spalt stärker gefördert wird, ist möglicherweise in der mit der höheren Abkühlgeschwindigkeit bei der HLSV mit dem Spalt im Vergleich zum Nullspalt zu finden. Die negative Auswirkung des Spalts auf die Zähigkeit ist bei Vergrößerung der  $T_{27J(KON)}$ -Werten von 32.5°C für EH36-15, 20°C für EH36-20 und sogar 50°C für RQT701 zu erkennen. Mit der Ausnahme von EH36-15 bestätigt dieses Ergebnis die Folgerungen über die Zähigkeitseigenschaften, die sich aus der Gefügeanalyse ergeben. Während die Decklagen des SG für EH36-15I und EH36-20I meistens ein Gemisch aus verschiedenen Ferritphasen sind, besteht die Decklage des RQT701-20I fast ausschließlich aus dem acicularen Ferrit, was sich auch in dem höchsten  $T_{27J(KON)}$ -Werten bemerkbar macht. Die Frage, warum sich das SG des EH36-15I, dessen Decklage zwar etwas höheren Anteil an acicularen Ferrit aber gleichzeitig auch an FSP und Bainit enthält, zäher als das SG des EH36-15F verhält, bleibt jedoch offen.

#### 4. Experimentelle Datenbasis

Die statistische Erfassung der Kerbschlagergebnisse mit der tanhyp-Funktion nach Wallin liefert die Übergangstemperaturen  $T_{27J(TANHYP)}$ , die für HLSV mit Nullspalt bis zu 17K höher als die  $T_{27J(KON)}$  Werte sind, s. **Tabelle 4.17**. Für die HLSV mit dem schmalen Spalt liegen die tanhyp-Werte entweder um 15K höher oder sehr nah an den konventionellen Werten mit einem Unterschied von maximal 5K, s. **Tabelle 4.16**. Mit der Verwendung von höheren  $T_{27J(TANHYP)}$  anstelle von  $T_{27J(KON)}$  Werten ist eine konservativere Sicherheitsbewertung der hybridlasergeschweißten Bauteile möglich. Wie bereits oben erwähnt, wird die tanhyp-Funktion bis auf RQT701-20F auch für die Mischwerte im oberen Übergangsbereich und in der Hochlage definiert. Wenn statt Mischwerte reine SG Werte mit dem erwarteten niedrigeren Hochlagenniveau vorhanden wären, würde sich eine weitere Verschiebung der  $T_{27J(TANHYP)}$  Werte entweder zu höheren oder niedrigeren Temperaturen ergeben. Im Fall einer Verschiebung zu höheren Werten für das SG, wäre jedoch eine Bewertung mit den Mischwerten nicht mehr konservativ.

Die Übergangstemperaturen  $T_{27J(EXP)}$ , die mit Hilfe der exponentiellen Funktion ermittelt werden, sind von den zugehörigen  $T_{27J(KON)}$  Werten um den Temperaturunterschied zwischen -13.5K für RQT701-20I und +12K für EH36-15I entfernt.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass aufgrund der starken Streuung in dem Übergangsbereich und durch das RA keine statistisch abgesicherte Bestimmung von  $T_{27J}$  durchführbar ist. Auch mit den konventionell ermittelten Werten, wird durch einfache Mittelwertbildung der Streuung nicht genügend Rechnung getragen. Ob die Übergangstemperaturkorrelation nach EN 1993-1-10 mit den vorgeschlagenen  $T_{27J}$  Werten angewendet werden kann, wird in dem folgenden Kap. 6 untersucht.

Bis auf GW von EH36-20 mit der Übergangstemperatur  $T_{27J Q}$  von  $-10^{\circ}\text{C}$  erfüllen alle Stähle die Anforderung von  $T_{27J}=-20^{\circ}\text{C}$  nach den Normen DIN10025-2 und DIN10025-6 [DIN05]. Auch die Übergangstemperaturen von SG der HLSV liegen mit dem niedrigsten Wert von  $-24^{\circ}\text{C}$  für RQT701-20F unterhalb der geforderten Normwerte für den GW. Demnach können mit den  $T_{27J}$ -Werten für die Grundwerkstoffe konservative Sicherheitsbewertungen auch von den Bauteilen mit HLSV durchgeführt werden.

Werkstoff	S355-12	EH36-15	EH36-20	RQT701-15	RQT701-20
$T_{27J (KON) L} [^{\circ}\text{C}]$	-60	-60	-65	-100	-60
$A_{vmax (KON) L} [\text{J}]$	210	200	160	174	95
$T_{27J (KON) Q} [^{\circ}\text{C}]$	-60	-50	-10	-64	-80
$A_{vmax (KON) Q} [\text{J}]$	220	90	110	80	180

**Tabelle 4.15:** Die Kennwerte aus den Kerbschlagbiegeversuchen für GW der untersuchten Stähle nach [WEI06]



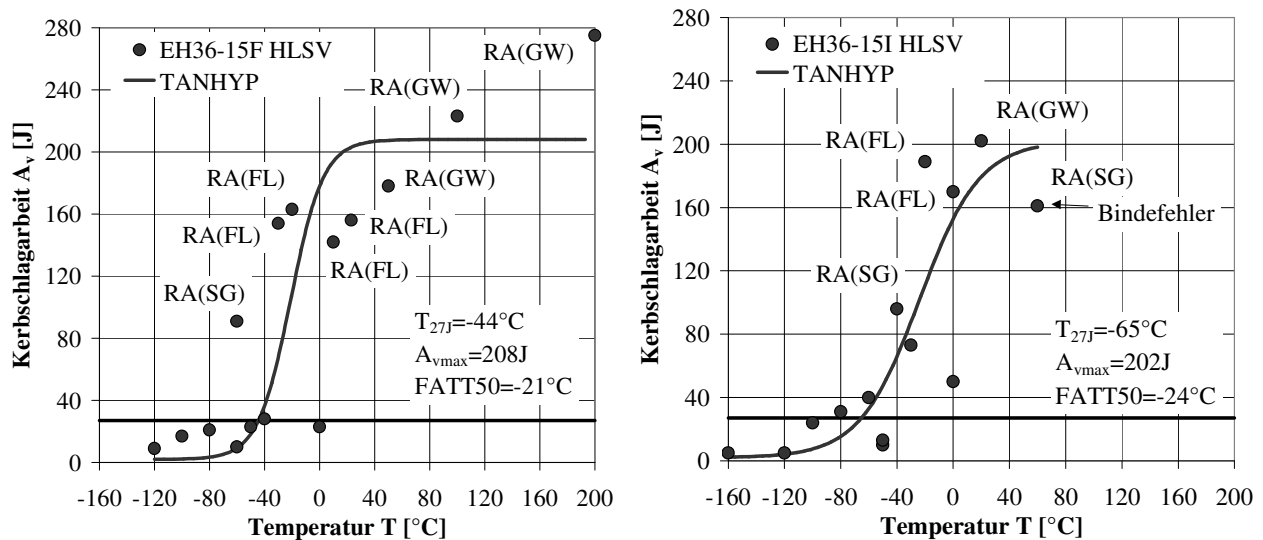
Werkstoff	EH36-15F	EH36-20F	RQT701-20F
$T_{27J} (KON) [^{\circ}C]$	-42.5	-40	-30
$T_{27J} (EXP) [^{\circ}C]$	-32.5	-34	-24
$T_{27J} (TANHYP) [^{\circ}C]$	-44	-25	-35
$A_{vmax} (TANHYP) [J]$	208	197	120
$FATT50_{(TANHYP)} [^{\circ}C]$	-21	18	11

**Tabelle 4.16:** Die Kennwerte aus den Kerbschlagbiegeversuchen für die HLSV mit dem schmalen Spalt („narrow gap“)

Werkstoff	EH36-15I	EH36-20I	RQT701-15I	RQT701-20I
$T_{27J} (KON) [^{\circ}C]$	-70	-60	-80	-80
$T_{27J} (EXP) [^{\circ}C]$	-58	-69	-76	-93.5
$T_{27J} (TANHYP) [^{\circ}C]$	-65	-45	-63	-71
$A_{vmax} (TANHYP) [J]$	202	249	149	129
$FATT50_{(TANHYP)} [^{\circ}C]$	-24	-35	-42	-45

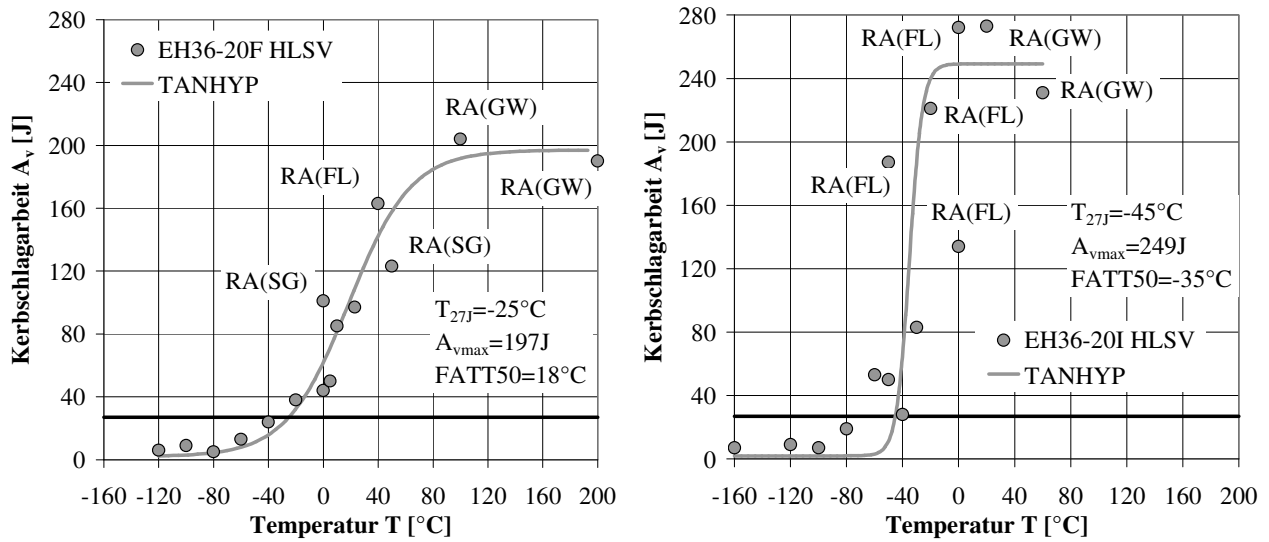
**Tabelle 4.17:** Die Kennwerte aus den Kerbschlagbiegeversuchen für HLSV mit Nullspalt („no gap“)

Die  $A_v$ - $T$  Kurven aus den Kerbschlagbiegeversuchen zeigt das **Bild 4.21** bis **Bild 4.25**.

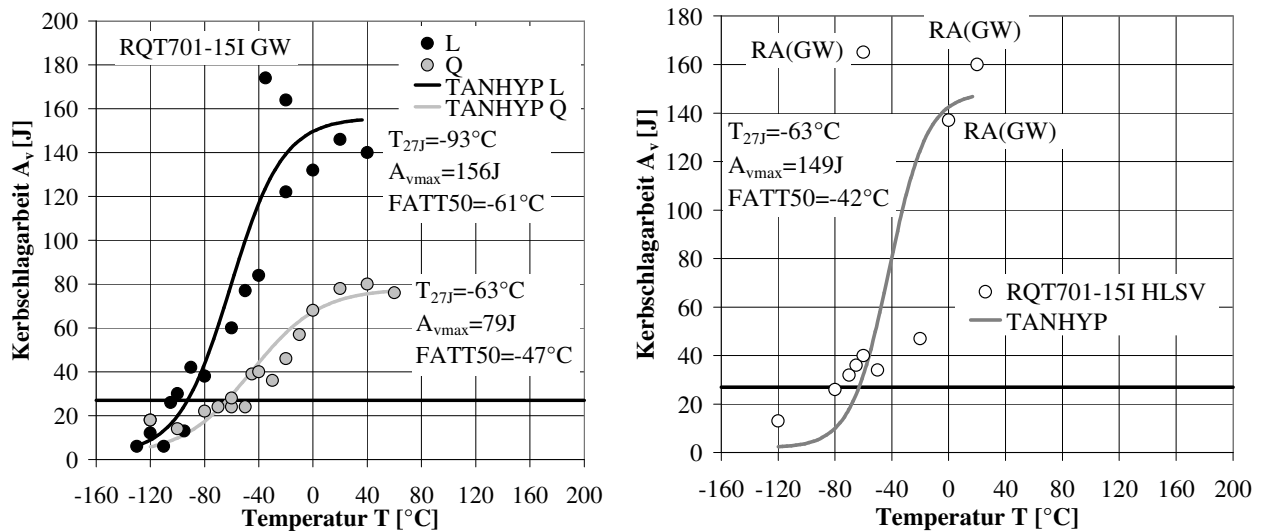


**Bild 4.22:**  $A_v$ - $T$  Kurve für die ISO-V Proben mit der HLSV, EH36-15

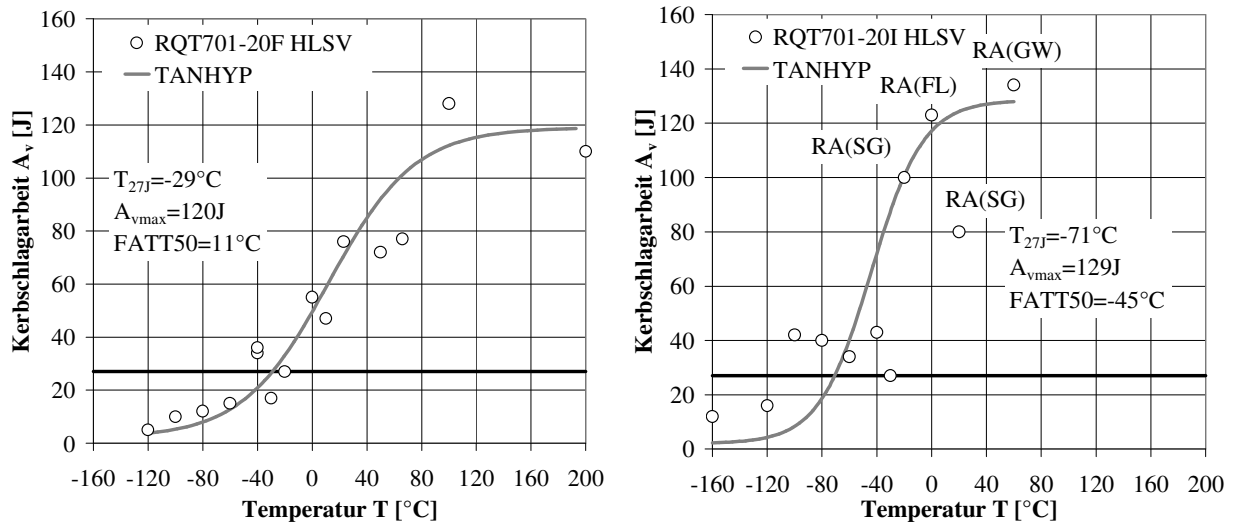
#### 4. Experimentelle Datenbasis



**Bild 4.23:**  $A_v$ - $T$  Kurve für die ISO-V Proben mit der HLSV, EH36-20

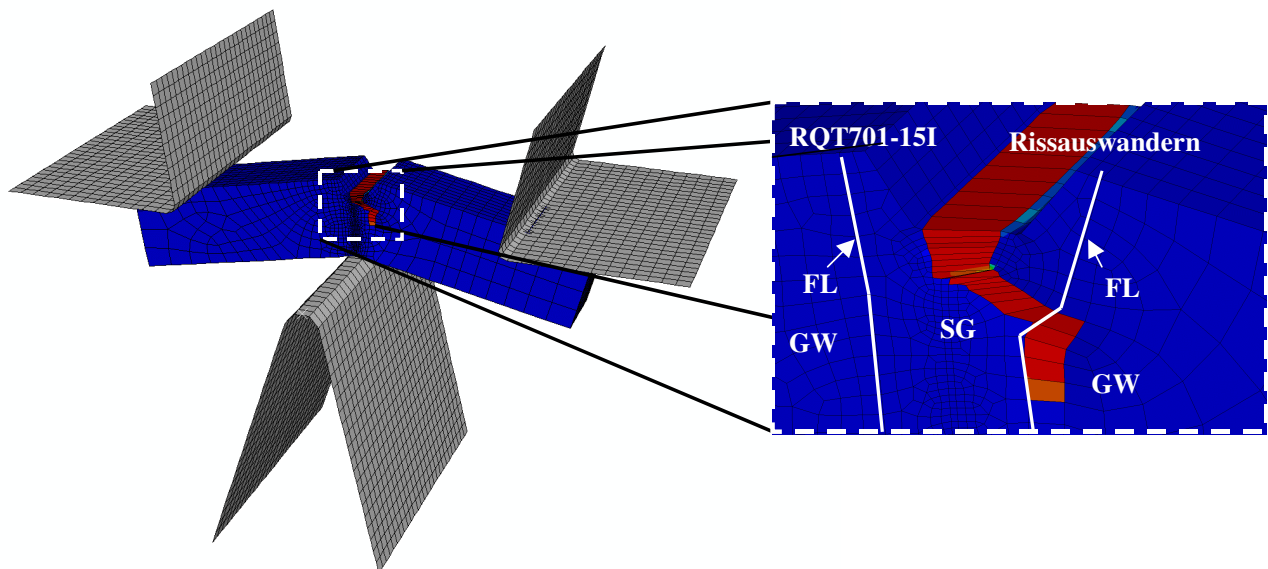


**Bild 4.24:**  $A_v$ - $T$  Kurve für die ISO-V Proben aus dem reinen GW und mit der HLSV, RQT701-15



**Bild 4.25:**  $A_v$ - $T$  Kurve für die ISO-V Proben mit der HLSV, RQT701-20

Mit den bereits definierten Schädigungsparametern wird eine FE Simulation des Kerbschlagbiegeversuchs exemplarisch für RQT701-15 durchgeführt. In **Bild 4.26** ist das FE-Modell der Kerbschlagbiegeprobe mit der Kerblage in der Mitte des Schweißgutes dargestellt. Sowohl der Schlaghammer als auch die Lager werden als starre Körper modelliert. Für diese Simulation wird die explizite Version des FE Programms ABAQUS verwendet [HIB04], die sich besser für dynamische Probleme im Vergleich zu der impliziten Version eignet. Außerdem bietet die vorhandene Version des Preprozessors ABAQUS CAE die Möglichkeit das GTN-Modell als Werkstoffmodell direkt auszuwählen, das bei der Berechnung mit der expliziten Version ohne zusätzliche Angabe einer User Subroutine verwendet wird.

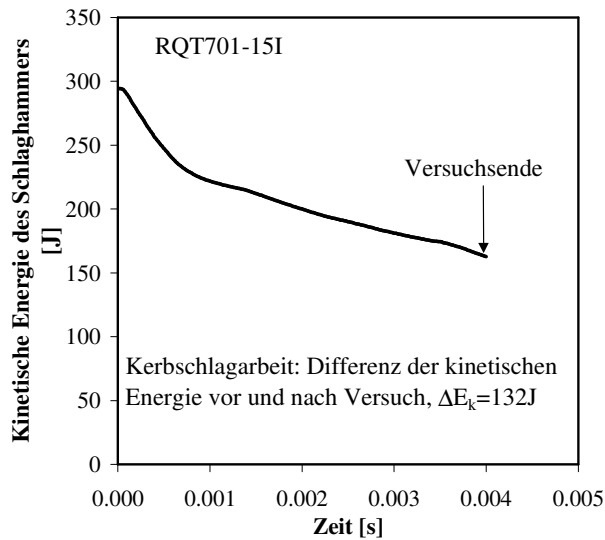


**Bild 4.26:** Die numerische Modellierung des Rissauswanderns beim Kerbschlagbiegeversuch

Das experimentell beobachtete Auswandern des Risses von dem Schweißgut in den Grundwerkstoff kann mit dem Schädigungsmodell erfolgreich wiedergegeben werden. Der Verlauf der numerisch

#### 4. Experimentelle Datenbasis

bestimmten kinetischen Energie des Schlaghammers über die Simulationszeit zeigt das **Bild 4.27**. Wird in der Simulation die Differenz in der kinetischen Energie zwischen Versuchsbeginn und Versuchsende bestimmt, so ergibt sich ein Wert von 132J. Als Versuchsende wird derjenige Zeitpunkt in der Simulation ausgewertet, bei dem der Restquerschnitt im numerischen Modell dem Restquerschnitt in der experimentellen Kerbschlagbiegeprobe bei Erreichen der Hochlage ( $T=0^{\circ}\text{C}$ ) entspricht. Der numerische Wert von 132J stimmt gut mit der Kerbschlagarbeit bei der  $0^{\circ}\text{C}$  geprüften Probe ( $A_v=137\text{J}$ ) überein.



**Bild 4.27:** Die kinetische Energie aus der Simulation für RQT701-15I, HLSV

## 5 Modellierung des stabilen Risswachstums

In diesem Kapitel wird das duktile Schädigungsverhalten von hybridlasergeschweißten Proben mit Hilfe kombinierter experimenteller und numerischer Analysen untersucht. Eines der Hauptziele ist die Anwendbarkeit des GTN-Schädigungsmodells bezüglich der Abschätzung der duktilen Rissinitiierung des Risswiderstandes zu bewerten und die Übertragbarkeit der Modellparameter auf beliebige Proben- und Risskonfigurationen zu demonstrieren.

Im Rahmen der Bestimmung der erforderlichen Parameter für die Schädigungsanalysen sind im vorigen Kapitel die metallographischen Untersuchungen für die GW und HLSV der vorliegenden Stähle durchgeführt, aus denen die Grenzen für die Anfangsporosität  $f_0$  definiert werden können. Die kritische Porosität  $f_c$  ist ein weiterer maßgeblicher Parameter, der mit Hilfe der Zellmodellrechnungen in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit ermittelt wird. Die Überprüfung dieses Parameters zusammen mit der Bestimmung des Beschleunigungsfaktor  $\kappa$  und der ersten Festlegung des Parameters, der Elementgröße, erfolgt anschließend mit Hilfe der Zugversuche an den gekerbten Rundzugproben. Um den Einfluss des Spannungszustandes auf den Versagensbeginn und die Fähigkeit der vorgeschlagenen Parameter zur Wiedergabe dieses Versagens untersuchen zu können, wird die Kerbgeometrie der Rundzugproben variiert. Mit den Versuchen an den Bruchmechanikproben werden die Schädigungsparameter und besonders die Elementgröße in Bezug auf die Ermittlung der Risswiderstandskurve überprüft.

Inwieweit der identifizierte Parametersatz auf die beliebige Probengeometrien übertragbar ist, soll anhand der Versuche an den Dreipunktbiegeproben (SE(B)-Proben) für die HLSV des Stahls S355 und Großzugproben (DE(T) Proben) für die HLSV der Stähle EH36-15, EH36-20 und RQT701-20 analysiert werden.

Zum Schluss wird das Schädigungsmodell für die HLSV des Stahls S355 zur Simulation und Analyse des experimentell beobachteten Phänomens des Rissauswanderns verwendet. Dabei soll die Frage, ob das Rissauswandern in Hinblick auf die Sicherheitsbewertung als positiv einzustufen ist, erörtert werden.

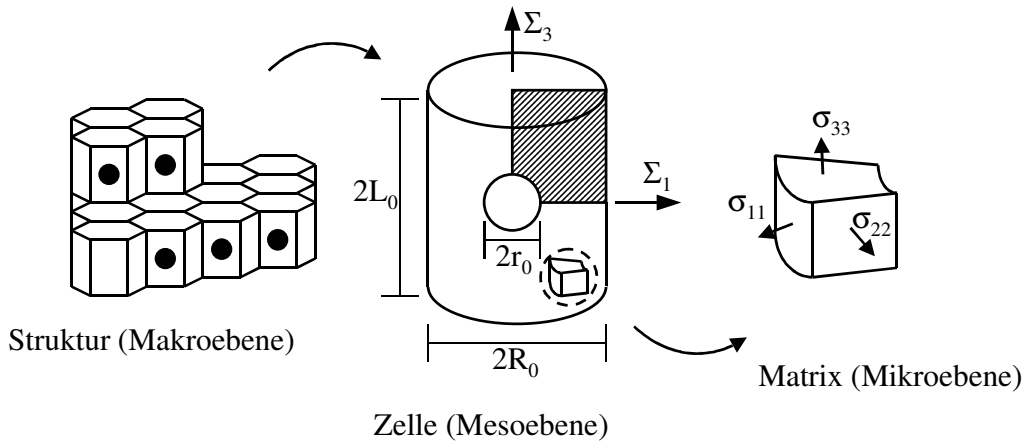
### 5.1 Bestimmung von Parametern

#### 5.1.1 Zellmodellrechnung

Mit Hilfe der Zellmodellrechnungen wird die kritische Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit  $h$  ermittelt. Als Ergebnis sollen Funktionen für  $f_c$  in graphischer Form für den GW und das SG der untersuchten Stahlsorten dargestellt werden. Aus der Mehrachsigkeit beim Versagen der Proben, die in den nächsten Kapiteln vorgestellt werden, ergeben sich die Grenzen für  $h$  Werte für Zellmodellrechnungen. Demnach werden insgesamt drei  $h$  Werte ( $h=1,2$  und  $3$ ) eingestellt und deren Einfluss auf das Tragverhalten der Einheitszellen analysiert. Die Zellmodellrechnungen werden meistens für die Analyse des Verhaltens von porösen Werkstoffen herangezogen. Der Erstellung von Zellmodellen liegt die Vorstellung zugrunde, dass das Kontinuum aus periodisch angeordneten zylindrischen Einheitszellen zusammengesetzt ist. Die Geometrie der Zelle wird im **Bild 2.7** durch die

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Anfangslänge  $2L_0$  und den Radius  $R_0$  für den Zylinder sowie den Radius  $r_0$  für den sphärischen Hohlraum vorgegeben. Als Belastung werden Radial- und Axialverschiebungen aufgebracht.



**Bild 5.1:** Die Modellierungsebenen mit den Abmessungen der Einheitszelle

Die wahren Hauptspannungen  $\Sigma_1$ ,  $\Sigma_2$  und  $\Sigma_3$  werden als Quotient aus den gemittelten Auflagerkräften entlang den Zellenrändern und den aktuellen Angriffsflächen definiert. Die effektive Spannung, hydrostatische Spannung und die Mehrachsigkeit ergeben sich aus folgenden Gleichungen:

$$\Sigma_e = |\Sigma_3 - \Sigma_1|; \quad \Sigma_h = \frac{1}{3}(\Sigma_3 + 2\Sigma_1); \quad h = \frac{\Sigma_h}{\Sigma_e} \quad (5.1)$$

Die zugehörigen Hauptdehnungen und die effektive Dehnung erfolgen aus:

$$E_1 = E_2 = \ln\left(\frac{R}{R_0}\right); \quad E_3 = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right); \quad E_e = \frac{2}{3}|E_3 - E_1| \quad (5.2)$$

Der aktuelle Hohlraumanteil  $f$  entspricht dem Verhältnis des gesamten Hohlraumvolumens zum Zellvolumen  $V$ . Aus der Bedingung der plastischen Inkompressibilität folgt für  $f$ :

$$f = 1 - (1 - f_0) \frac{V_0}{V} - \frac{\Delta V^e}{V}; \quad V = 2\pi R^2 L \quad (5.3)$$

In dieser Gleichung ist  $f_0$  der Anfangsvolumenanteil des Hohlraums und  $\Delta V^e$  der Volumenzuwachs der Zelle infolge der durch die hydrostatische Spannung hervorgerufenen elastischen Ausdehnung:

$$f_0 = \frac{2r_0^3}{3R_0^2 L_0}; \quad \Delta V^e = V_0(1 - f_0) \frac{3(1 - 2\nu)}{E} \Sigma_h \quad (5.4)$$

Im Fall, dass das Matrixmaterial sekundäre Hohlräume enthält, wird der gesamte Hohlraumvolumenanteil  $f_{tot}$  aus dem Volumenanteil  $f_1$  des modellierten Hohlraums im Zentrum der Zelle (erste Population) und aus dem Volumenanteil  $f_2$  der sekundären Hohlräume (sekundäre Population) zusammengesetzt. Der Volumenanteil  $f_2$  resultiert aus der Summe der einzelnen Anteile, die durch die Multiplikation des Volumens des Integrationspunktes mit der internen

Schädigungsvariable bezogen auf das gesamte aktuelle Volumen der Zelle gebildet werden. Als interne Schädigungsvariable wird der modifizierte Hohlraumvolumenanteil  $f^*$  ausgegeben.

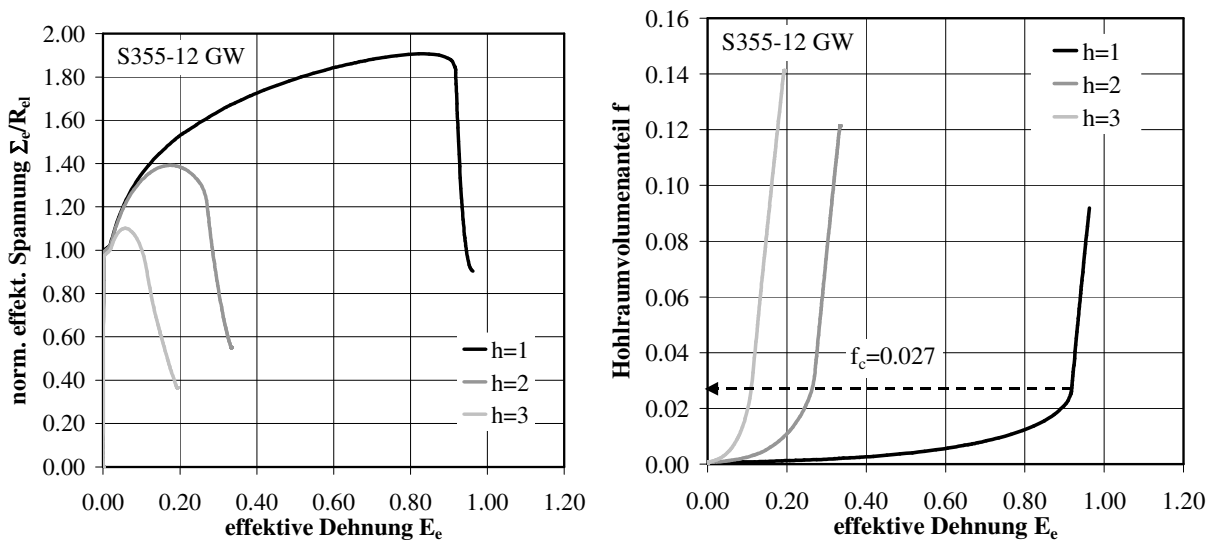
Da bei dem Stahl S355 ausschließlich die primären Hohlräume berücksichtigt werden, wird für die Berechnung von  $f_c$  das Modell der zylindrischen Einheitszelle mit einem kugelförmigen Hohlraum und elastisch-plastischem Matrixmaterial ohne Berücksichtigung der sekundären Schädigung untersucht. Aufgrund des axialsymmetrischen Spannungszustandes reduziert sich der numerische Aufwand deutlich. Für die Einheitszelle mit dem Hohlraum wird ein 2D FE-Modell erzeugt, das ein Viertel des Längsschliffes des Zellzylinders darstellt. Die anschließende Vernetzung erfolgt mit den axialsymmetrischen Solidelementen (CAX4). Aufgrund des äußeren Zwangs, der durch die benachbarten Zellen hervorgerufen wird, erfahren die Knoten an dem jeweiligen äußeren Rand der betrachteten Zelle die gleiche Radial- und Axialverschiebung. Die gleiche Verschiebung wird in ABAQUS über die Funktion „CONSTRAINT, EQUATION“ gewährleistet. Das Verhältnis zwischen den Hauptspannungen in Radial- und Axialrichtung wird über die gesamte Belastungszeit konstant gehalten:

$$\frac{\Sigma_1}{\Sigma_3} = \frac{3h-1}{3h+2} \quad (5.5)$$

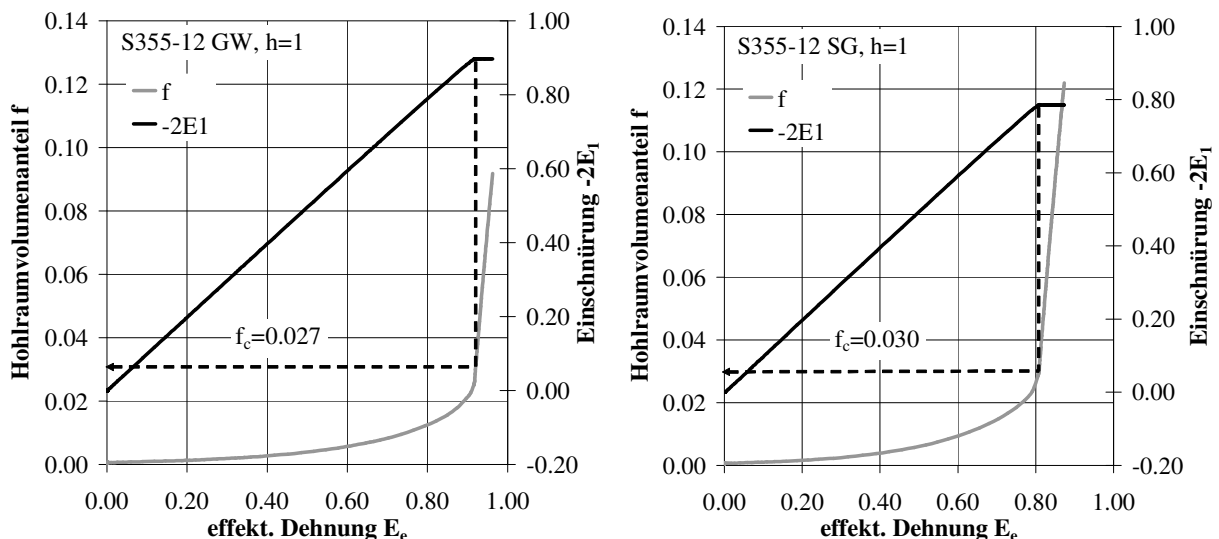
Der plastische Kollaps der Zelle ist erreicht, wenn die Reduktion der Zylinderfläche, die über die radiale Dehnung  $-2E_I$  erfasst wird, mit zunehmender effektiver Dehnung konstant bleibt. Die kritische Dehnung hängt von dem gewählten Elementtyp, besonders im Bereich der kleinen Mehrachsigkeiten, ab.

Das **Bild 5.2** zeigt den Verlauf der normierten effektiven Spannung und des Hohlraumvolumenanteils  $f$  über der effektiven Dehnung für die Mehrachsigkeiten  $h=1,2$  und  $3$ . Mit zunehmender Mehrachsigkeit nimmt die effektive Dehnung beim Kollaps der Zelle ab. Für  $h=2$  ist die effektive Dehnung beim Versagen der Zelle um fast den Faktor 4 kleiner als für  $h=1$ . Gleichzeitig nimmt die maximal erreichte effektive Spannung mit steigender Mehrachsigkeit deutlich ab, während die Schädigung  $f$  bei der gleichen effektiven Dehnung zunimmt. Im **Bild 5.3** ist die Ermittlung der kritischen Porosität  $f_c$  dargestellt, die bei dem Erreichen der konstanten axialen Dehnung  $2E_I$  abgelesen wird. Die axiale Verschiebung steigt bis zu dem Zeitpunkt an, bei dem die plastische Verformung im Nettoquerschnitt lokalisiert und somit der Tragfähigkeitsverlust der Zelle eintritt. Die kritische Porosität  $f_c$  variiert nur geringfügig mit der Mehrachsigkeit. Bei dem S355-12 wird die kritische Porosität  $f_c$  von 0.027 für den Grundwerkstoff und von 0.030 für das Schweißgut als Mittelwert aus den  $f_c$  Werten bei  $h=1,2$  und  $3$  bestimmt.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



**Bild 5.2:** Die normierte effektive Spannung und der Hohraumvolumenanteil über die effektive Dehnung für 3 verschiedene Mehrachsigkeiten, S355-12 (GW)

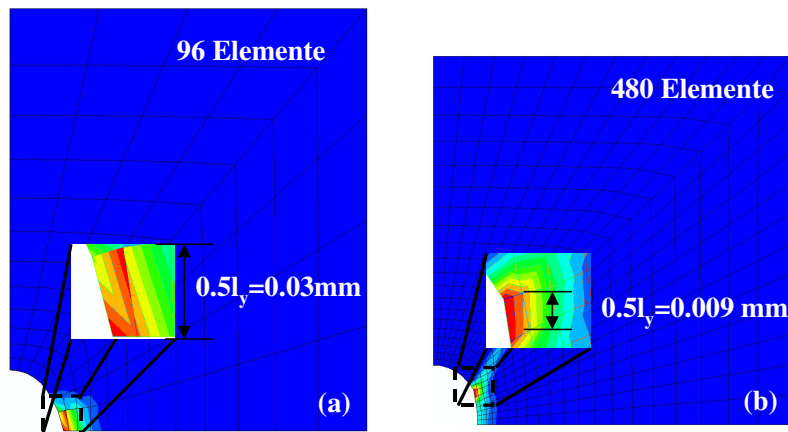


**Bild 5.3:** Der Hohraumvolumenanteil und die Einschnürung der Zelle über die effektive Dehnung für  $h=1$  und S355-12 (GW und SG)

Um die Abhängigkeit der kritischen Porosität  $f_c$  von der Mehrachsigkeit  $h$  unter Berücksichtigung der sekundären Hohlräume zu ermitteln, wird die numerische Analyse der zylindrischen Zelle durchgeführt, wobei das GTN-Modell für das Matrixmaterial verwendet wird. Als Matrixmaterial wird zunächst GW des RQT701-15 gewählt. Das Volumen des Hohlräume in der Mitte der Zelle entspricht der Anfangsporosität  $f_0$  von 0.001. Das Parameterset für die Entstehung von sekundären Hohlräumen, die im Gegensatz zu den primären Hohlräumen erst bei größeren Dehnungen stattfindet, wird mit  $f_n=0.02$  und  $s_n=0.1$  vorgegeben. Diese Parameter sind in den Eingabedaten für das GTN-Modell zur Beschreibung des Matrixmaterials enthalten. Zusätzlich werden für die Beschreibung der Koaleszenz von den sekundären Hohlräumen die Parameter  $f_c=0.15$  und  $\kappa=6$  eingesetzt. Um den Einfluss der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$ , die von der Größe der Karbide abhängt, auf den Nukleationsprozess zu



analysieren, werden zwei verschiedene Werte  $\varepsilon_n=0.3$  und  $\varepsilon_n=0.8$  basierend auf den Untersuchungen von [BRO95] gewählt. Für die nachfolgenden Untersuchungen wird zunächst das FE-Modell der Zelle mit größerem Netz verwendet, das aus 96 finiten Elementen besteht, s. **Bild 5.4 (a)**. Das Element, bei dem zuerst die kritische Porosität von 0.15 überschritten wird, befindet sich im Ligament der Zelle und grenzt direkt an den primären Hohlraum. Die Abmessung dieses Elements in der axialen Richtung beträgt  $l_y=0.031\text{mm}$ . Für das feinere Netz mit 480 Elementen und  $l_y=0.009\text{mm}$ , wie im **Bild 5.4 (b)** gezeigt, ergibt sich eine um ca. 85% kleinere maximale effektive Spannung mit  $\Sigma_e^{max}=142\text{MPa}$  als beim ersten Modell mit größerem Netz ( $\Sigma_e^{max}=958\text{MPa}$ ). Der Grund dafür liegt in der Dehnungslokalisierung in dem Element, das jetzt nicht mehr in Richtung des Ligaments, sondern in der Richtung der Scherbänder liegt. Die Ergebnisse, die mit dem zweiten Modell mit feinerem Netz erzielt werden, liefern die falsche Vorhersage des Schädigungsverhaltens der Zelle, da die tatsächliche Tragfähigkeit mit der Spannung  $\Sigma_e^{max}$ , die viel kleiner als die Fließspannung ist, deutlich unterschätzt wird. Dieses Beispiel demonstriert die Netzabhängigkeit des GTN-Modells. Somit lassen sich in Abhängigkeit von der Feinheit und der Topologie des gewählten Netzes unterschiedliche Versagensmechanismen einstellen. Dies ist in Übereinstimmung mit den Ergebnissen in [BES01], wonach der Auftritt des Becherbruchs („cup-cone fracture“) in Rundzugproben u.a. von der Netzfeinheit, dem Verhältnis der Elementkantenlänge, dem Elementtyp und der Parameter für die Entstehung und Wachstum von Sekundärhohlräumen abhängt. Zur Verifizierung des Modells mit 96 Elementen, wird ein zusätzliches Modell mit sehr feinem Netz (10000 Elementen und  $l_y=0.002\text{mm}$ ) erstellt. Genau wie beim ersten Modell, versagt auch hier zuerst das Element im Ligament der Zelle mit  $\Sigma_e^{max}=958\text{MPa}$ , mit dem Unterschied, dass sich der Versagensort nicht direkt am primären Hohlraum befindet, sondern 0.02mm davon entfernt. Der Grund, warum hier der Versagen nicht in Richtung der Scherbänder stattfindet, liegt an dem Verhältnis der Elementkantenlänge, der wie beim grobem Netz (96 Elemente) und im Gegensatz zu feinem Netz (480 Elemente) im Ligament der Zelle am höchsten ist.

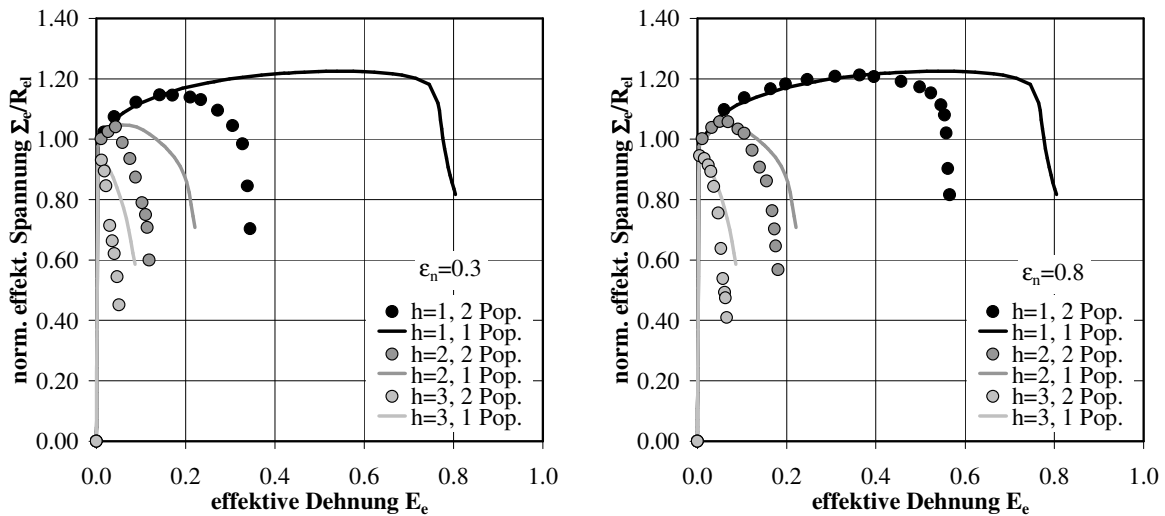


**Bild 5.4:** Das FE-Modell der Zelle mit grobem (a) und feinem Netz (b)

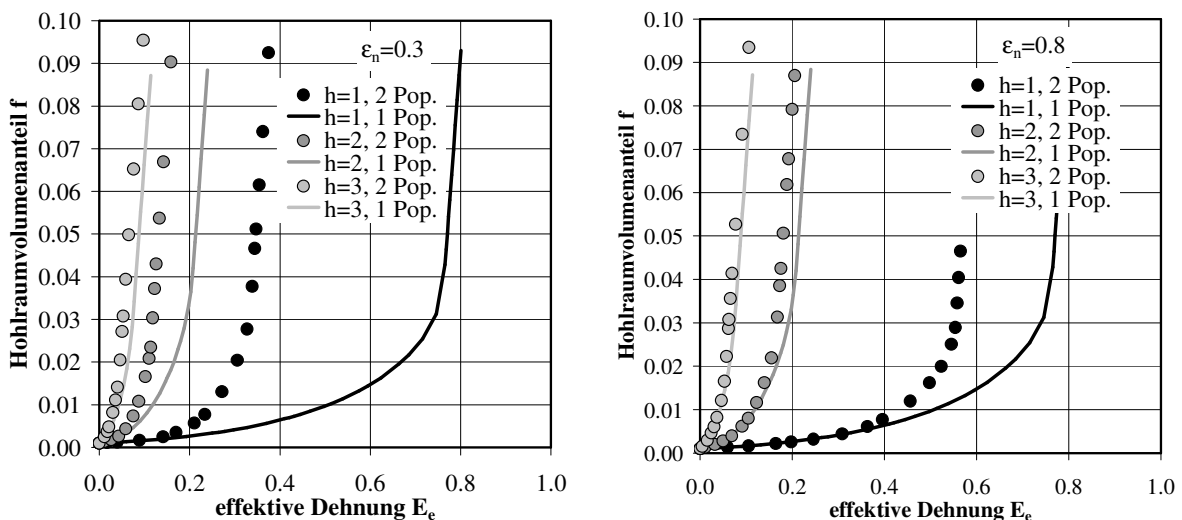
Das **Bild 5.5** zeigt den Einfluss der sekundären Hohlräume auf die effektive Spannung und auf die Entwicklung des Hohlraumanteils in der Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit für  $\varepsilon_n=0.3$  und  $\varepsilon_n=0.8$ . Die Ergebnisse für die Zelle mit zwei Populationen von Hohlräumen („2 Pop.“) sind den Ergebnissen für die Zelle mit einer Population („1 Pop.“) gegenübergestellt. Im **Bild 5.6** ist zusätzlich die Schädigungsentwicklung  $f$  über der effektiven Dehnung dargestellt. Für die Zelle mit den sekundären Hohlräumen („2 Pop.“) wird nur der Volumenanteil des großen Hohlraums  $f_l$  und nicht der gesamte

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Hohlraumvolumenanteil  $f_{tot}$  aufgezeigt. Das Versagensverhalten der Zelle hängt stark sowohl von der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$  als auch von der Mehrachsigkeit  $h$  ab. Die Nukleation und das Wachstum von sekundären Hohlräumen wirken sich am stärksten auf das Versagensverhalten für  $\varepsilon_n=0.3$  und  $h=1$  aus. Mit steigender charakteristischer Dehnung verringert sich der Einfluss der sekundären Hohlräume auf die Schädigung. Während für  $\varepsilon_n=0.3$  und  $h=1$  der Unterschied in der effektiven Dehnung bei dem Beginn der Vereinigung zwischen den Modellen mit und ohne sekundäre Hohlräume 82% beträgt, wird dieser Unterschied für  $\varepsilon_n=0.8$  und  $h=1$  auf 68% reduziert. Für die Mehrachsigkeiten  $h=2$  und 3 sowie für die charakteristische Dehnung  $\varepsilon_n=0.8$  ist die Differenz zwischen zwei Modellen aufgrund der nur unwesentlichen Verstärkung der Schädigungsentwicklung durch die sekundären Hohlräume am geringsten.

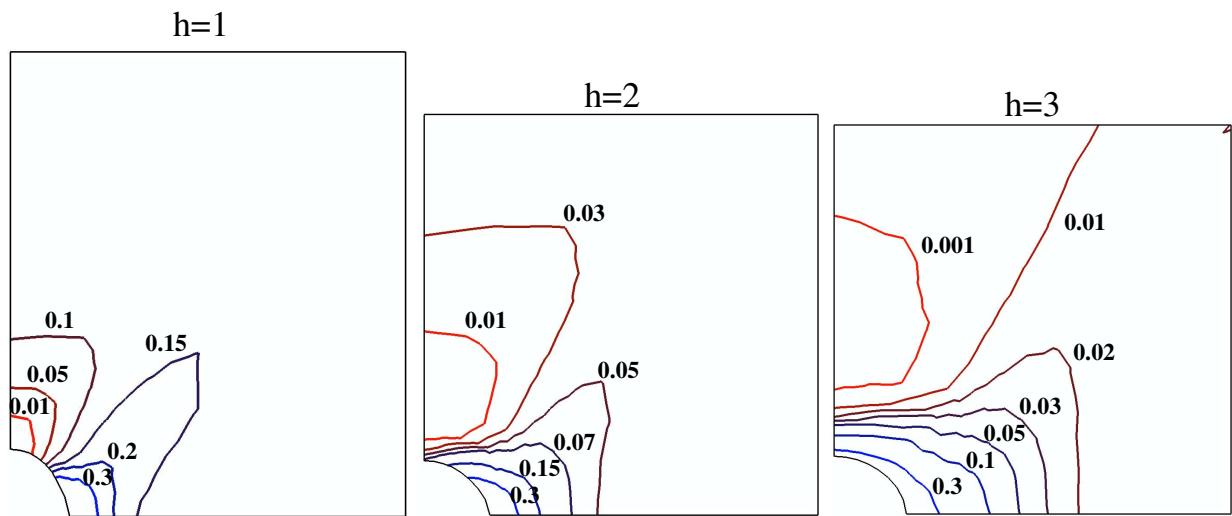


**Bild 5.5** Normierte effektive Spannung über der effektiven Dehnung für das Zellmodell mit  $\varepsilon_n=0.3$  und  $\varepsilon_n=0.8$  und mit einer ("1 Pop.") und zwei Populationen ("2 Pop.") von Hohlräumen

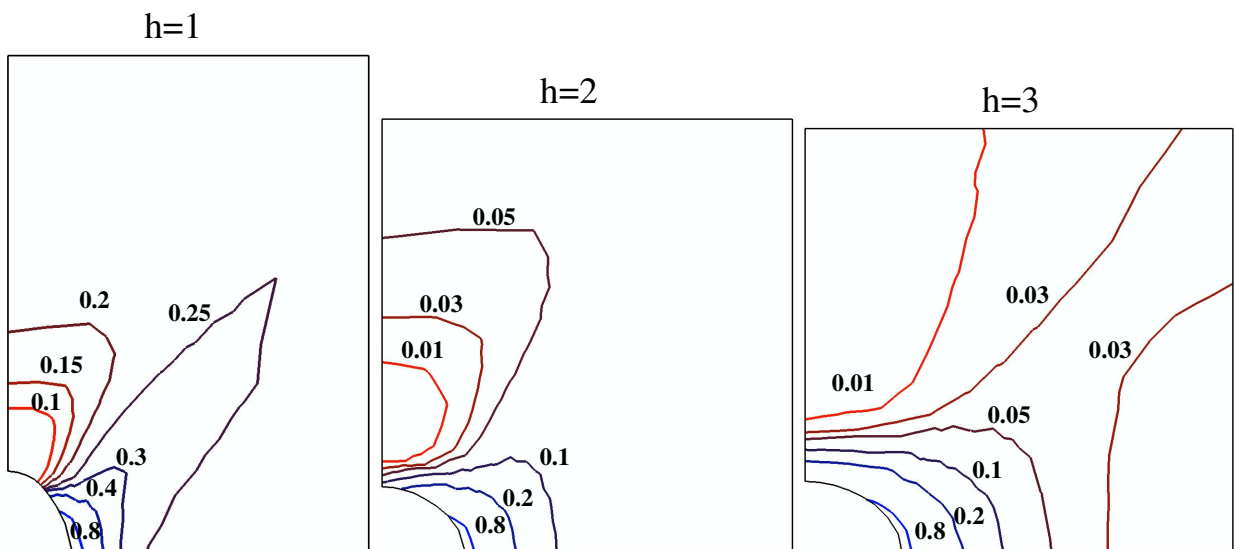


**Bild 5.6** Hohlraumvolumenanteil über über der effektiven Dehnung für das Zellmodell mit  $\varepsilon_n=0.3$  und  $\varepsilon_n=0.8$  und mit einer ("1 Pop.") und zwei Populationen ("2 Pop.") von Hohlräumen

In dem **Bild 5.7** und dem **Bild 5.8** sind die Konturen der konstanten mikroskopischen effektiven Dehnung  $\varepsilon_e$  für  $\varepsilon_n=0.3$  und  $\varepsilon_n=0.8$  beim Versagen der Zelle für verschiedene  $h$  Werte dargestellt. In beiden Fällen wird die effektive Dehnung größer 0.3 (**Bild 5.7**) und 0.8 (**Bild 5.8**) nur in dem begrenzten Bereich um den primären Hohlraum erreicht, wobei dieser Bereich für  $\varepsilon_n=0.8$  kleiner ist. Entsprechend der Definition des dehnungsabhängigen Nukleationsterms werden die meisten sekundären Hohlräume bei der Kontur  $\varepsilon_e=\varepsilon_n$  gebildet. Mit steigender Mehrachsichtigkeit wird eine kleinere Gesamtverformung der Zelle und eine stärkere Abnahme der effektiven Dehnung  $\varepsilon_e$  ausgehend von der Kontur  $\varepsilon_e=\varepsilon_n$  in Richtung Zellaußenkanten beobachtet. Da die effektive Dehnung  $\varepsilon_e$  für  $\varepsilon_n=0.3$  und  $h=1$  den kleinsten Gradienten aufweist, wird für diesen Fall der größte Beitrag der Hohlraumnukleation zum Prozess der Vereinigung von primären Hohlräumen erwartet.



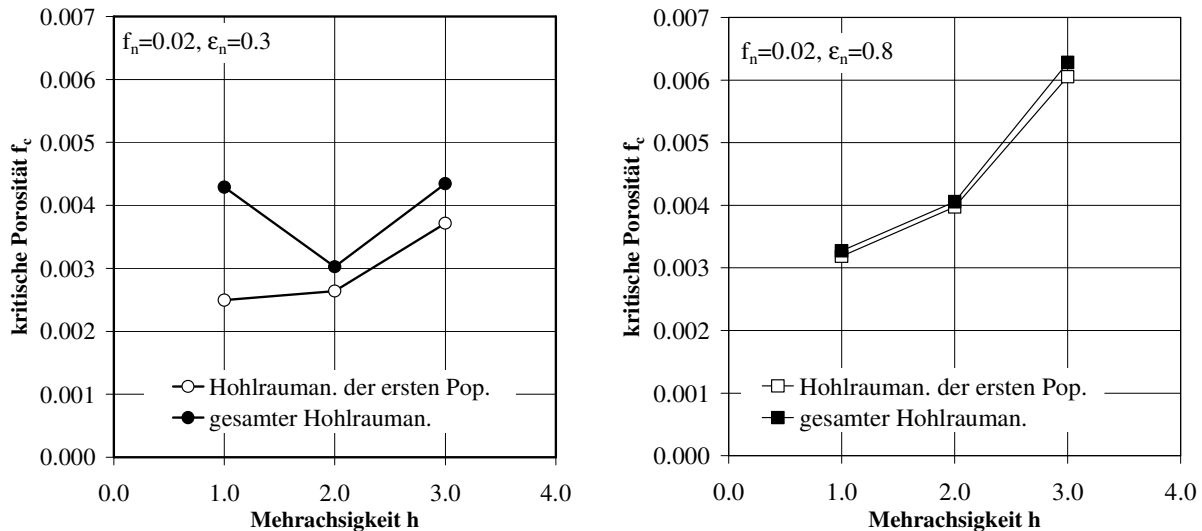
**Bild 5.7:** Konturen der konstanten mikroskopischen effektiven Dehnung  $\varepsilon_e$  beim Versagen der Zelle in der Abhängigkeit von der Mehrachsichtigkeit für  $\varepsilon_n=0.3$



**Bild 5.8:** Konturen der konstanten mikroskopischen effektiven Dehnung  $\varepsilon_e$  beim Versagen der Zelle in der Abhängigkeit von der Mehrachsichtigkeit für  $\varepsilon_n=0.8$

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

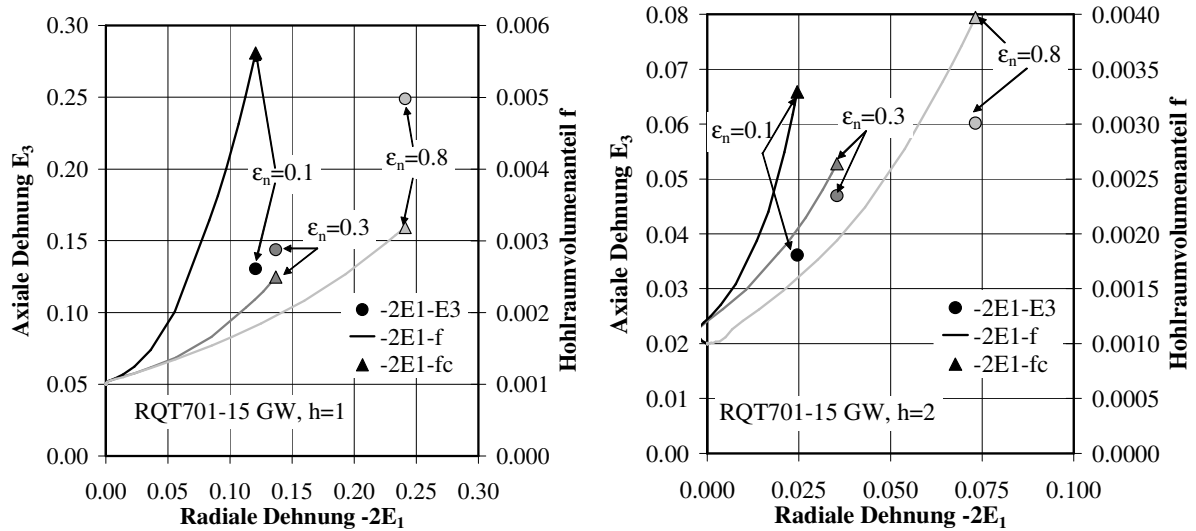
Wie groß dieser Beitrag tatsächlich ist, werden in Anlehnung an [BRO95] die kritischen Hohlraumvolumenanteile für gesamte  $f_c^{tot}$  und die erste Population  $f_c^1$  für  $\varepsilon_n=0.1, 0.3$  und  $0.8$  berechnet, wobei die Ergebnisse nur für  $\varepsilon_n=0.3$  und  $0.8$  in dem **Bild 5.9** ausgegeben werden. Die Auswertung erfolgt für den Belastungszustand, bei dem der Wert  $f_c=0.15$  im ersten Element erreicht wird, das an den primären Hohlraum angrenzt.



**Bild 5.9:** Kritische Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit und der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$  für das Zellmodell mit zwei und einer Population von Hohlräumen, RQT701-15I, GW

Mit steigendem  $\varepsilon_n$  verringert sich der Anteil der sekundären Hohlräume an dem gesamten Hohlraumvolumenanteil  $f_c^{tot}$ . Während dieser Anteil mit 69% für  $h=1$  und  $\varepsilon_n=0.1$  mehr als die Hälfte von  $f_c^{tot}$  ausmacht, fällt er für  $\varepsilon_n=0.3$  auf 42% ab. Ebenfalls reduziert sich der Anteil der Hohlraumnukleation mit steigender Mehrachsigkeit von  $h=2$  auf 48% für  $\varepsilon_n=0.1$  und 13% für  $\varepsilon_n=0.3$ , wobei mit weiterem Anstieg der Mehrachsigkeit auf  $h=3$  der Anteil nur geringfügig im Vergleich zu  $h=2$  verändert wird. Unabhängig von der Mehrachsigkeit bewirken die sekundären Hohlräume für  $\varepsilon_n=0.8$  nur einen geringfügigen Anstieg von  $f_c^{tot}$ , der maximal 3.6% für  $h=3$  beträgt.

Im **Bild 5.10** wird der Einfluss der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$  auf die Schädigungsentwicklung bezogen auf primäre Hohlräume verdeutlicht. Hier ist die Entwicklung des primären Hohlraumvolumenanteils  $f$  („-2E1-f“) bis zum Erreichen von  $f_c^1$  und die axiale Dehnung bei dem Kollaps der Zelle („-2E1-E3“) über der mit dem Faktor -2 multiplizierten radialen Dehnung für  $h=1$  und  $h=2$  dargestellt. Die kritische Porosität  $f_c^1$ , die sich auf den Hohlraumanteil der ersten Population bezieht, zeigt keinen kontinuierlichen Anstieg mit zunehmenden  $\varepsilon_n$  Werten im Gegensatz zu der axialen Dehnung  $E_3$ . Der Grund dafür liegt in der abnehmenden Materialentfestigung mit höheren  $\varepsilon_n$  Werten, die zur kleineren  $E_3$  Werten und somit langsameren Volumenvergrößerung bei der gleichen radialen Dehnung führt. Mit zunehmender Mehrachsigkeit wird der Einfluss der charakteristischen Dehnung auf die Materialentfestigung kleiner.



**Bild 5.10** Axiale Dehnung  $E_3$  und Entwicklung der Schädigung  $f$  mit der radialen Dehnung beim Erreichen von  $f_c^1$  in Abhängigkeit von  $\epsilon_n$  für  $h=1$  und 2

Grundsätzlich können alle in [BRO95] erzielten Schlussfolgerungen bezüglich des Einflusses der sekundären Hohlräume und der Mehrachsigkeit auf den Prozess der Hohlraumvereinigung bestätigt werden. Die kritische Porosität  $f_c^{tot}$  für  $h=1$  und  $\epsilon_n=0.3$  liegt im Gegensatz zu den Ergebnissen aus [BRO95] deutlich unterhalb des spezifischen Volumens sekundärer Hohlräume  $f_n$ . Dies deutet darauf hin, dass der Beginn der Vereinigung von primären Hohlräumen wesentlich früher einsetzt, noch bevor sich alle sekundären Hohlräume gebildet haben.

Die Verwendung des resultierenden Parameter  $f_c^{tot}$  erfordert die Überprüfung des Einflusses der Größe des Elements  $l_y$ , das für die Auswertung herangezogen wird, sowie des eingesetzten  $f_c$  Wertes für die Vereinigung von sekundären Hohlräumen. Für die Ermittlung des Einflusses der Elementgröße wird das Zellmodell mit 10000 Elementen und  $l_y=0.002$  für  $\epsilon_n=0.3$  und  $h=1$  verwendet. Der Parameter  $f_c^1$  ist dann mit 0.0018 um 27% kleiner als  $f_c^1$ , das mit dem zunächst gewählten Zellmodell ermittelt wurde. Im Bezug auf  $f_c^{tot}$  wird dieser Unterschied sogar auf 29% erhöht, wobei  $f_c^{tot}$  für das Zellmodell mit feinerem Netz 0.0031 beträgt. Die Veränderung des Parameters  $f_c$  für den Beginn der Vereinigung von sekundären Hohlräumen von 0.15 auf 0.015 bewirkt eine Reduktion von  $f_c^1$  und  $f_c^{tot}$  um 48% und 67%. Aus diesen Gründen ist es wichtig, zusammen mit der Angabe der kritischen Porosität  $f_c^{tot}$ , die in den weiteren Untersuchungen zum Einsatz kommt, neben der Elementgröße  $l_y$  im Ligament der Zelle auch den Parameter  $f_c$  für die sekundären Hohlräume aufzuführen.

Es ist noch anzumerken, dass als Mechanismus der Hohlraumvereinigung die Einschnürung des Ligaments durch die Bildung von Sekundärhohlräumen betrachtet wird. Der Mechanismus, der auf der Bildung von Scherbändern zwischen den größeren Hohlräumen basiert, wurde in [TVE81] und [TVE82-2] untersucht.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

RQT701-15, GW						
h	$\varepsilon_n=0.1$		$\varepsilon_n=0.3$		$\varepsilon_n=0.8$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0056	0.0183	0.0025	0.0043	0.0032	0.0033
2	0.0033	0.0064	0.0026	0.0030	0.0040	0.0041
3	0.0054	0.0098	0.0037	0.0043	0.0061	0.0063

RQT701-15, SG				
h	$\varepsilon_n=0.1$		$\varepsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0067	0.0189	0.0039	0.0057
2	0.0052	0.0090	0.0043	0.0050
3	0.0090	0.0156	0.0063	0.0072

**Tabelle 5.1:** Kritische Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit  $h$  und der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$ , RQT701-15I, GW und SG

In der **Tabelle 5.1** sind die Ergebnisse der Zellmodellrechnung zur Bestimmung der kritischen Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit  $h$  und der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$  für den GW und das SG des Stahls RQT701-15I zusammengefasst. Im Vergleich zum GW wird für das SG mit  $f_0=0.017$ ,  $\varepsilon_n=0.3$  und  $h=1$  ein um ca. 32% höherer  $f_c^{tot}$  Wert ermittelt. Dieser Unterschied hängt von der Streckgrenze, der Verfestigung und der Anfangsporosität ab. In diesem Fall stammt der größte Einfluss von 28% höherer Streckgrenze des SG. Der Beitrag der sekundären Hohlräumen zu  $f_c^{tot}$  ist für  $h=1$  mit 46% geringer als für den GW mit 72%. Auf der anderen Seite wird der niedrigste  $f_c^{tot}$  Wert sowohl für den GW als auch für das SG bei der Mehrachsigkeit von  $h=2$  bestimmt.

In **Tabelle 5.2** bis **Tabelle 5.4** sind die Ergebnisse bezüglich der kritischen Porosität für GW und HLSV aller untersuchten Stähle in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit  $h=1,2$  und 3 und der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n=0.1$  und 0.3 aufgeführt. Mit den Indizes „F,SG“ und „I,SG“ wird das SG mit dem schmalen Spalt und dem Nullspalt bezeichnet. Für die untersuchten Dehnungen  $\varepsilon_n=0.1$  und 0.3 und die beiden Werkstoffphasen (GW und SG) wird in meisten Fällen sowohl der minimale  $f_c^1$  als auch  $f_c^{tot}$  Wert bei einer Mehrachsigkeit von  $h=2$  bestimmt. Der Grund, dass kein direkter Zusammenhang zwischen der ermittelten kritischen Porosität und der Spannungsmehrachsigkeit festgestellt werden kann, ist darin zu finden, dass die Schädigungsentwicklung neben dem Constraintniveau auch von den plastischen Dehnungen insbesondere unter Einbeziehung von sekundären Hohlräumen beeinflusst wird. Mit  $\varepsilon_n=0.1$  und unabhängig von der untersuchten Mehrachsigkeit liegt der Anteil der sekundären Hohlräumen an  $f_c^{tot}$  von 40-60% für den GW und das SG der Stähle EH36-15, EH36-20 und RQT701-15. Für den GW und SG des Stahls RQT701-20I verringert sich dieser Anteil von ca. 60% bei  $h=1$  auf 16% bei  $h=2$  und ca. 1% bei  $h=3$ . Da kein großer Unterschied im Verfestigungsverhalten der Stähle RQT701-15 und RQT701-20 vorliegt, kann diese Verringerung des Sekundärhohlraumanteils mit zunehmender Mehrachsigkeit nicht ausschließlich auf die niedrigere Verfestigung des Stahls RQT701-20 zurückgeführt werden. Mit  $\varepsilon_n=0.3$  nimmt für den GW und das SG der Stähle EH36-15, EH36-20 der Sekundärhohlraumanteil an  $f_c^{tot}$  von 45-60% bei  $h=1$  auf 15-25% bei  $h=2$  ab und steigt wieder auf 25-35% bei  $h=3$  an. Unabhängig von den

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Werkstoffphasen wird für den Stahl RQT701 der höchste Sekundärhohlraumanteil von 30-60% bei  $h=1$  bestimmt. Die Sekundärhohlraumanteile, die sich bei  $h=2$  und 3 ergeben, unterscheiden sich nur geringfügig voneinander, wobei ein maximaler Wert von 30% ermittelt wird, s. auch **Bild 5.9**.

EH36-15F, GW				
h	$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0063	0.0142	0.0033	0.0065
2	0.0036	0.0066	0.0027	0.0031
3	0.0049	0.0085	0.0033	0.0044

EH36-15								
h	F, SG				I, SG			
	$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$		$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0110	0.0214	0.0083	0.0150	0.0104	0.0184	0.0045	0.0108
2	0.0074	0.0121	0.0058	0.0068	0.0022	0.0044	0.0016	0.0021
3	0.0198	0.0438	0.0086	0.0117	0.0022	0.0048	0.0023	0.0032

**Tabelle 5.2:** Kritische Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit und der charakteristischen Dehnung  $\epsilon_n$ , EH36-15, GW und SG (I und F)

EH36-20I, GW				
h	$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0113	0.0241	0.0074	0.0162
2	0.0054	0.0103	0.0031	0.0040
3	0.0120	0.0245	0.0061	0.0095

EH36-20								
h	F, SG				I, SG			
	$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$		$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0114	0.0223	0.0074	0.0134	0.0070	0.0168	0.0042	0.0102
2	0.0069	0.0113	0.0054	0.0065	0.0023	0.0048	0.0014	0.0019
3	0.0143	0.0295	0.0082	0.0109	0.0030	0.0055	0.0021	0.0029

**Tabelle 5.3:** Kritische Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit und der charakteristischen Dehnung  $\epsilon_n$ , EH36-20, GW und SG (I und F)

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

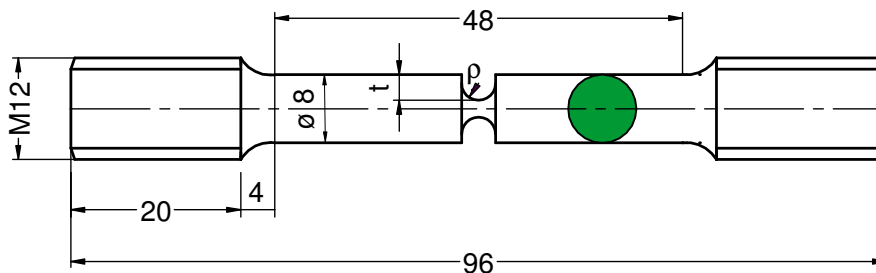
RQT701-20I, GW				
h	$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0056	0.0138	0.0030	0.0044
2	0.0056	0.0067	0.0030	0.0031
3	0.0111	0.0111	0.0051	0.0051

RQT701-20								
h	F, SG				I, SG			
	$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$		$\epsilon_n=0.1$		$\epsilon_n=0.3$	
	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$	$f_c^1$	$f_c^{tot}$
1	0.0070	0.0166	0.0041	0.0099	0.0057	0.0138	0.0030	0.0044
2	0.0023	0.0047	0.0014	0.0019	0.0064	0.0077	0.0033	0.0033
3	0.0029	0.0052	0.0021	0.0029	0.0117	0.0119	0.0045	0.0045

**Tabelle 5.4:** Kritische Porosität  $f_c$  in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit und der charakteristischen Dehnung  $\epsilon_n$ , RQT701-20, GW und SG (I und F)

### 5.1.2 Gekerbte Rundzugproben

Die Versuche an den gekerbten Rundzugproben dienen zur Überprüfung des Parameters  $f_c$ , der anhand der Zellmodellrechnungen bestimmt wurde, sowie zur Kalibrierung der Elementgröße, die als ein wichtiger Parameter in die Schädigungsanalyse eingeht. Der übrig gebliebene Schädigungsparameter, der Beschleunigungsfaktor  $\kappa$ , wird dann aus der Anpassung der numerischen an die experimentellen Ergebnisse bezüglich des steilen Lastabfalls im Last-Verformungsdiagramm ermittelt. Grundsätzlich werden aus allen Stählen 8x40 gekerbte Rundzugproben mit dem Bruttodurchmesser von 8mm und der Messlänge von 40mm hergestellt, s. **Bild 5.11**, wobei die Kerbgeometrie durch den Kerbradius  $\rho$  und die Kerbtiefe  $t$  definiert wird. Zusätzlich werden für S355-12I, sowohl für den GW als auch das SG, 5x25 gekerbte Rundzugproben untersucht.



**Bild 5.11:** Gekerbte Rundzugproben, 8x40

Alle gekerbten Rundproben werden bis zum Bruch unter quasistatischer Zugbelastung geprüft. Neben der Kraft werden zusätzlich die Durchmesseränderung  $\Delta D$  und die Kerbaufweitungsänderung  $\Delta L$  mit Hilfe der Clipgages gemessen. Bei allen Rundzugproben mit der Hybridlaserschweißverbindung (HLSV), befindet sich die Kerbe in der Mitte der Schweißnaht.



Um die unterschiedlichen Spannungszustände einzustellen, werden sowohl der Kerbradius  $\rho$  als auch die Kerbtiefe  $t$  variiert. Die folgende **Tabelle 5.5** gibt den Überblick über die untersuchten Kerbgeometrien, wobei je Geometrie 3 Proben geprüft werden:

Kerbgeometrie	Rundzugprobe	Kerbradius $\rho$ [mm]	Kerbtiefe $t$ [mm]
A	8x40	1.0	1.5
B	8x40	2.0	1.5
C	8x40	1.0	2.0
D	8x40	2.0	2.0
E	5x25	1.0	0.5
F	5x25	2.0	0.5
G	5x25	1.0	0.8

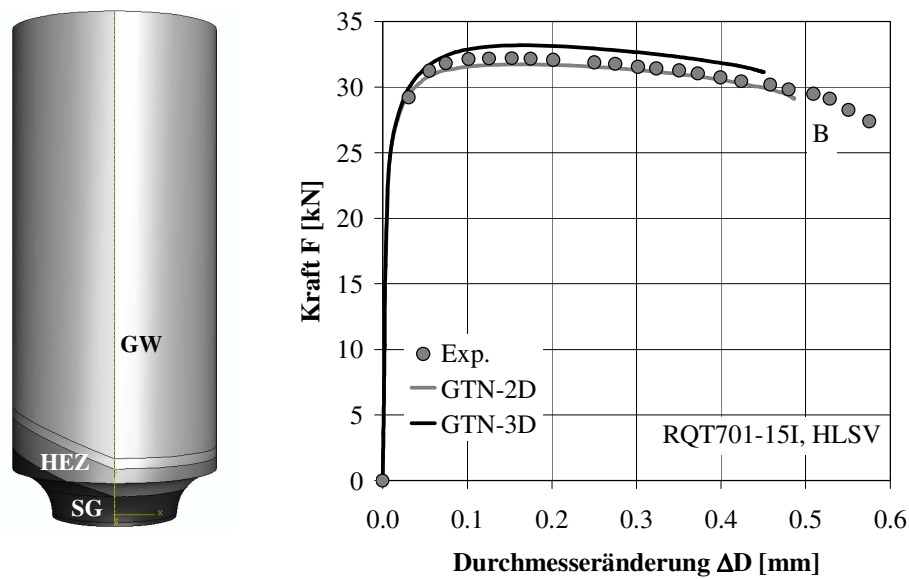
**Tabelle 5.5:** Untersuchte Rundzugproben mit unterschiedlicher Kerbgeometrie

Für die 5x25 Zugprobe mit HLSV wird die Kerbgeometrie G mit größerer Kerbtiefe von 0.8mm als für GW gewählt, da die Kerbtiefe von 0.5mm nicht ausreicht, um das Versagen im Schweißgut hervorzurufen. Bei einer Kerbtiefe von 0.5mm ist das Verhältnis der Querschnittsflächen im GW und SG kleiner als der Mismatchfaktor. Dies führt dazu, dass der Querschnitt im GW vor dem im SG durchplastifiziert, obwohl das Fließen zunächst im Kerbbereich des SG bei kleiner Belastung einsetzt.

Unter Ausnutzung der symmetrischen Randbedingungen werden axialsymmetrische 2D FE-Modelle der gekerbten Rundzugproben mit zugehöriger Kerbgeometrie erzeugt. Alle Modelle bestehen aus 2 Werkstoffphasen, dem GW und dem SG ohne Berücksichtigung der WEZ. Eine weitere Vereinfachung betrifft die Modellierung des SG, das als rechteckiger Streifen mit einer Breite von 1.6mm dargestellt wird.

Die Vereinfachungen, die bezüglich der Schweißnahtmodellierung getroffen werden, müssen überprüft werden, bevor sie weitere Verwendung in den folgenden Untersuchungen finden. Zu diesem Zweck wird ein 3D Modell der gekerbten Rundzugproben für RQT701-15 mit der tatsächlichen trichterförmigen Nahtgeometrie und allen 3 Werkstoffzonen, GW, WEZ und SG, konstruiert, s. **Bild 5.12**. Die Fließkurve für WEZ ergibt sich aus den Versuchen an den Mikroflachzugproben. Das aus der 3D Berechnung resultierende Schädigungsverhalten unterscheidet sich kaum von den experimentellen und den 2D Ergebnissen. Im Vergleich zu der 2D Rechnung wird mit dem 3D Modell die Durchmesseränderung bei dem Beginn des Lastabfalls leicht unterschätzt. Der Grund dafür ist, dass der Schädigungsprozess bei dem 3D Modell zunächst nur in einem Element stattfindet, während in dem 2D Modell eine ganze Reihe von Elementen aufgrund der axialsymmetrischen Bedingungen gleichzeitig geschädigt wird. Der zweite Grund liegt an der Entwicklung des Constraints im SG, die von der Breite der Schweißnaht abhängt. Grundsätzlich gilt, je breiter die Naht, desto geringer wird der Constraintabfall im SG. So zeigt sich auch in dem 3D Modell, dass das Versagen immer in dem Element stattfindet, das sich in der breiteren Decklage befindet. Außerdem wird ein etwas höheres Lastniveau erreicht, da der Bereich der tatsächlichen Schweißverbindung größer ist als der 1.6mm rechteckige Streifen im 2D Modell.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



**Bild 5.12:** Das 3D Modell der Rundzugprobe und der Verlauf der Kraft über der Durchmesseränderung  $\Delta D$ , Vergleich Simulation-Experiment

Die Eingangsparameter für die Schädigungsuntersuchungen sind in der **Tabelle 5.6** angegeben. Als kritische Porosität werden diejenigen Werte angesetzt, die sich aus den Zellmodellrechnungen für  $h=1$  und 2 ergeben. Bei den Stählen mit sekundären Hohlräumen werden 2 Werte für die charakteristische Dehnung  $\varepsilon_n$  von 0.1 und 0.3 untersucht.

Stahl	Zone	$f_0$	$f_n$	$\varepsilon_n$	$s_n$	$f_c (h=1)$	$f_c (h=2)$	$\kappa$	$q_1$	$q_2$	$l_x \times l_y \times l_z$ [mm]
S355-12	GW	0.0006	0.000	0.0	0.0	0.027	0.027	6	1.5	1.0	0.30x0.60x0.60
	SG-I	0.0006	0.000	0.0	0.0	0.030	0.030	6	1.5	1.0	0.25x0.25x0.60
EH36-15	GW	0.0007	0.005	0.1	0.1	0.014	0.007	6	1.5	1.0	0.30x0.60x0.70
	SG-F	0.0014	0.005	0.1	0.1	0.021	0.012	6	1.5	1.0	0.10x0.20x0.70
	SG-I	0.0004	0.005	0.1	0.1	0.018	0.004	6	1.5	1.0	0.10x0.20x0.70
EH36-20	GW	0.0007	0.005	0.1	0.1	0.024	0.010	6	1.5	1.0	0.30x0.60x1.00
	SG-F	0.0008	0.005	0.1	0.1	0.022	0.011	6	1.5	1.0	0.20x0.40x1.00
	SG-I	0.0003	0.005	0.1	0.1	0.017	0.005	6	1.5	1.0	0.20x0.40x1.00
RQT701-15	GW	0.0010	0.020	0.1	0.1	0.018	0.006	6	1.5	1.0	0.30x0.60x0.60
	SG-I	0.0017	0.020	0.1	0.1	0.019	0.009	6	1.5	1.0	0.15x0.15x0.60
RQT701-20	GW	0.0010	0.010	0.1	0.1	0.014	0.007	6	1.5	1.0	0.30x0.60x0.60
	SG-F	0.0003	0.010	0.1	0.1	0.017	0.005	6	1.5	1.0	0.20x0.20x0.60
	SG-I	0.0011	0.010	0.1	0.1	0.014	0.008	6	1.5	1.0	0.20x0.20x0.60

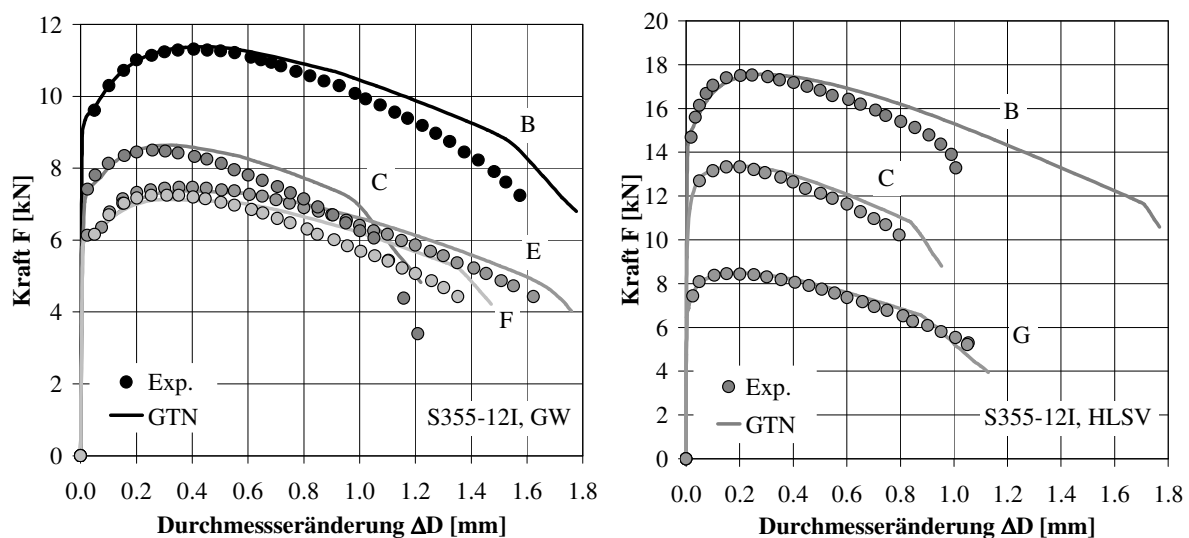
**Tabelle 5.6:** Die gewählten GTN-Parameter

Die numerischen Schädigungsanalysen an gekerbten Rundzugproben werden mit der kritischen Porosität durchgeführt, die sich bei einer Mehrachsigkeit von  $h=1.0$  ergibt. Für die Berechnung von Bruchmechanikproben mit dem Schädigungsmodell wird der Parameter  $f_c$  bei einer höheren Mehrachsigkeit von  $h=2.0$  abgelesen. Die Wahl eines konstanten Parameters  $f_c$  für die Schädigungsberechnungen stellt eine grobe Vereinfachung dar, da der Mehrachsigkeitsbereich zwischen 0.5 und 1.5 für die gekerbten Rundzugproben und zwischen 1.5 und 2.5 für die Bruchmechanikproben liegt. Die genauere aber auch aufwändigere Methode erfordert die

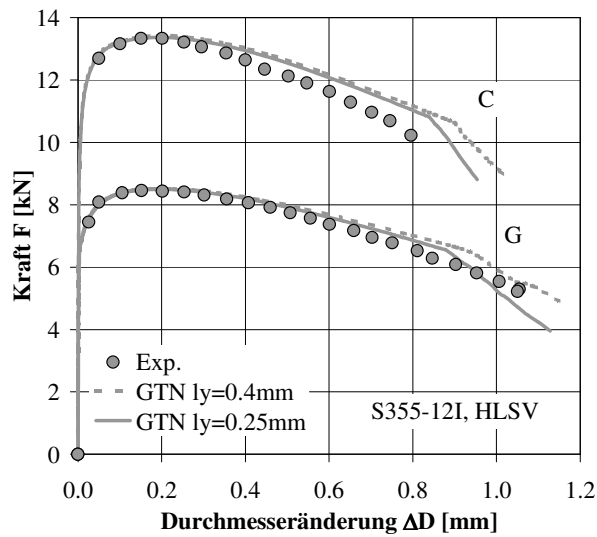
Neuberechnung der kritischen Porosität für jede Mehrachsigkeit. In den folgenden Untersuchungen wird geprüft, ob trotz dieser Vereinfachungen das Bruchverhalten genügend genau beschrieben werden kann.

**Bild 5.13** zeigt für die untersuchten Kerbkonfigurationen eine gute Übereinstimmung zwischen den experimentellen und den numerischen Ergebnissen in Bezug auf das Lastmaximum und den Beginn des plötzlichen Lastabfalls. Bei den numerischen Analysen werden die gleichen Parameter eingesetzt, wobei die Elementgröße  $l_y$  so lange variiert wird, bis die beste Übereinstimmung bezüglich des Beginns des plötzlichen Lastabfalls für alle Versuche erzielt werden kann. Für den GW des S355 ergibt sich  $l_y=0.6\text{mm}$ , das in den empfohlenen Grenzen liegt. Dahingegen wird für das SG des S355 ein Wert für  $l_y$  von  $0.25\text{mm}$  gewählt, der kleiner ist als die untere Grenze von  $0.4\text{mm}$ . Der Vergleich zwischen den numerischen Ergebnissen für die Abschätzung des plötzlichen Lastabfalls mit den zwei unterschiedlichen Elementgrößen ist im **Bild 5.14** dargestellt. Die Verkleinerung der Elementhöhe von  $0.4$  auf  $0.25\text{mm}$  bewirkt eine Verschiebung des Beginns des plötzlichen Lastabfalls um ca.  $8\%$  zur kleineren Durchmesseränderung  $\Delta D$ .

Mit dem FE-Modell wird der Lastabfall nach dem Erreichen des Maximum leicht überschätzt, was auf die langsamere Schädigungsentwicklung mit dem GTN-Modell zurückzuführen ist. In der Literatur wird häufig empfohlen, die Abweichung der numerischen Ergebnisse beim Kraftverlauf nach dem Maximum durch Einsetzen eines geeigneten Parameters  $f_0$  zu minimieren. Da dadurch aber die Korrelation zur Mikrostruktur verloren geht, wird hier darauf verzichtet und die metallographisch ermittelte Anfangsporosität für die weiteren Untersuchungen beibehalten. Mit dem FE Modell, das die Kerbgeometrie B und HLSV enthält, wird der Beginn des plötzlichen Lastabfalls bei einem doppelt so großem  $\Delta D$  im Vergleich zum Versuchsergebnis abgeschätzt, s. **Bild 5.13**. Dies liegt vor allem daran, dass die Rohlinge für die Herstellung der Proben mit der Kerbgeometrie B in dem Bereich der geschweißten Platte entnommen wurden, der durch starke Qualitätsschwankungen und das häufige Auftreten von Bindefehlern gekennzeichnet ist. Zwei von 3 untersuchten Proben mit größeren Bindefehlern versagten aufgrund der Vorschädigung bei deutlich niedrigerer Kraft und Durchmesseränderung.



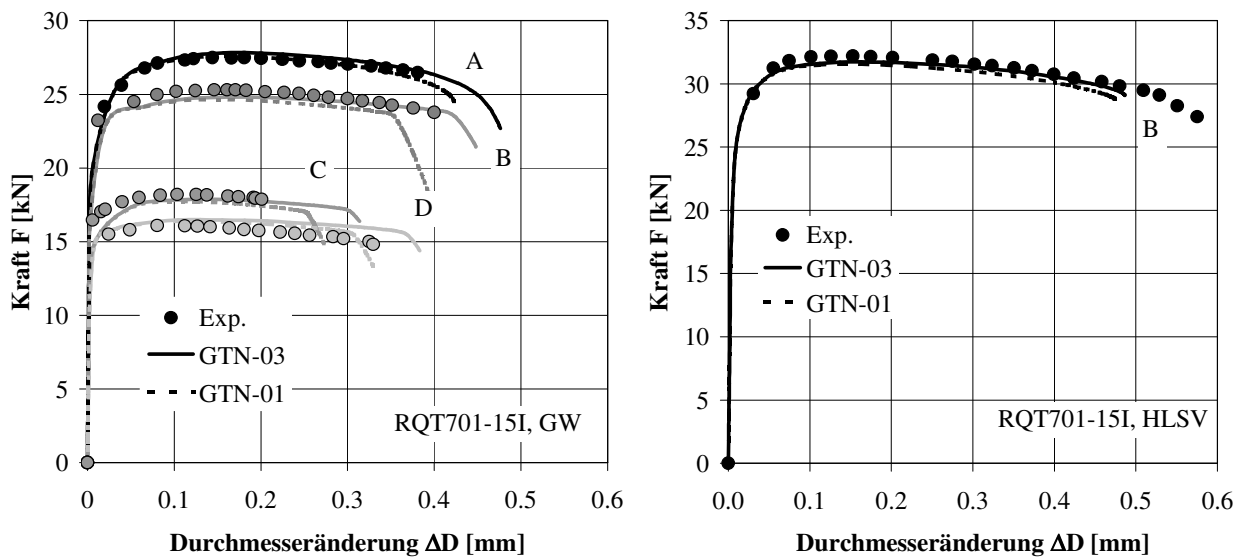
**Bild 5.13:** Kraft  $F$  über der Durchmesseränderung  $\Delta D$  für GW und HLSV, S355-12I



**Bild 5.14:** Einfluss der Elementgröße  $l_y$  auf den Kraft-Verformungsverlauf

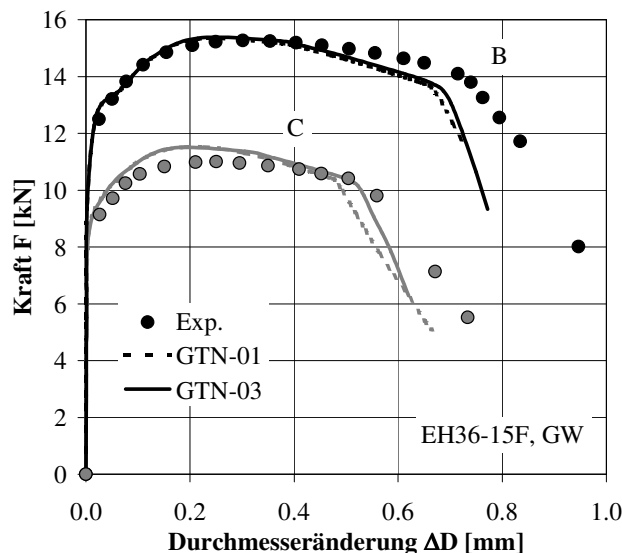
Für die HLSV der Stähle, bei denen die Sekundärhohlräume zur Beschreibung der Schädigungsentwicklung herangezogen werden, wird zusätzlich der Einfluss der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$  auf das Last-Verformungsverhalten von gekerbten Rundzugproben untersucht. Dafür werden 2 Werte für  $\varepsilon_n=0.1$  und  $0.3$  („GTN-01“ und „GTN-03“) variiert. Die für die Schädigungsberechnung erforderliche kritische Porosität wird aus Zellmodellrechnungen bei einer Mehrachsigkeit von  $h=1.0$  gewählt. Der Grund dafür ist, dass das Durchschnittsniveau der Mehrachsigkeit beim Versagen der gekerbten Rundzugproben, wie in [SCH97] gezeigt wird, bei dem Wert von ca. 1.0 liegt.

In **Bild 5.15** sind Ergebnisse für GW und HSLV des Stahls RQT701-15I dargestellt. Der Lastverformungsverlauf wird mit dem GTN-Modell gut abgebildet. Der niedrigere  $\varepsilon_n$ -Wert von 0.1 führt zu einem früheren Beginn des plötzlichen Lastabfalls für die Proben aus homogenem GW. Der größte Unterschied von ca. 18% in der Durchmesseränderung zwischen beiden  $\varepsilon_n$ -Werten ergibt sich für die Geometrien B, C und D. Bis auf die Geometrie B stimmt der numerisch ermittelte Beginn des Lastabfalls für  $\varepsilon_n=0.1$  besser mit dem experimentellen als für  $\varepsilon_n=0.3$  überein. Für die gekerbte Rundzugprobe mit der Geometrie B, HLSV, wird der Beginn des Lastabfalls kaum von der charakteristischen Dehnung beeinflusst.



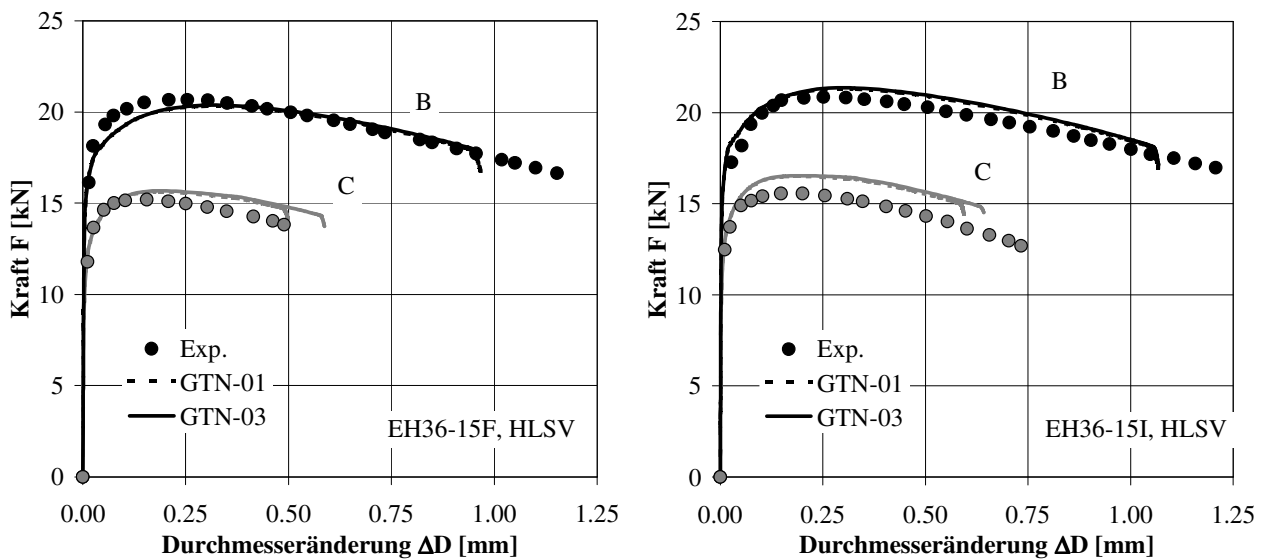
**Bild 5.15:** Kraft  $F$  über die Durchmesseränderung  $\Delta D$  für GW und HLSV, RQT701-15I

Für die Proben aus dem GW des Stahls EH36-15I sind keine großen Unterschiede zwischen zwei unterschiedlichen  $\varepsilon_n$ -Werten bezüglich des Lastverformungsverhaltens und des Beginns des Versagens festzustellen, s. **Bild 5.16**. Mit  $\varepsilon_n=0.1$  wird der plötzliche Lastabfall bei einer um 9% niedrigeren Durchmesseränderung für die Kerbgeometrie C erreicht. Für die Kerbgeometrie B beträgt dieser Unterschied nur 3.6%. Der stärkere Einfluss des  $\varepsilon_n$ -Wertes auf die Proben mit schärferem Kerb (Kerbgeometrie C) ist auch bei den Proben mit der HLSV zu sehen, s. **Bild 5.17**. Es ist anzunehmen, dass der Grund dafür in der stärkeren Zunahme der Schädigung bei den Proben mit scharfem Kerb liegt, bei denen die höhere Mehrachsigkeit das Wachstum der sekundären Hohlräume vorantreibt. Je niedrigerer der  $\varepsilon_n$ -Wert, umso mehr stehen bei bestimmter Belastung sekundäre Hohlräume zur Verfügung, die bei hoher Mehrachsigkeit schneller wachsen.



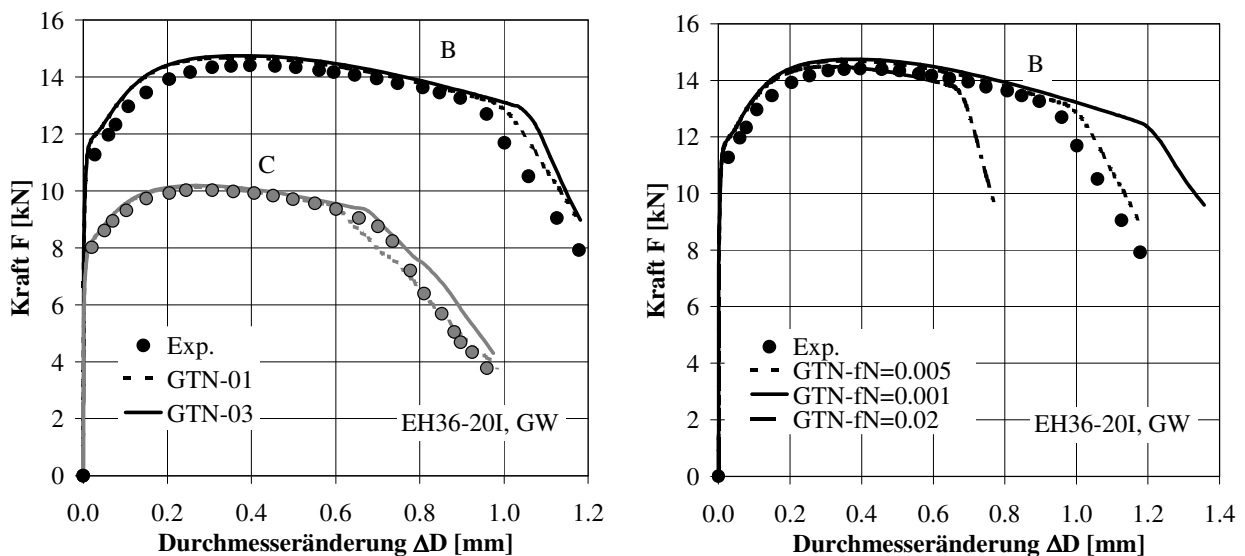
**Bild 5.16:** Kraft  $F$  über die Durchmesseränderung  $\Delta D$  für GW, EH35-15F

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



**Bild 5.17:** Kraft  $F$  über die Durchmesseränderung  $\Delta D$  für HLSV, EH36-15F und EH36-15I

Die Lastverformungskurven für die Proben aus homogenem GW des Stahls EH36-20I sind in **Bild 5.18** zu sehen. Der Unterschied in der Durchmesseränderung, der aus der Variation des  $\varepsilon_n$ -Parameters resultiert, ist geringfügig und beträgt 3% für die Geometrie B und 5% für die Geometrie C. Neben dem Einfluss von  $\varepsilon_n$  wird für diesen Stahl zusätzlich die Auswirkung des Parameters  $f_n$  auf das Versagensverhalten bei  $\varepsilon_n=0.1$  untersucht. Mit Steigerung des Anteils der sekundären Hohlräume um den Faktor 4 von 0.005 auf 0.02 verschiebt sich der Versagensbeginn um mehr als 35% zu niedrigeren  $\Delta D$  Werten. Wird der Anteil der sekundären Hohlräume um den Faktor 5 von 0.005 auf 0.001 reduziert, so nimmt  $\Delta D$  um 19% zu, bevor der plötzliche Lastabfall eintritt.

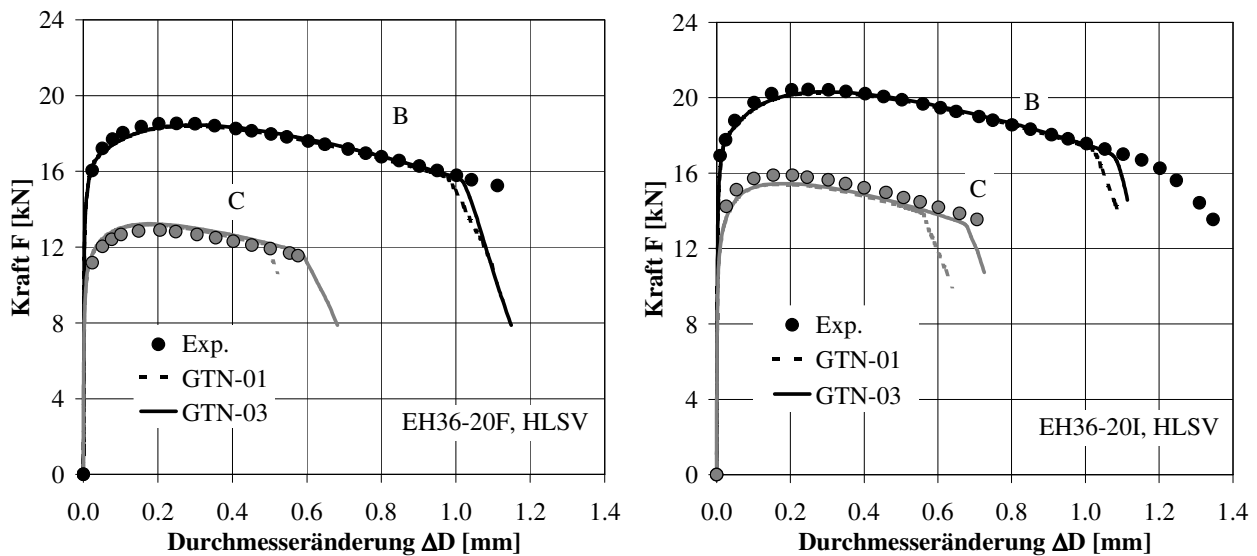


**Bild 5.18:** Kraft  $F$  über die Durchmesseränderung  $\Delta D$  für GW, EH36-20I

Die stärkere Auswirkung der Steigerung des Parameters  $f_n$  auf den Versagensbeginn hängt mit dem Verlauf der Spannungsmehrrachsichtigkeit zusammen. Die maximale Mehrachsichtigkeit, die bei kleiner plastischer Dehnung erreicht wird, führt zum schnellen Wachstum der neu gebildeten Sekundärhohlräume. Danach nimmt die Mehrachsichtigkeit mit steigender Verformung bis zu einem fast

konstanten Niveau ab. Je höher der Parameter  $f_n$  ist, umso höher ist der Anteil an den sekundären Hohlräumen, die von der maximalen Mehrachsigkeit beeinflusst werden. Für  $f_n=0.02$  wächst ein hoher Anteil an sekundären Hohlräumen unter maximaler Mehrachsigkeit, so dass die kritische Porosität  $f_c=0.024$  und somit der Versagensbeginn bei sehr niedrigem  $\Delta D$  Wert auftreten.

Für die Proben mit HLSV führt eine niedrigere charakteristische Dehnung ebenfalls zu einem deutlich früheren Versagen bei der Kerbgeometrie C als bei der Kerbgeometrie B, s. **Bild 5.19**. Sowohl bei der HLSV mit dem schmalen Spalt als auch dem Nullspalt ergeben sich mit  $\varepsilon_n=0.1$  um ca. 16% niedrigere  $\Delta D$ -Werte für die Kerbgeometrie C als mit  $\varepsilon_n=0.3$ . Die etwas bessere Übereinstimmung der numerischen Ergebnissen mit den experimentellen Versuchsdaten wird für beide Kerbgeometrien mit  $\varepsilon_n=0.3$  erzielt.

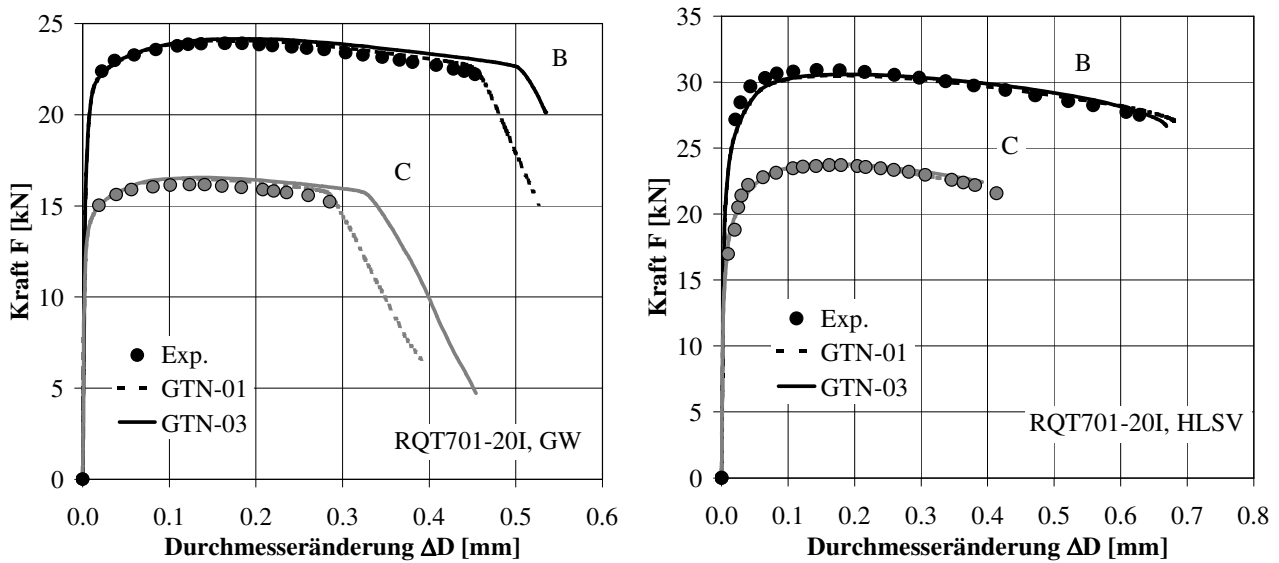


**Bild 5.19:** Kraft  $F$  über die Durchmesseränderung  $\Delta D$  für HLSV, EH36-20F und EH36-20I

Die Ergebnisse für GW und HLSV des Stahls RQT701-20I sind in **Bild 5.20** zu sehen. Ähnlich wie bei RQT701-15I für die Proben aus homogenem GW bewirkt die Verringerung der charakteristischen Dehnung von 0.3 auf 0.1 eine Verschiebung des Beginns des plötzlichen steilen Abfalls bis ca. 16% zu niedrigeren  $\Delta D$ -Werten. Dadurch können die experimentellen Ergebnisse besser wiedergegeben werden. Analog zu RQT701-15I ergibt sich bei Proben mit HLSV durch die Änderung des  $\varepsilon_n$ -Parameters kaum ein Einfluss auf den Versagensbeginn.



## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



**Bild 5.20:** Kraft  $F$  über die Durchmesseränderung  $\Delta D$  für GW und HLSV, RQT701-20I

### 5.1.3 Bruchmechanikversuche

Mit Hilfe der Bruchmechanikversuche sollen folgende Aufgaben bearbeitet werden:

- Überprüfung der ermittelten Modellparameter und falls notwendig Anpassung der Elementgröße, wobei die metallographisch vorgegebene Grenzen eingehalten werden sollen
- Untersuchung und Bewertung des Hochlagenverhaltens von hybridgeschweißten Verbindungen basierend auf der Bestimmung der Rissinitiierung und des stabilen Risswachstums
- Bestimmung der lokalen Spannungs- und Dehnungszustände und der Schädigungsentwicklung, um die Mechanismen die zur Richtungsänderung beim stabilen Risswachstum führen, quantitativ beschreiben zu können

Stahl	Probentyp	Dicke $B_B$ [mm]	Dicke $B_N$ [mm]	Breite $W$ [mm]	$H_o$ [mm]	$H_u$ [mm]	$H_m$ [mm]	homog. GW	HLSV
S355-12I	0.4C(T)	10.0	8.0	20	9.5	1.0	3.1	x	x
EH36-15F	0.5C(T)	12.5	10.0	25	6.5	2.0	2.9	x	x
EH36-15I	0.5C(T)	12.5	10.0	25	7.0	1.0	2.3	x	x
EH36-20F	0.8C(T)	17.0	13.6	40	11.0	2.5	4.8	x	x
EH36-20I	0.8C(T)	17.0	13.6	40	10.0	2.0	3.5	x	x
RQT701-15I	0.5C(T)	12.5	10.0	25	11.0	1.0	3.7	x	x
RQT701-20F	0.8C(T)	17.0	13.6	40	7.5	1.5	2.4	x	x
RQT701-20I	0.8C(T)	17.0	13.6	40	8.0	1.5	3.0	x	x

**Tabelle 5.7:** Die untersuchten Werkstoffkonfigurationen mit der Proben- und der Schweißnahtgeometrie

**Tabelle 5.7** gibt einen Überblick über die untersuchte Probengeometrien, die auch von der gegebenen Plattendicke abhängen. Neben den Proben mit der Hybridlaserschweißverbindung (HLSV) werden Proben aus dem homogenen Grundwerkstoff hergestellt. Pro Werkstoffkonfiguration sind 6 Versuche

geplant, um die Rissinitiierung und den Verlauf der R-Kurve zu ermitteln. Bei den Proben mit der HLSV befindet sich der Kerb mit dem Anfangsriss in der Mitte der Schweißnaht. Alle Proben sind außerdem seitengekerbt und weisen ein  $a/W$ -Verhältnis von 0.5 auf. Die Schweißnaht zeigt eine trichterähnliche Form, mit einer maximalen Breite von 11mm in der Decklage ( $H_o$ ) und einer minimalen Breite von 1.0mm in der Wurzellage ( $H_u$ ). Neben den Breiten  $H_o$  und  $H_u$  ist zusätzlich auch die mittlere Breite  $H_m$  angegeben. Der Wert  $H_m$  resultiert nicht aus dem arithmetischen Mittel der beiden Breiten  $H_o$  und  $H_u$ , sondern wird als die Breite definiert, die multipliziert mit der Blechdicke die Fläche ergibt, die der Schweißnahtfläche im Querschnitt entspricht.

Aus den 12 und 15mm dicken Blechen werden 0.4C(T) und 0.5C(T) Proben hergestellt, wobei die volle Bruttodicke von 10 und 12.5mm realisiert wird. Dagegen wird im Fall von 0.8C(T) Proben, die aus 20mm dicken Blechen gewonnen werden, eine maximale Bruttodicke von 17mm erzielt, die 85% der Gesamtlechdicke von 20mm entspricht. Nach ASTM E 1820-01, Annex 2 können auch mit diesen dickenreduzierten 0.8C(T) Proben gültige Zähigkeitskennwerte ermittelt werden.

Um die R-Kurve zu erhalten, werden zunächst alle Proben bei Raumtemperatur und unter quasi-statischer Belastung geprüft. Bei genügender Anzahl der Proben, die in der Hochlage versagt haben, werden die R-Kurven nach ASTM E 1820-01, Annex 2 konstruiert und die  $J_{IC}$  Werte bestimmt.

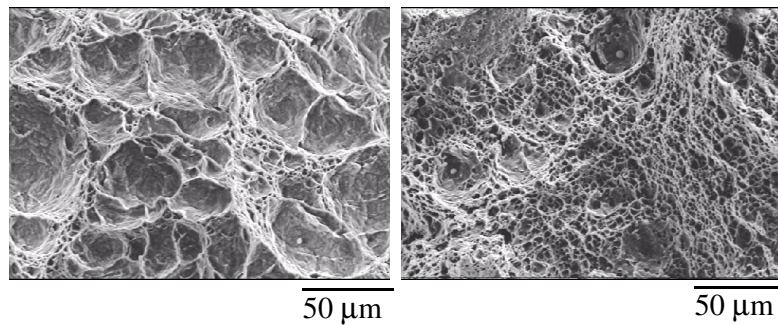
Die anschließende Simulation dient ausschließlich der Überprüfung der bereits vorgegebenen Parameter und der Festlegung der Elementgröße. Um den Modellierungsaufwand so gering wie möglich zu halten und die Rechnerdauer zu verkürzen, wird die Schweißnaht als ein Quader mit einer konstanten Breite von 3.2mm idealisiert dargestellt. Außerdem werden die Untersuchungen an den Modellen bestehend aus 2 Werkstoffzonen (SG und BM) durchgeführt. Die Berücksichtigung der heterogenen WEZ würde zu einem komplexen FE-Netz und erheblich höherem Rechenaufwand führen.

Die duktilen Bruchflächen aus den REM Untersuchungen für die Proben aus dem GW und mit der HLSV für S355-12I zeigen unterschiedliche Wabenstruktur, s. **Bild 5.21**. Die Wabenstruktur der Bruchfläche im GW besteht aus größeren Waben mit dem maximalen Durchmesser von 10 bis 70 $\mu$ m und dazwischenliegenden sehr feinen Waben. Die Bruchfläche im SG ist durch kleine duktile Waben gekennzeichnet, wobei diese Struktur durch einige wenige größere, runde Waben unterbrochen wird.

Die großen Waben entstehen durch das Wachstum von primären Hohlräumen, die sich beim Lösen der Einschlüsse von der Werkstoffmatrix bei bereits kleinen Gesamtverformungen bilden. Wie in Kap. 2 beschrieben wird, werden die primären Hohlräume durch Anfangsporosität  $f_0$  berücksichtigt. Die kleineren Waben sind das Produkt des Wachstums von sekundären Hohlräumen, die über den Parameter  $f_n$  in die Schädigungsberechnung eingehen. Wie aus dem Erscheinungsbild der Bruchfläche des SG ersichtlich wird, tragen die kleineren Partikel, die im SG durch den Einsatz von Zusatzdraht vorhanden sind, deutlich zur Schädigungsentwicklung bei, s. **Bild 5.21**. Allerdings kann deren Anteil und somit der Parameter  $f_n$  im Rahmen der metallographischen Untersuchungen nicht abgeschätzt werden, s. Kap. 4. Im vorigen Abschnitt wird gezeigt, dass das Bruchverhalten der gekerbten Rundzugproben mit der HLSV auch durch die Reduktion der Elementgröße  $l_y$  von 0.4 auf 0.25mm anstelle der Einführung dreier unbekannter Parameter ( $f_n$ ,  $\varepsilon_n$ ,  $s_n$ ) gut wiedergegeben werden. Der Nachteil dieses vereinfachten Ansatzes ist, dass dadurch der Bezug zur Mikrostruktur verloren geht und womöglich die Übertragbarkeit der Parameter nicht mehr gewährleistet wird. Bei der Modellierung von

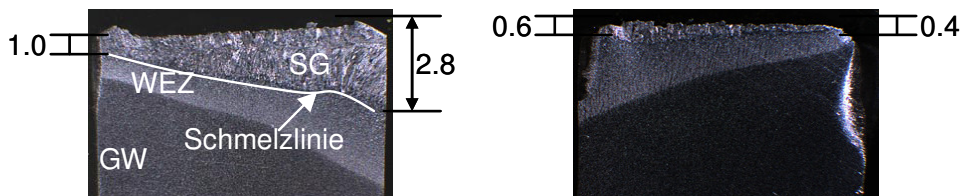
## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Bruchmechanikproben mit der HLSV werden zunächst die gleichen Parameter wie bei den gekerbten Rundzugproben eingesetzt. Dies bedeutet, dass die Abnahme der Wabengröße von dem GW zum SG für den Stahl S355 über die Wahl der Elementgröße  $l_y$  von 0.6mm für GW und 0.25mm für SG und nicht durch die Einbeziehung des Parameters  $f_n$  erfasst wird. Durch den Vergleich zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen soll anschließend überprüft werden, ob das Bruchverhalten von Bruchmechanikproben mit der HLSV auch ohne den Parameter  $f_n$  beschrieben werden kann.



**Bild 5.21:** Bruchflächen der 0.4C(T) Proben für S355-12I, GW (links) und SG (rechts)

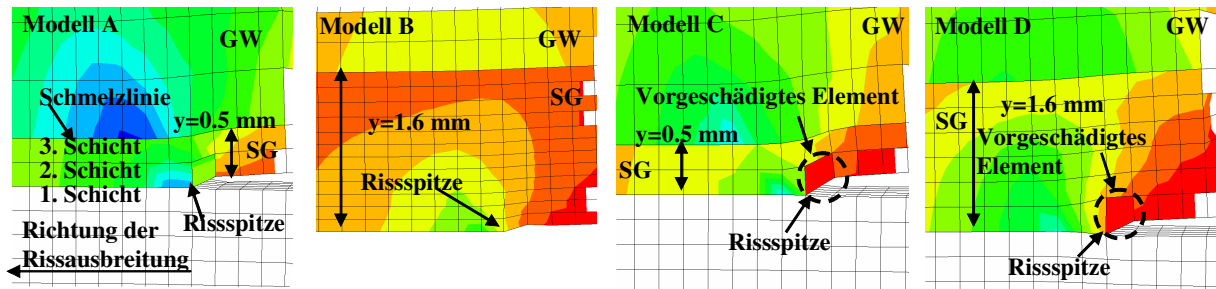
Die nachträgliche Anätzung der gebrochenen Probenteile zeigt, dass sich der Ermüdungsanriss nur bei einer Probe wie ursprünglich geplant in der Schweißgutmitte befindet. Bei allen anderen 5 Proben ist der Anriss zwischen 0.4 und 0.6mm von der Schmelzlinie entfernt. **Bild 5.22** zeigt die beiden restlichen Teile einer 0.4C(T) Probe mit genauer Lage des Anrisses bezüglich der Schmelzlinie.



**Bild 5.22:** Die gebrochenen Reststücke der 0.4C(T) Probe mit HLSV

Die numerischen Berechnungen werden an den 3D-Modellen der 0.4C(T) Proben für 4 unterschiedliche Konfigurationen mit dem kommerziellen FE-Programm ABAQUS durchgeführt. Das FE-Modell der 0.4C(T) Probe aus dem homogenen GW wird unter Ausnutzung der Symmetriebedingungen in der Längs- und Dickenrichtung erzeugt und stellt somit nur ein Viertel der gesamten Probe dar. Die 4 unterschiedlichen Modelle der 0.4C(T) Probe mit der HLSV sind im **Bild 5.23** zu sehen. Um die numerischen und experimentellen Daten vergleichen zu können, werden 2 FE-Modelle A und C mit der asymmetrischen Lage des Ermüdungsanrisses bezüglich der Schweißnahtgeometrie generiert. Mit der vereinfachten numerischen Darstellung der Schweißnaht kann nur ein konstanter Abstand des Anrisses von der Schmelzlinie gewählt werden. Dieser Abstand beträgt 0.5mm ( $y=0.5\text{mm}$ ) und entspricht ungefähr dem mittleren Wert der nachträglich gemessenen Abstände des Anrisses von der Schmelzlinie bei den Versuchsproben. Anstelle eines Viertels wird die Hälfte der gesamten Probe mit den beiden FE-Modellen A und C dargestellt, da aufgrund der asymmetrischen Risslage nur die Symmetrie in der Dickenrichtung berücksichtigt werden kann. Der einzige

Unterschied zwischen den Modellen A und C besteht in dem Element hinter der Rissspitze. Bei dem Modell C ist dieses Element im Gegensatz zu dem Modell A bereits vorgeschädigt.



**Bild 5.23:** Unterschiedliche Modelle für 0.4C(T) Probe aus S355-12I

Zusätzlich werden 2 weitere FE-Modelle B und D der 0.4C(T) Probe mit dem Ermüdungsanriss in der Mitte der Schweißnaht ( $y=1.6\text{mm}$ ) erstellt, um die Auswirkungen der veränderten Risslage auf die Rissinitiierung und das Risswachstum bewerten zu können. Da sich der Riss in der Schweißnahtmitte befindet, werden bei dem Modell B beide Symmetriebedingungen ausgenutzt. Um klären zu können, ob die gleiche Art der Modellierung mit vorgeschädigtem Element auch auf die Probe mit dem Riss in der Schweißnahtmitte angewendet werden kann, wird zusätzlich das Modell D betrachtet, das sich vom Modell C nur in der Lage des Ermüdungsanrisses mit  $y=1.6\text{mm}$  unterscheidet.

Die Ergebnisse der numerischen Berechnung werden mit den Versuchsdaten in Bezug auf Last-Verformungs- und Risswiderstandsverhalten für die 0.4C(T) Proben aus dem homogenen GW und mit der HLSV verglichen.

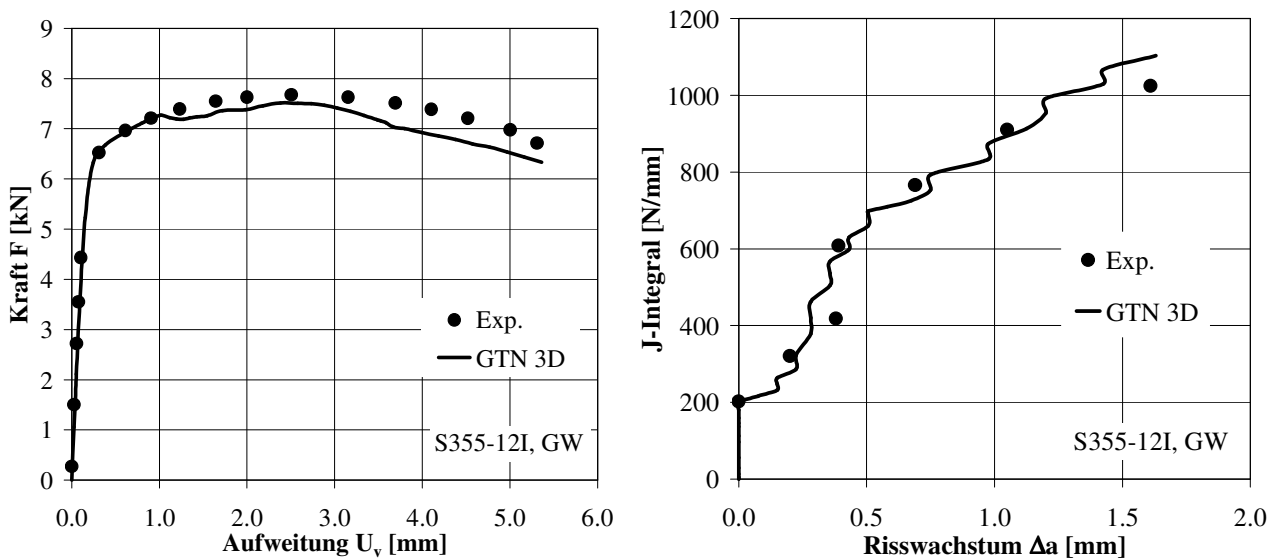
Sehr gute Übereinstimmung wird zwischen den experimentellen und numerischen Kurven für die Proben aus dem GW erzielt, s. **Bild 5.24**. Für die Proben mit der HLSV werden die numerischen Ergebnisse den Versuchsdaten getrennt je nach dem Abstand der Risslage zur Schmelzlinie gegenübergestellt. Die Modelle A und C mit  $y=0.5\text{mm}$  können die Last-Verformungskurve mit großer Genauigkeit wiedergeben, s. **Bild 5.25**.

Der experimentelle Risswiderstand wird durch die Mehrprobenmethode bestimmt. Davon weisen 5 Proben, wie bereits gezeigt, einen Abstand der Risslage zur Schmelzlinie von  $y=0.5\text{mm}$  auf und nur bei einer Probe befindet sich der Riss genau in der Schweißnahtmitte ( $y=1.6\text{mm}$ ). Im Gegensatz zu dem Modell C, mit dem sowohl die experimentell bestimmte Rissinitiierung als auch das Risswiderstandsverhalten relativ gut wiedergegeben werden, überschätzt das Modell A die Rissinitiierung deutlich, mit einer Abweichung von mehr als 72%. Der Grund für diese in der Wirklichkeit nicht existierende Zähigkeitserhöhung, ist die erhöhte Energiedissipation beim Schädigungsprozess, der gleichzeitig in den zwei benachbarten Elementen an der Rissspitze in der ersten und der zweiten Schicht stattfindet, s. **Bild 5.23**. Im Vergleich zum Schädigungsvorgang ausschließlich in einer Schicht, steigt der Risswiderstand durch die gleichzeitige Schädigung in zwei Elementen mit der Größe  $l_y$  an der Rissspitze an, der jetzt zur zweifachen Elementgröße  $l_y$  proportional ist. Nach der Rissinitiierung setzt sich der Schädigungsprozess in der zweiten Schicht fort, die näher zum Grundwerkstoff liegt. Der Grund dafür liegt in der verstärkten Tendenz zum Rissauswandern in die Richtung Grundwerkstoff mit dem kleineren Abstand  $y=0.5\text{mm}$  des

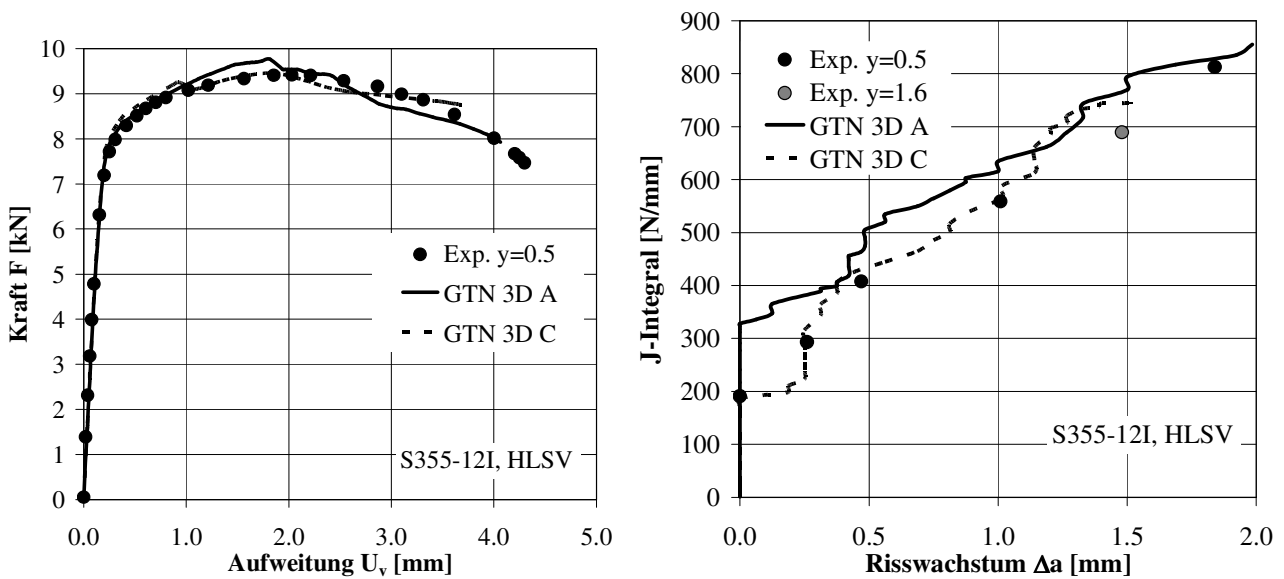
## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Ermüdungsrisses zur Schmelzlinie. Mit der Vorschädigung des Elements in der zweiten Schicht hinter der Risspitze, bei dem Modell C, wird die Rissinitiierung in der zweiten Schicht erzwungen. Diese Vorschädigung bewirkt einen deutlichen Abfall des Rissinitiierungswertes und eine bessere Übereinstimmung mit der experimentellen Risswiderstandskurve im Vergleich zum Modell C bis  $\Delta a = 0.5 \text{ mm}$ . Für eine Risslänge  $\Delta a > 0.5 \text{ mm}$  sind nur geringfügige Abweichungen der beiden Modelle zu den Versuchsergebnissen festzustellen.

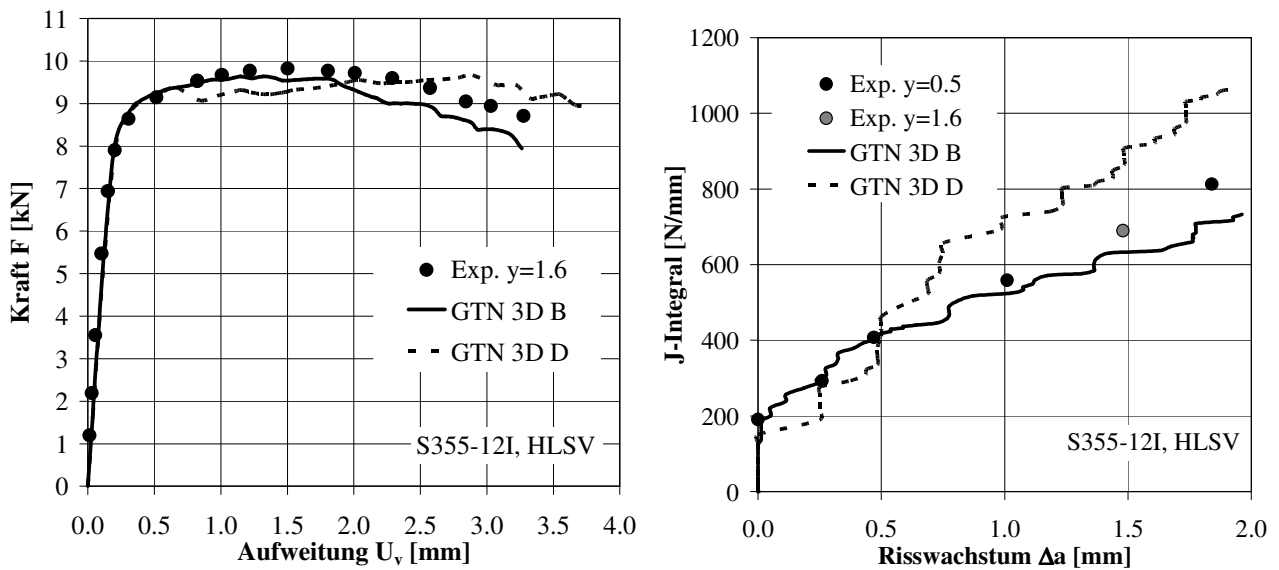
Für die Modelle B und D, die die 0.4C(T) Probe mit dem Anfangsriss in der Schweißnahtmitte darstellen, werden ähnliche Ergebnisse erwartet. Der Vergleich zwischen diesen beiden Modellen zeigt jedoch deutliche Unterschiede besonders bezüglich des Risswiderstandsverhaltens, s. **Bild 5.26**. Mit dem Modell D wird eine um ca. 20% niedrigere Rissinitiierung als mit dem Modell B bestimmt. Dies ist auf die Vorschädigung des Elements beim Modell D zurückzuführen, wodurch im Vergleich zum Modell B die Rissöffnung nicht von der Steifigkeit des Elements hinter der Risspitze (sog. „Klammereffekt“) beeinflusst wird. Für die Risslängen  $\Delta a > 0.5 \text{ mm}$  ergeben sich mit dem Modell D wesentlich höhere Risswiderstandswerte. Trotz unterschiedlicher Lage des Anfangsrisses bei den Proben im Versuch und der Simulation stimmen experimentelles und mit dem Modell B bestimmtes Risswiderstandsverhalten gut überein. Bezüglich des Last-Verformungsverhaltens kann das Modell B die experimentellen Ergebnisse besser wiedergeben als das Modell D. Diese Ergebnisse zeigen, dass die numerische Beschreibung des Bruchverhaltens von den HLSV nicht nur von den eingesetzten Schädigungsparametern sondern auch dem gewählten FE Modell abhängt.



**Bild 5.24:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für S355-12I, GW



**Bild 5.25:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für S355-12I, HLSV, Modelle A und C



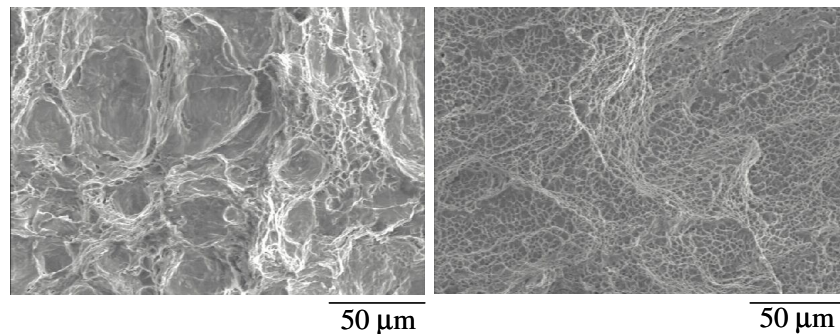
**Bild 5.26:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für S355-12I, HLSV, Modelle B und D

Für alle anderen Stähle, bei denen zusätzlich der Parameter  $f_n$  zur Beschreibung der Entstehung von sekundären Hohlräumen eingeführt wird, erfolgt die Überprüfung der Parameter mittels numerischen Berechnungen an den 2D und 3D FE Modellen von seitengekerbten C(T)-Proben. Die Berechnungen an den 2D Modellen werden mit der Vorgabe eines ebenen Dehnungszustandes durchgeführt. Da sich der Riss bei allen Proben in der Mitte der Schweißnaht befindet, wird davon ausgegangen, dass der Abstand des Anfangsrisses zur Schmelzlinie zu groß für das Auftreten des Rissauswanderns ist. Für alle untersuchten Werkstoffe werden zunächst 2D und 3D FE-Modelle unter Ausnutzung der Symmetrie in der Dicken- und Längsrichtung erstellt. Das 3D-Modell entspricht demnach dem Modell B im **Bild 5.23**.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

---

Die Ergebnisse der REM Analyse der Bruchflächen für GW und HLSV des Stahls EH36-15I sind in **Bild 5.27** zu sehen. Die auf der Bruchfläche des GW identifizierten größeren primären Hohlräume liegen im Größenbereich von 20 bis 70 $\mu\text{m}$ . Zwischen diesen Hohlräumen befindet sich jeweils ein Saum kleiner Poren, die eine Größe von maximal 5 $\mu\text{m}$  aufweisen. Homogen verteilte feine sekundären Poren mit der Größe zwischen 1 und 5 $\mu\text{m}$  prägen die Bruchfläche des SG. Im Vergleich zu GW sind auf dieser Bruchfläche keine größeren primären Hohlräume festzustellen. Um dieses Bruchverhalten mit dem Schädigungsmodell wiedergeben zu können, müsste für den GW eine höhere Anfangsporosität  $f_0$  und ein niedrigerer Anteil an sekundären Hohlräumen  $f_n$  als für das SG gewählt werden. Die metallographischen Untersuchungen zeigen aber, dass keine für die Schädigungsanalyse maßgebenden Unterschiede in der Anfangsporosität und dem Parameter  $f_n$  zwischen dem GW und dem SG vorliegen, s. **Tabelle 5.6**. Deshalb wird der Unterschied im Bruchverhalten zwischen den beiden Werkstoffphasen wie bei dem Werkstoff S355 über die Wahl einer entsprechenden Elementgröße, die für GW  $l_y=0.6\text{mm}$  und für SG  $l_y=0.2\text{mm}$  beträgt, erfasst.



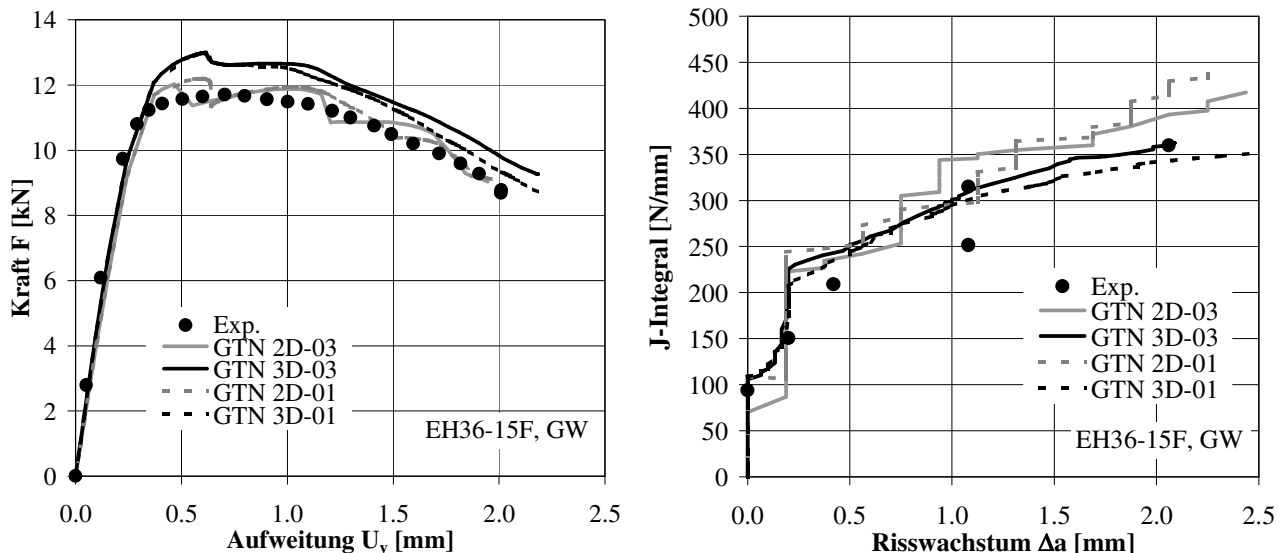
**Bild 5.27:** Bruchflächen der 0.5C(T) Proben für EH36-15F, GW (links) und EH36-15I, SG (rechts)

Das **Bild 5.28** zeigt den Vergleich zwischen den numerischen und experimentellen Ergebnissen für das Last-Verformungs- und Risswiderstandsverhalten für den Grundwerkstoff des EH36-15F in Abhängigkeit von dem gewählten Modell und der charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n=0.1$  und 0.3. Mit der gewählten Elementgröße  $l_y$  von 0.6mm wird die experimentelle Last-Aufweitungskurve mit dem 2D Modell relativ gut wiedergegeben, während die 3D-Modellierung ein etwas höheres Lastniveau liefert. Wie bereits bei den Versuchen an den gekerbten Rundzugproben festgestellt, ist der Einfluss des Parameters  $\varepsilon_n$  auf das globale Last-Verformungsverhalten im Bereich von 0.1 und 0.3 nur geringfügig.

Im Hinblick auf die duktile Rissinitiierung wird dahingegen mit dem 2D Modell für  $\varepsilon_n=0.1$  ein um ca. 55% höherer Rissinitiierungswert ( $J_i=108.9\text{N/mm}$ ) ermittelt als für  $\varepsilon_n=0.3$  ( $J_i=70.2\text{N/mm}$ ). Mit weiterem Rissfortschritt verringert sich die Auswirkung von  $\varepsilon_n$  auf das Risswiderstandsverhalten. Für  $\varepsilon_n=0.1$  sind kaum Unterschiede zwischen dem 2D und 3D Modell bezüglich der Rissinitiierung und des Risswiderstands bis  $\Delta a=1.0\text{mm}$  festzustellen. Für Risslängen größer als 1.0mm wird ein höherer Risswiderstand mit dem 2D Modell unabhängig von dem Parameter  $\varepsilon_n$  berechnet. Im Gegensatz zum 2D Modell zeigt das 3D Modell keine Auswirkung des Parameters  $\varepsilon_n$  auf die Rissinitiierung und den Risswiderstand. Die Rissinitiierung bei dem 3D Modell findet genau wie bei den Experimenten in der Probenmitte statt.



Grundsätzlich kann mit dem Schädigungsmodell und den ermittelten Parametern sowohl das Last-Verformungs- als auch das Risswiderstandverhalten für den GW des Stahls EH36-15F gut beschrieben werden.



**Bild 5.28:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für EH36-15F, GW

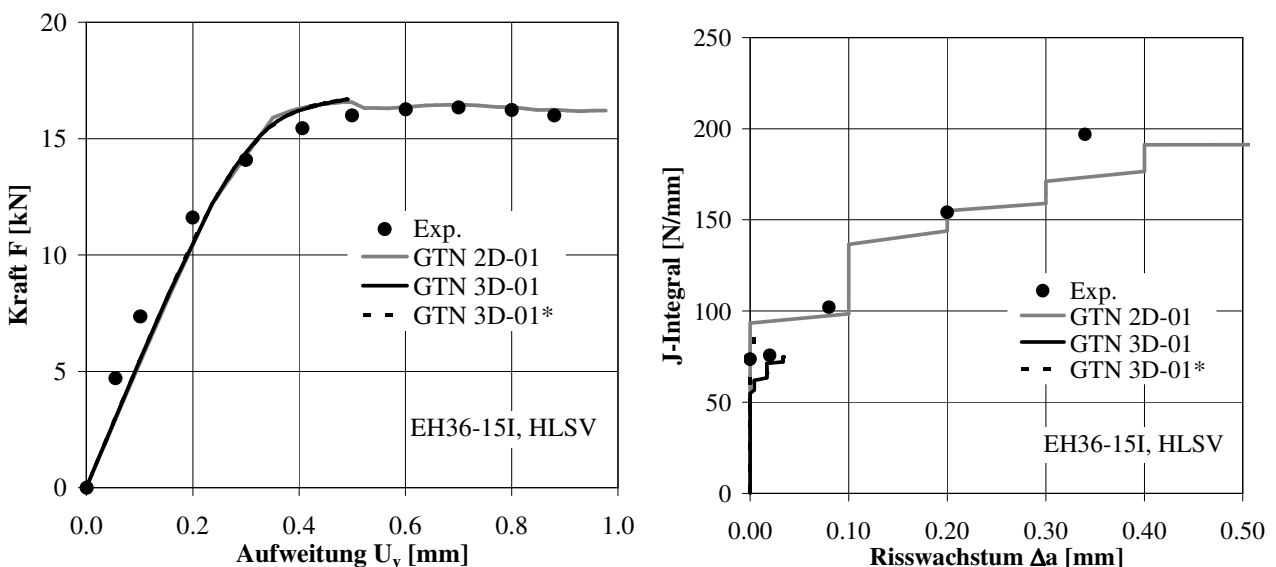
Bei der Anwendung des Schädigungsmodells zur Bestimmung des Bruchverhaltens von 0.5C(T) Proben mit der HLSV treten zum ersten Mal größere Konvergenzprobleme auf. Die Verkleinerung der Elementgröße, die Erhöhung des Streckgrenzenverhältnisses und die Anwendung der Parameter  $f_n$ ,  $\varepsilon_n$  und  $s_n$  führen zum früheren Erscheinen dieser Probleme in der Belastungsgeschichte. Stabilität der Schädigungsberechnung kann mit dem 2D Modell („GTN 2D-01“) für die ermittelten Parameter und  $\varepsilon_n=0.1$  erreicht werden, s. **Bild 5.29**. Wird das 3D Modell („GTN 3D-01“) mit gleichen Parametern wie für das 2D Modell verwendet, so bricht die Rechnung kurz nach Rissinitiierung ab.

Im Gegensatz zum GW werden mit dem 2D und 3D Modell für  $\varepsilon_n=0.1$  deutlich unterschiedliche Initiierungswerte ermittelt. Der Initiierungswert ist für das 3D Modell ( $J_i=57\text{N/mm}$ ) um ca. 60% niedriger als für das 2D Modell ( $J_i=93\text{N/mm}$ ), wobei der experimentelle Wert genau zwischen diesen beiden Werten liegt ( $J_i=73\text{N/mm}$ ). Der Grund für diesen großen Unterschied im Vergleich zum GW ist der Initiierungsort, der sich bei 0.5C(T) Proben mit der HLSV nicht mehr in der Probenmitte sondern in der Nähe des freien Probenrandes befindet. Die Auswertung der Risslängen bei den geprüften Proben bestätigt eine bevorzugte Rissausbreitung am Probenrand. Der Spannungszustand bei den 2D Proben, der durch hohe Mehrachsigkeit charakterisiert wird, ähnelt dem Spannungszustand in der Probenmitte bei den 3D Proben. Mit der Entfernung von der Mitte in Richtung Rand ändert sich der Spannungszustand zunehmend und somit auch das Niveau der Mehrachsigkeit. Die höchste Mehrachsigkeit liegt in der Probenmitte vor, während sich die geringste Mehrachsigkeit zwischen  $h=1.0$  und  $2.0$  am freien Rand zeigt. Die kritische Porosität  $f_c$ , die mit Zellmodellrechnungen bei  $h=2$  bestimmt wird, ist für den Spannungszustand in der Randnähe zu niedrig und führt zum frühzeitigen Versagen der Elemente. Mit der Wahl des Parameters  $f_c$  bei einer niedrigeren Mehrachsigkeit von  $h=1.5$  für die am freien Rand liegende Elementschicht („GTN 3D-01\*“) wird auch ein höherer

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

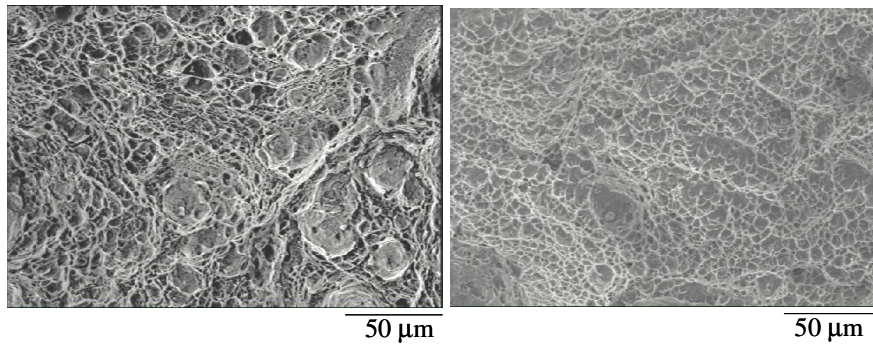
Initiierungswert von  $J_i=79.8\text{N/mm}$  erzielt, der mit dem experimentellen Wert besser übereinstimmt. Dieses Beispiel demonstriert deutlich, dass die Abhängigkeit der kritischen Porosität  $f_c$  von der Mehrachsigkeit im Rahmen der Schädigungsberechnung mit den Parametern für die Bildung von sekundären Hohlräumen zu berücksichtigen ist. Die Übertragung der Schädigungsparameter von einer Probengeometrie auf die andere ist ohne Kenntnis dieser Abhängigkeit nicht möglich.

Die experimentelle Risswiderstandskurve, die für die HLSV mit schmalen Spalt (EH36-15F, HLSV) bestimmt wird, zeigt bis auf einen etwas höheren Initiierungswert von  $J_i=102\text{N/mm}$  eine gute Übereinstimmung mit der Risswiderstandskurve für HLSV mit Nullspalt (EH36-15I, HLSV). Der maximal bestimmte Rissfortschritt für beide Kurven liegt bei ca. 0.4mm, da alle untersuchten Proben aufgrund der Instabilität nach einem bestimmten Rissfortschritt kleiner als 0.4mm versagen. Die Entfernung der Seitenkerben führt zum Auswandern des Risses in den GW nach Fortschritt von  $\Delta a \approx 1.0\text{mm}$ , wodurch der Risswiderstand deutlich ansteigt.



**Bild 5.29:** Last-Aufweitungs- und Risswiderstandskurve für EH36-15I, HLSV

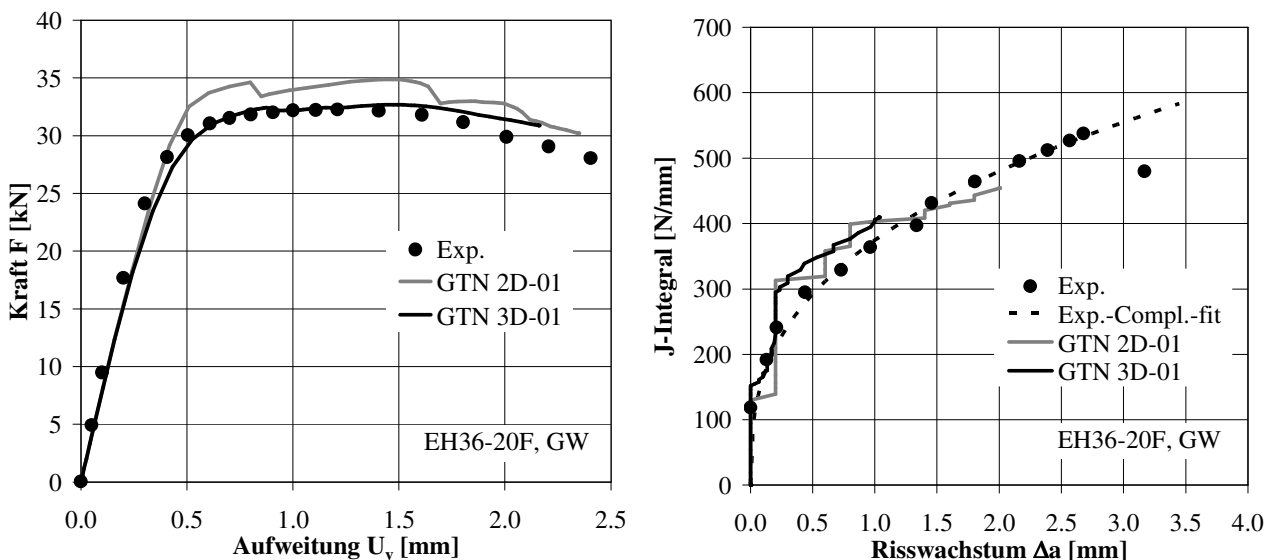
Die Bruchflächen des GW für EH36-20F und des SG für EH36-20I zeigen ähnliche Wabenstruktur, die durch viele zusammenhängende sekundäre Hohlräume gekennzeichnet ist, die durch wenige primäre Hohlräume unterbrochen wird. Der Unterschied zwischen diesen Bruchflächen besteht darin, dass keine klare Trennung zwischen primären und sekundären Hohlräumen beim GW zu erkennen ist, da die Hohlräume in fast allen Größen zwischen 1 und  $40\mu\text{m}$  vorliegen. Eine mögliche Trennung könnte z.B. mit einer Größe von  $10\mu\text{m}$  festgelegt werden. Bei dem SG sind primäre und sekundäre Hohlräume deutlicher voneinander zu trennen. Die primären Hohlräume weisen eine Größe zwischen 20 und  $30\mu\text{m}$  und die sekundären zwischen 2 und  $8\mu\text{m}$  auf.



**Bild 5.30:** Bruchflächen der 0.8C(T) Proben für EH36-20F, GW (links) und EH36-20I, SG (rechts)

Für den GW als auch die HLSV des Stahls EH36-20 werden sowohl im Vergleich zu EH36-15 höhere Initiierungs- und Risswiderstandswerte ermittelt, s. **Bild 5.31** und **Bild 5.32**.

Zur Ermittlung der Risswiderstandskurve für den GW wird neben der Mehrprobenmethode die Compliance-Methode („Exp.-Compl.-fit“) verwendet. Der Vorteil dieser Methode liegt darin, dass nur eine Probe erforderlich ist, um den kompletten Risswiderstandsverlauf zu bestimmen. Die aus der Compliance-Methode resultierenden Risswiderstandswerte korrespondieren gut mit den Ergebnissen aus der Mehrprobenmethode, s. **Bild 5.31**. Das 3D Schädigungsmodell gibt die Last-Aufweitungskurve mit großer Genauigkeit wieder, überschätzt aber mit  $J_i=152\text{N/mm}$  deutlich die experimentelle Rissinitiierung von  $J_i=119\text{N/mm}$ . Mit dem 2D Modell ergibt sich ein etwas höheres Lastniveau, allerdings passt die Rissinitiierung mit  $J_i=132\text{N/mm}$  besser zum Versuchswert. Die Initiierung tritt wie beim GW des Stahls EH36-15 in der Probenmitte auf. Die Risswiderstandskurve kann mit beiden Modellen gut beschrieben werden.

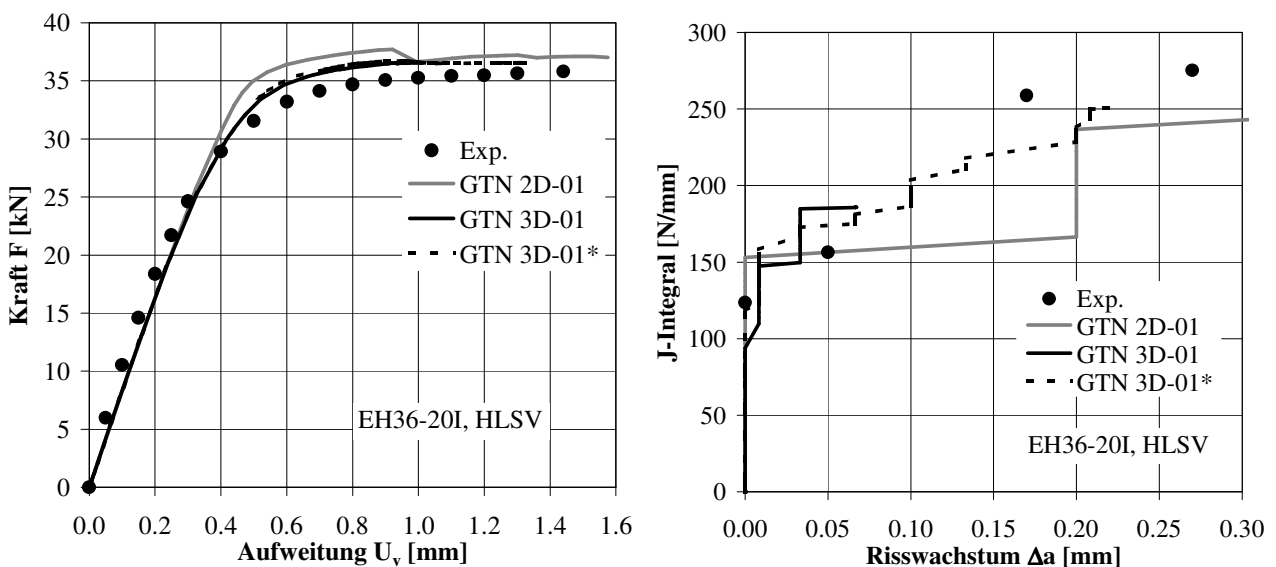


**Bild 5.31:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für EH36-20F, GW

Der Unterschied zwischen 2D („GTN 2D-01“) und 3D Modell („GTN 3D-01“), der bereits bei der Modellierung des Bruchverhaltens für die HLSV des Stahls EH36-15 festgestellt wird, tritt auch für die HLSV des Stahls EH36-20 auf, s. **Bild 5.32**. Der experimentelle Initiierungswert  $J_i=124\text{N/mm}$  befindet

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

sich genau zwischen den beiden mit 2D und 3D Modell numerisch bestimmten Initiierungswerten von  $J_i=153\text{N/mm}$  und  $J_i=94\text{N/mm}$ . Der Grund für diesen Unterschied ist der gleiche wie für die HLSV des Stahls EH36-20I. Bei dem 3D Modell versagt zunächst das Element vor der Risspitze am seitengekerbten Probenrand und erst anschließend das Element in der Probenmitte. Wird eine kritische Porosität bei einer Mehrachsigkeit von  $h=1.5$  für die Elemente am freien Rand eingesetzt („GTN 3D-01\*“), so kann eine Erhöhung des Initiierungswertes auf  $J_i=118\text{N/mm}$  und somit auch eine verbesserte Abschätzung des experimentelles Wertes erzielt werden. Da sich der Riss nach der Initiierung in der Probenmitte ausbreitet, wird der Unterschied zwischen den beiden 3D Modellen bis zu einem Rissfortschritt von  $0.07\text{mm}$  geringer. Wird der Winkel der Seitenkerbung von  $42^\circ$  auf experimentell vorliegende  $30^\circ$  verändert, so wird keine Auswirkung weder auf den Initiierungsort noch auf den Risswiderstand beobachtet. Mit der Rissausbreitungslänge von  $\Delta a=0.2\text{mm}$ , das der Elementgröße  $l_x$  in der Rissausbreitungsrichtung entspricht, zeigt das 2D Modell bei der Darstellung des Risswiderstandes bis  $\Delta a=0.3\text{mm}$  einen großen Sprung von  $\Delta J=70\text{N/mm}$ , der bei den 3D Modellen aufgrund der unterschiedlichen Rissausbreitung entlang der Probendicke nicht auftritt. Die maximal in den Versuchen gemessene Risslänge beträgt  $0.3\text{mm}$ , da alle untersuchten Proben dann ein instabiles Versagen zeigen. Aus diesen Gründen ist es auch nicht möglich, einen genauen weiteren Versuchverlauf des Risswiderstandes zu bestimmen.

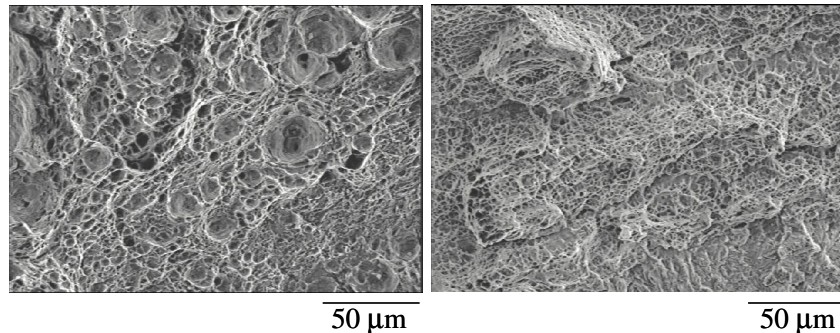


**Bild 5.32:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für EH36-20I, HLSV

Ein Risswiderstandsverlauf kann für die HLSV mit dem schmalen Spalt (EH36-20F, HLSV) ebenfalls nicht ermittelt werden, da das Instabilitätsversagen bei den 0.8C(T) Proben bereits kurz nach der Initiierung auftritt. Der Initiierungswert für die HLSV mit dem schmalen Spalt ist mit  $J_i=139\text{N/mm}$  etwas höher als für die HLSV mit dem Nullspalt.

Die Bruchflächen für den GW und das SG des Stahls RQT701-15I zeigen eine typische duktile Wabenstruktur, s. **Bild 5.33**. Diese Wabenstruktur ist beim GW durch größere, primäre Poren mit dem maximalen Durchmesser zwischen  $20$  und  $40\mu\text{m}$  und feineren Poren, die in der Größe stark streuen, charakterisiert. Die größeren Poren sind nicht homogen verteilt sondern hängen meistens in Gruppen zusammen. Diese Gruppenanordnung von primären Hohlräumen entspricht den metallographisch

identifizierten Clustern von größeren Einschlüssen, aus denen sich die primären Hohlräume bilden. Die Bruchfläche des SG enthält sehr feine homogen verteilte Poren mit dem maximalen Durchmesser zwischen 2 und 5  $\mu\text{m}$  ohne Unterbrechung durch größere Hohlräume. Wie die metallographische Analyse bereits zeigen konnte, entwickeln sich die kleinen Poren an den Stellen mit ausgeschiedenem Eisenkarbiden und den kleineren Partikeln, die besonders in der Decklage der Schweißnaht stark vertreten sind.



**Bild 5.33:** Bruchflächen der 0.5C(T) Proben für RQT701-15I, GW (links) und SG (rechts)

Das Schädigungsverhalten des hochfesten und vergüteten Stahls RQT701-15I ist in **Bild 5.34** und **Bild 5.35** für GW und HLSV dargestellt. Das **Bild 5.34** enthält zusätzlich die Ergebnisse (GTN 2D-01\*), die sich aus den Berechnungen mit dem 2D Modell und einem  $\kappa$ -Faktor von 4 ergeben.

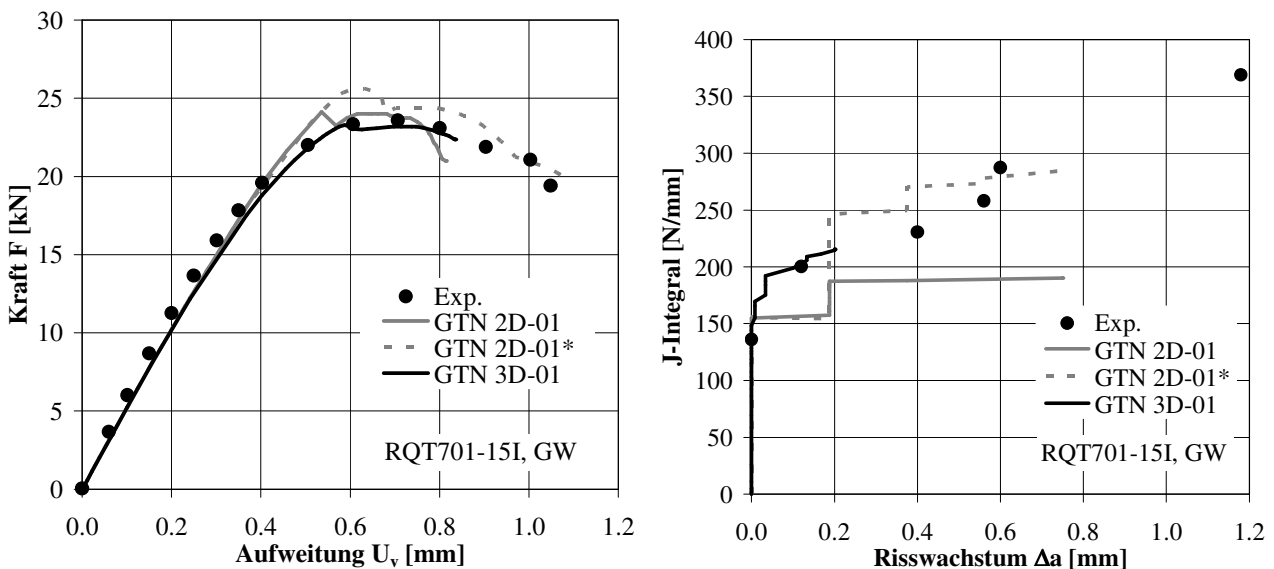
Das experimentelle Last-Aufweitungsverhalten von 0.5C(T) Proben aus dem GW kann sowohl vom 2D als auch dem 3D Modell relativ gut wiedergegeben werden. Der erste Lastabfall im 2D Modell bei 0.5mm Aufweitung ist auf das Versagen des Elements direkt hinter der Anfangsrisspitze zurückzuführen. Auch in dem 3D Modell wird die maximale Schädigung in dem Element hinter der Risspitze erreicht, bevor der Riss an der Probenoberfläche initiiert. Je größer dieses Element ist, umso größer ist die Behinderung der Rissöffnung durch die Elementsteifigkeit, die in der Realität nicht existiert. Diese sog. „Klammereffekt“ wurde bereits in [STE99] beobachtet. Durch die Zuweisung des maximalen Wertes der Schädigung zu den bestimmten Integrationspunkten kann das Element hinter der Risspitze a priori vorgeschädigt und der „Klammereffekt“ aufgehoben werden, s. **Bild 5.23**. Wird die Vorschädigung nicht durchgeführt sondern lediglich die Schädigungsparameter des SG zugewiesen, so hängt der Zeitpunkt des Versagens des Elements hinter der Risspitze im Hinblick auf die Rissinitiierung von den Parametern und dem Spannungszustand ab. Bei hohen  $f_n$  Werten und niedriger charakteristischen Dehnung  $\varepsilon_n$ , wie bei diesem Stahl, geht die Schädigung im Element hinter der Risspitze aufgrund der ansteigenden plastischen Verformung der Rissinitiierung voran.

Bis auf die Rissinitiierung, die mit ca. 160 N/mm um 15% höher als der experimentell bestimmte  $J_i$  Wert ist, ergeben sich für den GW deutliche Unterschiede zwischen 2D und 3D Modell im Bezug auf das Risswiderstandsverhalten. Nach der Rissinitiierung zeigt das 2D Modell eine wesentlich flachere R-Kurve bedingt durch die hohe Mehrachsigkeit und den Parameter  $\kappa=6$  als das 3D Modell. Wird  $\kappa$  auf 4 reduziert, so steigt der Risswiderstand um fast 50 N/mm nach der Rissinitiierung, (GTN-2D-01\* im **Bild 5.34**). Im Gegensatz zu  $\kappa=6$  wird bei  $\kappa=4$  kein Versagen des Elements hinter der Risspitze vor der Rissinitiierung beobachtet. Demnach findet die verstärkte Schädigungsentwicklung zunächst in dem ersten Element vor der Risspitze statt, in dem die maximale Schädigung sehr bald nach der kritischen

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Porosität erreicht wird. Mit steigendem Risswachstum verlangsamt sich der Prozess der Schädigung nach dem Erreichen von  $f_c$  aufgrund der abfallenden Mehrachsigkeit. Diese Verlangsamung erfährt auch das Element vor der Rissspitze bei  $\kappa=6$ , das an bereits geschädigte Elemente angrenzt. Dies hat zur Folge, dass sich die Werte der Rissinitiierung für  $\kappa=4$  und 6 trotz des höheren Schädigungsniveaus für  $\kappa=6$  bis zu  $f_c$  kaum voneinander unterscheiden.

Bei dem 3D Modell für den GW des Stahls RQT701-15I startet der Riss an der Probenoberfläche und setzt sich anschließend in der Probenmitte fort. Der numerisch ermittelte Rissverlauf über die Probendicke weist eine gute Übereinstimmung mit dem Rissverlauf der Versuchsprobe. An der Probenoberfläche wird ein leicht stärkeres Risswachstum als in der Probenmitte deutlich. Das numerisch maximal erreichte Risswachstum beträgt nur 0.2mm aufgrund des Konvergenzproblems, das zum Rechnungsabbruch führt. Neben dem geschädigten Element vor der Rissspitze haben mindestens 3 weitere Elemente in der Probenmitte die kritische Porosität erreicht, so dass sie fast alle gleichzeitig versagen würden, wäre die weitere Zunahme der Verformung möglich. Diese Schädigungsentwicklung ist charakteristisch für die gewählten Parameter. Mit genügend großem  $\varepsilon_n$  und kleinerem  $f_n$  wird der Prozess der Schädigung durch das allmähliches Versagen der Elemente im Ligament gekennzeichnet, die nacheinander kritische Porosität und die maximale Schädigung erreichen.

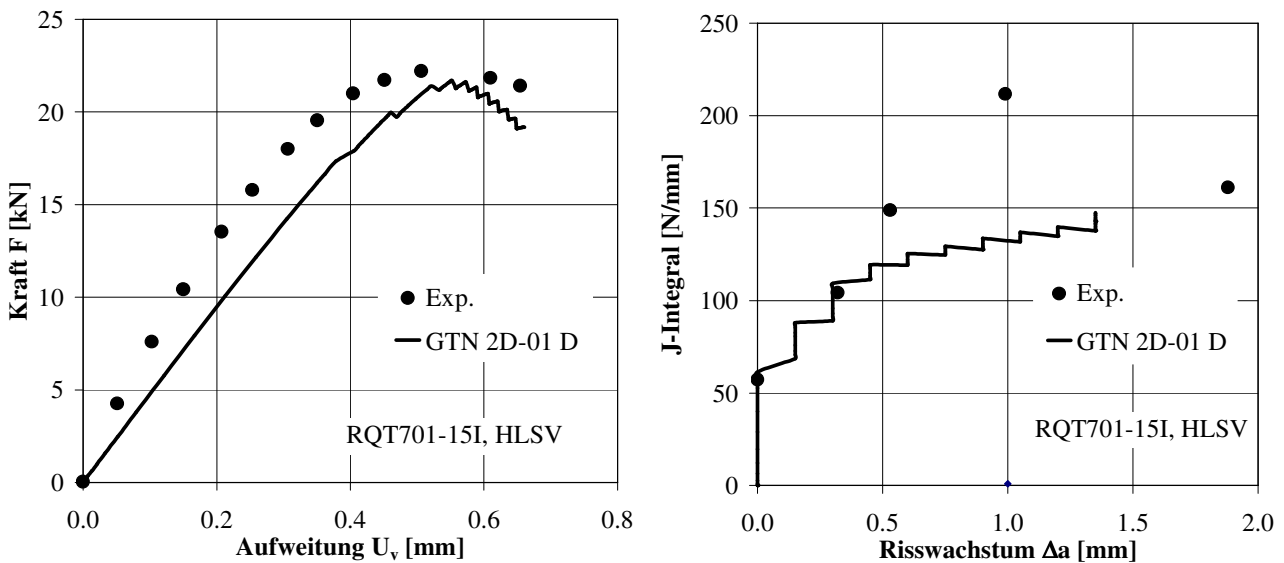


**Bild 5.34:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für RQT701-15I, GW

Im Vergleich zum GW zeigen die experimentellen 0.5C(T) Proben mit der HLSV ein niedrigeres Last- und auch Risswiderstandsniveau, s. **Bild 5.35**. Der Grund für diese Abnahme des Lastniveaus bei den 0.5C(T) Proben trotz der Overmatching Schweißverbindung liegt in der verstärkten Schädigungsentwicklung durch die zunehmende Entstehung von sekundären Hohlräumen mit der plastischen Verformung. Für die numerische Analyse des Bruchverhaltens der HLSV des Stahls RQT701-15I wird ein 2D Modell ohne Ausnutzung der Symmetrie in der Längsrichtung und mit dem vorgeschädigten Element analog zum Modell D in **Bild 5.23** verwendet. Nur mit diesem Modell ist es möglich, die Schädigungsanalyse ohne größere Konvergenzprobleme durchzuführen.

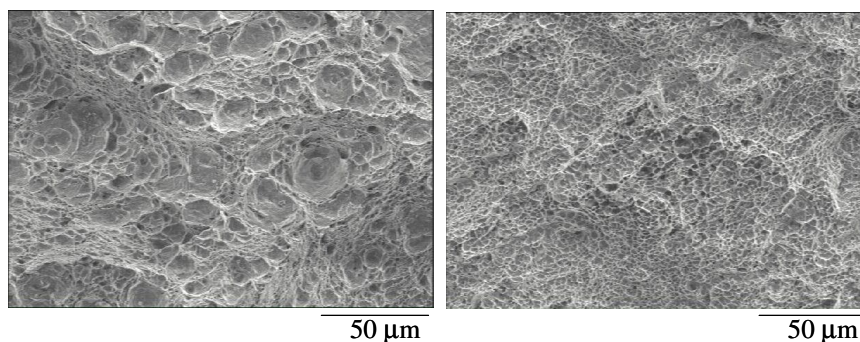
## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Die numerische Last-Verformungskurve weist eine niedrigere Steifigkeit im elastischen Bereich als die Versuchskurve auf. Nach dem Erreichen des maximalen Wertes fällt die numerische Kraft mit steigender Aufweitung rapide ab, s. **Bild 5.35**. Beim Risswiderstandverhalten wird eine gute Übereinstimmung zwischen Numerik und Versuchsdaten für die Rissinitiierung und den Risswiderstand bis  $\Delta a=0.3\text{mm}$  erzielt. Die Rissinitiierung aus der Schädigungssimulation ist mit  $J_i=61.4\text{N/mm}$  um ca. 7.6% höher als der experimentelle Wert  $J_i=57\text{N/mm}$ . Mit steigendem Risswachstum ( $\Delta a>0.3\text{mm}$ ) schreitet der Schädigungsprozess im numerischen 2D-Modell stärker als in der Realität fort, da die Veränderungen des Spannungszustandes mit dem 2D Modell nicht mehr genau beschrieben werden können. Allerdings zeigt der experimentell Risswiderstand, der mit der Mehrprobenmethode bestimmt wird, bei größeren Risslängen starke Streuung.



**Bild 5.35:** Last-Aufweitungs- und die Risswiderstandskurve für RQT701-15I, HLSV, Modell D

Die Bruchflächen für den GW und das SG der Stähle RQT701-15 und RQT701-20 zeigen eine große Ähnlichkeit bei der Morphologie und der Struktur der Waben, s. **Bild 5.33** und **Bild 5.36**. Die Bruchfläche für den GW besteht zum größten Teil aus primären Hohlräumen mit Größen zwischen 10 und  $30\mu\text{m}$ . Diese Hohlräume grenzen entweder direkt aneinander oder sind über die sekundären Hohlräume miteinander verbunden. Die Bruchfläche für das SG enthält keine primären Hohlräume sondern setzt sich aus gleichmäßig verteilten sekundären Hohlräumen mit Größen zwischen 2 und  $8\mu\text{m}$  zusammen.

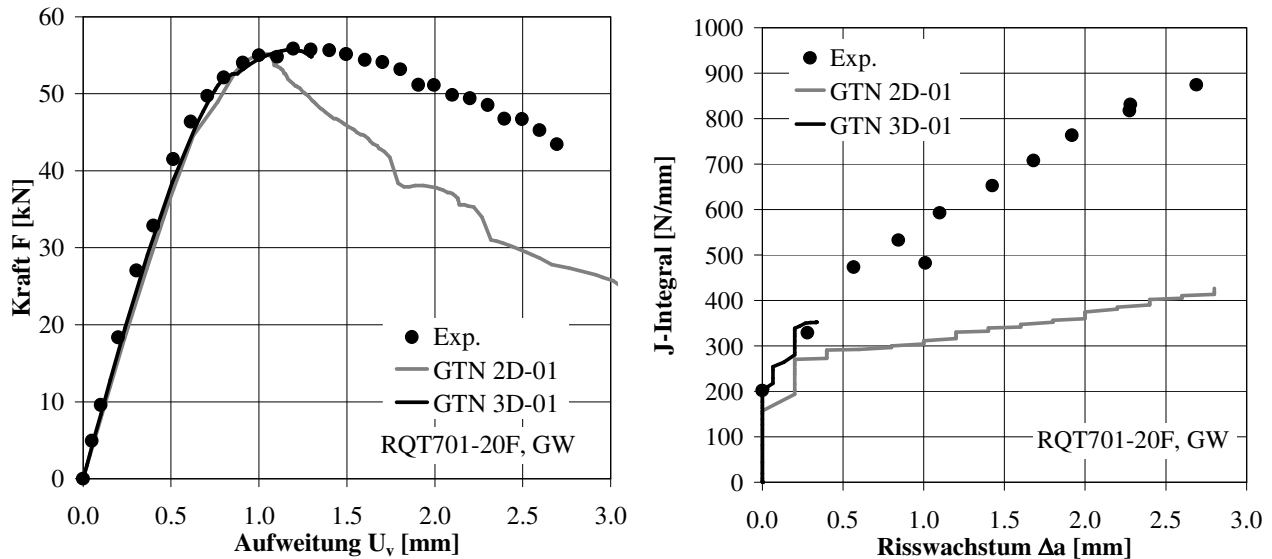


**Bild 5.36:** Bruchflächen der 0.8C(T) Proben für RQT701-20F, GW (links) und RQT701-20I, SG (rechts)



## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

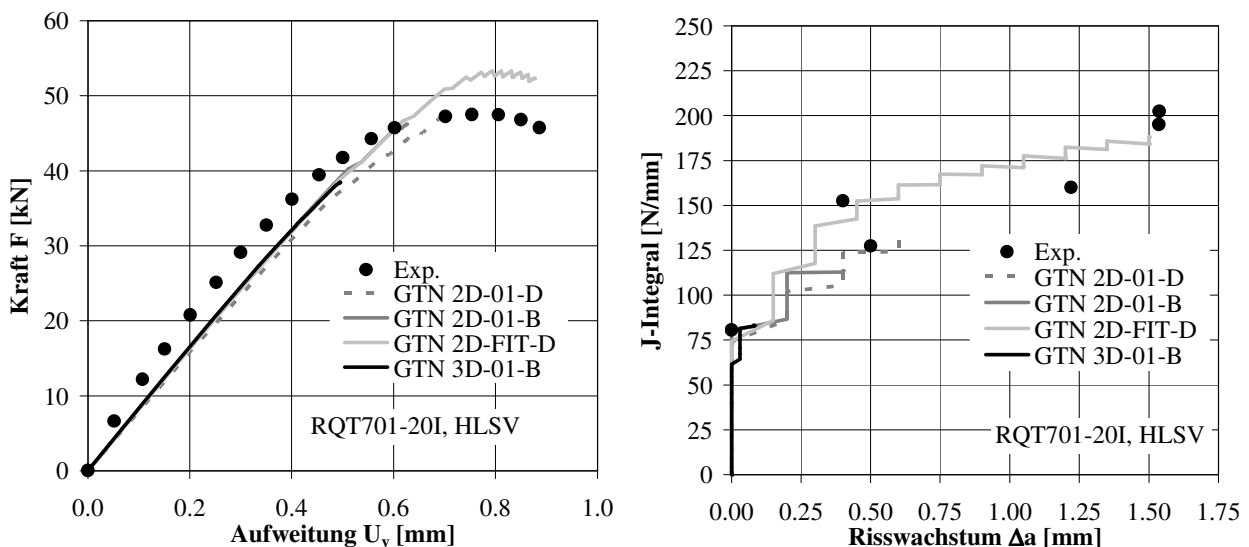
Das Risswiderstandsverhalten des GW wird sowohl mit der Mehrproben- als auch der Compliance-Methode ermittelt, s. **Bild 5.37**. Im Vergleich zu Versuchsergebnissen liefert die Schädigungsberechnung mit dem 2D Modell deutlich kleinere Initiierungs- und Risswiderstandswerte. Mit dem 3D Modell kann der experimentelle Initiierungswert  $J_I=202\text{N/mm}$  gut abgeschätzt werden. Der weitere Risswiderstandsverlauf ist mit dem 3D Modell aufgrund der Konvergenzprobleme für  $\Delta a > 0.3\text{mm}$  nicht zu bestimmen. Der Abfall der numerischen Last-Aufweitungskurve zeigt aber, dass auch das 3D Modell mit weiterem Rissfortschritt zu einer viel zu flachen Risswiderstandskurve führen würde. Anders als für die HLSV der Stähle EH36-15 und EH36-20 wird mit dem 3D Modell ein höherer Initiierungswert bestimmt als mit dem 2D Modell. Der Grund dafür ist, dass die Initiierung bei dem GW des Stahls RQT701-20 in der Probenmitte auftritt und somit primär über die hohe Mehrachsigkeit gesteuert wird. Da die Dehnungsbehinderung im 2D Modell etwas höher als in der Probenmitte des 3D Modells ist, wird die Initiierung im 2D Modell früher erreicht. Dieses Verhalten kann für den GW der Stähle EH36-15 und EH36-20 beobachtet werden. Wie stark der Unterschied zwischen dem 2D und 3D Modell bei der Rissinitiierung in der Probenmitte ist, hängt vor allem von dem Verfestigungsverhalten des untersuchten Stahls ab. Bei der Initiierung des Risses am freien Probenrand wie für die HLSV der Stähle EH36-15 und EH36-20 spielt neben der hohen Mehrachsigkeit, die geringer als in der Probenmitte ist, auch die Entwicklung der plastischen Zonen eine wesentliche Rolle. Durch die zunehmende Plastifizierung ist auch der Anteil der sekundären Hohlräume an dem Schädigungsprozess größer als in der Probenmitte. Aus diesen Gründen initiiert der Riss am freien Rand bei einer niedrigeren Rissspitzenbelastung als bei dem 2D Modell, falls die kritische Porosität für die beiden Modelle die gleiche ist.



**Bild 5.37:** Last-Aufweitungs- und Risswiderstandskurve für RQT701-20F, GW

Der Vergleich zwischen der Numerik und den Versuchen für den GW des Stahls RQT701-20 zeigt, dass der Risswiderstand besonders mit dem 2D Modell stark unterschätzt wird. Eine mögliche Ursache für diese Unterschätzung ist in den stark streuenden Werkstoffeigenschaften der gelieferten Stähle zurückzuführen, s. Kap. 5.1.5.

Nach der Auswertung des Potentialschriebs, der während des Versuchs aufgezeichnet wird, beginnt die Initiierung für die HLSV des Stahls RQT701-20I noch bevor die globale Fließlast erreicht wird. Durch diese frühe Schädigungsentwicklung ist das maximale Lastniveau trotz der Overmatching-Schweißverbindung niedriger als für den GW s. **Bild 5.38**. Aufgrund der Initiierung am freien Probenrand wird mit dem 3D Modell („GTN 3D-01-B“) ein um 18N/mm kleinerer Rissinitiierungswert von  $J_i=62\text{N/mm}$  als mit dem 2D Modell („GTN 2D-01-B“) berechnet. Da das 2D Modell mit  $J_i=80\text{N/mm}$  die experimentelle Rissinitiierung ( $J_i=80\text{N/mm}$ ) exakt wiedergeben kann, wird hier auf eine Änderung des Parameters  $f_c$  für die Elementen am freien Rand verzichtet. Um die auftretenden Konvergenzprobleme zu umgehen, wird neben dem Modell B auch eine Berechnung („GTN 2D-01-D“) mit dem Modell D entsprechend dem **Bild 5.23** durchgeführt, s. **Bild 5.38**. Die numerische Risswiderstandskurve des Modells D ( $J_i=74\text{N/mm}$ ), die bis  $\Delta a=0.5\text{mm}$  berechnet wird, zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die Kurve des Modells B. Eine Verlängerung der numerischen Risswiderstandskurve bis zu einer Länge von  $\Delta a=1.5\text{mm}$  kann durch eine Anpassung der numerischen an die experimentellen Ergebnisse erreicht werden („GTN 2D-FIT-D“). Der Unterschied zu den ursprünglichen Parametern besteht in der Erhöhung der kritischen Porosität  $f_c$  auf 0.022 sowie Verkleinerung der Elementgröße auf 0.1mm. Während sich der Parameter  $f_n$  innerhalb der empfohlenen Grenzen befindet, ist die Elementgröße von 0.1mm kleiner als die untere Grenze von 0.216mm, s. Kap. 5. Die angepasste kritische Porosität ist um den Faktor 3 höher als der aus Zellmodellrechnungen resultierende  $f_c$  Parameter für  $h=2$ . Da die Zellmodellrechnung von der gewählten Elementgröße abhängt, würde eine gröbere Vernetzung zu höheren  $f_c$  Werten führen. In diesem Fall soll die gewählte Elementgröße die metallographischen Grenzen unbedingt einhalten. Die Frage, ob mit dem größeren Netz für das Zellmodell wirklich ein um den Faktor 3 höherer Parameter  $f_c$  berechnet werden könnte, wird hier nicht weiter verfolgt.



**Bild 5.38:** Last-Aufweitungs- und Risswiderstandskurve für RQT701-20I, HLSV

Aus der Untersuchung des Risswiderstands für die HLSV mit dem schmalen Spalt (RQT701-20F, HLSV) ergibt sich eine niedrigere Rissinitiierung ( $J_i=74.2\text{N/mm}$ ) als für die HLSV mit dem Nullspalt. Kurz nachdem die Rissinitiierung erreicht wird, zeigen alle untersuchten Proben mit dem schmalen

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Spalt ein instabiles Versagen. Das spröde Verhalten der HLSV mit dem schmalen Spalt im Gegensatz zum Nullspalt ist auf das vorhandene Gefüge zurückzuführen, das durch härtere Ferritphasen (FSP und Bainit) und die Abwesenheit des acicularen Ferrits gekennzeichnet wird, s. **Bild 4.8**.

Die experimentellen und numerischen Ergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen zur Rissinitiierung sind in **Tabelle 5.8** zusammengefasst. Die Indizes I und F stehen für die HLSV mit dem Nullspalt und dem schmalen Spalt. Die Ergebnisse zeigen, dass in meisten Fällen eine gute Abschätzung der experimentellen Rissinitiierung mit den ermittelten Schädigungsparametern unabhängig von dem gewählten FE Modell (2D oder 3D) erzielt werden kann. Die höchste Abweichung der numerischen (3D Modell) von den experimentellen Ergebnissen wird für den GW des Stahls EH36-20 (Überschätzung von 28%) und SG des Stahls RQT701-20I (Unterschätzung von 24%) bestimmt.

Probentyp C(T)	J <sub>I</sub> -Werte, GW [N/mm]			J <sub>I</sub> -Werte, SG [N/mm]		
	Exp.	GTN		Exp.	GTN	
		2D	3D		2D	3D
S355	202	-	200.6	190.9 (I)	-	189 (I)
EH36-15	93.9	108.9	108.8	73.6 (I) 101.7 (F)	93.4 (I)	79.8 (I) 90.6 (F)
EH36-20	118.7	129.9	151.8	123.6 (I) 139 (F)	153 (I)	118.4 (I)
RQT701-15	136.1	155.6	148.6	57.3 (I)	61.3 (I)	-
RQT701-20	201.8	157.6	199.9	80.7 (I) 74.2 (F)	80.3 (I)	61.5 (I)

**Tabelle 5.8:** Ergebnisse der Bruchmechanikversuche

### 5.1.4 Anwendung des Kohäsivzonenmodells für den Stahl EH36-15I

Angeichts der Abhängigkeit der numerischen Bestimmung des duktilen Bruchverhaltens von der Vielzahl der erforderlichen Schädigungsparameter und vom verwendeten FE Modell wird die Möglichkeit der Anwendung des Kohäsivzonenmodells zur Beschreibung des Risswiderstandes für den GW und die HLSV des Stahls EH36-15I überprüft. Der Vorteil dieses Modells gegenüber dem GTN-Modell liegt vor allem in der geringeren Anzahl der erforderlichen Parameter und der relativ einfachen Methode für deren Ermittlung. Auf der anderen Seite ist eine detaillierte Analyse der Schädigungsentwicklung mit dem Kohäsivzonenmodell kaum möglich, da ein Zusammenhang zwischen den Kohäsivzonenparametern und der Mikrostruktur des untersuchten Werkstoffs nicht gegeben ist.

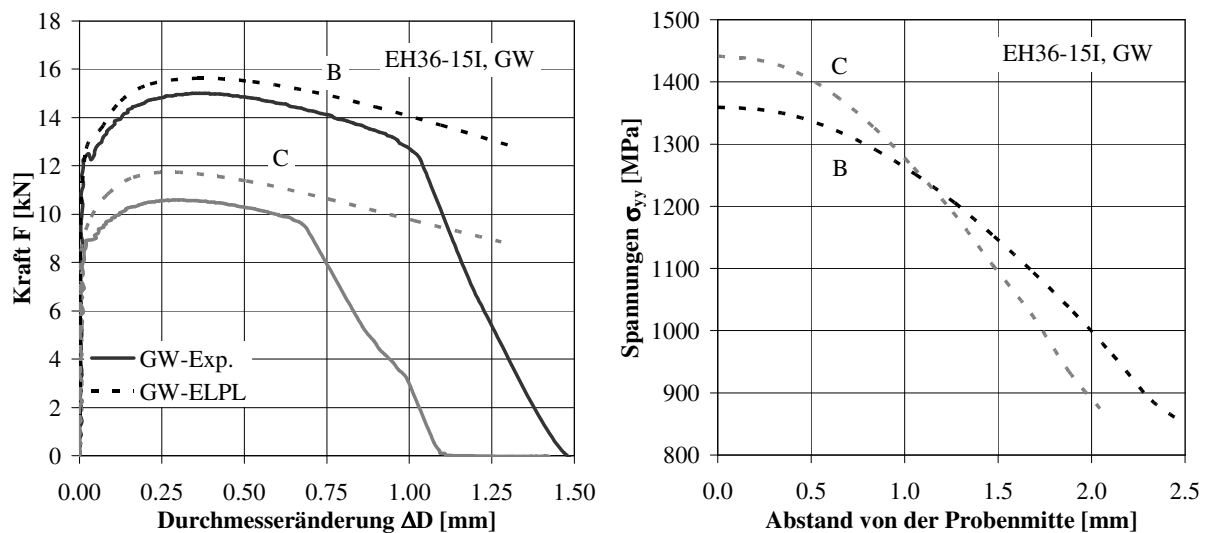
Für die Simulation des duktilen Bruchverhaltens wird das vierparametrische Separationsgesetz nach Scheider [SCH01] verwendet. Da der Riss im SG gerade verlaufen soll, wird nur die normale Separation berücksichtigt. Die maximale Trennspannung  $T_0$  ergibt sich aus den Versuchen an den gekerbten Rundzugproben, s. Abs. 5.1.2. Dabei werden die aus den elastisch-plastischen Berechnungen resultierenden Last-Verformungskurven ohne Einbeziehung der Schädigung mit den entsprechenden

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

experimentellen Kurven verglichen. Die maximale Normalspannung  $\sigma_{yy}^{max}$  im engsten Probenquerschnitt, die im Versagenspunkt (Beginn des steilen Lastabfalls) oder bei größerer Abweichung der FE-Kurve von den Versuchsergebnissen bestimmt wird, entspricht der gesuchten Trennspannung  $T_0$ . Sowohl für den GW als auch die HLSV des Stahls werden die Trennspannungen mittels zweier unterschiedlichen Kerbgeometrien (B und C) nach **Tabelle 5.5** ausgewertet, s. **Bild 5.39** und **Bild 5.40**. Als Kohäsivzonenparameter, mit dem weitere Untersuchungen durchzuführen sind, wird schließlich  $T_0^N=1400\text{MPa}$  für den GW und  $T_0^N=2000\text{MPa}$  für das SG festgelegt. Diese Trennspannungen sind ca. drei Mal so hoch wie die entsprechenden Streckgrenzen der beiden Werkstoffphasen. Die maximale Separation nach dem Kohäsivgesetz  $\delta_0$  kann aus der folgenden Gleichung berechnet werden:

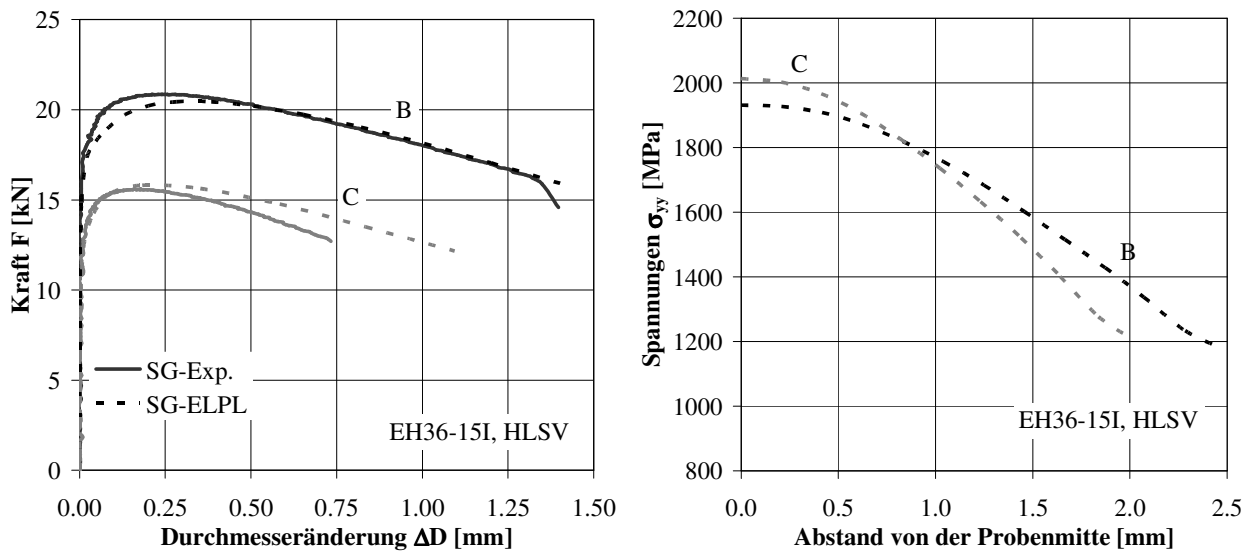
$$\delta_0 = \frac{2\Gamma_0}{T_0} \frac{1}{\left(1 - \frac{2}{3} \frac{\delta_1}{\delta_0} + \frac{\delta_2}{\delta_0}\right)} \quad (5.6)$$

In dieser Gleichung entspricht die Kohäsivenergie  $\Gamma_0$  der physikalischen Rissinitiierung  $J_I$ . Die beiden Parameter aus dem Separationsgesetz nach Scheider werden zu  $\delta_1/\delta_0=0.01$  und  $\delta_2/\delta_0=0.75$  festgelegt. Für die bruchmechanischen Berechnungen ergibt sich somit  $\delta_0^N=0.055\text{mm}$  für den GW und  $\delta_0^N=0.035\text{mm}$  für das SG.



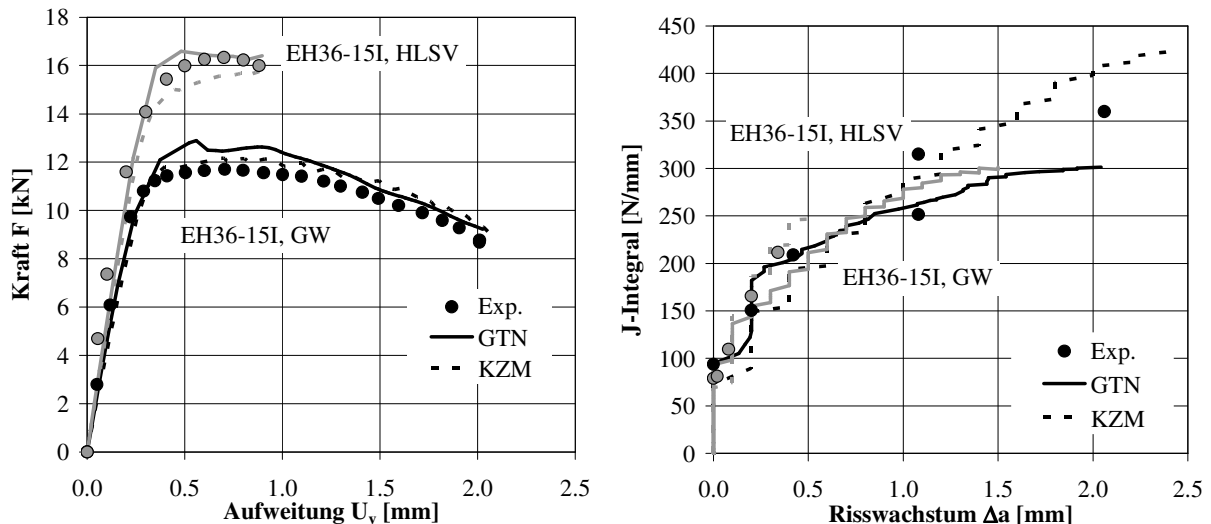
**Bild 5.39:** Last-Verformungskurve und die Auswertung der  $\sigma_{yy}$ -Spannung für den GW des Stahls EH36-15I

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



**Bild 5.40:** Last-Verformungskurve und die Auswertung der  $\sigma_{yy}$ -Spannung für die HLSV des Stahls EH36-15I

Die Ergebnisse der bruchmechanischen Berechnungen für die C(T) Probe mit dem Kohäsivzonenmodell („KZM“) sind den experimentellen (Exp.) und den Ergebnissen mit dem GTN-Modell („GTN“) gegenübergestellt, s. **Bild 5.41**. Die numerischen Berechnungen sind an dem 2D FE-Modell im ebenen Dehnungszustand ohne Ausnutzung der Symmetrie in der Längsrichtung durchgeführt. Mit dem KZM kann eine gute Übereinstimmung der numerischen mit den experimentellen Last-Verformungskurven sowohl für die C(T) Proben aus homogenem GW als auch mit der HLSV erzielt werden, wobei für die letzteren das Lastniveau bei dem Nettoquerschnittfließen geringfügig unterschätzt wird.



**Bild 5.41:** Last-Aufweitungs- und Risswiderstandskurve für EH36-15I, GW und HLSV

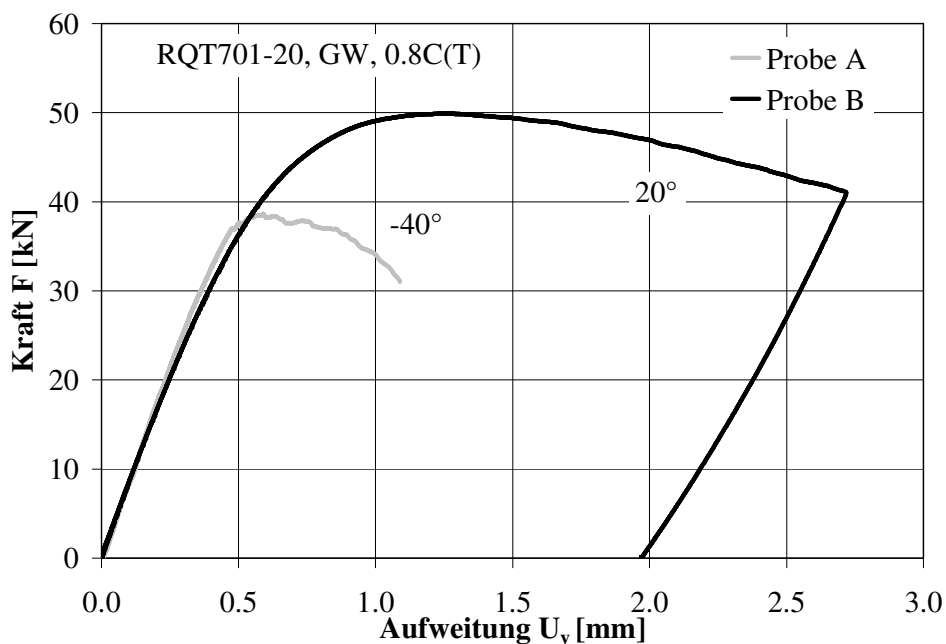
In Gegensatz zu dem GTN-Modell zeigt das KZM keinen Lastabfall infolge der Rissinitiation. Bis zur Risslänge von ca.  $\Delta a=0,5$ mm resultiert mit dem KZM ein um ca. 20% niedrigerer Risswiderstand für die Proben aus dem GW als bei den Versuchen und dem GTN-Modell. Für die größeren Risslängen ergibt sich mit dem KZM ein höheres Risswiderstandsniveau als mit dem GTN-Modell, wobei dieser

Unterschied mit dem wachsenden Riss zunimmt. Eine bessere Abschätzung der experimentellen Rissinitiierung und des Risswiderstands liefert das KZM für die Proben mit der HLSV im Vergleich zum GTN-Modell.

Aus diesen Ergebnissen wird deutlich, dass das Kohäsivzonenmodell eine gute Alternative zu dem GTN-Modell zur Beschreibung des duktilen Bruchverhaltens darstellt. In Hinblick auf hohen Aufwand und die Komplexität der Parameterbestimmung kann das Kohäsivzonenmodell bei manchen Problemstellungen, wo keine Analyse der Schädigungsentwicklung unter Einbeziehung der Mikrostruktur erforderlich ist, gegenüber dem GTN-Modell sogar bevorzugt werden.

### 5.1.5 Streuung der Werkstoffeigenschaften für den GW des Stahls RQT701

Die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche für den GW des Stahls RQT701-20 zeigen, dass die Schädigungsparameter, die das Bruchverhalten der gekerbten Rundzugproben beschreiben können, das Risswiderstandsverhalten der 0.8C(T) Proben deutlich unterschätzen. Da bei allen anderen Werkstoffen eine Übertragbarkeit der Schädigungsparameter von den gekerbten Rundzugproben auf die Bruchmechanikproben möglich ist, wird bei diesem Werkstoff der Unterschied in der Streuung der Werkstoffeigenschaften vermutet.



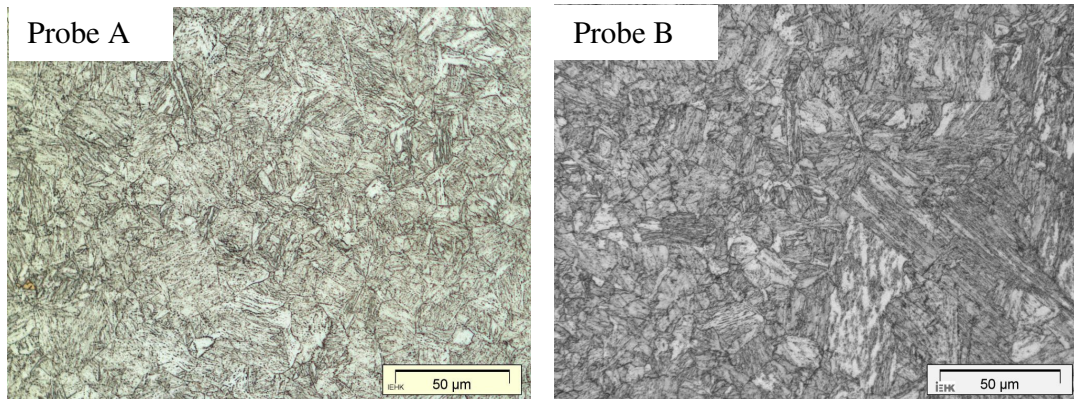
**Bild 5.42:** Vergleich der Last-Aufweitungskurven für die Proben A und B

Aus einer anderen Charge des gleichen Werkstoffs werden Bruchmechanikproben für die Untersuchung des spröden Bruchverhaltens entnommen. Eine aus dieser Charge hergestellte 0.8C(T) Probe (Probe B) zeigt bei  $-40^\circ\text{C}$  genau wie die bei  $+20^\circ\text{C}$  geprüfte Probe aus der ersten Charge (Probe A) im Prinzip duktilen Versagen. Aus dem Vergleich der Last-Aufweitungskurven für die beiden 0.8C(T) Proben wird aber ein deutlich unterschiedliches Hochlagenverhalten ersichtlich, s. **Bild 5.42**.

Weder die chemische Analyse noch die ersten Gefügebilder geben einen Aufschluss über abweichendes Bruchverhalten der beiden Proben, s. **Bild 5.43**.

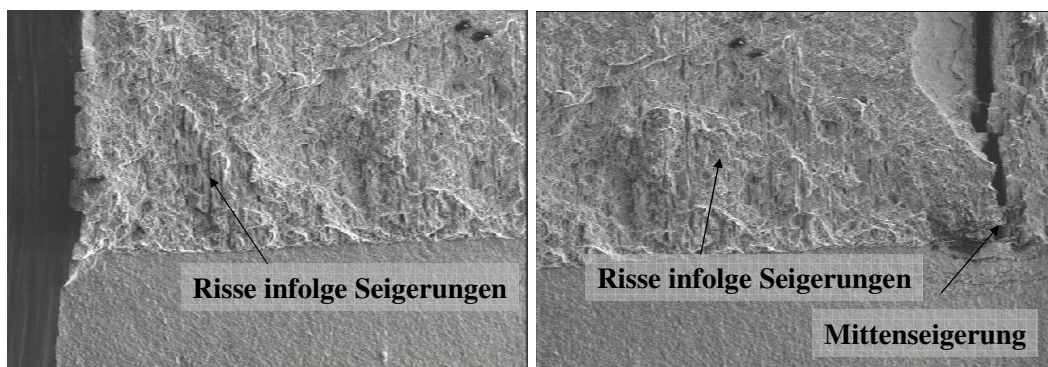


## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



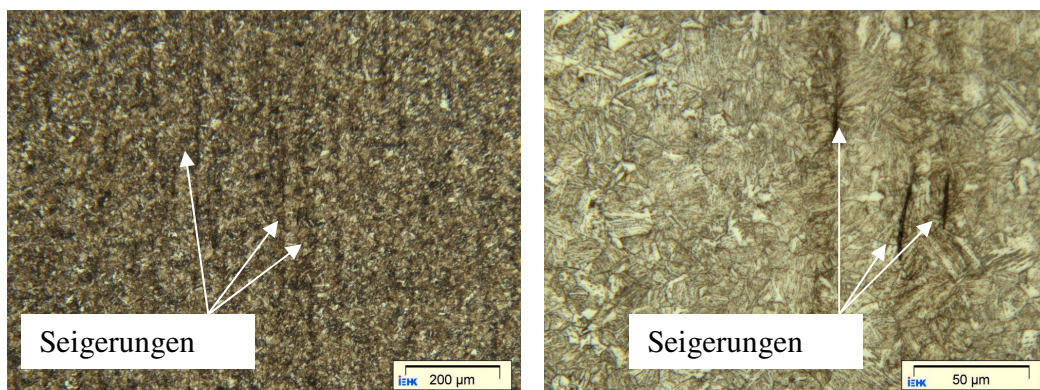
**Bild 5.43:** Vergleich der Gefügebilder für die Proben A und B

Die REM-Analyse der Bruchfläche liefert den Grund für den herabgesetzten Risswiderstand der Probe B, s. **Bild 5.44**. Neben der Mittenseigerung können über die gesamte Probendicke weitere perlenschnurartig angeordnete Seigerungen identifiziert werden.



**Bild 5.44:** Risse infolge Seigerungen auf der Bruchfläche der Probe B am Probenrand (links) und in der Probenmitte (rechts)

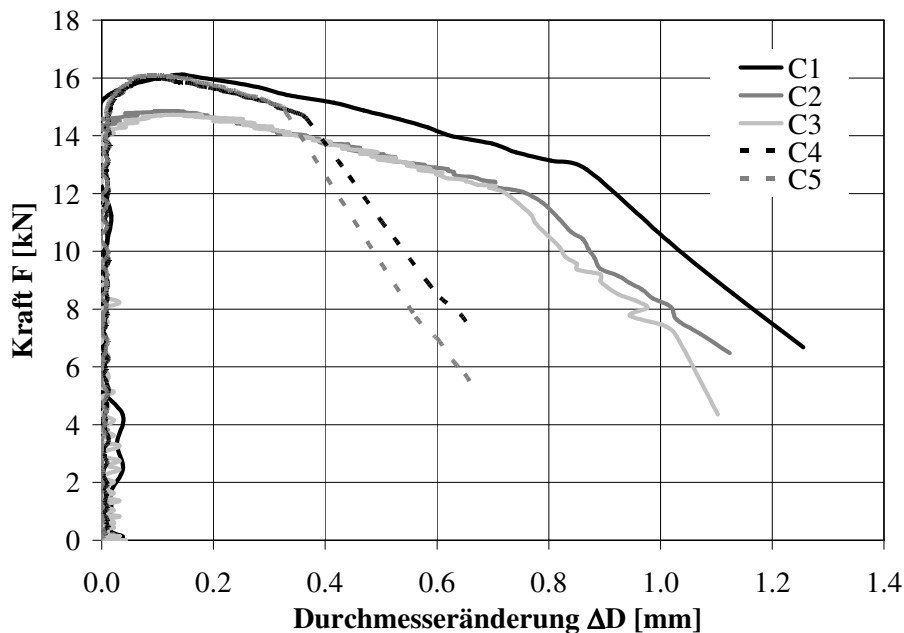
Mit den nachträglichen metallographischen Untersuchungen der angeätzten Längsschliffe werden die vorhandenen Seigerungen sichtbar. Diese Seigerungen setzten sich aus perlenschnurartig angeordneten Karbiden, die abhängig von der Versuchstemperatur sowohl zur Materialversprödung als auch zur verstärkten duktilen Schädigungsentwicklung führen können.



**Bild 5.45:** Metallographische Aufnahmen von den Seigerungen



Die variierenden Werkstoffeigenschaften für den GW des Stahls RQT701-15 werden auch bei den Versuchen an gekerbten Rundzugproben beobachtet. Zusätzliche Rundzugproben (Proben C1, C2 und C3) mit gleicher Kerbgeometrie C gemäß **Tabelle 5.5** werden zur Bestimmung des Beginns der Entstehung von sekundären Hohlräumen mit Hilfe der Potentialmethode geprüft. Der Vergleich zwischen diesen Proben und den Proben (Proben C4 und C5) zur Ermittlung der Schädigungsparameter zeigt einen großen Unterschied bezüglich des Beginns des plötzlichen Lastabfalls, s. **Bild 5.46**. Das Versagen der Probe C5 tritt bei einer sogar um 62% niedrigeren Durchmesseränderung auf als bei der Probe C1. Die möglichen metallographischen Gründe für dieses unterschiedliche Versagensverhalten werden in Rahmen dieser Arbeit nicht weiter untersucht.



**Bild 5.46:** Unterschiede im Versagensbeginn bei gekerbten Rundzugproben für RQT701-15, GW

Da die Streuung der Werkstoffeigenschaften nicht nur zwischen den Chargen sondern auch innerhalb einer Charge auftreten kann, ist die Übertragbarkeit der Schädigungsparameter von einer Geometrie auf die andere stark beschränkt.

## 5.2 Überprüfen von Parametern

### 5.2.1 Bruchmechanikversuche mit SE(B) Proben

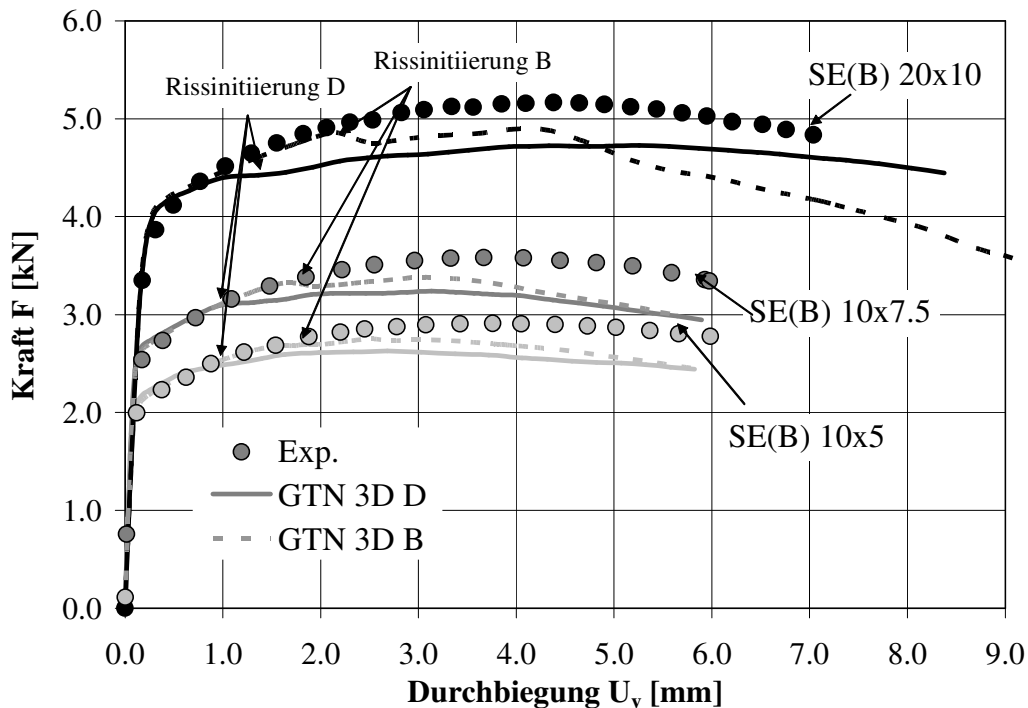
Mit Hilfe der SE(B) Proben soll die Übertragbarkeit der Schädigungsparameter für den Stahl S355-12I überprüft werden. Die Geometrie der untersuchten SE(B) Proben für den GW und die HLSV ist in **Tabelle 5.9** gegeben. Mit der Variation der Probendicke von  $B_B=10, 7,5$  und  $5\text{mm}$  soll auch der Einfluss des out-of-plane Constraints auf das Risswiderstandsverhalten und die Fähigkeit des GTN-Modells zur Abschätzung dieses Verhaltens analysiert werden.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Stahl	Probentyp	Dicke $B_B$ [mm]	Dicke $B_N$ [mm]	Breite $W$ [mm]	homog. GW	HSV
S355-12I	SE(B)	10.0	10.0	20	x	
		7.5	7.5	10	x	
		5.0	5.0	10	x	
		10.0	10.0	10		x

**Tabelle 5.9:** Untersuchte SE(B) Proben für den GW und HLSV des Stahls S355

Im Rahmen der Schädigungsanalysen an den Proben aus homogenem GW werden für jede untersuchte Geometrie zwei 3D Modelle mit der Ausnutzung der Symmetrie in Dicken- und Längsrichtung („GTN 3D B“) sowie nur in Dickenrichtung („GTN 3D D“) nach **Bild 5.23** verwendet. Bezüglich des Niveaus der Fließgrenze und des Verfestigungsverhaltens bis zum Lastmaximum kann mit dem Modell B eine gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen erzielt werden. Nach dem Lastmaximum liefert das Modell B stärkeren Lastabfall als die Experimente.

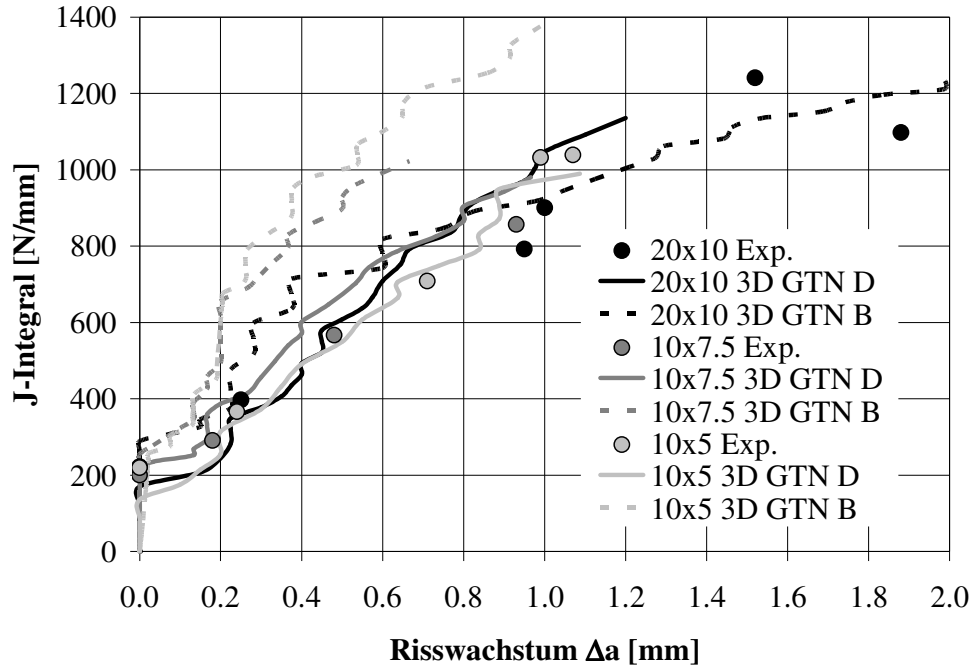


**Bild 5.47:** Kraft- Durchbiegungskurve für die SE(B) Proben, S355, GW

Die Rissinitiierung im Modell D setzt bei einer kleineren Durchbiegung als im Modell B ein, wodurch sich ein niedrigeres Lastniveau einstellt. Grundsätzlich zeigen die beiden Modelle einen ähnlichen Verlauf. Der größte Unterschied zwischen den Modellen kann nach dem Erreichen des Lastmaximums für die SE(B) 20x10 Probe beobachtet werden. In diesem Fall wird mit dem Modell B eine viel stärkere Lastabnahme berechnet, s. **Bild 5.47**.

Die experimentell bestimmten Rissinitiierungswerte an den Proben aus homogenem GW variieren nur geringfügig zwischen 200N/mm (SE(B) 10x7.5) und 220N/mm (SE(B) 10x5) und unterscheiden sich somit kaum von dem Initiierungsniveau der C(T) Proben, **Bild 5.48**. Mit steigendem Risswachstum ist

weder ein ausgeprägter Größeneffekt zwischen SE(B) 20x10 und SE(B) 10x5 Proben noch ein Einfluss des out-of-plane Constraint durch die Dickenabnahme zwischen SE(B) 10x7.5 und SE(B) 10x5 Proben zu sehen. Im Vergleich zu C(T) Proben wird mit der Verwendung von SE(B) Proben keine Änderung des Risswiderstandsverhaltens festgestellt.



**Bild 5.48:** Risswiderstandskurve für die SE(B) Proben, S355, GW

Der Vergleich zwischen den numerisch und experimentell bestimmten Risswiderstandskurven für die untersuchten Geometrien zeigt deutliche Unterschiede je nach dem eingesetzten GTN-Modell, s. **Bild 5.48**. Mit dem GTN-Modell B wird kein ausgeprägter Einfluss der Probengeometrie bis zum Risswachstum von  $\Delta a=0.2\text{mm}$  ersichtlich. In Hinblick auf die Rissinitiierung wird mit dem Modell B für die kleinste Probe (SE(B) 10x5) der niedrigste ( $J_i=258\text{N/mm}$ ) und für die größte Probe (SE(B) 20x10) der höchste  $J_i$  Wert ( $J_i=288\text{N/mm}$ ) berechnet. Mit steigender Risslänge nimmt der Risswiderstand von der größten bis zu kleinste Probe aufgrund der Abnahme des Constraints zu. Mit dem GTN-Modell B wird bis auf die Probe SE(B) 20x10 der experimentelle Risswiderstand erheblich überschätzt.

Eine genauere Abschätzung des experimentellen Risswiderstandes liefert das Modell D, bei dem die Symmetrie nur in der Dickenrichtung ausgenutzt wird. Die niedrigste Rissinitiierung ( $J_i=136\text{N/mm}$ ) wird auch mit diesem Modell für die kleinste Probe berechnet. Anders als erwartet, resultiert mit der Reduktion der Probendicke von 7.5 auf 5mm statt eines Anstieges eine Abnahme des Risswiderstands um ca.  $80\text{N/mm}$ . Mit der Verdoppelung der Probengröße von SE(B) 10x5 auf SE(B) 20x10 ist abgesehen von der Rissinitiierung, die um ca.  $34\text{N/mm}$  zunimmt, kein Einfluss auf das Risswiderstandsverhalten festzustellen.

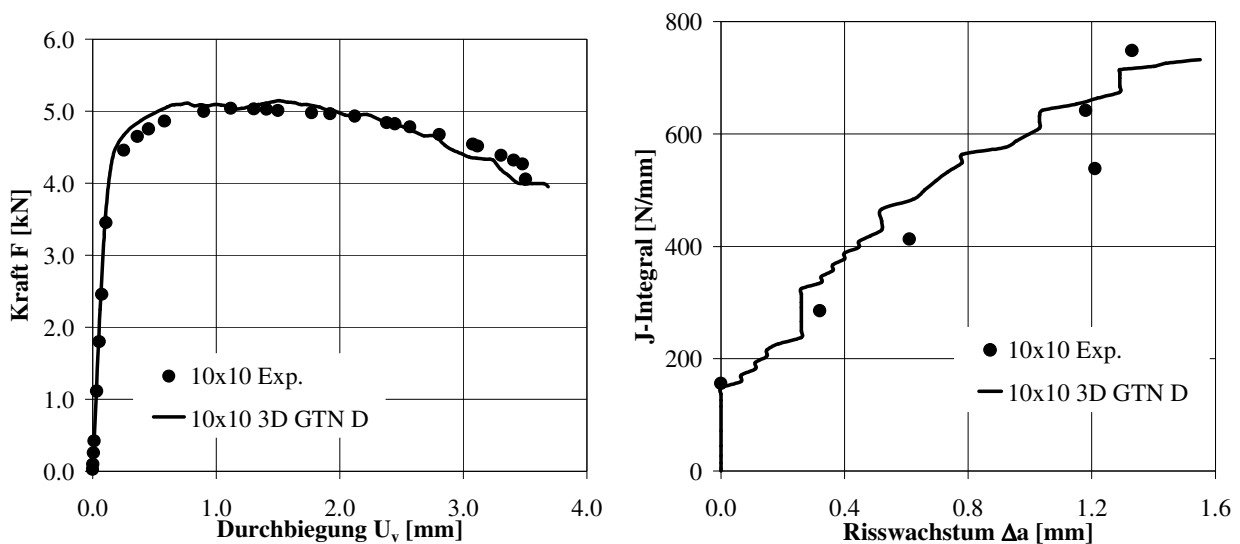
Der Grund, warum die Unterschiede zwischen den GTN-Modellen B und D bezüglich der erzielten Ergebnisse auftreten, kann nicht eindeutig geklärt werden. Allerdings wird bei den beiden Modellen unterschiedliche Art des numerischen Schädigungsfortschritts beobachtet. Mit steigendem

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Risswachstum werden im Laufe des Schädigungsprozesses die Elemente beim Modell B stärker als beim Modell D verzerrt. Ausserdem steigt die numerische Überschätzung der Risswiderstandskurve mit abnehmender Probendicke aufgrund der Beschränkung des GTN-Modells, den Scherbruchmechanismus wiederzugeben. Da die Bildung von Scherlippen am Probenrand am weitesten bei SE(B) Proben mit 5mm Dicke fortgeschritten ist, wird die größte Abweichung der Numerik von den Experimenten bei dieser Probengeometrie erwartet. Im Vergleich zum Modell B ist die Auswirkung der Probendicke auf den Risswiderstand wesentlich stärker als beim Modell D.

Im Gegensatz zu Modell B muss bei dem Modell D neben der Höhe des finiten Elements zusätzlich die Elementbreite als Schädigungsparameter eingeführt werden. Der Einfluss der Elementbreite ist umgekehrt zu dem der Elementhöhe. Während der Risswiderstand mit dem Anstieg der Elementhöhe zunimmt, fällt er mit der zunehmenden Elementbreite ab.

Das GTN-Schädigungsmodell liefert eine gute Abschätzung der Last-Verformungs- und Risswiderstandsverhaltens für die SE(B) 10x10 Proben mit der HLSV des Stahls S355, s. **Bild 5.49**. In Vergleich zu C(T) Proben wird ein um ca. 35N/mm niedrigerer experimenteller Rissinitiierungswert  $J_I=156\text{N/mm}$  mit SE(B) Proben bestimmt. Für die beiden Probengeometrien C(T) und SE(B) sind kaum Unterschiede in den experimentellen Risswiderstandskurven festzustellen. Bis zu einer Risslänge von  $\Delta a=0.7\text{mm}$  zeigt der numerische Risswiderstandsverlauf ebenfalls keine Abhängigkeit von der Geometrie der beiden Bruchmechanikproben. Mit zunehmendem Risswachstum wird mit C(T) Proben ein etwas höherer Risswiderstand berechnet. Analog zu C(T) Proben wird auch bei SE(B) Proben eine Abnahme des Risswiderstands für die HLSV in Vergleich zum homogenen GW beobachtet. Diese Abnahme nimmt mit fortschreitendem Riss zu. So ist der Risswiderstand für die HLSV bei  $\Delta a=1.0\text{mm}$  um ca. 300N/mm kleinerer als für den GW.



**Bild 5.49:** Kraft-Durchbiegungs- und Risswiderstandskurve für die SE(B) Proben, S355, HLSV

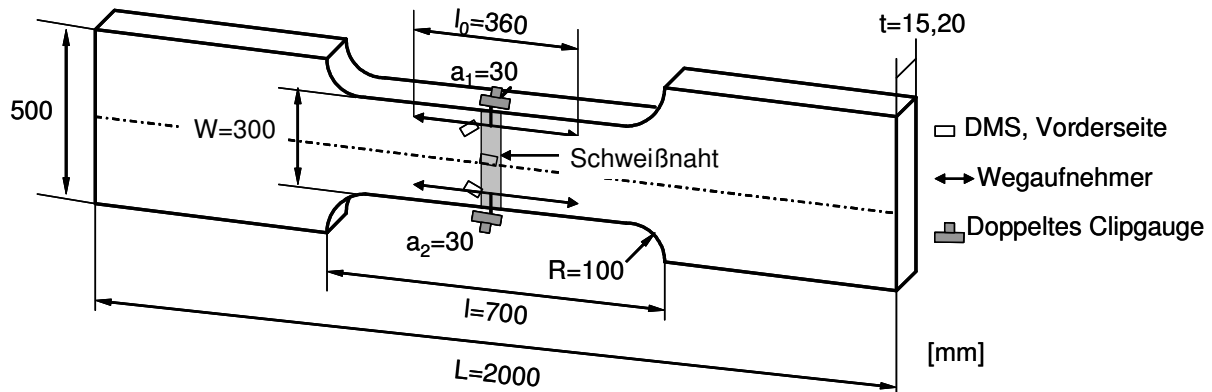
### 5.2.2 Großzugversuche

Die Übertragbarkeit der Parameter zur Abschätzung der Rissinitiierung wird zusätzlich mit Hilfe von Versuchen an Großzugproben (DE(T)-Double Edge Cracked Tension) demonstriert. Zur Durchführung

dieser Versuche wird die servo-hydraulische Universalprüfmaschine mit der maximal aufzubringenden Last von +/-12 MN verwendet.

Die Instrumentierung von DE(T) Proben enthält folgende Messsensoren, s. **Bild 5.50**:

- Dehnungsmessstreifen (DMS) auf beiden Probenoberflächen zur Messung von lokalen Dehnungen
- Zwei Wegaufnehmer auf beiden Enden des Ermüdungsrisses zur Messung von globalen Dehnungen
- Zwei doppelte Clipgages für die Bestimmung von CTOD Werten
- Potentialdifferenz bei der Anwendung der DCPD Methode (Direct Current Potential Drop Method) am Ende des längeren Ermüdungsrisses, mit der der Beginn des stabilen Risswachstums bestimmt werden kann
- Kraft, Kolbenweg



**Bild 5.50:** Geometrie der DE(T) Probe mit der Instrumentierung (schematisch)

Die Versuche an Großzugproben werden quasi-statisch mit einer Kolbengeschwindigkeit von 2mm/min durchgeführt.

Um das Verhältnis des Anfangsrisses  $a_0=30\text{mm}$  zur Probenbreite  $W=300\text{mm}$  von  $2a_0/W=0.2$  einstellen zu können, wird zunächst bei allen zu prüfenden Großzugproben eine Anfangkerbe von 20mm in der Mitte der Schweißnaht beidseitig aufgebracht. Danach werden die Proben wechselnder Belastung unterzogen, bis ein Ermüdungsriss von jeweils 10mm und somit der Gesamtanfangriss von 30mm erreicht wird. Jeweils zwei Großzugproben werden für jede Werkstoff- und Dickenkombination bei Raumtemperatur (+20°C) und Temperaturen zwischen -40°C und -60°C geprüft.

Das Hauptziel der Großzugversuche bei Raumtemperatur ist die Bestimmung der duktilen Rissinitiation, die zur Überprüfung der Schädigungsmodelle verwendet wird. Die Ergebnisse der Versuche unter tiefen Temperaturen werden in Kapitel 7 bei der Anwendung der bruchmechanischen Sicherheitskonzepte analysiert und werden hier nicht näher betrachtet. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Großzugproben als bauteilartige Strukturen und nicht als Bruchmechanikproben behandelt. Als Bruchmechanikproben werden nur C(T)- und SE(B)-Proben bezeichnet.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Den Überblick über die untersuchten Großzugproben zeigt **Tabelle 5.10**. Aufgrund des größeren Wärmeeintrags und der somit längeren Abkühlzeit in der Deck- als in der Wurzellage der Schweißnaht weisen alle Großzugproben einen Verzugswinkel zwischen  $0.92^\circ$  und  $1.95^\circ$  auf. Beim Aufbringen des Ermüdungsrisses bewirken die höheren Eigenspannungen in der Decklage einen schnelleren Rissfortschritt im Vergleich zur Wurzellage. So findet in der Wurzellage bei der Mehrzahl der Proben sogar kein Rissfortschritt bei der Ermüdungsbelastung statt. Die beiden Anfangsrisslänge  $a_l$  und  $a_2$  nach **Bild 5.50** stellen die Mittelwerte dar, die aus den Gesamtrisslängen in der Deck- ( $a_{lv}$  und  $a_{2v}$ ) und der Wurzellage ( $a_{lr}$  und  $a_{2r}$ ) nach dem Anschwingen der Proben gebildet werden.

Großzugproben DE(T)							
Stahl	Verzugswinkel [°]	Fehlstellen	Temperatur [°C]	oben		unten	
				$a_{lv}$ [mm]	$a_{lr}$ [mm]	$a_{2v}$ [mm]	$a_{2r}$ [mm]
EH36-15I	$1.83^\circ$	Poren	$20^\circ$	37	24	36.5	20.5
	$1.95^\circ$	Poren	$20^\circ$	31	20	35	20
	$1.60^\circ$	große Fehlstellen	$-50^\circ$	35	20	35	20
	$1.83^\circ$	keine	$-40^\circ$	31	20	35	20
EH36-15F	$1.34^\circ$	Bindefehler	$20^\circ$	36	20	35	22
	$1.60^\circ$	Bindefehler	$20^\circ$	35.5	20	29.5	20
	$1.38^\circ$	keine	$-40^\circ$	29	20	35.5	20
	$1.26^\circ$	keine	$-40^\circ$	35	20	35.5	20
EH36-20I	$1.03^\circ$	Poren	$20^\circ$	35	22	39	20
	$0.92^\circ$	Bindefehler	$20^\circ$	32	20	35	20
	$1.72^\circ$	keine	$-50^\circ$	30.5	20	36	20
	$1.38^\circ$	keine	$-40^\circ$	36	20	34	20
RQT701-20I	$1.72^\circ$	Bindefehler	$20^\circ$	29	20	36	20
	$1.83^\circ$	keine	$20^\circ$	36	20	32	20
	$1.83^\circ$	keine	$-60^\circ$	34.5	20	32.5	20
	$1.95^\circ$	keine	$-50^\circ$	35	20	34	20

**Tabelle 5.10:** Überblick der untersuchten Großzugproben

Die zusammengefassten Ergebnisse der Versuche an den Großzugproben sind in **Tabelle 5.11** aufgelistet. Die Tabelle enthält die Spannungen und Dehnungen beim Nettoquerschnittsfließen ( $\sigma_{gy}$  und  $\varepsilon_{gy}$ ), bei der duktilen Rissinitiierung ( $\sigma_i$  und  $\varepsilon_i$ ), beim spröden Versagen ( $\sigma_c$  und  $\varepsilon_c$ ) und beim Erreichen der maximalen Last ( $\sigma_{max}$  und  $\varepsilon_{max}$ ). Neben den Spannungen und Dehnungen werden auch die bruchmechanischen Kennwerte zum Zeitpunkt der duktilen Initiierung ( $CTOD_i$  und  $J_i$ ) und des Sprödbruchs ( $CTOD_c$  und  $J_c$ ) ausgewertet. Bei allen Großzugproben, die bei Raumtemperatur geprüft werden, kann mit der Potentialmethode die duktile Rissinitiierung festgestellt werden. Dahingegen zeigen Proben bei den tiefen Temperaturen ausschließlich sprödes Bruchversagen. Die experimentellen  $J_i$  und  $J_c$  Werte werden mit Hilfe des numerischen DE(T) Modells ermittelt, indem die  $J$ -Integralwerte im numerischen Modell bei den experimentellen Versagenslasten ausgegeben werden.

Das Auswandern (RA) des Risses aus dem Schweißgut in den Grundwerkstoff wird bei manchen bei Raumtemperatur geprüften Proben nach unterschiedlicher Länge ( $\Delta a_{RA}$ ) des Risses im Schweißgut beobachtet. Diese Länge des Risses vor dem Auftreten des Rissauswanderns hängt wesentlich von dem untersuchten Werkstoff und der Probendicke ab. Bei den Großzugproben ist die Tendenz zum RA stärker ausgeprägt als bei Bruchmechanikproben. Der Grund dafür ist der kleinere out-of-plane Constraint, der bei den Großzugproben vorliegt. Mit diesem Constraint wird der Einfluss der

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

Probendicke auf den Spannungszustand vor der Risspitze quantifiziert. Je kleiner die Probendicke im Vergleich zu anderen Abmessungen, umso stärker nimmt der out-of-plane Constraint ab. Die verstärkte Neigung des Risses zum Auswandern mit der Abnahme des out-of-plane Constraints konnte bereits in [HEY04], [AND05] und [INS99] gezeigt werden. Die numerische Untersuchung des RA wird im nächsten Abschnitt durchgeführt.

Großzugproben DE(T)														
Stahl	Temp. [°C]	a <sub>1</sub> [mm]	a <sub>2</sub> [mm]	σ <sub>gy</sub> [MPa]	σ <sub>i,c</sub> [MPa]	σ <sub>max</sub> [MPa]	ε <sub>gy</sub> [%]	ε <sub>i,c</sub> [%]	ε <sub>max</sub> [%]	CTOD <sub>i,c</sub> [mm]	J <sub>i,c</sub> [N/mm]	Δa <sub>RA</sub> [mm]	RA	Bruchart
EH36-15I	20°	30.5	28.5	385	404	418	0.68	0.77	1.52	0.394	173	1.5	ja	duktil
	20°	25.5	27.5	357	403	426	0.69	0.79	1.37	0.374	163	1.5	ja	duktil
	-50°	27.5	27.5	-	280	-	-	0.47	-	0.159	48	-	nein	spröde
	-40°	25.5	27.5	-	348	-	-	0.52	-	0.216	78	-	nein	spröde
EH36-15F	20°	28.0	28.5	340	350	400	0.54	0.55	0.84	0.299	120	2	ja	duktil
	20°	27.8	24.8	330	160	391	0.54	0.37	0.78	0.094	34	-	ja	duktil
	-40°	24.5	27.8	-	302	-	-	0.34	-	0.136	54	-	nein	spröde
	-40°	27.5	27.8	-	331	-	-	0.41	-	0.200	65	-	nein	spröde
EH36-20I	20°	28.5	29.5	372	391	406	0.51	0.66	1.61	0.776	265	1	ja	duktil
	20°	26.0	27.5	364	384	400	0.49	0.57	0.98	0.475	165	1	ja	duktil
	-50°	25.3	28.0	-	195	-	-	0.45	-	0.101	23	-	nein	spröde
	-40°	28.0	27.0	-	320	-	-	0.53	-	0.253	60	-	nein	spröde
RQT701-20I	20°	24.5	28.0	651	489	716	0.86	0.72	1.08	0.330	141	2	ja	duktil
	20°	28.0	26.0	682	340	740	0.99	0.67	1.20	0.253	77	-	nein	duktil
	-60°	27.3	26.3	-	282	-	-	0.64	-	0.173	51	-	nein	spröde
	-50°	27.5	27.0	-	297	-	-	0.65	-	0.239	57	-	nein	spröde

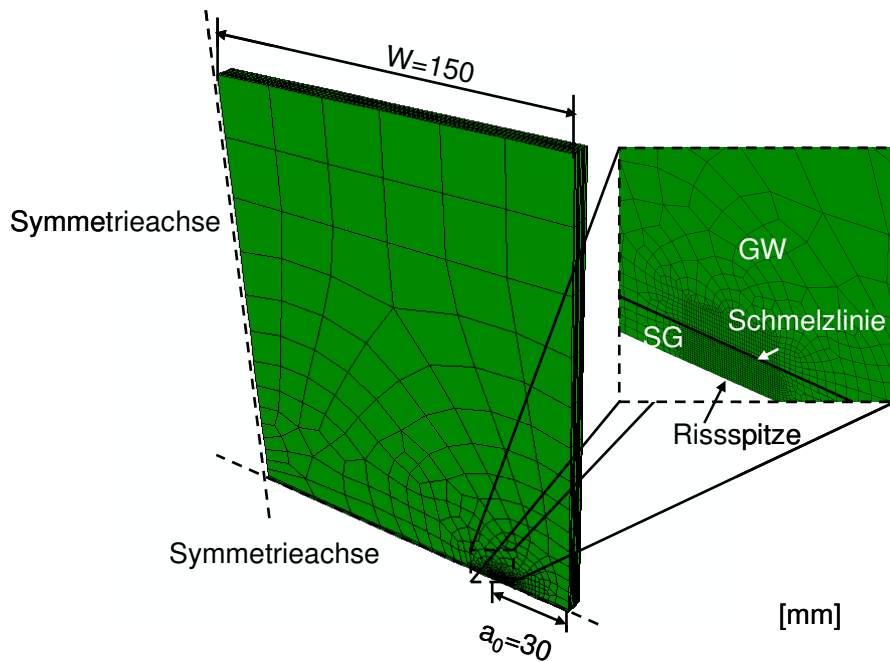
**Tabelle 5.11:** Ergebnisse der Versuche an den Großzugproben

Das FE Modell der DE(T) Probe, das der numerischen Berechnung mit dem Schädigungsmodell zugrunde liegt, ist in **Bild 5.51** dargestellt. Um die Rechnerzeit zu verkürzen wird ein vereinfachtes Modell verwendet, bei dem die Symmetrien in allen drei Richtungen (Längs-, Breiten- und Dickenrichtung) ausgenutzt werden. Eine weitere Vereinfachung bezieht sich wie bei Bruchmechanikproben auf die Betrachtung von nur 2 Werkstoffphasen (Grundwerkstoff und Schweißgut). Das 3D FE-Netz besteht aus 15500 bis 17500 8-knotigen Kontinuumselementen (Elementtyp C3D8) ohne reduzierte Integration.

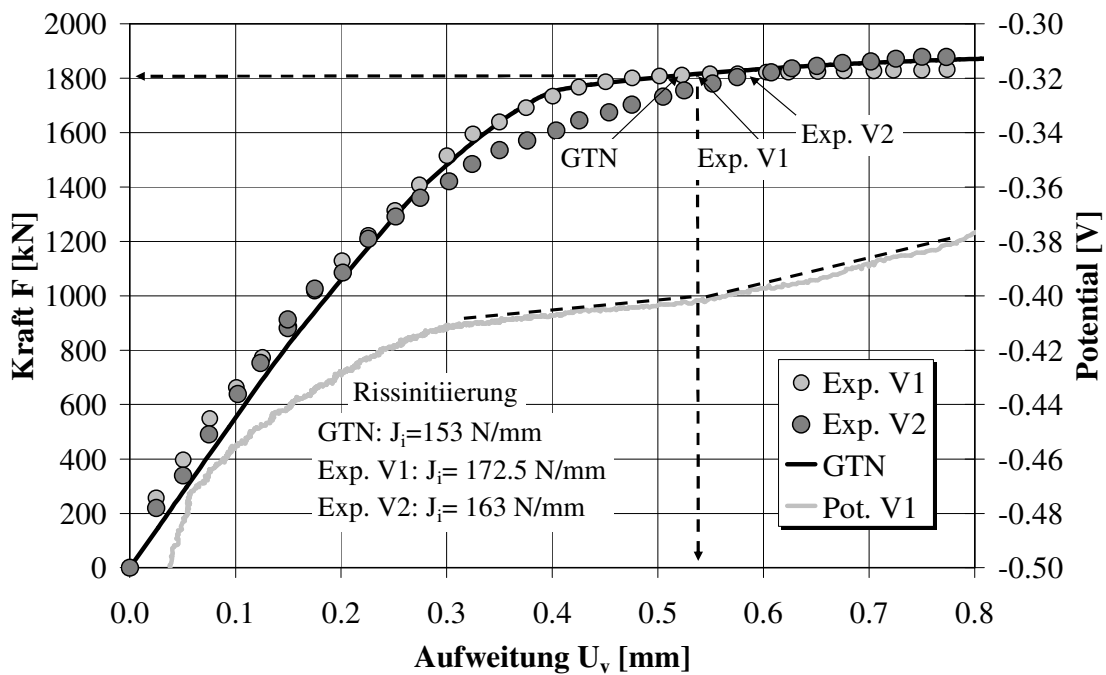
Analog zu den Schädigungsberechnungen für die gekerbten Rundzugproben und die Bruchmechanikproben wird auch für die DE(T) Proben ein konstanter Wert für die kritische Porosität  $f_c$  eingesetzt. Unter Berücksichtigung des Abfalls der Mehrachsigkeit von der Bruchmechanik- zu der DE(T) Probe um 8-10% wird der Parameter  $f_c$  bei einer Mehrachsigkeit von  $h=1.8$  gewählt. Die numerischen Voruntersuchungen des Spannungszustandes an den DE(T) Proben zeigen, dass das Niveau der Mehrachsigkeit vor der Risspitze diesen Wert bis zur Initiierung nicht überschreitet.

Das experimentelle Last-Verformungsverhalten („Exp. V1“ und „Exp. V2 „) der Großzugproben mit der HLSV des Stahls EH36-15I kann mit dem numerischen Modell („GTN“) gut wiedergegeben werden, s. **Bild 5.52**. Die Lasten, bei denen der Riss im numerischen und experimentellen Modell initiiert, werden mit den Pfeilen im Last-Verformungs-Diagramm eingetragen. Außerdem kann der Potentialverlauf („Pot. V1) für den ersten Versuch mit der zugehörigen Steigungsänderung zur Bestimmung der duktilen Initiierung aus dem Diagramm entnommen werden.





**Bild 5.51:** Geometrie der DE(T) Probe mit der Instrumentierung (schematisch)



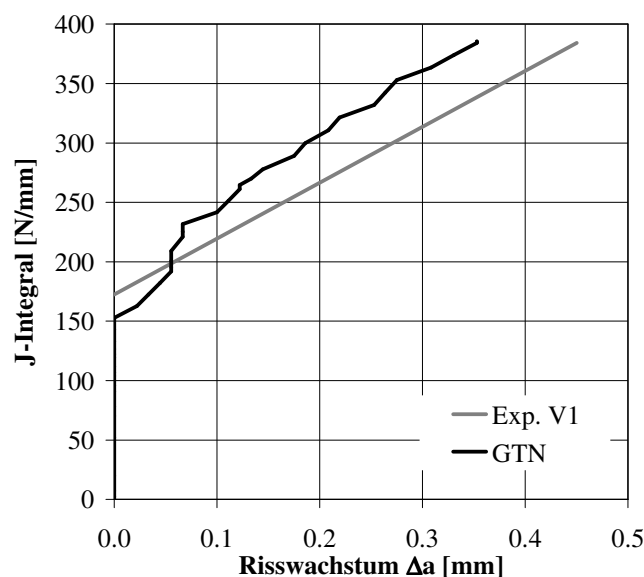
**Bild 5.52:** Experimentelle und numerische Last-Verformungskurve für die DE(T) Probe mit der HLSV des Stahls EH36-15I

Mit dem GTN-Schädigungsmodell ( $J_i=153\text{N/mm}$ ) werden die beiden experimentellen Rissinitiierungswerte von  $J_i=172.5$  und  $163\text{N/mm}$  leicht unterschätzt. Im Vergleich zu Bruchmechanikproben werden also sowohl mit dem Schädigungsmodell als auch experimentell viel

höhere (fast Faktor 2) Rissinitiierungswerte bestimmt. Mit der Anwendung der Potentialmethode ist die Ermittlung eines geometrieunabhängigen physikalischen Initiierungswertes für die HLSV des Stahls nicht möglich. Daher stellt sich die Frage, ob der Rissinitiierungswert  $J_i$  bei den Proben mit der HLSV in der Tat eine Abhängigkeit vom Constraint aufweist und wie zuverlässig die Bestimmung der Initiierung mit der Potentialmethode ist. In dem Fall, dass der Constraint die Rissinitiierung beeinflusst und deren Bestimmung mit der gewählten Potentialmethode zu ungenau ist, kann eine eindeutige Trennung der beiden Einflüsse ohne Einbeziehung einer weiteren Methode (z.B. Messung der Stretched Zone Width) zur Bestimmung der Initiierung nicht durchgeführt werden. In [HEY04] wird ebenfalls eine Zunahme der  $J_i$  bei Rissinitiierung bei den DE(T) Proben mit der Laserstrahlschweißverbindung gegenüber den Bruchmechanikproben festgestellt. Allerdings wird auch hier die Rissinitiierung mit der Potentialmethode ermittelt.

Da die numerische Rissinitiierung beim Erreichen der maximalen Schädigung im ersten Element vor der Riss Spitze definiert wird, ist der numerische Initiierungswert von der Länge des ersten Elements und somit auch von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes abhängig. Aus diesen Gründen führt der Abfall des Constraints vor der Riss Spitze in der Großzugprobe gegenüber der Bruchmechanikprobe zum höheren numerischen  $J_i$  Wert.

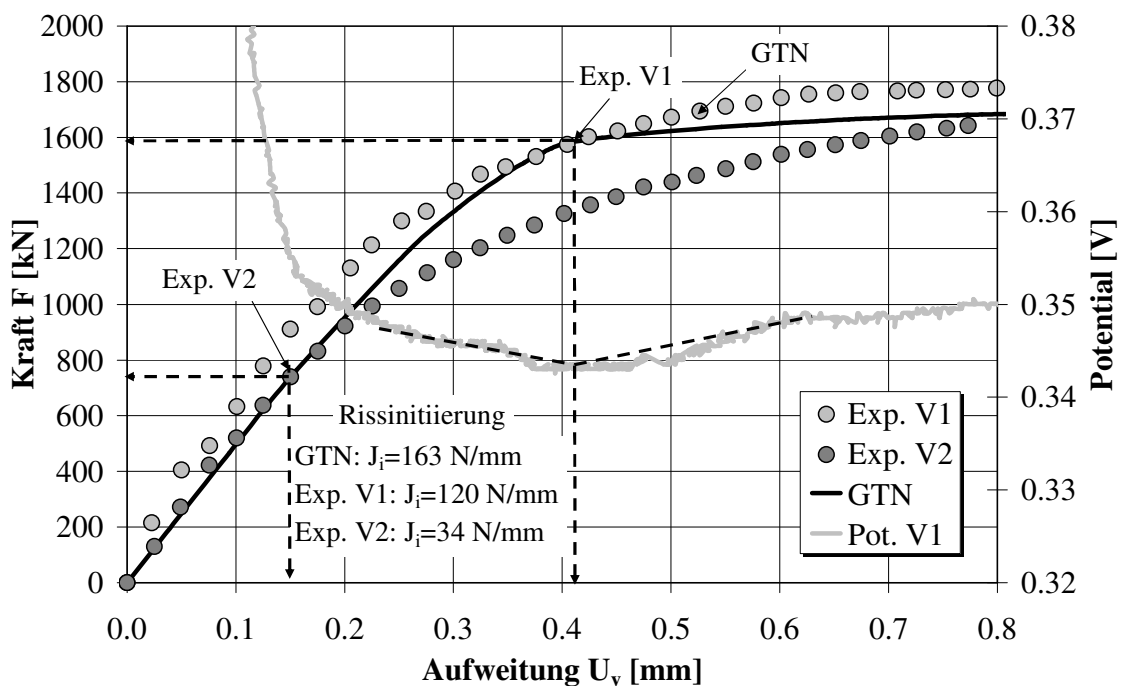
Um eine genauere Sicherheitsbewertung der HLSV des Stahls EH36-15I durchführen zu können, wird neben der Bestimmung der Rissinitiierung der Verlauf der stabilen Rissausbreitung aufgenommen, um den Risswiderstand in Abhängigkeit von der Risslänge abschätzen zu können. Dafür steht aber keine Hochgeschwindigkeits- sondern eine gebräuchliche Videokamera mit begrenzter Auflösung zur Verfügung, sodass eine genaue Messung des Risswachstums im Zehntelbereich des Millimeters kaum möglich ist. Somit kann anstelle einer Risswiderstandskurve eher ein Trend des Risswiderstandes („Exp. V1“) bestimmt werden, s. **Bild 5.53**. Bis auf die Rissinitiierung und das Risswachstum kleiner als 0.5mm liegt der experimentelle Trend unterhalb der numerischen Risswiderstandskurve. Demnach würde die numerische Kurve zu einer nicht-konservativen Sicherheitsbewertung führen.



**Bild 5.53:** Experimentelle Abschätzung des Risswiderstandes und die numerische Risswiderstandskurve für die DE(T) Probe mit der HLSV des Stahls EH36-15I

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

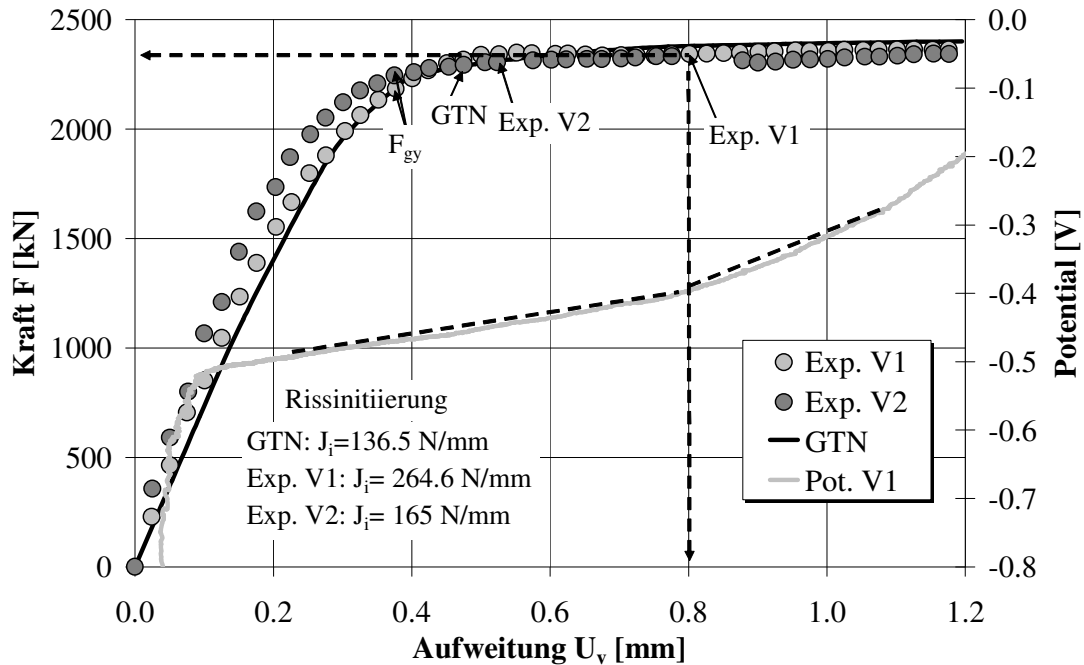
In **Bild 5.54** werden numerische und experimentelle Ergebnisse für die DE(T) Probe mit der HLSV des Stahls EH36-15F miteinander verglichen. Anders als bei den HLSV der Stähle mit dem Index „I“, die mit Nullspalt erzeugt werden, ergibt sich diese HLSV aus Schweißungen am schmalen Spalt der Breite 0.5mm, wobei die numerische Rissinitiierung erst nach dem Nettoquerschnittsfließen auftritt. Der Beginn des stabilen Risswachstums in den Experimenten erfolgt bei einer niedrigeren Risspitzenbelastung als in der Simulation. Während im ersten Versuch der stabile Riss beim Fließen des Nettoquerschnitts startet, wird beim zweiten Versuch die Rissinitiierung bereits in der ersten Hälfte des elastischen Bereichs festgestellt. Dies liegt daran, dass die beiden geprüften DE(T) Proben und besonders die Probe im zweiten Versuch größere Defekte aus fehlender Durchschweißung enthalten, die als längere Haarrisse entlang der Probenbreite erkennbar sind. Diese Haarrisse bewirken eine wesentliche Verschärfung des Spannungszustandes vor der Risspitze, wodurch sich der unruhige Potentialverlauf mit vielen Steigungsänderungen auch bei sehr kleinen Beanspruchungen ergibt. Somit können die Rissinitiierungswerte für diese Proben nicht bestimmt werden.



**Bild 5.54:** Experimentelle und numerische Last-Verformungskurve für die DE(T) Probe mit der HLSV des Stahls EH36-15F

In **Bild 5.55** sind die Ergebnisse bezüglich des Last-Verformungsverhaltens der DE(T) Probe mit der HLSV für den Stahl EH36-20I dargestellt. Im ersten Versuch („Exp. V1“) wandert der Riss nach ca. 1mm stabilen Wachstums in Richtung des GW aus. Bevor der Riss den GW erreichen kann, versagt die Großzugprobe plötzlich durch die Instabilität. Der Grund dafür ist, dass der Riss auf dem Weg in den GW auf die spröden Bereiche der WEZ trifft. Im zweiten Versuch erfolgt das Rissauswandern ebenfalls nach 1mm Risswachstum, wobei in diesem Fall der Riss den GW erreicht und sich dort ausbreitet. Die beiden mit der Potentialmethode ermittelten experimentellen Rissinitiierungswerte  $J_i$  unterscheiden sich um fast 100N/mm voneinander. Dieses Beispiel demonstriert deutlich die Ungenauigkeiten, die bei der Bestimmung der Rissinitiierung mit der Potentialmethode auftreten können. Der Potentialverlauf kann mehrere mögliche Steigungsänderungen aufweisen, die stärker oder

schwächer ausgebildet sind, so dass eine eindeutige Zuordnung der Steigungsänderung als Beginn des stabilen Risswachstums häufig nicht durchzuführen ist. Wie im Fall von EH36-15I, wird auch für die HLSV dieses Stahls kein physikalischer Initiierungswert mit der Potentialmethode bestimmt. Im Vergleich zu Bruchmechanikproben ergibt sich für die Großzugproben ein um 41 und 141 N/mm höherer  $J_i$ -Wert.



**Bild 5.55:** Experimentelle und numerische Last-Verformungskurve für die DE(T) Probe mit der HLSV des Stahls EH36-20I

Der numerische  $J_i$ -Wert wird kurz nach dem Erreichen der Fließlast ( $F_{gy1}=2232\text{kN}$  und  $F_{gy2}=2186\text{kN}$ ) erreicht. Dieser Wert unterschätzt wie bei HLSV des Stahls EH36-15I beide experimentell ermittelten  $J_i$ -Werte, wobei die Abweichung vom zweiten Initiierungswert etwas geringer ist, s. **Bild 5.55**.

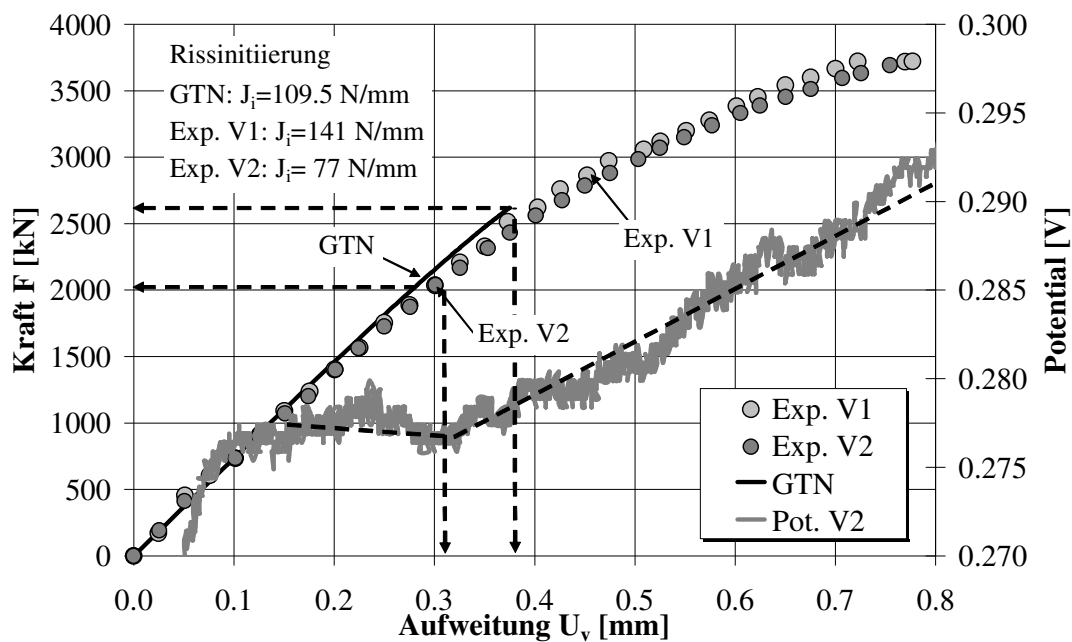
Bei den Großzugproben mit der HLSV des Stahls RQT701-20I findet die Rissinitiierung vor dem Nettoquerschnittsfließen ( $F_{gy1}=3906\text{kN}$  und  $F_{gy2}=4094\text{kN}$ ) statt, s. **Bild 5.56**. Dies liegt daran, dass dieser Stahl einen höheren Anteil an kleineren Partikeln (Parameter  $f_n$ ) in Vergleich zu niedrigfesten Stählen enthält. An den Stellen dieser Partikel bilden sich bereits bei kleinen plastischen Dehnungen sekundäre Hohlräume, deren Wachstum durch die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes gesteuert wird. Das Niveau der Mehrachsigkeit, das vor der Risspitze in der DE(T) Probe herrscht, ist zwar kleiner als in einer Bruchmechanikprobe aber ausreichend genug, um zur Rissinitiierung vor dem Nettoquerschnittsfließen zu führen. Auf der anderen Seite ist bei gleicher Risspitzenbelastung aufgrund des stärkeren Plastifizierungsgrades der Anteil an sekundären Hohlräumen in der DE(T) Probe höher als in der Bruchmechanikprobe.

Während die Steigungsänderung des Potentials im ersten Versuch deutlich zu erkennen ist, zeigt das Potential im zweiten Versuch einen unruhigen und zackigen Verlauf, wodurch die Festlegung des Initiierungspunktes erschwert wird. Im Vergleich zu Bruchmechanikversuchen ( $J_i=81\text{N/mm}$ ) wird mit der Potentialmethode im ersten Versuch ähnlich wie bei den Stählen EH36-15I und EH36-20I ein

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

deutlich höherer  $J_i$ -Wert von 141 N/mm bestimmt. Dahingegen ergibt sich aus dem zweiten Versuch ein fast um die Hälfte kleinerer Initiierungswert von 77 N/mm. Die mögliche Erklärung dafür, dass das Risswachstum bei einer viel niedrigeren Rissspitzenbelastung als im ersten Versuch beginnt, ist im Vorhandensein von Bindefehlern zu suchen, die den Spannungszustand vor der Risspitze verschärfen.

Der Initiierungswert aus der Simulationsrechnung mit dem Schädigungsmodell liegt mit 109 N/mm im Streuband der experimentellen Werte. Aufgrund der Konvergenzprobleme, die auch bei den Bruchmechanikproben auftreten, bricht die Rechnung kurz nach dem Beginn des stabilen Risswachstums im elastischen Bereich der Last-Verformungskurve ab.



**Bild 5.56:** Experimentelle und numerische Last-Verformungskurve für die DE(T) Probe mit der HLSV des Stahls RQT701-20I

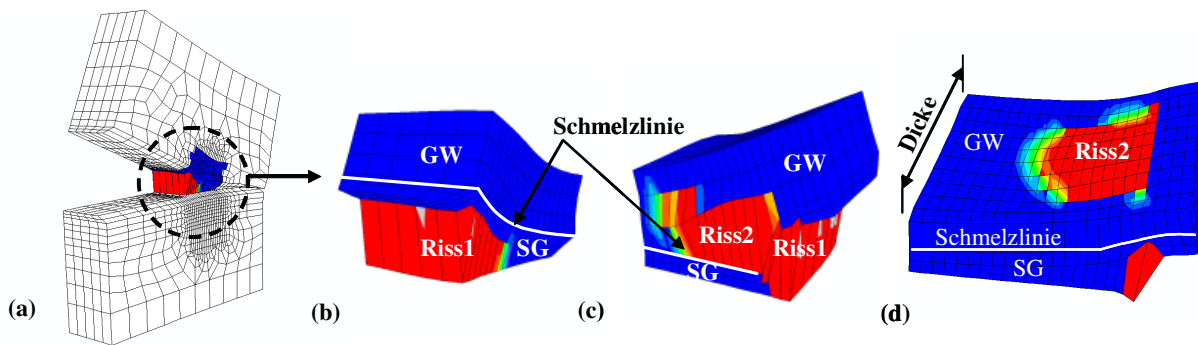
### 5.3 Untersuchung des Rissauswanderns

Das Auswandern eines wachsenden Risses in den weicheren GW wird vor allem bei Kerbschlagbiegeproben, DE(T) Proben und teilweise bei Bruchmechanikproben beobachtet. Ob die Tendenz zum Rissauswandern in einer HLSV vorliegt, hängt wesentlich von den vorliegenden Cosntraintverhältnissen und von den mechanischen Eigenschaften (Festigkeit, Zähigkeit, Mikrostruktur) der einzelnen Werkstoffphasen ab [NEG04], [OST07]. Das Rissauswandern tritt bevorzugt bei schmalen Nähten mit hohem Mismatch auf. Die Wahrscheinlichkeit zum Auswandern steigt ebenfalls mit abnehmender Probendicke und zunehmender Zähigkeit des Schweißgutes. In [BAJ05], [NON08] wird gezeigt, dass sich in vielen Fällen ein zweiter Riss an der Schmelzlinie (SL) im GW ausbildet bevor die Vereinigung mit dem Anfangsriss und somit Rissauswandern stattfindet.

Sowohl bei den experimentellen als auch bei den numerischen Untersuchungen des Bruchverhaltens der HLSV für den Stahl S355 wird Rissauswandern beobachtet, wenn der Anfangsriss im Schweißgut in einer Entfernung von ca. 0.5mm von der Schmelzlinie liegt. Befindet sich der Anfangsriss in der

Schweißnahtmitte, so weicht der Riss von dem Ursprungspfad nicht ab. Der Mindestabstand zwischen dem Anfangsriss und der Schmelzlinie, der für das Auftreten des Rissauswanderns erforderlich ist, beträgt ca. 0.9mm.

Neben der Lage des Anfangsrisses in Bezug auf die Schmelzlinie wirkt sich der unterschiedliche Spannungszustand entlang der Proben Dicke auch auf den Rissfortschritt und das Rissauswandern aus, s. **Bild 5.57**. Während sich der Anfangsriss in der Probenmitte nach ca. 0.5mm Länge mit dem zweiten Riss an der Schmelzlinie im GW vereint, behält er an der Probenoberfläche seine Richtung bei, ohne dass es auch nach 1mm Risswachstum zum Rissauswandern oder Auftreten des zweiten Risses im GW kommt. Dies liegt daran, dass die höhere Spannungsmehrachsigkeit in der Probenmitte zu einer stärkeren Schädigungsentwicklung an der Schmelzlinie und somit zur früheren Initiierung des zweiten Risses führt. Mit zunehmenden plastischen Verformungen werden die beiden Risse miteinander verbunden, womit der Prozess des Rissauswanderns beendet wird und die Rissausbreitung weiter im GW stattfindet. Das in der Probenmitte ausgeprägte Rissauswandern wird ebenfalls in Bruchmechanikversuchen beobachtet.



**Bild 5.57:** Das 3D FE Modell der 0.4C(T) Probe (a), mit dem Rissfortschritt an der Oberfläche (b) in der Probenmitte (c) und entlang der Dicke (d)

### 5.3.1 Einfluss der Risslage auf das Rissauswandern

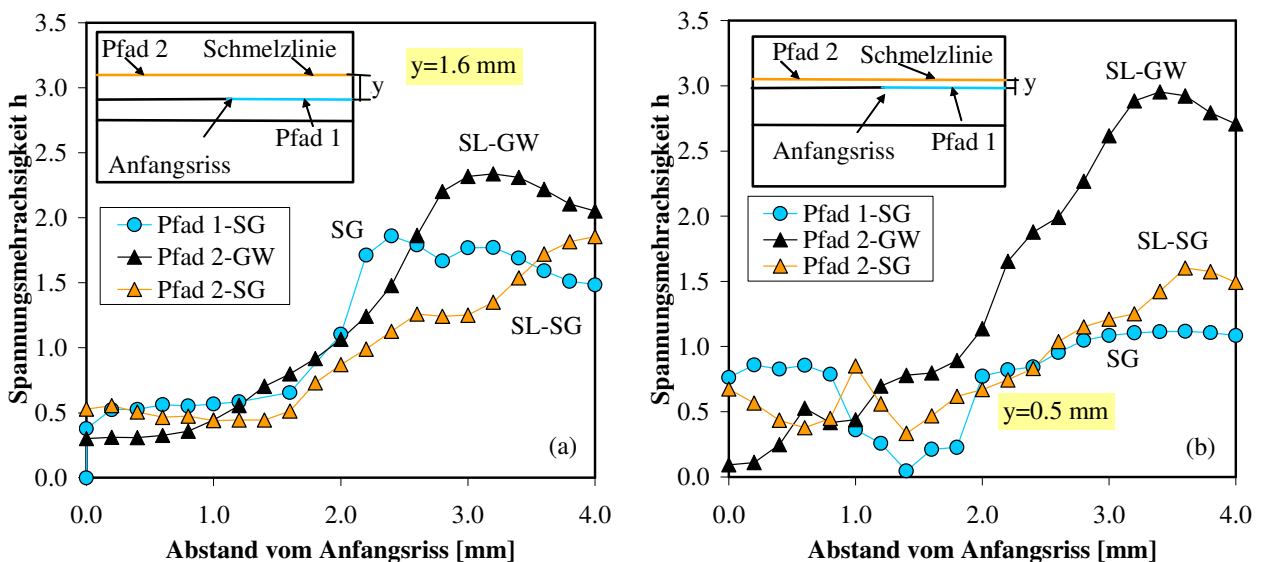
Um die Mechanismen des Rissauswanderns besser verstehen zu können, wird der Spannungs- und Dehnungszustand anhand der 2D FE Modelle der 0.4C(T) Proben mit zwei unterschiedlichen Lagen des Anfangsrisses untersucht und bewertet. Im ersten Modell liegt der Anfangsriss  $y=1.6\text{mm}$  und im zweiten  $y=0.5\text{mm}$  von der Schmelzlinie entfernt. Die Spannungs- und Dehnungszustände werden mit der Spannungsmehrachsigkeit  $h$  und der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  quantifiziert. Die Ergebnisse für beide Modelle werden bei einer Risslänge von  $\Delta a=2\text{mm}$  entlang des Ligaments in SG („Pfad 1“) und neben der Schmelzlinie („Pfad 2“) im GW („Pfad 2-GW“) und im SG („Pfad 2-SG“) ausgewertet und miteinander verglichen.

Im Fall des geraden Rissverlaufs für  $y=1.6\text{mm}$ , liegt zum Zeitpunkt des Rissauswanderns der maximale  $h$  Wert an der Schmelzlinie im GW 3mm von dem Anfangs- und 1mm von dem aktuellen Riss entfernt vor, s. **Bild 5.58 (a)** und **Bild 5.59 (a)**. Dieser Wert ist fast 50% höher als der maximale  $h$  Wert im SG (Pfad 1), der direkt hinter der aktuellen Risspitze erreicht wird. Dahingegen ist das maximale Niveau der plastischen Vergleichsdehnung im SG (Pfad 1) ca. 30% höher als im GW. Dieses Niveau wird innerhalb des Bereichs, der sich über 1mm ausgehend von der Anfangsrisspitze erstreckt,

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

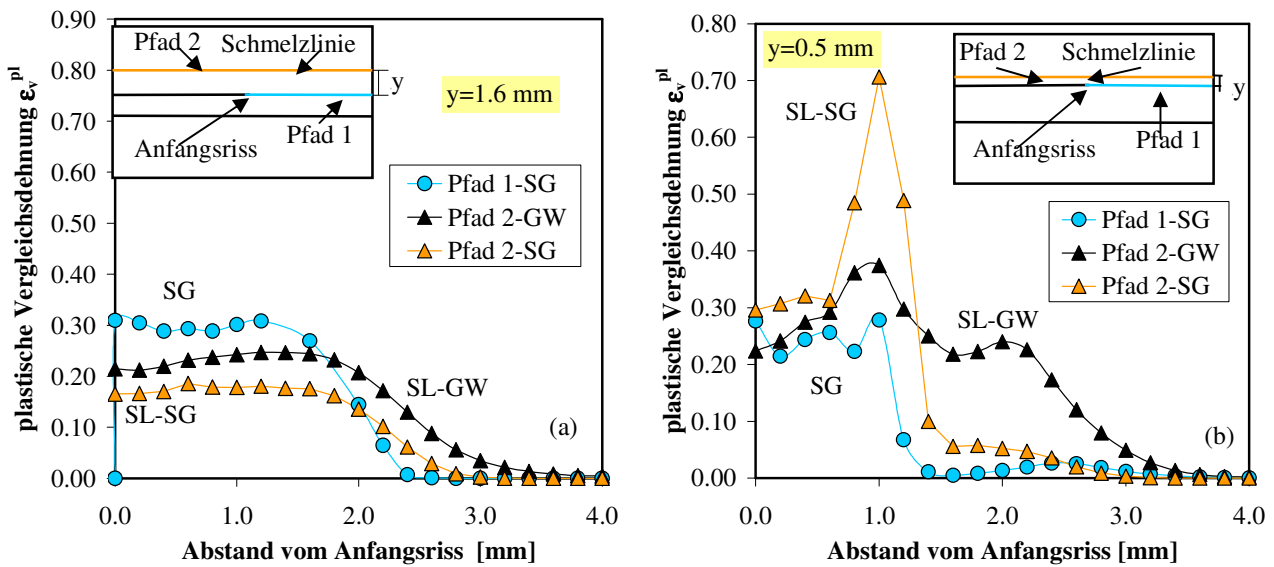
aufrechterhalten. Auf der anderen Seite fallen die  $\varepsilon_v^{pl}$  Werte im SG (Pfad 1) hinter diesem Bereich stärker als im GW ab, wodurch sich kleinere plastische Dehnungen vor der aktuellen Risspitze ergeben. Sowohl  $h$  als auch  $\varepsilon_v^{pl}$  Werte im GW reichen nicht aus, um die Entstehung des zweiten Risses auszulösen.

Die Ergebnisse aus der Schädigungsberechnung für das zweite Modell mit  $y=0.5\text{mm}$  und dem Auftreten des Rissauswanderns sind in **Bild 5.58 (b)** und **Bild 5.59 (b)** dargestellt. Bevor das Rissauswandern stattfinden kann, initiiert zunächst der zweite Riss an der Schmelzlinie im GW 1mm von dem Anfangsriss entfernt. Anders als im ersten Modell mit  $y=1.6\text{mm}$  ist das Niveau der Mehrachsigkeit im zweiten Modell an der Schmelzlinie ausreichend hoch, um den zweiten Riss auszulösen. Werden die Ergebnisse für das 2D und 3D Modell miteinander verglichen, so fällt auf, dass der zweite Riss im 3D Modell bereits nach 0.5mm Risswachstum des Anfangsrisses in der Probenmitte entsteht, s. **Bild 5.57**. Da jedoch die Spannungsmehrachsigkeit in 2D Modell aufgrund des maximalen out-of-plane Constraints höher als in Probenmitte des 3D Modells ist, wird eine frühere Initiierung des zweiten Risses in 2D Modell erwartet. Mit dem früheren Auftreten des zweiten Risses im 3D Modell wird klar, dass neben der Spannungsmehrachsigkeit der Einfluss der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  für die duktile Rissinitiierung nicht zu vernachlässigen ist. Die maximalen  $h$  und  $\varepsilon_v^{pl}$  Werte beim Rissauswandern sind fast um den Faktor 3 höher an der Schmelzlinie im GW und im SG (Pfad 2) als in Richtung des Anfangsrisses im SG (Pfad 1). Bis auf das lokale Maximum, das bei der Vereinigung der beiden Risse vorliegt, sind keine großen Unterschiede beim Niveau der plastischen Dehnungen für die beiden Modelle mit  $y=1.6$  und  $0.5\text{mm}$  festzustellen. Die lokalen Maxima der  $h$  und  $\varepsilon_v^{pl}$  Werte, die verantwortlich für die Vereinigung der beiden Risse und somit für das Rissauswandern sind, werden an der Schmelzlinie im SG (Pfad 2) in einem Abstand von ca. 1mm von dem Anfangsriss erreicht. Mit  $\varepsilon_v^{pl}$  Werten von fast 0.7 wird deutlich, dass das Rissauswandern in erster Linie durch die hohe Dehnungen an der Schmelzlinie kontrolliert wird.



**Bild 5.58:** Verlauf der Spannungsmehrachsigkeit  $h$  für  $\Delta a=2\text{mm}$  im Fall, dass der Anfangsriss gerade wächst (a) und auswandert (b)

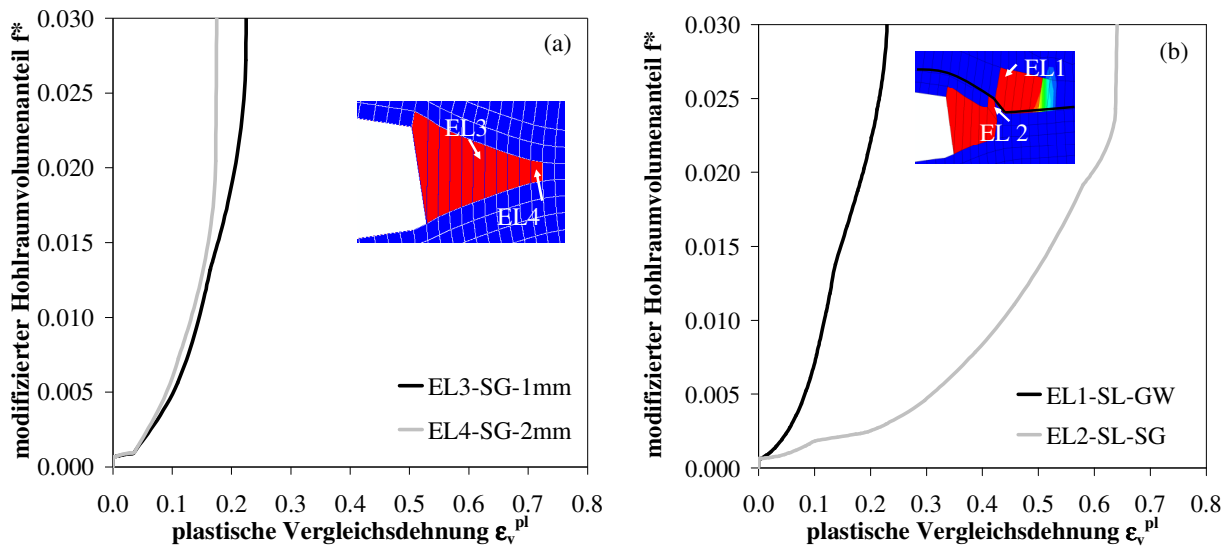




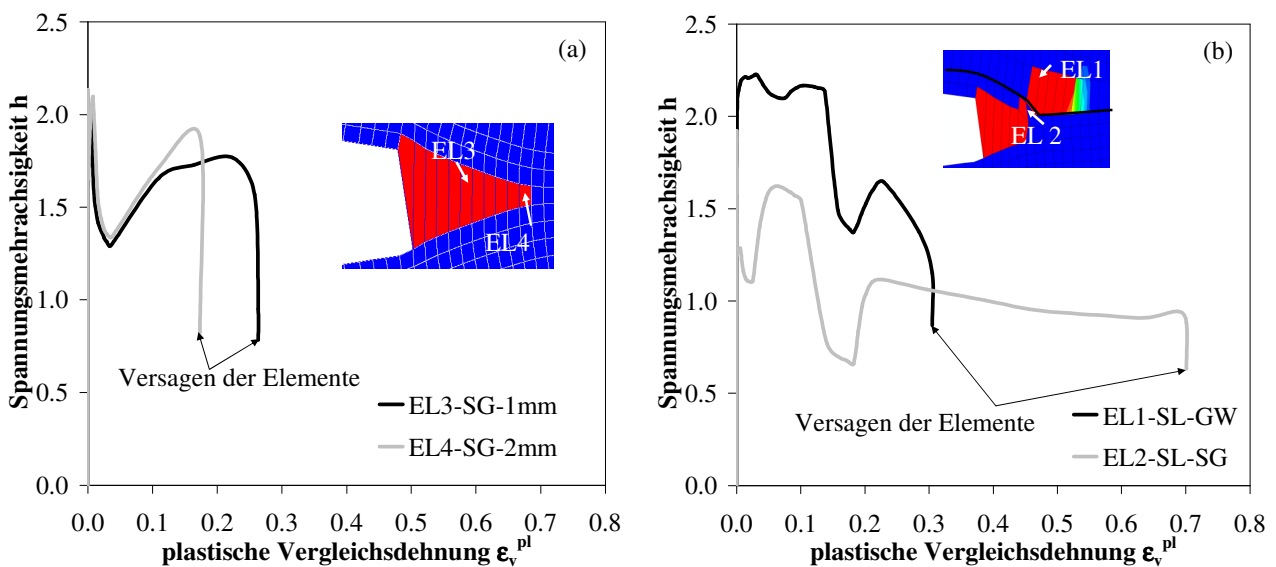
**Bild 5.59:** Verlauf der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  im Fall, dass der Anfangsriß gerade wächst (a) und auswandert (b) für  $\Delta a=2\text{mm}$

Für ein besseres Verständnis des Mechanismus hinter dem Rissauswandern ist neben der Auswertung der lokalen Spannungen und Dehnungen auch die Schädigungsentwicklung dargestellt, die letztendlich zum Rissauswandern führt. **Bild 5.60 (a)** zeigt die Schädigungsentwicklung (modifizierter Hohlraumvolumenanteil  $f^*$  über die plastische Vergleichsdehnung) für den gerade wachsenden Riss in dem Element, das die aktuelle Risspitze enthält, nach 1mm („EL3-SG-1mm“) und 2mm („EL4-SG-2mm“) Risswachstum. Die Schädigungsentwicklung verstärkt sich mit längerem Riss, so dass die kritische Porosität nach 2mm Risslänge bei kleinerer Dehnung erreicht wird. Dies liegt daran, dass der Verlauf der Mehrachsigkeit nach 2mm Risslänge zwei lokale Maxima aufweist, die das Niveau der Mehrachsigkeit nach 1mm Risswachstum überschreiten, s. **Bild 5.61 (a)**. Das erste lokale Maximum ist die Folge des hohen Spannungsniveaus im Probenligament beim Anfangsriß. Mit fortschreitendem Riss baut sich das zweite lokale Maximum vor der aktuellen Risspitze auf. Beim Auftreten des Rissauswanderns kann eine ähnlicher Verlauf des Schädigungsparameters  $f^*$  über die plastische Dehnung, der beim gerade wachsenden Riss im SG („EL4-SG-2mm“) vorliegt, an der Schmelzlinie im GW („EL1-SL-GW“) festgestellt werden, s. **Bild 5.60 (b)**. Auf der anderen Seite ist der maximale Wert der Mehrachsigkeit an der Schmelzlinie im GW höher als im SG sowohl bei dem gerade („EL4-SG-2mm“) als auch abweichend („EL2-SL-SG“) wachsenden Riss. Die niedrigere Mehrachsigkeit („EL2-SL-SG“), die an der Schmelzlinie im SG in Vergleich zum GW resultiert, bewirkt eine Verschiebung der Kurve für die Schädigungsentwicklung in Richtung höherer plastischer Dehnungen. Die kritische Porosität wird nach allmählichem Anstieg der plastischen Dehnungen in Bereich von 20 bis 65% bei einer fast unveränderten Mehrachsigkeit von  $h=1.0$  erreicht, s. **Bild 5.61 (b)**.

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums



**Bild 5.60:** Schädigungsentwicklung  $f^*$  über die plastische Vergleichsdehnung  $\epsilon_v^{pl}$  im Fall, dass der Anfangsriß gerade wächst (a) und auswandert (b)

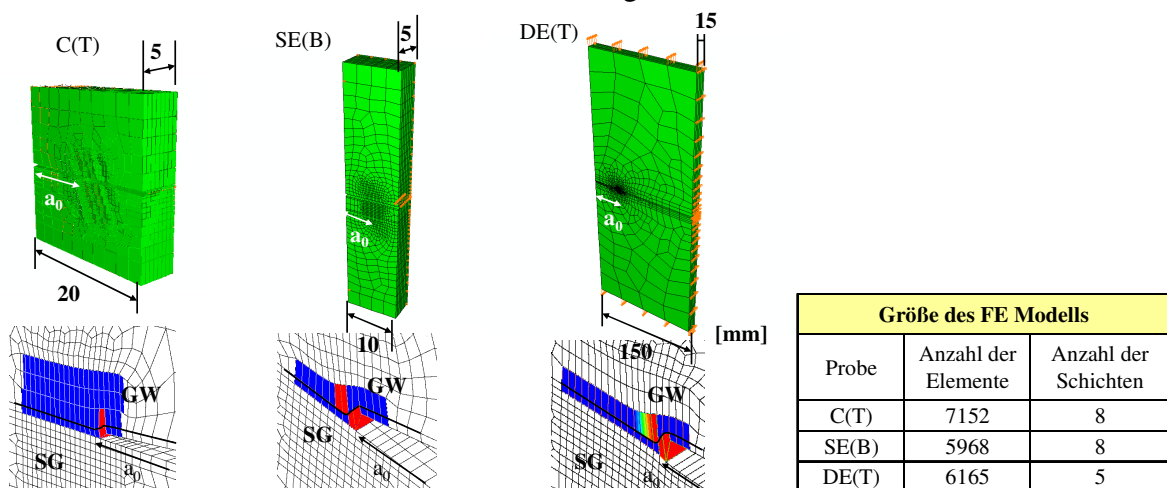


**Bild 5.61:** Spannungsmehrachsigkeit  $h$  über die plastische Vergleichsdehnung  $\epsilon_v^{pl}$  im Fall, dass der Anfangsriß gerade wächst (a) und auswandert (b)

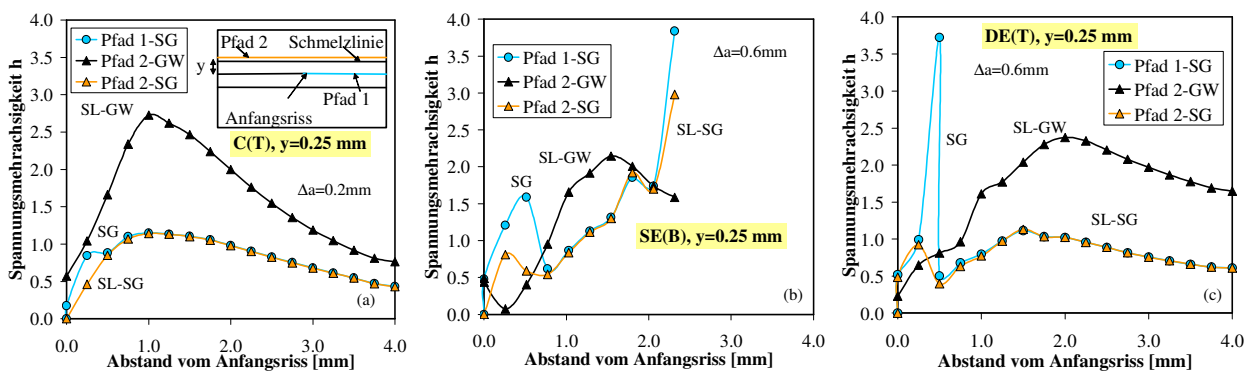
### 5.3.2 Einfluss der Probengeometrie auf das Rissauswandern

Neben dem Einfluss der Anfangsrislage auf das Risswachstum wird auch der Einfluss der Probengeometrie und somit unterschiedlicher Spannungs- und Dehnungsfelder auf das Rissauswandern untersucht. Die beiden Typen der Bruchmechanikproben, C(T) und SE(B) Proben werden mit den DE(T) Proben in Bezug auf den Rissfortschritt für die HLSV des Stahls S355 verglichen. Die verwendeten FE Modelle zusammen mit dem aus der Schädigungsberechnung resultierenden Risswachstum sind in **Bild 5.62** dargestellt. Der Anfangsriß befindet sich bei allen Proben in dem SG 0.25mm von der Schmelzlinie entfernt.

Für die C(T) Probe findet die Rissinitiierung und somit das Rissauswandern direkt im GW statt, aufgrund der dort vorliegenden viel höheren Mehrachsigkeit mit  $h_{max}=2.73$  als vor der Anfangsrissspitze im SG mit  $h_{max}=1.15$ . Anders als erwartet, ähnelt der lokale Spannungs- und Dehnungszustand, der das Rissauswandern in SE(B) Proben steuert, viel mehr dem entsprechenden Zustand in DE(T) als in C(T) Proben, s. **Bild 5.63** und **Bild 5.64**. Der erste Riss initiiert im SG und breitet sich bis auf ca. 0.25mm Länge sowohl für SE(B) als auch DE(T) Probe aus. Danach weicht der Riss in den GW aus, wobei zwei benachbarte Elemente gleichzeitig geschädigt werden. Basierend auf den vorherigen Untersuchungen, können die Bedingungen, unter denen das Rissauswandern auftritt, mit der Bestimmung der Spannungsmehrachsigkeit  $h$  und der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  entlang des Ligaments im SG und an der Schmelzlinie im GW quantifiziert werden, s. **Bild 5.63** und **Bild 5.64**. Im Gegensatz zu den Ergebnissen für die C(T) Probe sind viel höhere plastische Dehnungen von 70% für die SE(B) und von 90% für die DE(T) Probe erforderlich, um das Rissauswandern hervorzurufen. Neben den maximalen  $h$  Werten, die den weiteren Rissfortschritt im GW steuern, weist der Verlauf der Spannungsmehrachsigkeit zusätzlich ein lokales Maximum von  $h=0.8$  für SE(B) und  $h=0.9$  für DE(T) Probe an der Stelle des Rissauswanderns auf. Unter Berücksichtigung dieser und der Ergebnisse aus der 2D Analyse (s. **Bild 5.58** und **Bild 5.59**) kann gefolgert werden, dass sowohl eine Mindestmehrachsigkeit von  $h=0.8$  als auch eine Mindestdehnung von  $\varepsilon_v^{pl}=0.7$  erforderlich sind, dass der Riss nach einem bestimmten Fortschritt im SG Richtung GW auswandern kann.

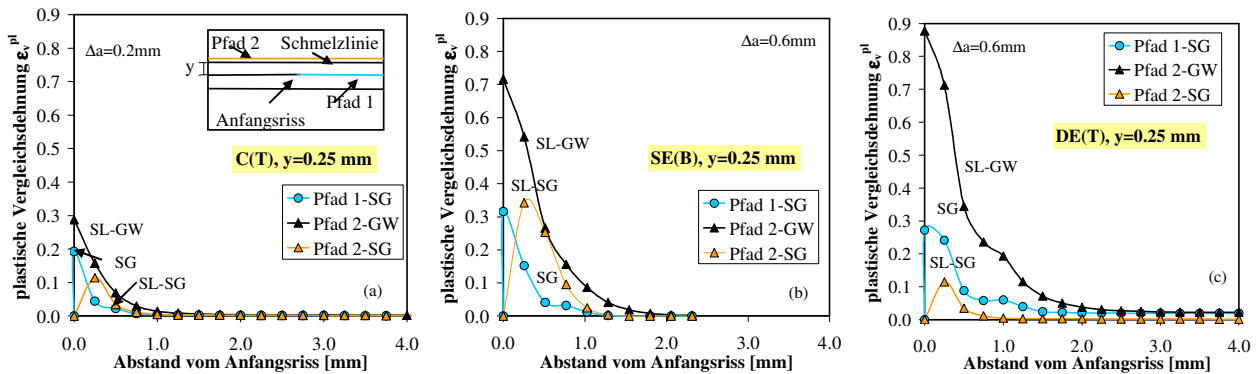


**Bild 5.62:** Einfluss der Probengeometrie auf das Rissauswandern



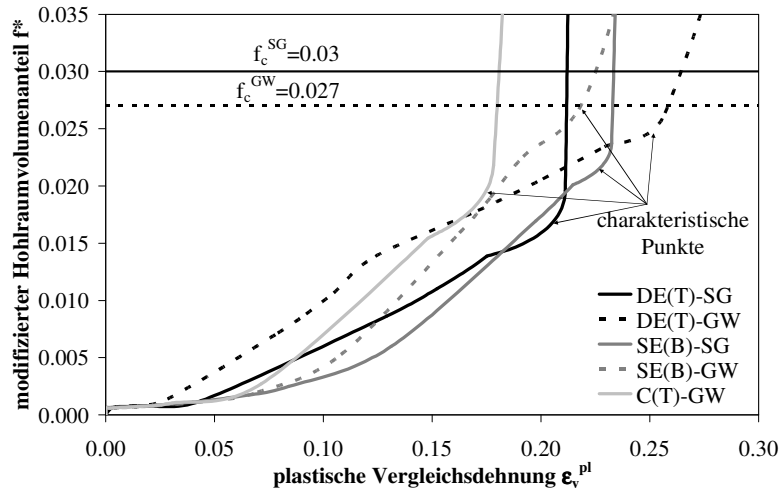
## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

**Bild 5.63:** Verteilung der Spannungsmehrrachsigkeit  $h$  in der Probenmitte für 3 unterschiedliche Probengeometrien zum Zeitpunkt des Rissauswanderns



**Bild 5.64:** Verteilung der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  in der Probenmitte für 3 unterschiedliche Probengeometrien zum Zeitpunkt des Rissauswanderns

Die Schädigungsentwicklung für alle 3 untersuchten Probengeometrien ist in **Bild 5.65** zu sehen. Der modifizierte Hohlraumvolumenanteil  $f_c^*$  und die plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  werden im ersten Element vor der Anfangsrisspitze (SE(B)-SG, DE(T)-SG) und in dem ersten geschädigten Element im GW an der Schmelzlinie (C(T)-GW, SE(B)-GW, DE(T)-GW) ausgewertet. Bei gleicher plastischer Vergleichsdehnung unter 20% ist die Schädigungsentwicklung im GW aufgrund des höheren Niveaus der Mehrachsigkeit stärker ausgeprägt als im SG für SE(B) und DE(T) Proben. Da aber dieses Niveau bei größeren plastischen Dehnungen nicht aufrechterhalten bleibt, initiiert der erste Riss für die beiden Proben zunächst im SG.



**Bild 5.65:** Schädigungsentwicklung über die plastische Vergleichsdehnung für drei unterschiedliche Probengeometrien

Alle resultierenden Kurven für die drei untersuchten Proben weisen einen charakteristischen Punkt auf, bei dem der Schädigungsprozess deutlich voranschreitet, ohne dass die plastischen Dehnungen wesentlich zunehmen. Diese verstärkte Schädigungsentwicklung ist vor allem im ersten geschädigten Element (C(T)-GW, SE(B)-SG, DE(T)-SG) mit dem charakteristischen Punkt bei einer Dehnung von 18% für die C(T) und 23% für die SE(B) Probe zu beobachten. Der modifizierte Hohlraumanteil erreicht in diesem Element die kritische Porosität bei fast konstantem Dehnungs- und abfallendem

Mehrachsigkeitsniveau. Die reduzierte Spannungsmehrachsigkeit im GW liegenden Element an der Schmelzlinie (SE(B)-GW, DE(T)-GW) für die SE(B) und DE(T) Probe reicht nicht mehr aus, um den ähnlich beschleunigten Schädigungsprozess herbeizuführen. Kurz davor oder erst nach dem Erreichen der kritischen Porosität wird der Anstieg der Schädigung aufgrund des Beschleunigungsfaktors  $\kappa$  steiler, wobei die plastischen Dehnungen bis zum Erreichen der Schädigung  $f_u^*$  weiter zunehmen.

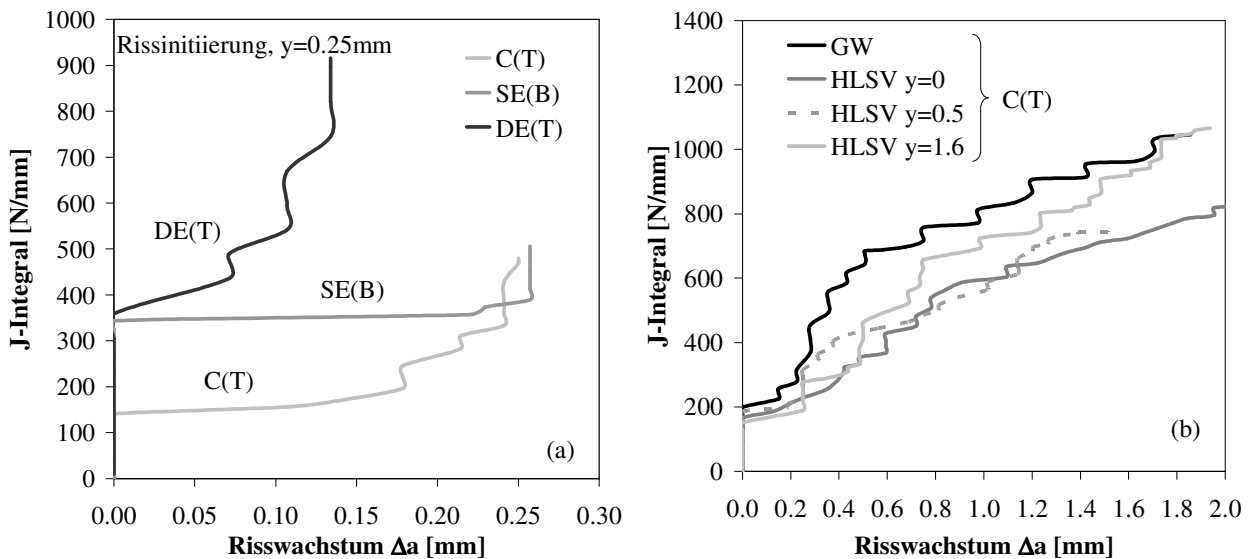
Der Einfluss der Probengeometrie und der Anfangsrissslage auf die numerische Rissinitiierung wird in **Bild 5.66 (a)** verdeutlicht. Das stabile Risswachstum beginnt für die SE(B) und DE(T) Proben bei einer Rissspitzenbelastung von ca. 350N/mm, die um ca. 200N/mm höher ist als die Rissinitiierung für die C(T) Probe. Der Grund für diese erhöhten Werte für die Rissinitiierung ist auf die zwei konkurrierenden Schädigungsprozesse, die gleichzeitig im SG vor der Anfangsrissspitze und im GW an der Schmelzlinie stattfinden, zurückzuführen. Außer in der Zone vor der Anfangsrissspitze entwickelt sich die Schädigung ebenfalls im GW an der Schmelzlinie aufgrund der hohen Mehrachsigkeit, die eine Teilentlastung der Anfangsrissspitze bewirkt s. **Bild 5.65**. Da die plastischen Dehnungen im GW nicht so schnell ansteigen wie vor der Anfangsrissspitze und das erforderliche Niveau der Mehrachsigkeit für die Initiierung im GW nicht vorliegt, beginnt das stabile Risswachstum für die SE(B) und DE(T) Proben im SG und nicht im GW. Der positive Einfluss der Schädigungsentwicklung im GW bezüglich des Risswiderstands ist, dass die Anfangsrissspitze im SG entlastet wird, so dass die Initiierung erst bei lokalen plastischen Dehnungen höher als 20% auftritt. Aus dem Vergleich zwischen den numerischen Initiierungswerten für die SE(B) Probe mit der Anfangsrissslage in der Schweißnahtmitte ( $J_i=148\text{N/mm}$ ), s. **Bild 5.49**, und 0.25mm von der Schmelzlinie entfernt ( $J_i=344\text{N/mm}$ ), s. **Bild 5.66 (a)**, wird diese positive Auswirkung der plastischen Zonen im GW noch deutlicher. Im Gegensatz zu der SE(B) Probe nimmt die Rissinitiierung für die C(T) Probe mit der Verkleinerung des Abstands des Anfangsrissses zur Schmelzlinie von  $y=0.5$  ( $J_i=189\text{N/mm}$ ) auf 0.25mm ( $J_i=141\text{N/mm}$ ) ab. Dies liegt daran, dass das hohe Niveau der Mehrachsigkeit im GW zu einer verstärkten Schädigung und somit zur Rissinitiierung führt, bevor die positive Auswirkung der Entlastung der Anfangsrissspitze ausgenutzt werden kann und sich der Schädigungsprozess wieder im SG konzentriert. Während die Rissinitiierung in der DE(T) Probe durch die Schädigung eines Elementes in der Probenmitte gekennzeichnet ist, korrespondiert der Rissbeginn in der SE(B) Probe mit der Schädigung aller Elemente in der Dickenrichtung vor der Anfangsrissspitze. Demzufolge verläuft die Risswiderstandskurve für die SE(B) flacher als für die DE(T) Probe und nähert sich dem Niveau des Risswiderstandes für die C(T) Probe nach einer Risslänge von  $\Delta a=0.25\text{mm}$  an.

Der Vergleich der Initiierungswerte für die C(T) Proben mit der HLSV in Bezug auf die der Lage des Anfangsrissses ( $y=1.6, 0.5$  und  $0\text{mm}$ ) zeigt, dass der höchste Wert von  $J_i=189\text{N/mm}$  bestimmt wird, wenn der Abstand des Anfangsrissses zur Schmelzlinie  $y=0.5\text{mm}$  beträgt im Vergleich zu  $J_i=150\text{N/mm}$  für  $y=1.6\text{mm}$ , s. **Bild 5.66 (b)**. Analog zu dem Fall für SE(B) und DE(T) Probe ergibt sich bei dieser Anfangsrissslage der optimale Spannungs- und Dehnungszustand im GW an der Schmelzlinie, der zum Wert der Rissinitiierung führt.

Bei der Anfangsrissslage an der Schmelzlinie ( $y=0\text{mm}$ ) bewirkt die hohe Mehrachsigkeit die Initiierung im GW bereits bei kleiner Rissspitzenbelastung, so dass keine ausreichend große plastische Zone im GW entwickelt werden kann, die zum Abfalls des Constraints vor der Rissspitze und somit zum Anstieg des Risswiderstands wie bei  $y=0.5\text{mm}$  führen würde. Der Schädigungsprozess mit der Entstehung des zweiten Risses, dem Rissfortschritt und anschließendem Rissauswandern, der zwischen

## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

$\Delta a=0.5$  und  $1.2\text{mm}$  stattfindet, kann an dem leichten Anstieg des Risswiderstandes bei  $y=0.5\text{mm}$  festgestellt werden, s. **Bild 5.66 (b)**. Mit dem wachsenden Riss im GW an der Schmelzlinie, verringern sich die Unterschiede im Risswiderstandsniveau zwischen  $y=0.5$  und  $y=0\text{mm}$ . Liegt der Anfangsriss genau in der Mitte der Schweißnaht ( $y=1.6\text{mm}$ ), so entwickelt sich die kleinste Mehrachsigkeit in GW im Vergleich zu den anderen Anfangsrisslagen aufgrund des größten Abstandes zur Schmelzlinie. Bei dieser Risslage, bei der kein Rissauswandern auftritt, wird für  $\Delta a > 0.5\text{mm}$  das höchste Risswiderstandsniveau in Vergleich zu  $y=0.5$  und  $y=0\text{mm}$  bestimmt, da die kontinuierliche Entwicklung der plastischen Zonen im GW zur Entlastung des Spannungszustandes an der aktuellen Risspitze im SG beiträgt. Dahingegen findet das stabile Risswachstum bei  $y=0.5$  und  $0\text{mm}$  nach dem Rissauswandern im GW statt, ohne dass dabei die Risspitze entlastet wird.



**Bild 5.66:** Der Einfluss der Probengeometrie auf die Rissinitiierung (a) und der Anfangsrisslage auf den Risswiderstand (b)

## 5.4 Schlussfolgerungen

Der Schwerpunkt der in diesem Kapitel erfolgten Untersuchungen liegt in der Bestimmung des duktilen Bruchverhaltens der hybridlasergeschweißten Proben und der Bewertung des GTN-Schädigungsmodells bezüglich der Beschreibung dieses Verhaltens.

Ausgehend von der in Kap. 4 ermittelten Anfangsporosität  $f_0$  und den Parametern für die Entstehung von sekundären Hohlräumen  $f_n$ ,  $s_n$  und  $\varepsilon_n$  werden Berechnungen an den Einheitszellen zur Bestimmung der kritischen Porosität  $f_c$  durchgeführt. Die Ergebnisse aus diesen Berechnungen zeigen, dass die kritische Porosität  $f_c$  keine Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes aufweist, wenn das duktile Schädigungsverhalten des untersuchten Stahls (in diesem Fall der Stahl S355) in erster Linie durch die Bildung von primären Hohlräumen zu beschreiben ist. Diese primären Hohlräume bilden sich als Folge des Ablösens der größeren nicht-metallischen Einschlüsse aus der Matrix, deren Gehalt über die Anfangsporosität quantifiziert werden kann. Auf der anderen Seite hängt die kritische Porosität  $f_c$  von der Mehrachsigkeit deutlich ab, wenn an dem duktilen Schädigungsprozess neben der primären auch die sekundären Hohlräume wesentlich beteiligt sind. Aus diesen Gründen werden für die Stähle EH36-15, EH36-20, RQT701-15 und RQT701-20 Tabellen

aufgestellt, aus denen der Parameter  $f_c$  für die 3 Mehrachsigkeiten  $h=1.0, 2.0$  und  $3.0$  entnommen werden kann. Da die Bestimmung des Parameters  $f_c$  für die unterschiedliche Mehrachsigkeiten auch von der für die Einheitszelle verwendeten Elementgröße abhängt, sind die resultierenden Werte eher qualitativ zu betrachten und nicht als auf der Mikrostruktur basierende Materialparameter.

Nach der Ermittlung der restlichen Parameter mit Hilfe der Versuche an den gekerbten Rundzugproben wird schließlich das Schädigungsmodell zur Simulation des Risswiderstandes der Bruchmechanikproben eingesetzt. Sowohl für den GW als auch die HLSV des Stahls S355 können die experimentellen Ergebnisse mit dem Schädigungsmodell ohne große Abweichungen wiedergegeben werden. Bezüglich der Bestimmung der Rissinitiierung kann neben den gewählten Schädigungsparametern auch der Grad der Vereinfachung des FE Modells durch Ausnutzung der vorhandenen Symmetrien eine Rolle spielen und ist aus diesen Gründen zu beachten. Während eine gute Übereinstimmung zwischen den numerischen und experimentellen Risswiderstandskurven für die GW der Stähle EH36-15, EH36-20 und RQT701-15 erzielt werden kann, unterschätzt die numerische Prognose deutlich den experimentellen Risswiderstand für den GW des Stahls RQT701-20. Ein möglicher Grund ist, dass die mechanischen Eigenschaften für diesen Werkstoff starke Streuungen auch wegen der vorhandenen Seigerungen aufweisen. Bei vielen Bruchmechanikproben mit der HLSV der Stähle EH36-15, EH36-20 und RQT701-20 tritt kurz nach der duktilen Rissinitiierung Spaltbruchversagen auf, so dass die Bestimmung der Risswiderstandskurve nicht möglich ist. Das spröde und Übergangsverhalten dieser Werkstoffe wird weiter in Kap. 6 experimentell und numerisch untersucht. Aufgrund des ausgeprägten Einflusses des Spannungszustandes auf das duktile Bruchverhalten besonders bei hohem Anteil an sekundären Hohlräumen, sollte grundsätzlich das 3D anstelle des 2D FE Modells mit ebenem Dehnungszustand für die Analysen mit dem Schädigungsmodell verwendet werden.

Die Übertragbarkeit der ermittelten Parameter wird für den Stahl S355 mittels der Versuche an den SE(B) Proben und für die restlichen Stähle anhand der Zugversuche an den bauteilähnlichen DE(T) Proben getestet. Die numerische Abschätzung der experimentellen R-Kurvenverläufe für die SE(B) Probe aus dem homogenem GW und mit der HLSV des Stahls S355 kann am besten mit dem 3D FE Modell unter Ausnutzung der Symmetrie in Dickenrichtung erzielt werden. Wird zusätzlich die Symmetrie in der Längsrichtung ausgenutzt, so überschätzt die Numerik den experimentellen Risswiderstand erheblich. Wie bereits in [HOL93] für die Kleinprobengeometrie demonstriert wird, beeinflusst eine proportionale Veränderung der Geometrie bei den SE(B)-Proben mit  $W=2B$  kaum den Risswiderstand, was mit den Proben aus GW für den S355 bestätigt werden kann. Die Bestimmung der physikalischen Initiierungswerte für die DE(T) Proben mit der Potentialmethode weist große Unsicherheiten auf, die durch die auftretenden Schweißnahtfehler noch verstärkt werden. Die experimentell ermittelten Rissinitiierungswerte für die DE(T) Proben liegen grundsätzlich höher als die  $J_I$ -Werte aus den Bruchmechanikversuchen, wenn die Schweißnahtfehler keine eindeutige Auswertung des Potentialschriebs zulassen. Ob diese Tatsache eher auf die niedrigere Mehrachsigkeit in der DE(T) oder auf die Ungenauigkeit der Potentialmethode zurückzuführen ist, kann nicht eindeutig geklärt werden. Mit dem Schädigungsmodell werden ebenfalls höhere  $J_I$ -Werte als bei Bruchmechanikproben bestimmt, wobei die numerische Initiierung für die HLSV der Stähle EH36-15I und EH36-20I bei einer kleineren Risspitzenbelastung in Vergleich zu Experimenten auftritt.



## 5. Modellierung des stabilen Risswachstums

---

Die Analyse des experimentell beobachteten Rissauswanderns mit dem Schädigungsmodell für den Stahl S355 zeigt, dass die Tendenz zum Rissauswandern von dem Spannungs- und Dehnungszustand im GW an der Schmelzlinie wesentlich abhängt. Die Mehrachsigkeit im GW nimmt mit steigendem Risswachstum, Verringerung der Entfernung des Anfangsrisses zur Schmelzlinie und der Verwendung der Probenformen mit höherem in-plane und out-of-plane Constraint zu. Durch diese Zunahme steigt auch die Wahrscheinlichkeit zum Auftreten des zweiten Risses im GW an. Das anschließende Rissauswandern findet anschließend als Vereinigung der beiden Risse in GW und SG mit vorangegangenen größeren plastischen Verformungen statt. Bezüglich der Sicherheitsbewertung wird das Rissauswandern positiv eingestuft, da sich der Risswiderstand aufgrund der hohen Verformungsenergie, die für das Abweichen des Risspfades aus dem SG in den weicheren GW nötig ist, vergrößert. Die numerischen Untersuchungen zeigen aber, dass der höchste Risswiderstand mit fortschreitendem Riss erzielt wird, wenn der Riss im SG in der Nähe der Schmelzlinie verläuft. Die Entfernung zur Schmelzlinie sollte allerdings so groß sein, dass kein zweiter Riss oder der Spaltbruch im GW auftreten. Auf diese Weise ist ein ständiges Plastifizieren des GW in der Nähe der Schmelzlinie mit wachsendem Riss gewährleistet, das die Risspitze entlastet und zur Erhöhung des Niveaus der gesamten R-Kurve beiträgt.

## 6 Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Das Hauptziel der numerischen und experimentellen Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit ist zunächst, mit Hilfe der Schädigungsmodelle das duktile Bruchverhalten von HLSV (Hybridlaserschweißverbindungen) zu beschreiben. Im Kapitel 4 zeigten viele unter Raumtemperatur geprüfte Bruchmechanikproben mit der Risslage in der Schweißnahtmitte das spröde Versagen kurz vor oder nach einer stabilen Rissinitiierung für die Stähle EH36-15, EH36-20 und RQT701-20. Die nach ASTM E1820-01 gültigen *J-R*-Kurven konnten aufgrund der geringen Zahl der Proben, die ein Hochlageverhalten bei Raumtemperatur aufweisen, für diese Stähle nicht bestimmt werden. Um den Mechanismus bei dem spröden Versagensverhalten im oberen Übergangsbereich besser zu verstehen, werden zusätzliche Bruchmechanikversuche und begleitende numerische Analysen durchgeführt.

Vor der Analyse des oberen Übergangsbereichs werden zunächst die Zähigkeitstieflage und der untere Übergangsbereich mit Hilfe des Mastercurve-Konzepts charakterisiert. Danach erfolgt für die HLSV der Werkstoffe die Bestimmung der Referenztemperatur  $T_0$  nach ASTM E 1921 anhand mindestens 6 gültiger Experimente. Durch den Vergleich dieser Temperatur mit der Übergangstemperatur, die auf der Basis von  $T_{27J}$  aus den Kerbschlagbiegeversuchen abgeschätzt wird, soll überprüft werden, ob die in ASTM E1921-97 vorgeschlagene Korrelation für das Schweißgut der HLSV Gültigkeit besitzt.

Im zweiten Teil der Untersuchungen werden lokale Bedingungen für die Spaltbruchauslösung mit Hilfe der FE Rechnungen für HLSV des Stahls EH36-15I sowie GW und HLSV des Stahls RQT701-15I analysiert. Zu diesem Zweck werden zunächst die fraktographischen Untersuchungen zur Ermittlung des Orts der Spaltbruchauslösung durchgeführt. Anschließend werden die vorliegenden lokalen mechanischen Größen zum Zeitpunkt des Versagens an diesem Ort mit der FEM bestimmt. Basierend auf diesen Ergebnissen erfolgt die Überprüfung der Anwendbarkeit des zweiparametrischen Spaltbruchkriteriums.

Der dritte Teil beschäftigt sich mit der numerischen Modellierung des Spaltbruchversagens mit Hilfe des Beremin-Modells für die Stähle EH36-15I (HLSV), EH36-20I (HLSV) und RQT701-15I (GW und HLSV). Dieses Modell basiert auf einer statistischen Theorie von Weibull zur Beschreibung der Versagenswahrscheinlichkeit beim Spröbruch. Die ursprüngliche Version des Beremin-Modells mit den temperaturunabhängigen Parametern wird mit der modifizierten Version verglichen, bei der die Weibullreferenzspannung  $\sigma_i$  von der Temperatur linear abhängen soll. Außerdem wird die Fähigkeit des Beremin-Modells zur Erfassung der „constraint effects“ untersucht, die durch die Änderung der Probenform oder der Anfangsrisslänge zustande kommen.

Der gesamte Überblick über die verwendeten Bruchmechanikproben ist in der **Tabelle 2.1** dargestellt. Um den Einfluss der Probenform zu untersuchen, werden als Bruchmechanikproben sowohl C(T) als auch SE(B) Proben verwendet. Bei SE(B) Proben wird zwischen zwei Anfangsrisslängen mit  $a/W=0.2$  und  $0.5$  unterschieden.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Stahl	Probentyp	Dicke B <sub>B</sub> [mm]	Dicke B <sub>N</sub> [mm]	Breite W [mm]	a/W	Anzahl		MC	FEM
						homog. GW	HLSV		
EH36-15I	SE(B)13x26	13.0	13.0	26.0	0.5	-	28	x	x
	SE(B)13x26	13.0	13.0	26.0	0.2	-	10	x	x
EH36-20F	0.8C(T)	17.0	13.6	40.0	0.5	-	6	x	-
EH36-20I	0.8C(T)	17.0	13.6	40.0	0.5	-	7	x	-
	SE(B)18x36	17.5	17.5	36.0	0.5	-	33	x	x
	SE(B)18x36	17.5	17.5	36.0	0.2	-	7	x	x
RQT701-15I	0.5C(T)	12.5	10.0	25.0	0.5	22	12	x	x
	SE(B)13x13	13.0	10.4	13.0	0.5	14	8	x	x
	SE(B)13x13	13.0	10.4	13.0	0.2	12	8	x	x
RQT701-20F	0.8C(T)	17.0	13.6	40.0	0.5	-	10	x	-
RQT701-20I	0.8C(T)	17.0	13.6	40.0	0.5	-	6	x	-

**Tabelle 6.1:** Versuchsplan für die Analyse des spröden Bruchverhaltens

### 6.1 Anwendung des Mastercurve Konzepts

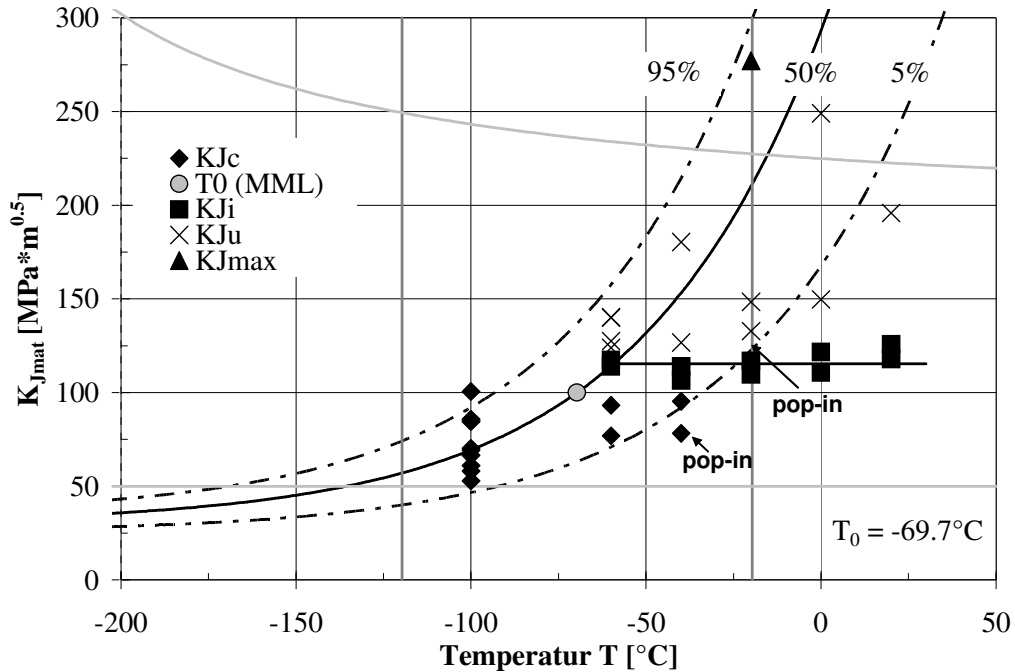
Das Mastercurve Konzept nach ASTM E 1921-97 basiert auf einer statistischen Auswertung der  $K_{Jmat}$ -Werte in der Tieflage und im Übergangsbereich. Als Ergebnis werden die Referenztemperatur  $T_0$  und die Versagenswahrscheinlichkeiten (5%, 50% und 95%) bestimmt. In **Bild 6.1** bis **Bild 6.16** sind die Ergebnisse für die HLSV der untersuchten Stähle und den GW von RQT701-15I dargestellt.

Die Versuchsdurchführung erfolgt auf derselben Universalprüfmaschine wie bei den Versuchen im Kapitel 4. Bei allen Bruchmechanikproben mit der HLSV befindet sich der Ermüdungsanfängsris in der Mitte des SG. Die ermittelten Zähigkeitskennwerte  $K_{Jmat}$  erhalten die Indizes in Abhängigkeit von dem Versagensmechanismus. Die Indizes  $c$ ,  $i$ ,  $u$  stehen für Spaltbruch, Gleitbruchinitiierung und Mischbruch (Gleitbruchinitiierung vor der Instabilität durch Spaltbruch). Wird im Versuch ein Kraftmaximum durchlaufen, so wird der Zähigkeitskennwert beim Kraftmaximum mit dem Index „max“ bezeichnet. Das Auftreten der lokalen Spaltbrüche wird mit der Markierung „pop-in“ im Mastercurve Diagramm versehen.

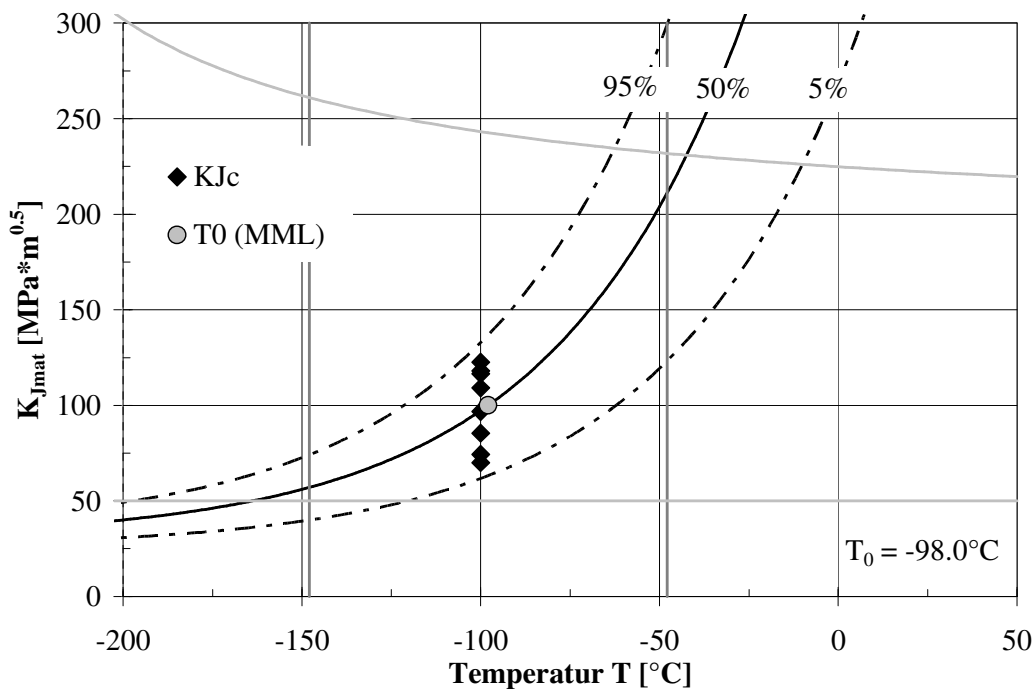
Für den SG von EH36-15I wird die Referenztemperatur von  $T_0 = -69.7^\circ\text{C}$  mittels 22 Proben unter 6 verschiedenen Temperaturen ( $-100^\circ\text{C}$ ,  $-60^\circ\text{C}$ ,  $-40^\circ\text{C}$ ,  $-20^\circ\text{C}$ ,  $0^\circ\text{C}$  und  $20^\circ\text{C}$ ) bestimmt, s. **Bild 6.1**. Werden für die Bestimmung der Referenztemperatur nur die Ergebnisse der Versuche unter der Temperatur von  $-100^\circ\text{C}$  herangezogen, so verschiebt sich die Temperatur  $T_0$  um  $-5\text{K}$ . Bei der Auswertung der Ergebnisse, die sich bei  $-60^\circ\text{C}$  ergeben, steigt die Temperatur hingegen um  $+1\text{K}$ . Von insgesamt 7 Proben, die unter  $-60^\circ\text{C}$  geprüft werden, tritt bei 4 Proben nach einem stabilen Risswachstum von maximal  $0.1\text{mm}$  das spröde Versagen ein. Mit steigender Temperatur nimmt die Streuung der Zähigkeitskennwerte für das SG im Übergangsbereich zu, wobei die Hochlage bei Raumtemperatur ( $+20^\circ\text{C}$ ) noch nicht erreicht wird. Wie bereits im Kapitel 4 gezeigt wird, führt die Entfernung der Seitenkerben bei C(T)-Proben zum Auswandern des Risses (RA) aus dem SG in den GW. Ebenfalls wird das RA bei den nicht seitengekerbten SE(B)-Proben mit einem duktilen Riss von

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

mindestens 0.5mm Länge beobachtet. Wie stark sich die Länge des Ermüdungsanrisses auf die Bestimmung der Referenztemperatur auswirkt, wird im **Bild 6.2** demonstriert. Als Folge des niedrigeren Constraints ergibt sich eine um 28K niedrigere Referenztemperatur  $T_0$  von  $-98^\circ\text{C}$  für die Proben mit  $a/W=0.2$  im Vergleich zu  $a/W=0.5$ .



**Bild 6.1:** Mastercurve für EH36-15I, SE(B)13x26, HLSV,  $a/W=0.5$

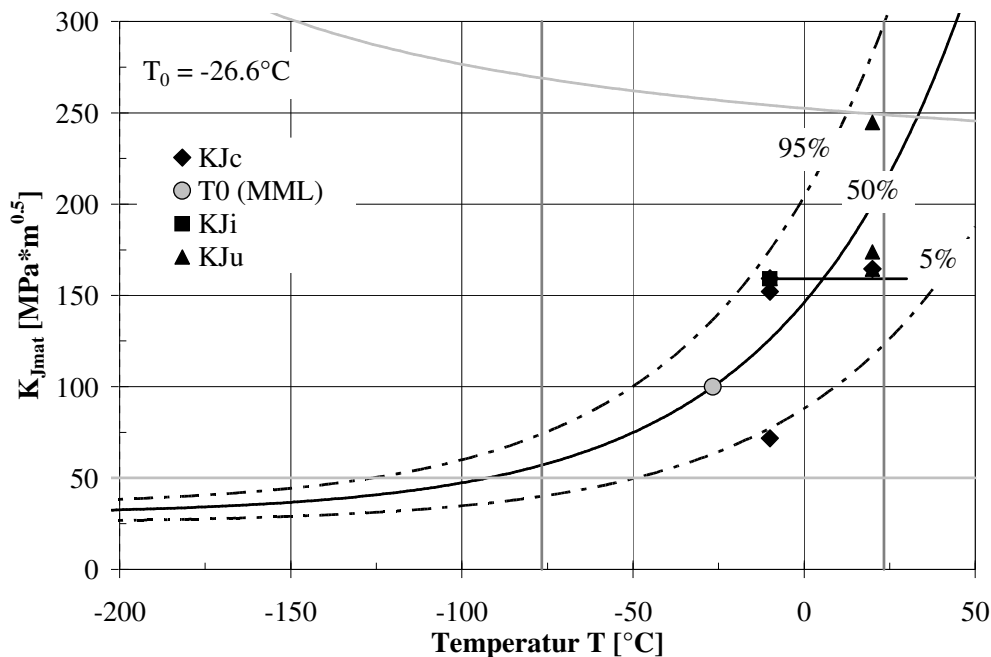


**Bild 6.2:** Mastercurve für EH36-15I, SE(B)13x26, HLSV,  $a/W=0.2$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Da bei zwei unter  $-80^\circ$  geprüften Proben mit  $a/W=0.2$  große Bereiche des duktilen Bruchs entlang der Ränder festzustellen sind, werden die restlichen 10 Proben bei tieferer Temperatur von  $-100^\circ\text{C}$  geprüft. Bei dieser Temperatur tritt das spröde Versagen ohne vorangegangene Gleitbruchinitiierung auf.

Für das SG von EH36-20F mit schmalen Spalt wird eine um 9K höhere Referenztemperatur  $T_0=-26.6^\circ\text{C}$  im Vergleich zum Nullspalt ermittelt, vgl. **Bild 6.3** und **Bild 6.4**. Diese Verschlechterung der Zähigkeitseigenschaften fällt mit der Verwendung von Bruchmechanikproben wesentlich geringer als bei Kerbschlagproben aus, bei denen der Unterschied in  $T_{27J}$  zwischen den Schweißnähten mit Null- und schmalen Spalt  $+20\text{K}$  beträgt.



**Bild 6.3:** Mastercurve für EH36-20F, 0.8C(T), HLSV,  $a/W=0.5$

Die Referenztemperatur  $T_0$  für SG des EH36-20I wird anhand zweier Probetypen, C(T) und SE(B), bestimmt, s. **Bild 6.4** und **Bild 6.5**. Mit den SE(B) Proben ergibt sich eine um  $+20\text{K}$  höhere  $T_0$  als mit C(T) Proben. Ein möglicher Grund dafür ist das Niveau der Mehrachsigkeit, das in SE(B) Proben niedriger als in C(T) Proben ist [HEY04]. Werden die Ergebnisse für SE(B) Proben getrennt unter  $-80^\circ\text{C}$ ,  $-60^\circ\text{C}$  und  $-40^\circ\text{C}$  ausgewertet, wird die Verschiebung der  $T_0$  um  $-6.2\text{K}$ ,  $+0.3\text{K}$  und  $+7.5\text{K}$  beobachtet. Der Einfluss der Anfangsrislänge auf  $T_0$  ist bei EH36-20I viel größer als für EH36-15I. Bei der Prüfung von 7 Proben mit  $a/W=0.2$  unter  $-80^\circ\text{C}$  ergibt sich für EH36-20I eine sogar um  $38\text{K}$  niedrigere Referenztemperatur von  $-93.9^\circ\text{C}$ , s. **Bild 6.6**.

6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

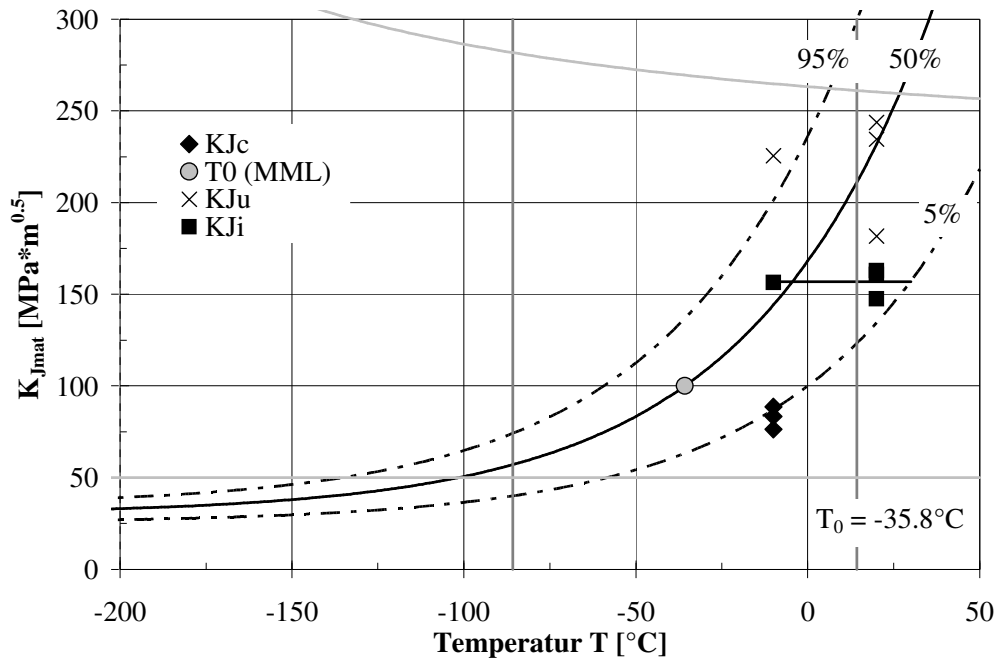


Bild 6.4: Mastercurve für EH36-20I, 0.8C(T), HLSV,  $a/W=0.5$

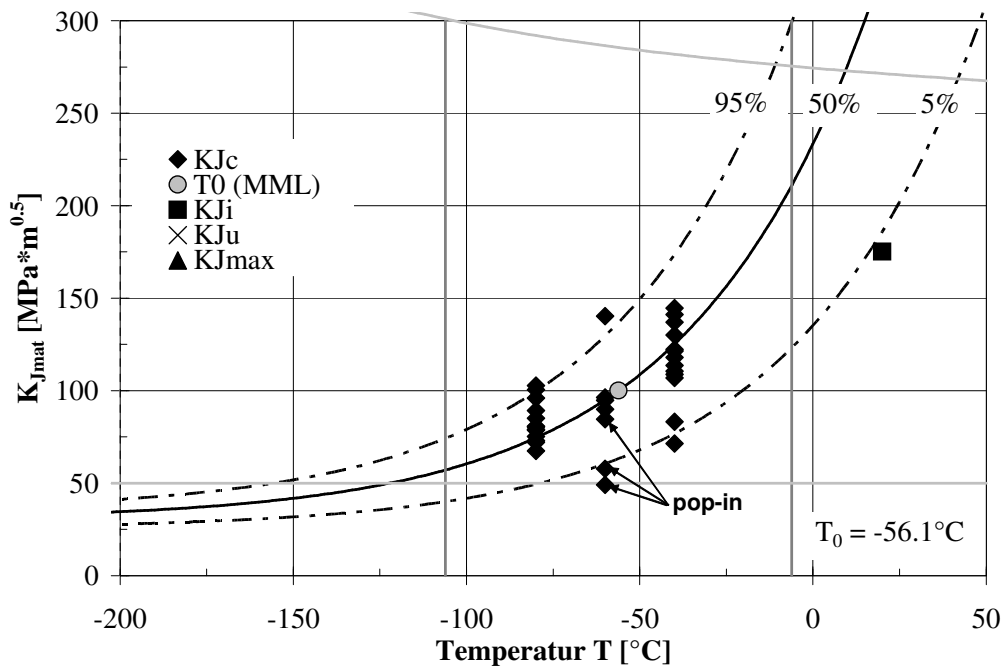
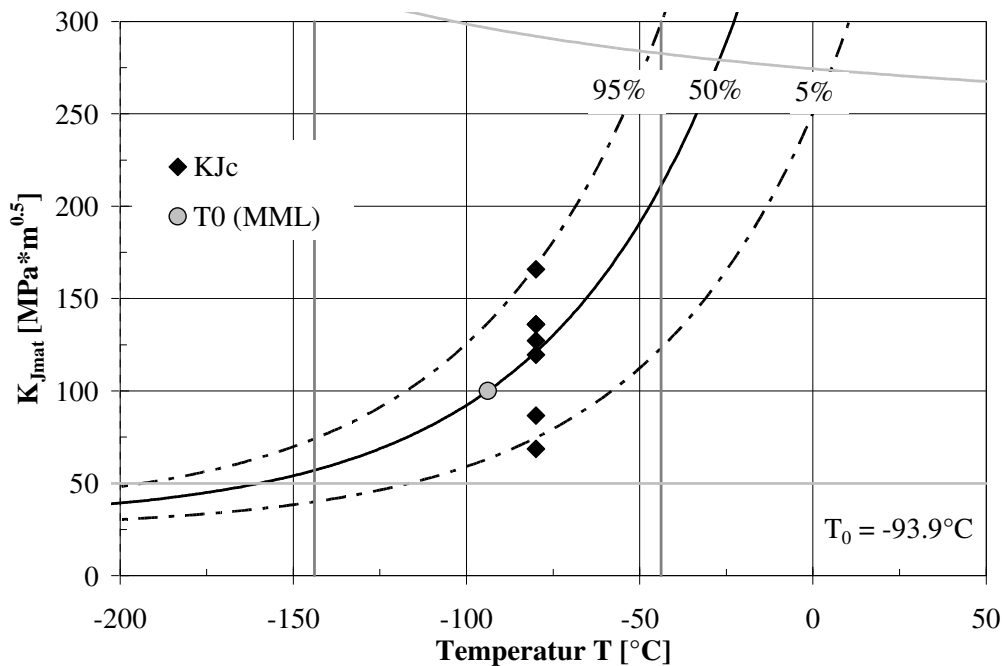


Bild 6.5: Mastercurve für EH36-20I, HLSV, SE(B)18x36,  $a/W=0.5$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.6:** Mastercurve für EH36-20I, SE(B)18x36, HLSV,  $a/W=0.2$

Basierend auf dem Vergleich der Mikrostruktur und der Härteprofile des SG zwischen EH36-15I und EH36-20I (vgl. Kap. 4.1.3) wird aufgrund der vorliegenden weicheren Ferritphasen eine höhere Zähigkeit beim SG des EH36-20I als beim EH36-15I erwartet. Dahingegen liefern sowohl Kerbschlagbiege- (s. Kap. 4.1.9) als auch Bruchmechanikversuche bessere Zähigkeitseigenschaften für das SG des EH36-15I. Im Vergleich zu dem SG des 15mm dicken Blechs wird für das SG der 20mm dicken HLSV eine um ca. +20K höhere Übergangstemperatur  $T_{27J(TANHYP)}$  mit dem Konzept nach Wallin sowohl für den schmalen Spalt als auch für den Nullspalt bestimmt. Die aus den Bruchmechanikversuchen resultierende Referenztemperatur  $T_0$  ist um 13.6K höher für das dickere Blech, vgl. **Bild 6.1** und **Bild 6.5**.

Als erstes stellt sich die Frage, ob dieser Zähigkeitsverlust mit der größeren Blechdicke auch bei dem GW des EH36 festgestellt werden kann: Wie bereits in Kapitel 4.1.9 gezeigt wird, besitzt der GW der 20mm dicken HLSV um 5K niedrigere  $T_{27J(KONJL)}$  und somit sogar etwas bessere Zähigkeit als bei 15mm dicken HLSV. Eine weitere mögliche Erklärung wird im höheren Niveau der Eigenspannungen gesucht. Die um 2.5s höhere  $t_{8/5}$  Zeit und homogeneres Gefüge über die Blechdicke für EH36-20I im Vergleich zu EH36-15I tragen zu der Annahme bei, dass die Eigenspannungen bei der 20mm dicken HLSV eher auf einem niedrigeren Niveau liegen. Ein weiteres Indiz für niedrigere Eigenspannungen bei der 20mm dicken HLSV stellt der Probenverzugswinkel dar, der um maximal  $0.87^{\circ}$  kleiner als der entsprechende Winkel bei 15mm dicker HLSV ist. Auf der anderen Seite kann diese Annahme nur durch die experimentelle Messung oder numerische Bestimmung der Eigenspannungen bestätigt werden, die im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt wird.

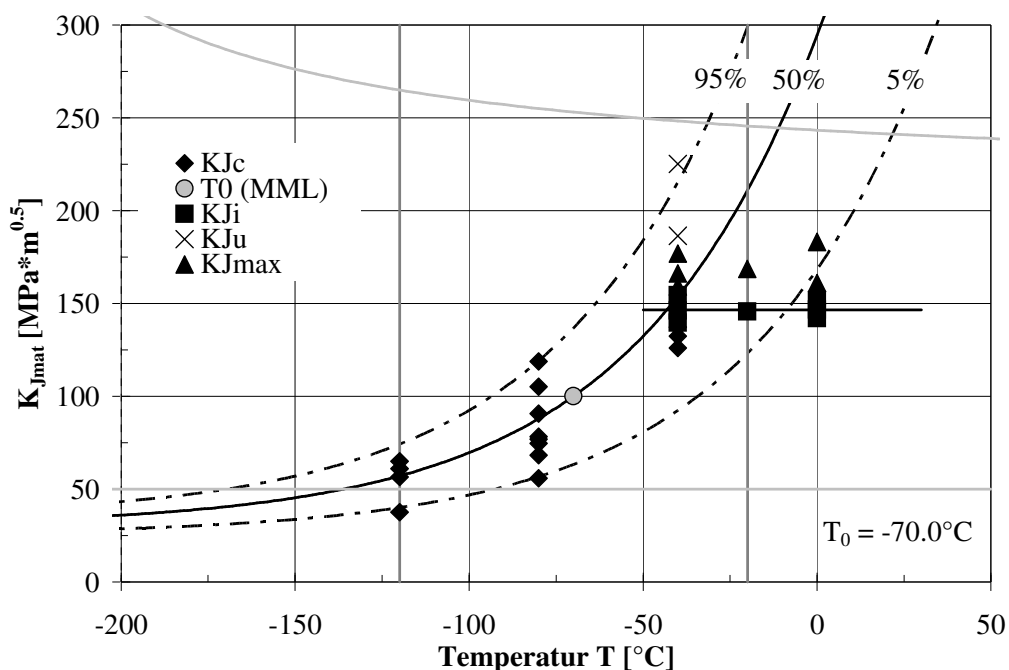
Nachdem das Gefüge und die Eigenspannungen als mögliche Ursache nicht eindeutig zu erkennen sind, verbleibt der Größeneffekt als ein weiterer Grund für die Erklärung des Zähigkeitsunterschiedes. In [SEE07] wird ein Größeneinfluss trotz angewandter Dickenkorrektur nach ASTM E 1921 beobachtet.



## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

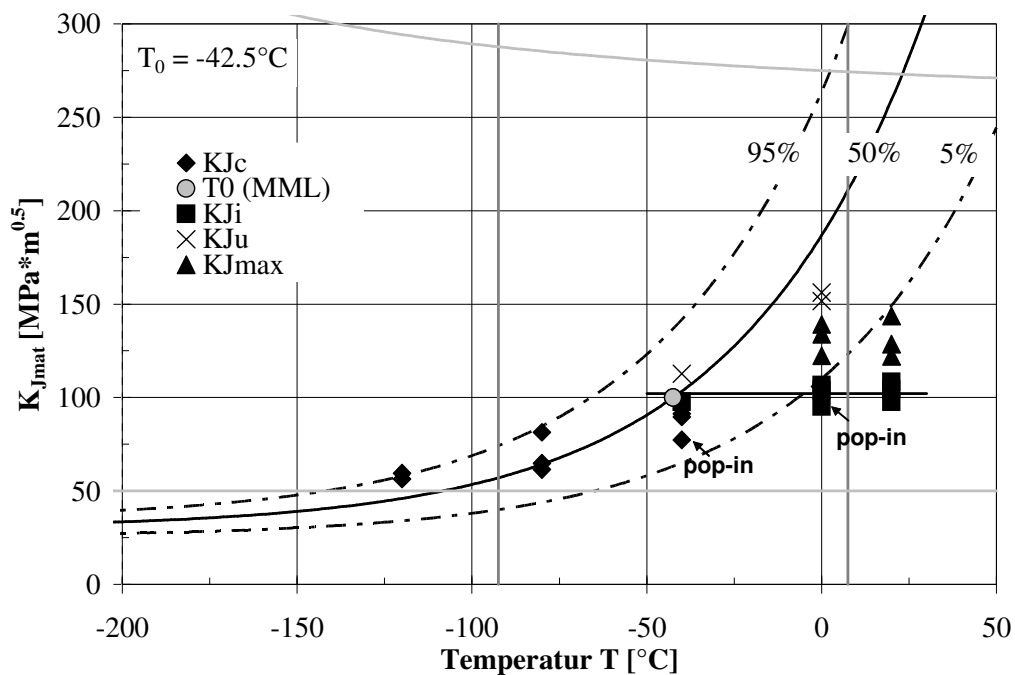
Dieser Einfluss ist bei Versuchsdaten und C(T)-Proben viel stärker ausgeprägt als bei numerischen Ergebnissen und SE(B) Proben. Eine weitere bereits gezeigte Beeinflussung der Referenztemperatur, auf die in [BUC06] hingewiesen wird, kann auch aus der Anzahl und der Verteilung der geprüften Proben über den Temperaturbereich resultieren. Für EH36-15I sind die meisten Proben bei einer tiefen Temperatur von  $-100^{\circ}\text{C}$  geprüft, wohingegen im Fall von EH36-20I die meisten Versuchsdaten bei der höheren Temperatur von  $-40^{\circ}\text{C}$  vorliegen. Da der Übergangsbereich für EH36-15I bereits bei  $-60^{\circ}\text{C}$  beginnt, während alle bei  $-40^{\circ}\text{C}$  geprüften Proben für EH36-20I Spaltbruchversagen ohne vorangegangene duktile Rissausbreitung zeigen, kann der Zähigkeitsunterschied nicht ausschließlich auf die Art der Prüfungsprozedur zurückgeführt werden.

Bei dem Stahl RQT701-15I werden neben den Proben mit HLSV auch die Proben aus dem homogenen GW geprüft, s. **Bild 6.7** bis **Bild 6.12**. Die Änderung der Probengeometrie von C(T) auf SE(B) führt zur Erhöhung der  $T_0$  um  $+14.1\text{K}$  für Proben mit der HLSV und um  $+29.4\text{K}$  für Proben aus homogenem GW, s. **Bild 6.9** und **Bild 6.10**. Wie bei EH36-20I wird der Spannungszustand auch bei RQT701-15I stärker durch die Änderung der Anfangsrislänge als der Probengeometrie beeinflusst. Mit dem kürzeren Anfangsris ( $a/W=0.2$ ) steigt die  $T_0$  um  $+23.6\text{K}$  und  $+48.8\text{K}$  im Vergleich zum tiefen Riss ( $a/W=0.5$ ) für beide Werkstoffkonfigurationen an, s. **Bild 6.11** und **Bild 6.12**. Je niedriger der Constraint in der Probe ist, umso größer ist der Unterschied im Zähigkeitsniveau zwischen den Proben mit der HLSV und aus homogenem GW. Dieser Unterschied, der durch die Differenz  $\Delta T_0$  quantifiziert wird, beträgt  $+27.5\text{K}$  bei den C(T) Proben und steigt bei SE(B) Proben mit  $a/W=0.5$  auf  $+42.8\text{K}$  an. Mit weiterer Reduzierung des Constraints durch die Änderung der Anfangsrislänge mit  $a/W=0.2$  erhöht sich die Differenz  $\Delta T_0$  sogar auf  $+68\text{K}$ . Hierbei stellt sich die Frage, wie stark sich die Verringerung der Anfangsrislänge bei den Proben aus homogenem GW und mit der HLSV auf die Constraintabnahme auswirkt. Die Zunahme von  $\Delta T_0$  deutet darauf hin, dass aufgrund des unterschiedlichen Verfestigungs- und Verformungsverhalten der beiden Werkstoffkonfigurationen der Abfall des Constraints vor der Rissspitze auch unterschiedlich stark ausgeprägt ist.

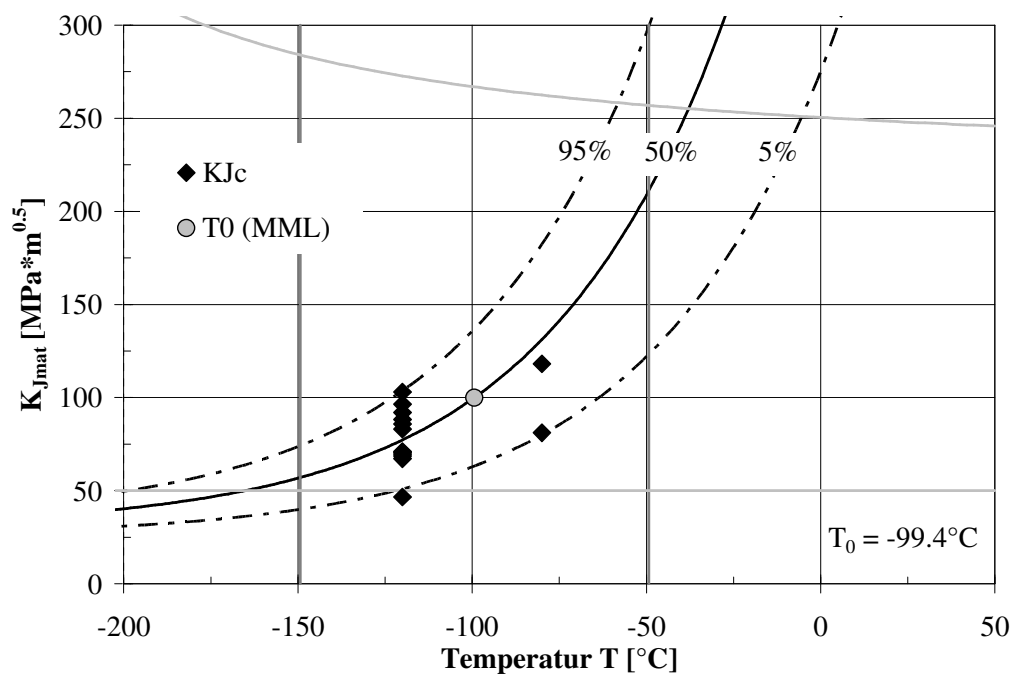


**Bild 6.7:** Mastercurve für RQT701-15I, 0.5C(T), GW,  $a/W=0.5$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

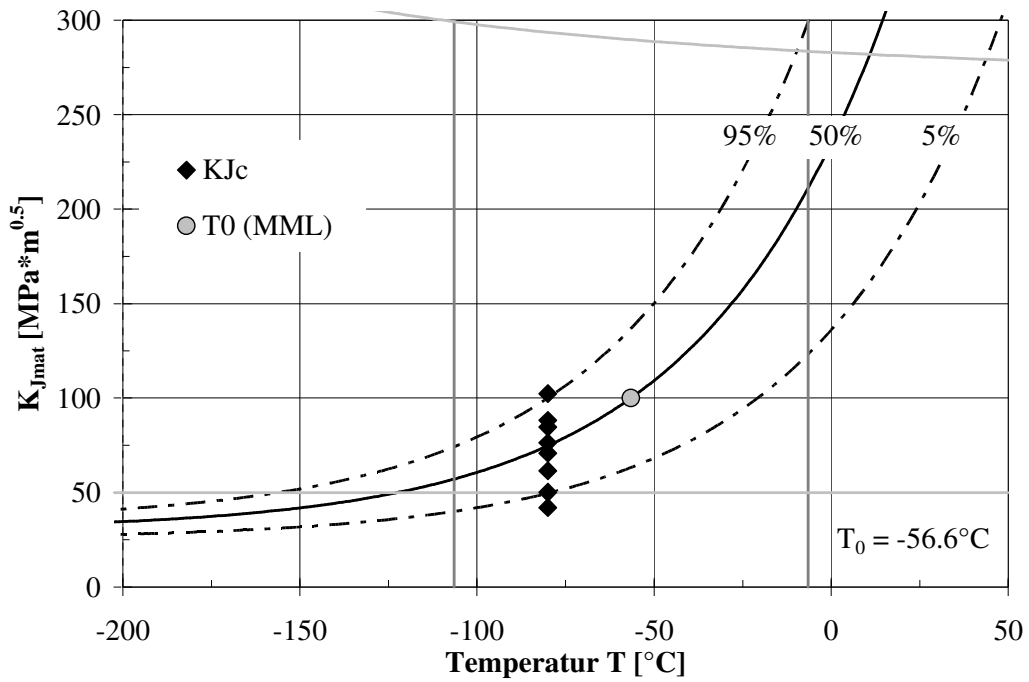


**Bild 6.8:** Mastercurve für RQT701-15I, 0.5C(T), HLSV,  $a/W=0.5$

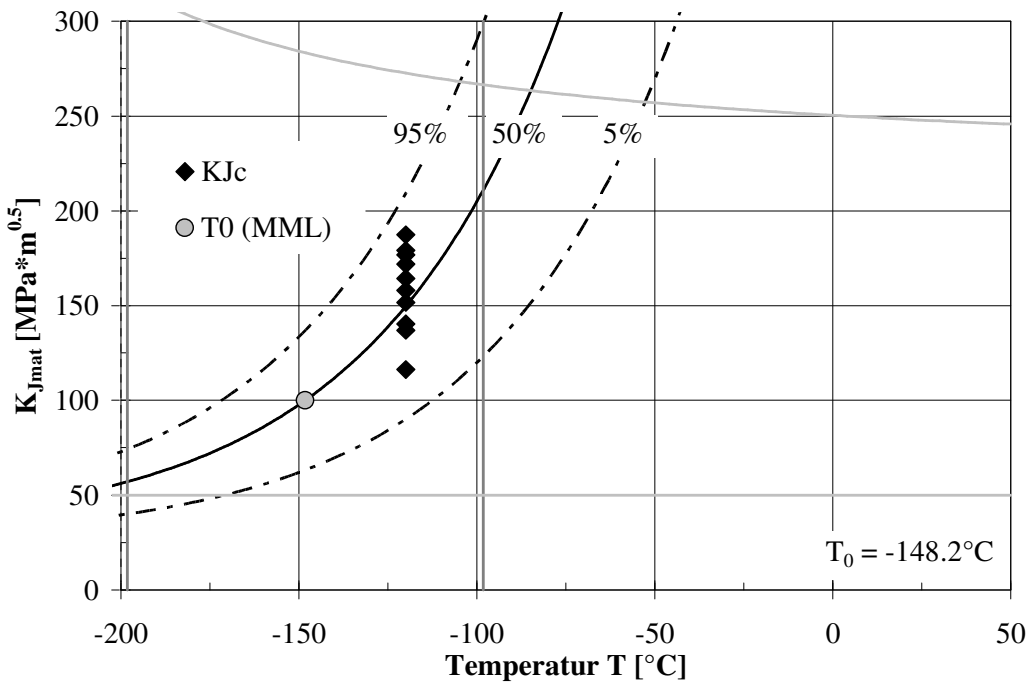


**Bild 6.9:** Mastercurve für RQT701-15I, SE(B)13x13, GW,  $a/W=0.5$

6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

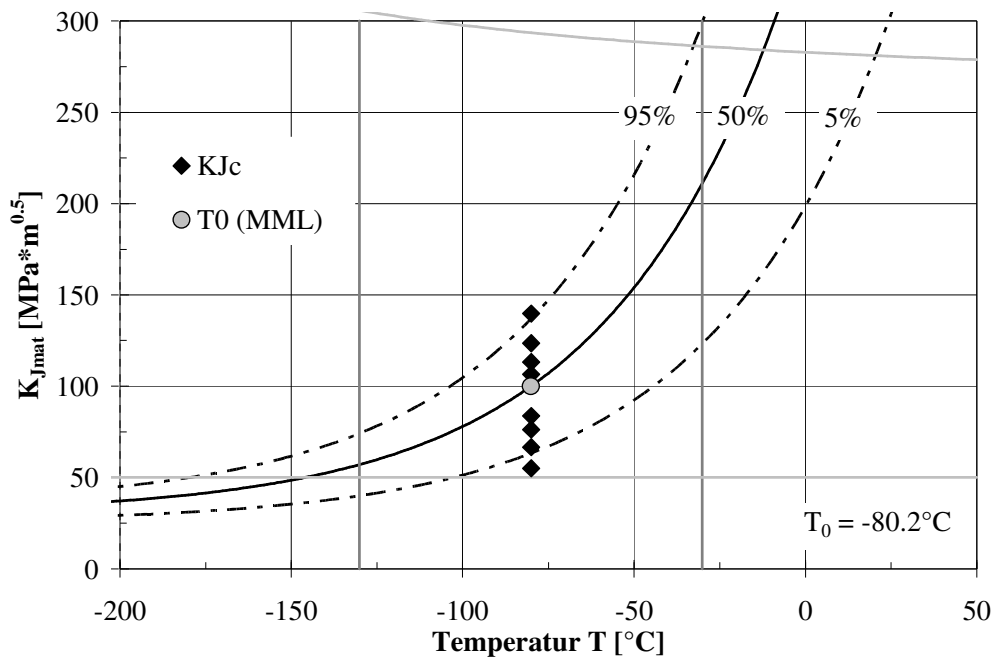


**Bild 6.10:** Mastercurve für RQT701-15I, SE(B)13x13, HLSV,  $a/W=0.5$



**Bild 6.11:** Mastercurve für RQT701-15I, SE(B)13x13, GW,  $a/W=0.2$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



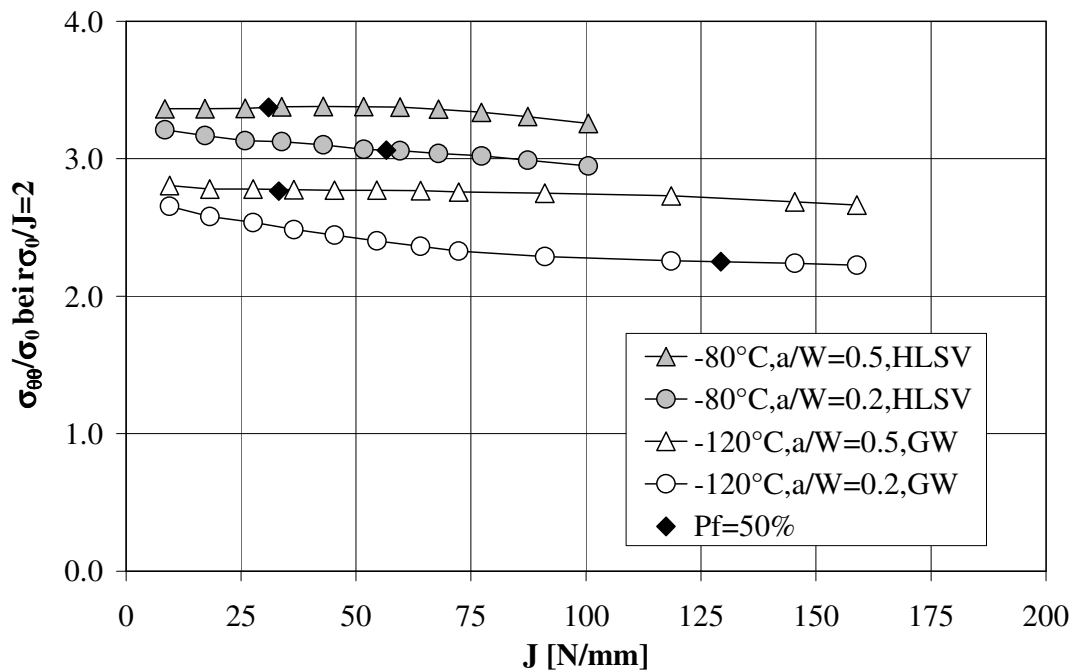
**Bild 6.12:** Mastercurve für RQT701-15I, SE(B)13x13, HLSV,  $a/W=0.2$

Um die Aussage über die Auswirkung des Constraints auf den Spannungszustand und auf die Bruchzähigkeit ableiten zu können, ist es notwendig, die Abhängigkeit des Constraints von der Risspitzenbelastung zu kennen. In [HEY04] werden für den Stahl RQT701, der sich von dem RQT701 in dieser Arbeit unterscheidet, die Constraintunterschiede zwischen bauteilähnlichen und Bruchmechanikproben mit Laserstrahlschweißverbindungen (LSV) den Unterschieden zwischen den gleichen Proben aus homogenem GW und SG gegenübergestellt. Als Constraintparameter wird die normierte Rissöffnungsspannung  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  verwendet. Die Ergebnisse zeigen, dass unter Small Scale Yielding (SSY) der Constraintabfall bei homogenem GW größer ist als bei der LSV. Somit wäre eine Constraintabschätzung bei SSY mit den Eigenschaften des homogenen GW nicht konservativ.

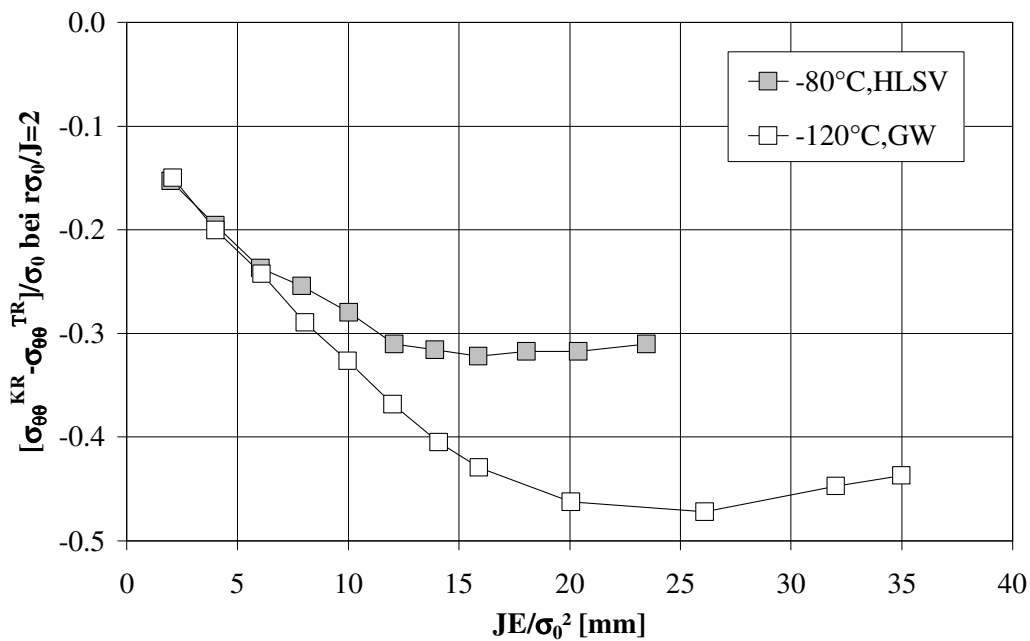
Basierend auf den Untersuchungen in [HEY04] zeigt **Bild 6.13** die Verläufe der normierten Rissöffnungsspannungen bei  $r\sigma_0/J=2$  und in SE(B)-Proben (Probenmitte,  $t/2$ ) aus homogenem GW und mit der HLSV für RQT701-15I bei  $-80^{\circ}C$  und  $120^{\circ}C$ . Zusätzlich ist die Bruchzähigkeit  $J_{C,med}$  bei 50%-Versagenswahrscheinlichkeit eingetragen. Unabhängig von der Anfangsrisslänge herrscht ein höheres Constraintniveau über den gesamten betrachteten Belastungsbereich in den SE(B) Proben mit der HLSV als bei den Proben aus homogenem GW. Dies ist auf das unterschiedliche Fließ- und Verfestigungsverhalten des SG im Vergleich zu GW zurückzuführen.

Bei den Proben mit  $a/W=0.5$  fällt der Constraint bei beiden Werkstoffkonfigurationen mit der Belastung nur geringfügig ab. Dahingegen zeigen die Spannungen in Kurzrisssproben ( $a/W=0.2$ ) eine stärkere Abnahme, die im Bereich  $J < 50N/mm$  ausgeprägter ist als für höhere Belastungen. Durch die Verkürzung der Anfangsrisslänge wird der Spannungszustand in den Proben mit dem homogenen GW stärker beeinflusst als bei den Proben mit HLSV. Die Constraintunterschiede zwischen den Proben mit kurzem (KR,  $a/W=0.2$ ) und tiefem Riss (TR,  $a/W=0.5$ ) sind in **Bild 6.14** für beide Werkstoffkonfigurationen gegeben.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.13:** Normierte Rissöffnungsspannungen bei  $r\sigma_0/J=2$  in SE(B) Proben aus homogenem GW und mit der HLSV für RQT701-15I bei  $t/2$



**Bild 6.14:** Differenzen der normierten Rissöffnungsspannungen zwischen Proben mit kurzem (KR,  $a/W=0.2$ ) und tiefem Riss (TR,  $a/W=0.5$ ) für beide Werkstoffkonfigurationen des RQT701-15I bei  $t/2$

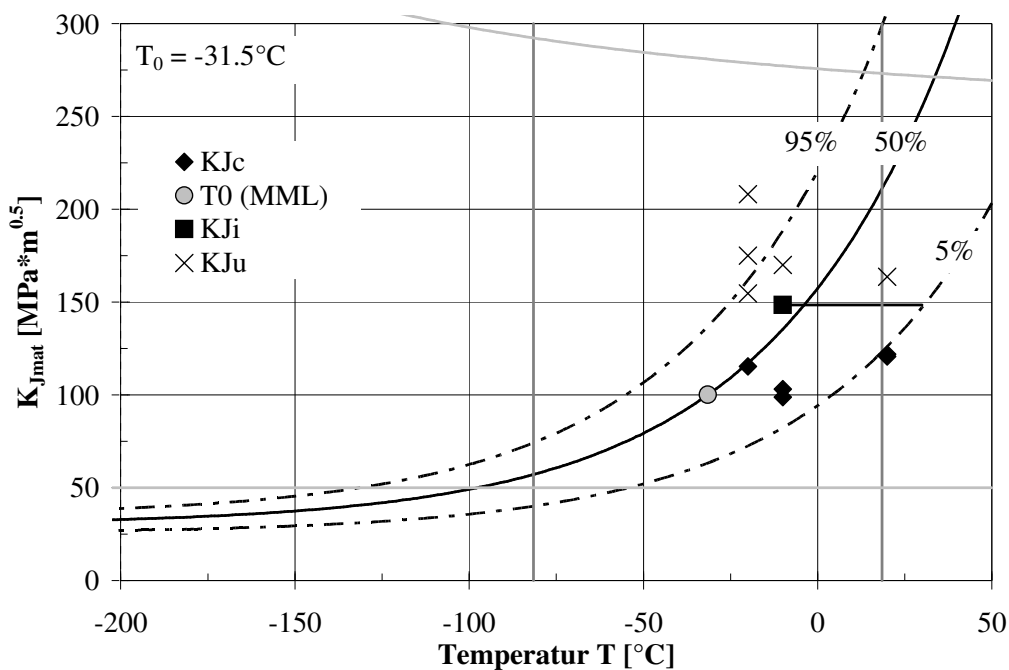
Der Constraintabfall durch die Verringerung der Anfangsrislänge ist bei den Proben aus homogenem GW bis auf den ersten berechneten Wert über den gesamten Belastungsbereich größer als bei den

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Proben mit HLSV. Demnach wäre eine Constraintabschätzung für die HLSV bei  $-80^{\circ}\text{C}$  basierend auf den Eigenschaften des homogenen GW bei  $-120^{\circ}\text{C}$  für die betrachtete Belastung nicht konservativ.

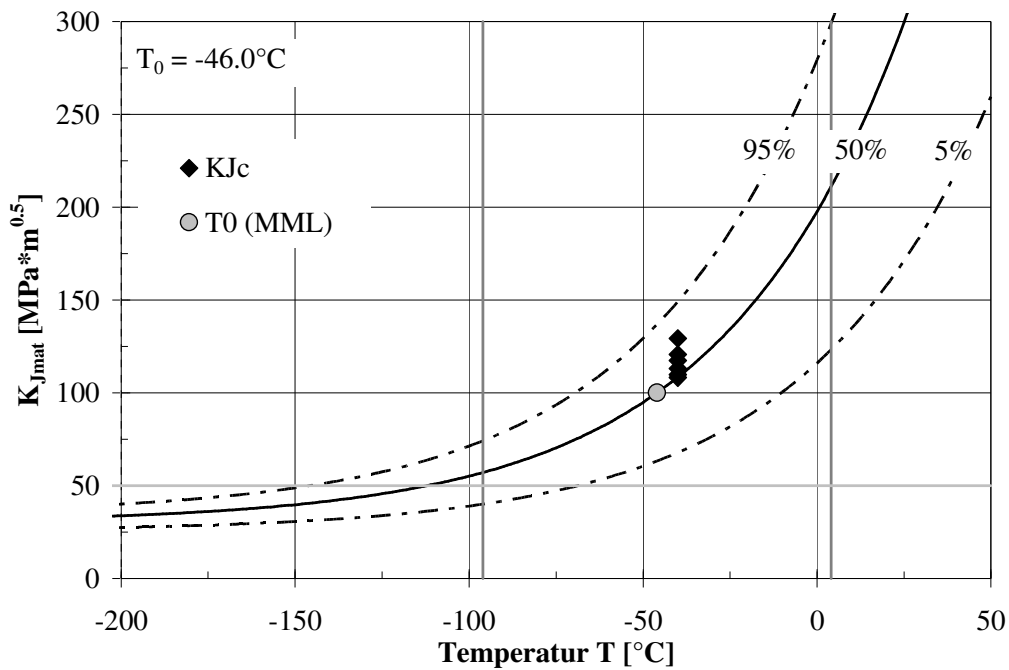
Aus der Prüfung der C(T) Proben mit dem schmalen Spalt wird wie bei EH36 eine Verschlechterung der Zähigkeit in Form einer Erhöhung der Übergangstemperatur von  $\Delta T = +15\text{K}$  im Vergleich zum Nullspalt festgestellt, vgl. **Bild 6.15** und **Bild 6.16**.

Analog zu EH36 werden auch bei höherfestem Stahl RQT701 die Zähigkeiten für SG des 15mm und 20mm dicken Blechs gegenübergestellt, s. **Bild 6.8** und **Bild 6.16**. Aus der Betrachtung des Gefüges und des Härteprofils wird wie im Fall von EH36 eine höhere Zähigkeit bei dem SG des dickeren Blechs erwartet. Im Gegensatz zu Ergebnissen für den Stahl EH36 wird allerdings bei RQT701 um nur 3K niedrigere Referenztemperatur  $T_0$  für das SG des 20mm dicken Blechs bestimmt.



**Bild 6.15:** Mastercurve für RQT701-20F, 0.8C(T), HLSV,  $a/W=0.5$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.16:** Mastercurve für RQT701-20I, 0.8C(T), HLSV,  $a/W=0.5$

**Tabelle 6.2** gibt den Überblick über die Auswirkung des Spannungszustandes auf  $T_0$  durch die Änderung der Anfangsrislänge und des Probentyps. Die Einflüsse unterschiedlicher Mikrostruktur der HLSV auf  $T_0$  durch Änderung der Spaltbreite und der Blechdicke sind in **Tabelle 6.3** zusammengefasst.

Stahl	Probentyp	a/W	Konf.	$T_0$ [°C]	$\Delta T$ [K]
EH36-15I	SE(B)13x26	0.5	HLSV	-70	-28
		0.2		-98	
EH36-20I	SE(B)18x36	0.5	HLSV	-56	-38
		0.2		-94	
RQT701-15I	SE(B)13x13	0.5	GW	-99	-49
		0.2		-148	
	SE(B)13x13	0.5	HLSV	-57	-24
		0.2		-80	

Stahl	Probentyp	a/W	Konf.	$T_0$ [°C]	$\Delta T$ [K]
EH36-20I	0.8C(T)	0.5	HLSV	-36	-20
	SE(B)18x36			-56	
RQT701-15I	0.5C(T)	0.5	GW	-70	-29
	SE(B)13x13			-99	
	0.5C(T)	0.5	HLSV	-43	-14
	SE(B)13x13			-57	

**Tabelle 6.2:** Einfluss der Anfangsrislänge und des Probentyps auf die Referenztemperatur  $T_0$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Stahl	Probentyp	a/W	Konf.	T <sub>0</sub> [°C]	ΔT [K]
EH36-20F	0.8C(T)	0.5	HLSV	-27	-9
EH36-20I				-36	
RQT701-20F	0.8C(T)	0.5	HLSV	-32	-15
RQT701-20I				-46	

Stahl	Probentyp	a/W	T <sub>0</sub> [°C]	ΔT [K]
EH36-15I	SE(B)13x26	0.5	-70	14
EH36-20I	SE(B)18x36		-56	
EH36-15I	SE(B)13x26	0.2	-98	4
EH36-20I	SE(B)18x36		-94	
RQT701-15I	0.5C(T)	0.5	-43	-4
RQT701-20I	0.8C(T)		-46	

**Tabelle 6.3:** Einfluss der Spaltbreite (schmaler Spalt und Nullspalt) und der Blechdicke (15 und 20mm) auf die Referenztemperatur  $T_0$

Um den Einfluss des Spannungszustandes auf die Mastercurve zu berücksichtigen, wird in [WAL01-2] eine Korrektur von  $T_0$  in Abhängigkeit von dem Mehrachsigkeitsparameter  $T_{stress}$  vorgeschlagen:

$$T_0 \approx T_{0deep} + \frac{T_{stress}}{10} \frac{^\circ\text{C}}{\text{MPa}} \quad [^\circ\text{C}] \text{ für } T_{stress} < 0 \quad (6.1)$$

In dieser Gleichung ist  $T_{0deep}$  als Referenztemperatur für die SE(B)25x50 Proben mit  $a/W=0.5$  definiert. Die Abschätzung des Constraintparameters  $T_{stress}$  erfolgt für  $a/W \leq 0.9$  nach:

$$\frac{T_{stress}}{\sigma_y} \approx -1.13 + 5.96 \frac{a}{W} - 12.68 \left( \frac{a}{W} \right)^2 + 18.31 \left( \frac{a}{W} \right)^3 - 15.7 \left( \frac{a}{W} \right)^4 + 5.6 \left( \frac{a}{W} \right)^5 \quad (6.2)$$

Die Gl. (6.2) stellt eine sehr vereinfachte Möglichkeit zur Berechnung des elastischen Constraintparameters  $T_{stress}$  in Abhängigkeit von  $a/W$ -Verhältnis und einer Streckgrenze  $\sigma_y$  ohne Berücksichtigung des Verfestigungsverhaltens dar. Die Untersuchungen in [HEY04] zeigen jedoch, dass der Verlauf der Mehrachsigkeit sehr stark von der Verfestigung abhängt. In **Tabelle 6.4** wird die Differenz  $\Delta T$  zwischen den nach Mastercurve Ansatz ermittelten und nach Gl. (6.2) berechneten  $T_0$ -Werten gebildet. Zur Berechnung des  $T_{stress}$  Parameters ist nur die Streckgrenze  $\sigma_y$  erforderlich, so dass der  $T_{0deep}$ -Wert anhand der Langrissproben bestimmt wird, die bei nur einer Temperatur geprüft sind. Da die Gl. (6.2) ausschließlich für SE(B)25x50 Proben aus homogenem GW abgeleitet ist, sind mit zunehmender Abweichung von dieser Probengeometrie und Werkstoffkonfiguration auch ungenauere Abschätzungen der  $T_0$  Werte für Kurzrissproben zu erwarten. Die größte Differenz  $\Delta T$  ergibt sich für SE(B)13x13 Proben des Stahls RQT701-15I. Mit einem  $\Delta T$  von -11K liefert die Gl. (6.2) eine konservative Abschätzung der Referenztemperatur für die SE(B)13x13 Proben aus homogenem GW, wohingegen sich für die HLSV eine um +14K niedrigere und somit nicht-konservative  $T_0$  ergibt.

Stahl	Probentyp	a/W	Konf.	T <sub>prüf</sub> [°C]	σ <sub>y</sub> [MPa]	T <sub>stress</sub> [MPa]	T <sub>0deep</sub> [°C]	T <sub>0</sub> [°C]	T <sub>0cal</sub> [°C]	ΔT [K]
EH36-15I	SE(B)13x26	0.2	HLSV	-100	801	-258	-75	-98	-101	3
EH36-20I	SE(B)18x36	0.2	HLSV	-80	718	-231	-62	-94	-85	-9
RQT701-15I	SE(B)13x13	0.2	GW	-120	1009	-325	-105	-148	-138	-11
		0.2	HLSV	-80	1171	-377	-57	-80	-94	14

**Tabelle 6.4:** Vergleich zwischen den experimentellen und berechneten  $T_0$ -Werten für Kurzrissproben



Die Werkstoffauswahl zur Vermeidung des Sprödbruchs der Stahlbauteile ist im Eurocode 3, Teil 1-10 geregelt, der auf einem bruchmechanischen Konzept basiert. Dieses Konzept geht davon aus, dass die Sanz-Korrelation ( $T_0 = T_{27J} - 18[^\circ\text{C}]$ ) zwischen der Übergangstemperatur  $T_{27J}$  und der Referenztemperatur  $T_0$  nach dem Mastercurve-Konzept Gültigkeit besitzt. Um den Eurocode 3 anwenden zu können, wird deshalb die Sanz-Korrelation für die HLSV der untersuchten Stähle geprüft. Die Ergebnisse mit den Temperaturen  $T_{27J}$ ,  $T_0$  und  $\Delta T = (T_0 - (T_{27J} - 18[^\circ\text{C}]))$  sind in **Tabelle 6.5** zusammengestellt. Zusätzlich wird die Korrelation graphisch in **Bild 6.17** untersucht.

Für SG aller analysierten Stähle werden mit der Sanz-Korrelation um bis zu 43K kleinere  $T_0$  Werte als mit dem Mastercurve Konzept vorhergesagt. Somit kann die Verwendung der Sanz-Korrelation zu nicht-konservativen Aussagen bezüglich des Bruchverhaltens von HLSV führen. Der Unterschied zwischen vorhergesagten und tatsächlichen  $T_0$  Werten nimmt für härtesten Stahl RQT701 mit Nullspalt und C(T) Proben im Vergleich zu niedrigfestem Stahl EH36 und SE(B) Proben zu. Die möglichen Ursachen für diese Unterschiede sind:

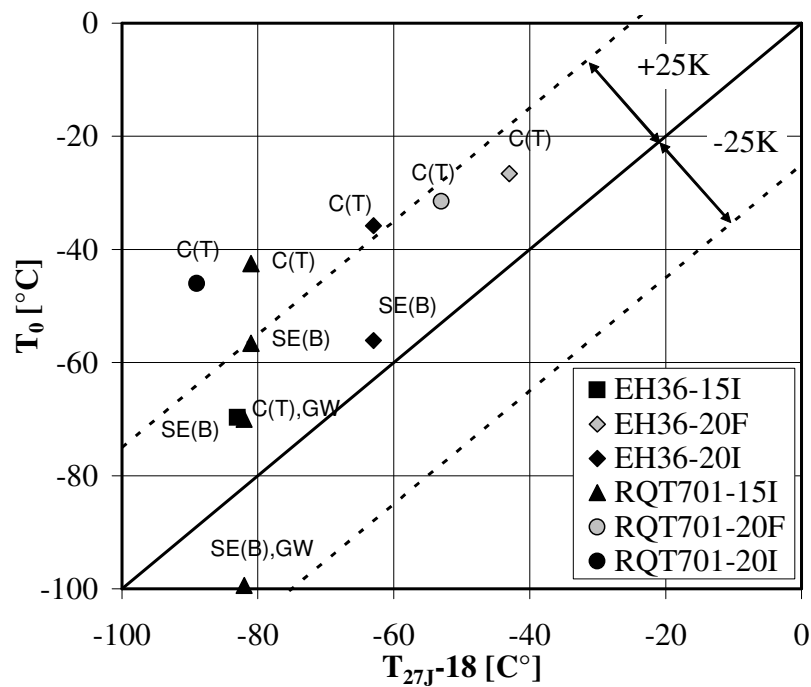
- Die Eigenspannungen in den Kerbschlagbiegeproben, die aus dem Schweißprozess resultieren, sind aufgrund der kleineren Abmessungen geringer als in Bruchmechanikproben.
- Im Vergleich zu Bruchmechanikproben enthält die HLSV bei den Kerbschlagbiegeproben aufgrund der Probenentnahme aus der Blechmitte und kleinerer Abmessungen wesentlich geringere Anteile an den in der Wurzellage dominierenden härteren Ferritphasen, die die Zähigkeit maßgeblich beeinträchtigen können. Mit dem hohen Anteil an acicularem Ferrit ist der Zähigkeitsunterschied zwischen der Deck- und Wurzellage bei dem Stahl RQT701 höher als bei EH36, wodurch sich die größeren Abweichungen zur vorgeschlagenen Korrelation ergeben können.

Auf der anderen Seite werden für den GW des RQT701-15I bessere Abschätzungen der Referenztemperatur sowohl mit den C(T) als auch SE(B) Proben als bei der HLSV erzielt.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Stahl	Probentyp	a/W	Konf.	$T_{27J}$ [°C]	$T_{27J-18}$ [°C]	$T_0$ [°C]	$\Delta T$ [K]
EH36-15I	SE(B)13x26	0.5	HLSV	-65	-83	-70	13
		0.2		-65	-83	-98	-15
EH36-20F	0.8C(T)	0.5	HLSV	-25	-43	-27	16
EH36-20I	0.8C(T)	0.5	HLSV	-45	-63	-36	27
	SE(B)18x36	0.5		-45	-63	-56	7
		0.2		-45	-63	-94	-31
RQT701-15I	0.5C(T)	0.5	GW	-64	-82	-70	12
	SE(B)13x13	0.5		-64	-82	-99	-17
		0.2		-64	-82	-148	-66
	0.5C(T)	0.5	HLSV	-63	-81	-43	39
	SE(B)13x13	0.5		-63	-81	-57	24
		0.2		-63	-81	-80	1
RQT701-20F	0.8C(T)	0.5	HLSV	-35	-53	-32	22
RQT701-20I	0.8C(T)	0.5	HLSV	-71	-89	-46	43

**Tabelle 6.5:** Die resultierende Differenz  $\Delta T$  zwischen  $T_0$  nach Mastercurve Konzept und Sanz-Korrelation



**Bild 6.17:** Vergleich zwischen der vorhergesagten und der nach Mastercurve Konzept bestimmten  $T_0$

## 6.2 Untersuchung des lokalen Spannungszustands bei sprödem Versagen

Der Bruchmechanismus beim Spröbruchversagen der ferritischen Stähle im unteren Übergangsbereich ist der transkristalline Spaltbruch, der durch glatte, entlang kristallographischer Ebenen verlaufende Bruchflächen gekennzeichnet wird. Die Sicherheitskonzepte zur Vermeidung des Spröbruchversagens basieren auf dem Vergleich zwischen den Bruchparametern, die über den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  oder das  $J$ -Integral definiert werden können, und der Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  beim Auftreten der Instabilität. Mit dem Bruchparameter wird die Risspitzenbelastung und somit der Spannungszustand in der Nähe der Rissfront beschrieben. Diese Bruchparameter können aber nur innerhalb der Grenzen der asymptotischen Felder um die Risspitze angewandt werden. Da sich der Ort der Spaltbruchauslösung häufig außerhalb dieser Grenzen im Ligament vor der Rissfront befindet, kann der Spannungszustand nicht mehr nur durch  $K$  oder  $J$  charakterisiert werden. Außerdem würde die Verwendung der Werkstoffkennwerte basierend auf  $K$  oder  $J$  zur konservativen Bewertung des Bruchverhaltens in Bauteilen führen. Zur Lösung dieser Problematik werden in [RIC74] und [ODO91] zusätzliche Constraintparameter  $T_{stress}$  und  $Q$  zur Beschreibung des Spannungszustandes eingeführt, mit denen der Einfluss der Geometrie berücksichtigt werden kann. Ein anderer Vorschlag in [RIT73] bezieht sich auf die Festlegung eines festen Abstandes zur Rissfront für die Auswertung der Spannungen.

Eine weitere Möglichkeit, die Spröbruchgefahr genauer zu bewerten, ist durch die Bestimmung der lokalen mechanischen Feldgrößen an der Stelle des Spaltbruchursprunges gegeben. Zu diesen Feldgrößen, die den Spaltbruchprozess steuern, gehören neben den maximalen Hauptnormalspannungen  $\sigma_f^f$  auch die Mehrachsigkeit  $h$  und die plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$ , [CHE03]. Mit den beiden letzten Größen, die miteinander verbunden sind, wird der Entstehung und möglicher Abstumpfung der Mikrodefekte Rechnung getragen. In vielen Modellen werden diese Prozesse nicht berücksichtigt, wie z.B. im ursprünglichen Bereminmodell, bei dem nur die Instabilität der Mikrodefekte mit der  $\sigma_f^f$  Spannung erfasst wird.

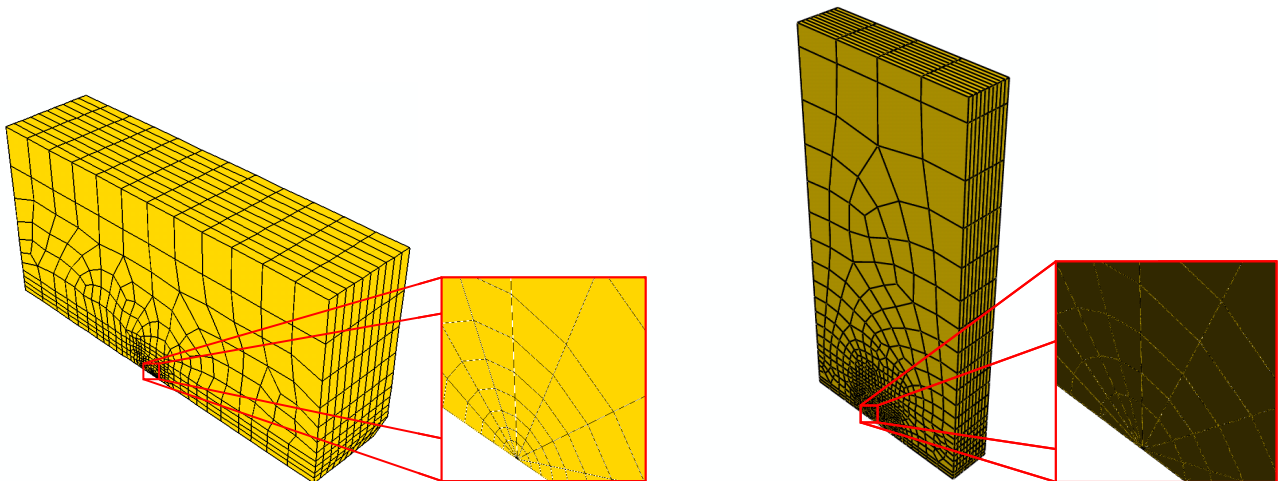
Um das zweiparametrische Kriterium zur Bewertung der Spröbruchgefahr, das auf der Analyse des lokalen Spannungszustandes beruht, anwenden zu können, werden für die Stähle EH36-15I und RQT701-15I (GW und HLSV) fraktographische und numerische Untersuchungen durchgeführt. Die ersten dienen der Bestimmung der Spaltbruchursprünge auf den Bruchflächen mit Hilfe der REM. Anschließend erfolgen die numerischen Analysen zur Berechnung der lokalen Feldgröße auf den Stellen der Spaltbruchursprünge, die zur Ableitung des lokalen Bruchkriteriums führen.

### 6.2.1 Numerische Modellierung

Für die Durchführung der numerischen Analysen erforderliche FE-Modelle der untersuchten C(T) und SE(B) Proben werden mit Hilfe der Standard Version des kommerziellen FE-Programms ABAQUS erstellt. Die Vernetzung aller 3D Modelle erfolgt mit 8-knotigen Kontinuumsselementen (Elementtyp C3D8) ohne reduzierte Integration. Neben der von Mises Fließbedingung mit isotroper Verfestigung als Plastizitätsmodell wird die Theorie großer Deformationen verwendet, um die geeignete Auswertung der mechanischen Größen in der stark verformten Bruchprozesszone zu ermöglichen.

Die Beispiele für die Vernetzung einer SE(B) und der seitengekerbten C(T) Probe sind in **Bild 6.18** dargestellt.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.18:** FE-Modelle zur Berechnung von seitengekerbten 0.5C(T)-Proben und SE(B)18x36-Proben mit HLSV

Die gewählte minimale Elementkantenlänge an der Rissspitze beträgt 0.005mm und vergrößert sich allmählich in Richtung des Ligaments. Die Singularität der Spannungen mit  $(1/r)^{1/(n+1)}$  an der Rissspitze wird mit Verwendung der „kollabierten“ Elemente erreicht. Diese Elemente sind Hexaederelemente, deren Knoten übereinander geschoben werden und dementsprechend eine Tortenstückform besitzen. Unter Ausnutzung der Symmetriebedingungen in der Dicken- und in der Beanspruchungsrichtung wird nur ein Viertel der gesamten Probe modelliert. Die Lasteinleitung wird durch Verschiebung, die direkt auf äußere Seitenknoten des Modells aufgebracht wird, vereinfacht ohne den Kontakt zwischen Bolzen und Probe zu simulieren.

Für die Berechnung des  $J$ -Integrals wird ein erweitertes Rissspitzenknoten set gewählt, um die Sättigung der Werte und somit die Berücksichtigung der globalen Beanspruchung zu gewährleisten. Da die zweite Kontur bereits die äußeren Ränder der Struktur berührt, wird immer die erste Kontur für die Auswertung benutzt. Aus den gewählten 10 Elementlagen ergeben sich insgesamt 11 Rissebenen, für die jeweils einzelne  $J$ -Integralwerte entlang der ersten Kontur berechnet werden. Um die numerischen Ergebnisse mit den experimentellen vergleichen zu können, wird immer ein gemittelter  $J$ -Wert aus den lokalen  $J$ -Werten entsprechend der folgenden Gleichung berechnet:

$$J_{3D}^{FEM} = \frac{1}{z_N - z_1} \sum_{i=1}^{N-1} \frac{(z_{i+1} - z_i)(J_i + J_{i+1})}{2} \quad (6.3)$$

Hier sind:

$J_{3D}^{FEM}$  - gemittelter  $J$ -Integralwert

$z$  - Ortskoordinate in Dickenrichtung

$N$  - Anzahl der „lokalen“  $J$ -Werte (in diesem Fall 11)

Die bruchmechanische Prüfung bei unterschiedlichen Temperaturen wird in der FE-Analyse nur durch die entsprechende Veränderung der Fließkurve bei den Eingangsdaten berücksichtigt. Bis auf den Stahl RQT701-15I werden bei allen anderen Stählen die Fließkurven für den GW und das SG nur bei Raumtemperatur (RT) bestimmt. Um die Fließkurven für niedrigere Temperaturen zu erhalten, wird

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

zunächst die Streckgrenze für die gesuchte Temperatur  $T$  nach folgender Gleichung abgeschätzt [FIT06]:

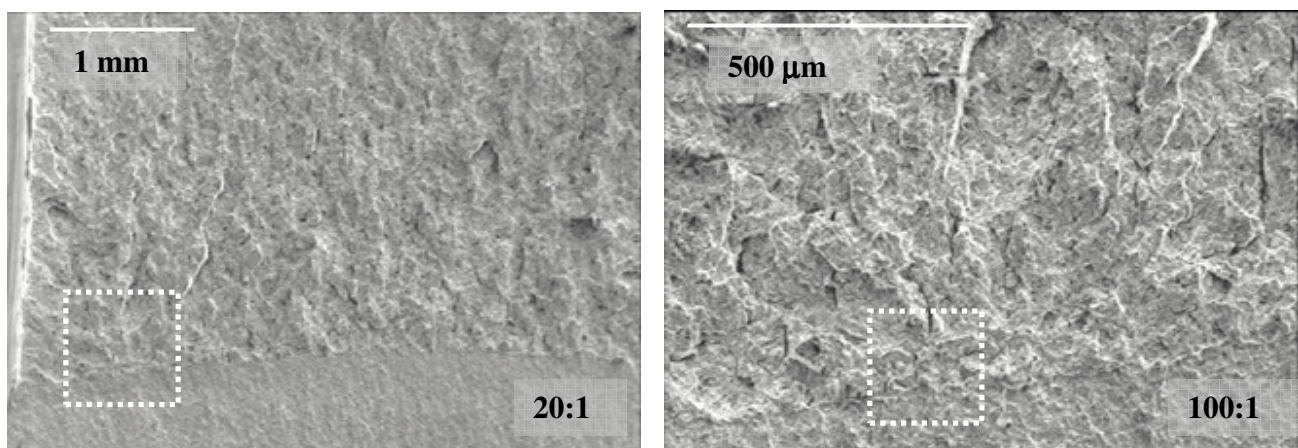
$$R_{el} = (R_{el})_{RT} + \frac{10^5}{491 + \frac{1.8}{^\circ\text{C}} T} \text{MPa} - 189 \text{MPa} \quad (6.4)$$

mit  $T$  in  $^\circ\text{C}$  und  $R_{el}$  in  $[\text{MPa}]$

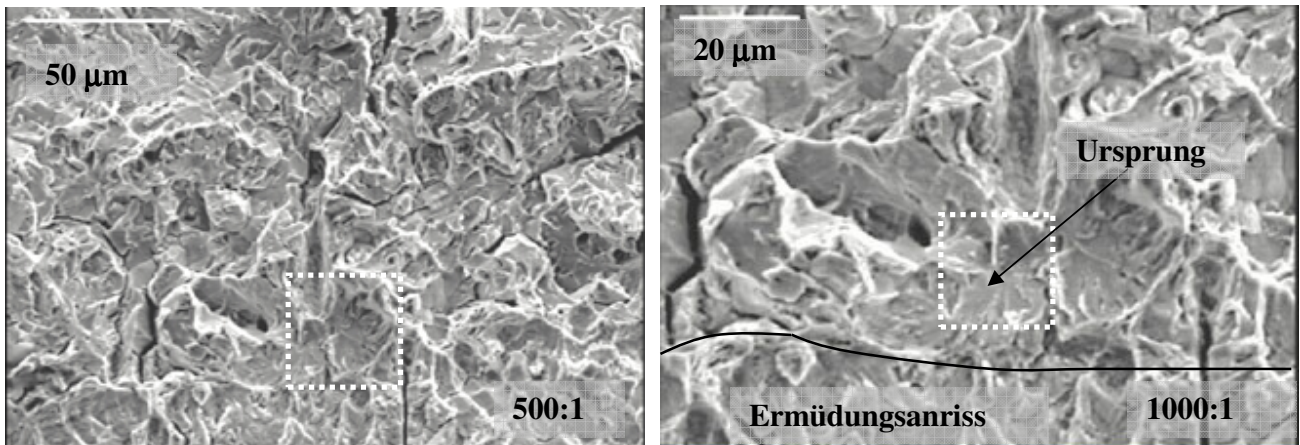
Anschließend wird die Fließkurve durch die Verschiebung der Spannungswerte der Fließkurve bei RT um die Differenz  $\Delta R = R_{el} - (R_{el})_{RT}$  der Streckgrenzen erzeugt. Somit weist sie das gleiche Verfestigungsverhalten wie die Fließkurve bei RT. Für den Stahl RQT701-15I werden die Fließkurven sowohl für den GW als auch für das SG experimentell in Abhängigkeit von der Temperatur ermittelt.

### 6.2.2 Fraktographische Untersuchungen

Das Ziel der fraktographischen Untersuchungen ist die Bestimmung der Spaltbruchursprünge mit Hilfe der REM. Zu diesem Zweck werden die Bruchflächen auf die potentiellen Stellen der Spaltbruchinitiierung systematisch durch sukzessiv steigende Vergrößerung der Bruchflächenausschnitte analysiert. Dabei werden die typischen sternförmigen Bruchverlaufslinien zurückverfolgt. Da die gesuchten Stellen nicht immer eindeutig zu identifizieren sind, ist die Betrachtung nur einer Bruchfläche häufig nicht ausreichend. Deshalb wird in [BOU05] empfohlen, zusätzlich auch die zugehörige spiegelverkehrte Bruchfläche auf die Spaltbruchursprünge zu untersuchen. Die potentielle Stelle wird erst dann als eindeutig bezeichnet wenn sie auch an der zweiten Bruchfläche detektiert werden kann. In **Bild 6.19** werden als Beispiel die stufenweise vergrößerte REM Bilder der Bruchfläche für die Bestimmung des Ursprungs am Beispiel der 0.5C(T) Probe aus dem homogenen GW des RQT701-15I demonstriert. Für jede identifizierte Stelle der Spaltbruchauslösung wird der Abstand  $x_c$  zur Ermüdungsrissfront und der Abstand  $z_c$  zur Probenmitte in Dickenrichtung ausgemessen.

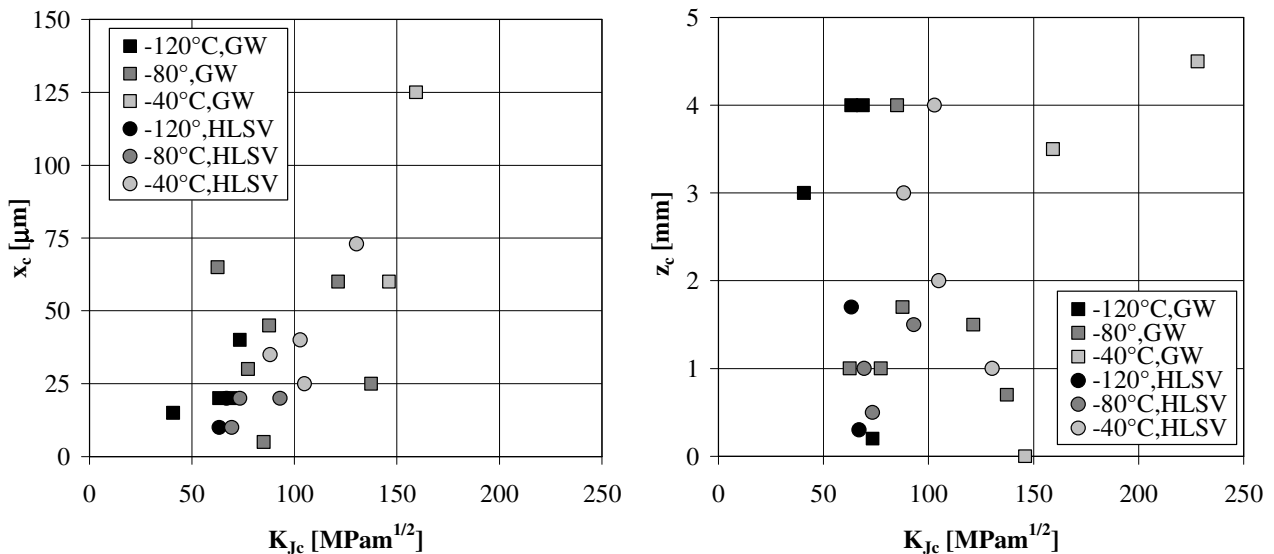


## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.19:** Stufenweise Vergrößerung des Spaltbruchbereichs, 0.5C(T), RQT701, GW, -120°

In **Bild 6.20** sind die beiden fraktographisch ermittelten Abstände  $x_c$  und  $z_c$  über die Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  für die 0.5C(T) Proben aus homogenem GW und mit der HLSV des Stahls RQT701-15I aufgetragen. Entsprechend den Beobachtungen in [SEE07] und [HOH06] kann auch für den Stahl RQT701-15I eine Zunahme des Abstandes des Spaltbruchursprunges zur Rissfront in Richtung des Ligaments mit ansteigender Bruchzähigkeit festgestellt werden. Dahingegen ist für den lateralen Abstand  $z_c$  des Initiierungsortes von der Probenmitte in Richtung Probenrand keine eindeutige Tendenz zu sehen. Aufgrund der Abnahme der Mehrachsigkeit in Richtung Probenrand, die mit zunehmender Bruchzähigkeit ausgeprägter wird, tritt jedoch das Versagen in den meisten Fällen in der Nähe des Probezentrums auf.



**Bild 6.20:** Die metallographisch bestimmte Abstände zur Ortung der Spaltbruchursprünge, RQT701-15I

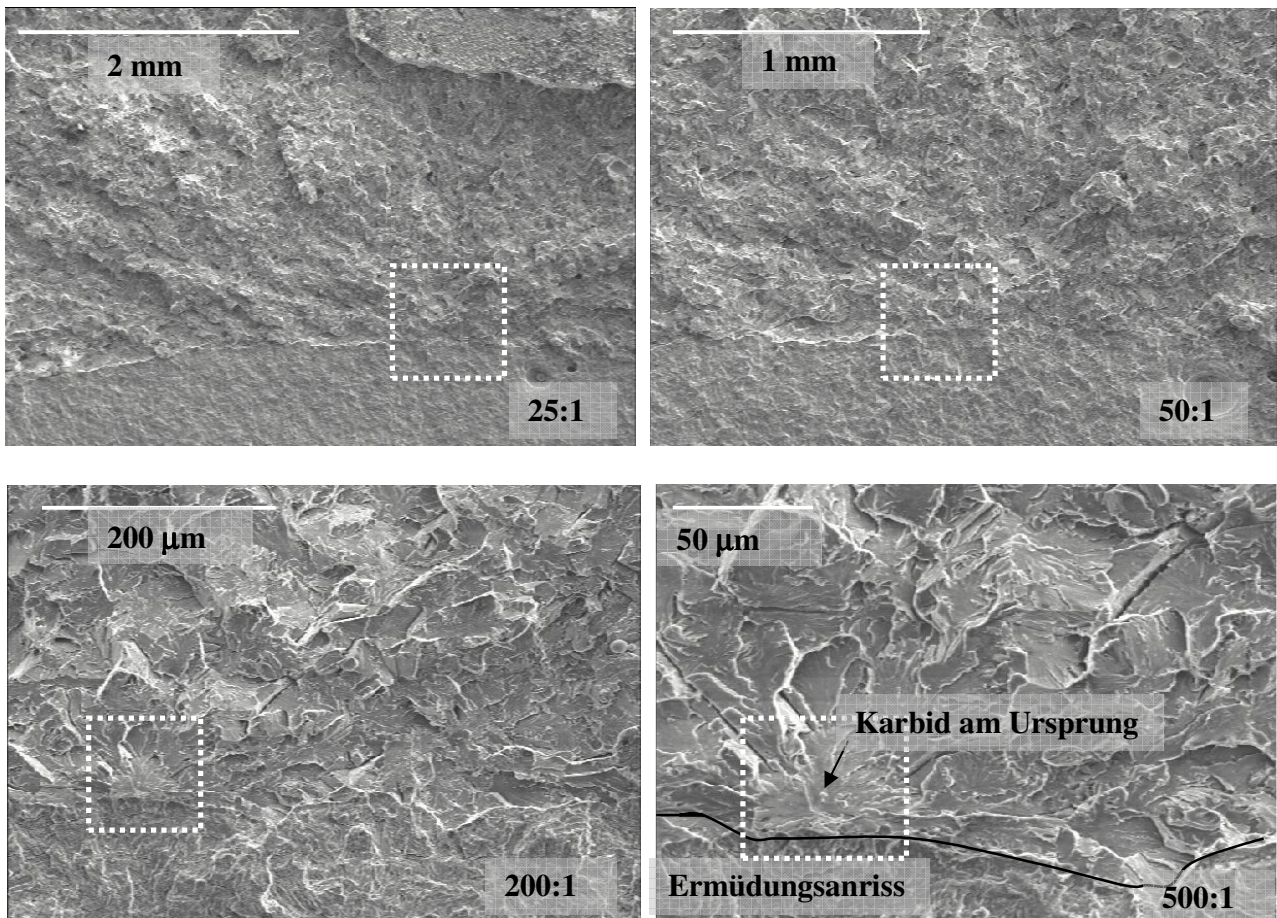
In [TAN01] wird zwischen vier Typen der möglichen Orte der Spaltbruchursprünge unterschieden. Als Typ I wird der Bereich mit fächerartigen Bruchverlaufslinien bezeichnet, bei denen kein Partikel in der Nähe entdeckt wird. Der Typ II entspricht grundsätzlich dem Typ I mit dem Unterschied, dass sich im Zentrum der Bruchverlaufslinien ein Partikel (Eisenkarbid oder Titankarbid) befindet. Mit dem Typ III wird die Gruppe von schwach desorientierten Körnern mit einem Einschluss (MnS) im Ursprung oder Ursprungsnähe gekennzeichnet. Bei dem Typ IV handelt es sich um den Bereich mit duktilem



## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Hohlraum, der häufig in der Nähe eines von der Matrix abgelösten Einschlusses (MnS) liegt. Bei den Schweißverbindungen wird zusätzlich der Typ V eingeführt, bei dem der Spaltbruch in der Nähe eines Schweißnahtfehlers (z.B. Pore) ausgelöst wird.

**Bild 6.21** zeigt die Ermittlung der Initiierungsstelle und anschließende Festlegung des Typs für die HLSV des Stahls EH36-15I mit dem Kurzriss ( $a/W=0.2$ ). Der Spaltbruchursprung liegt im Zentrum der Bruchverlaufslinien, ca.  $15\mu\text{m}$  von dem Ermüdungsanriss entfernt und wird dem Typ II aufgrund des detektierten Karbids zugeordnet.



**Bild 6.21:** Stufenweise Vergrößerung des Spaltbruchbereichs (Typ II), SE(B)13x26, EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.2$ ,  $-100^\circ$

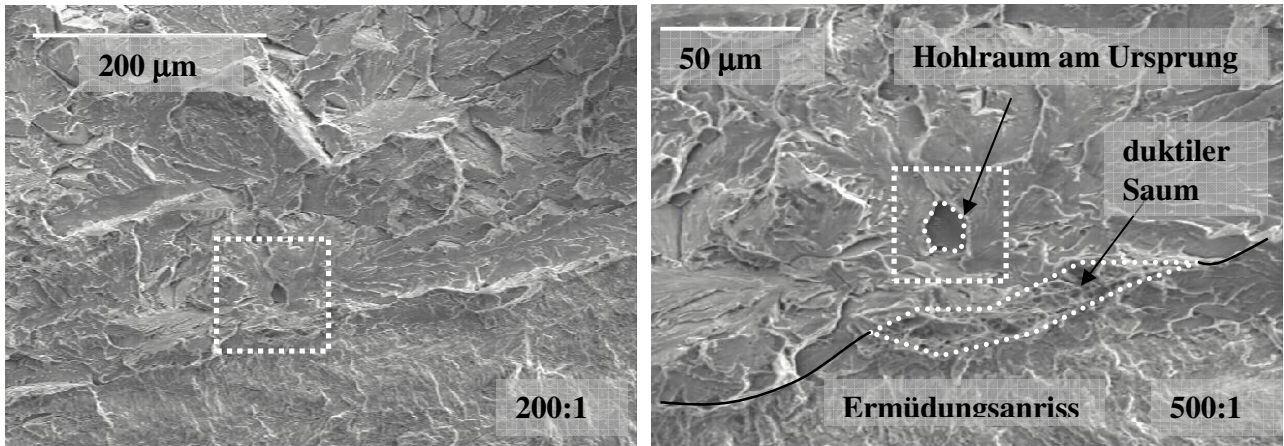
Ein Beispiel für den Typ IV ist in **Bild 6.22** für den Stahl EH36-15 mit dem Langriss ( $a/W=0.5$ ) gegeben. Der Spaltbruch geht vom Hohlraum aus, der von einem größeren Einschluss stammt. Der Abstand zum Ermüdungsanriss wird abzüglich des feinen duktilen Wabenbereichs von ca.  $10\mu\text{m}$  gemessen.

Befindet sich eine Pore an der Front des Ermüdungsanrisses, so steigt infolge der Spannungsumlagerung die Wahrscheinlichkeit zur Spaltbruchauslösung in unmittelbarer Porennähe an, s. **Bild 6.23**. Der Hohlraum am Spaltbruchursprung entsteht ausgehend von seiner Größe durch Ablösen eines Karbids von der Matrix. In **Bild 6.24** liegt die Pore mit  $1.2\text{mm}$  Durchmesser nicht direkt

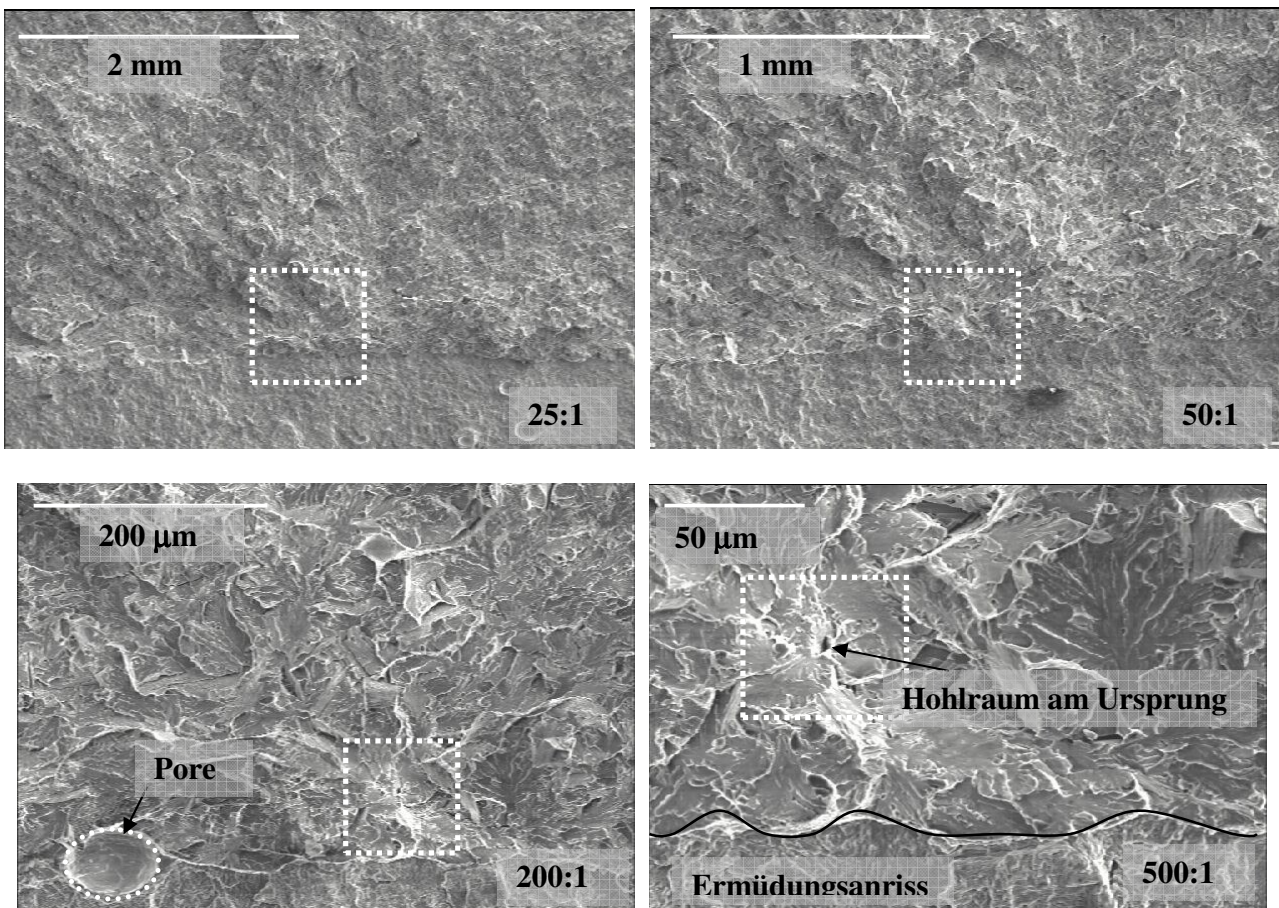


## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

an der Anrissfront sondern in einer Entfernung von ca. 100µm. Durch Spannungsüberlagerung zwischen der Pore und dem Ermüdungsanriss werden die maximalen Hauptnormalspannungen deutlich erhöht und führen letztendlich zum Spröbruchversagen.

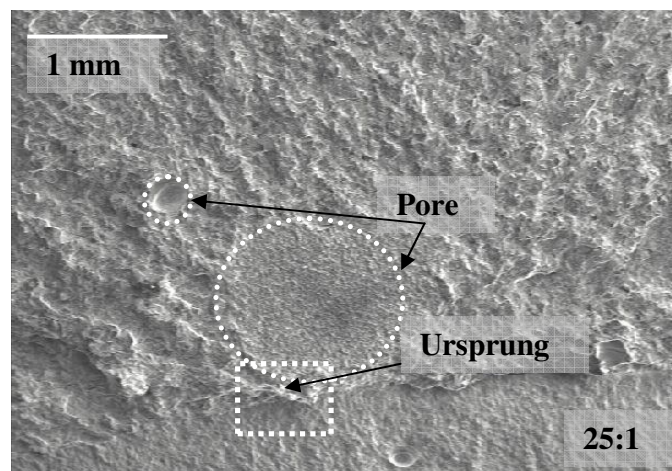


**Bild 6.22:** Spaltbruchursprung (Typ IV) am duktilen Hohlraum, SE(B)13x26, EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.5$ ,  $-100^\circ$

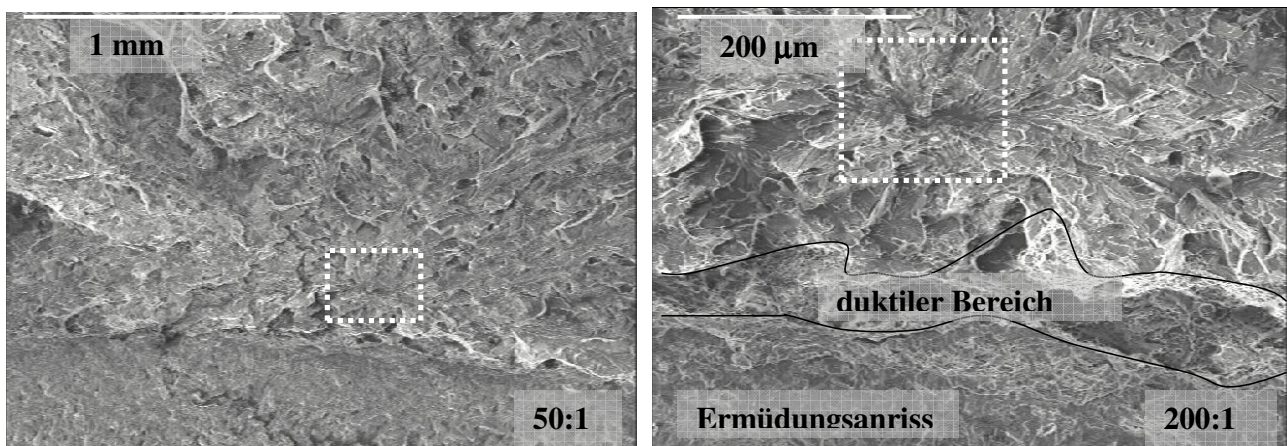


**Bild 6.23:** Stufenweise Vergrößerung des Spaltbruchbereichs (Typ V), SE(B)13x26, EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.2$ ,  $-100^\circ$





**Bild 6.24:** Spaltbruchursprung (Typ V) zwischen Pore und dem Ermüdungsanriss, SE(B)13x26, EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.2$ ,  $-100^{\circ}\text{C}$



**Bild 6.25:** Spaltbruchursprung (Typ IV) nach duktilem Risswachstum, SE(B)13x26, EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.5$ ,  $-20^{\circ}\text{C}$

### 6.2.3 Analyse der lokalen mechanischen Feldgrößen

In den anschließenden numerischen Untersuchungen werden die lokalen mechanischen Feldgrößen an den fraktographisch bestimmten Spaltbruchursprüngen ausgewertet. Die drei wichtigsten nach [CHE03] vorgeschlagenen Feldgrößen, sind neben den Hauptnormalspannungen  $\sigma_f^I$ , die Spannungsmehrachsigkeit  $h$  und die plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$ . Während die Hauptnormalspannungen für die Auslösung der Instabilität der vorhandenen Mikrodefekte verantwortlich sind, wird die Bildung der Mikrodefekte durch die akkumulierte plastische Dehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  gesteuert. Die zunehmende Plastifizierung führt zur Spannungsumlagerung an den spröden Ausscheidungen und Partikeln, die anschließend infolge der Überbelastung brechen. Ein hohes Niveau der Spannungsmehrachsigkeit verhindert die mögliche Abstumpfung („blunting“) der Rissspitzen.

Die numerischen Analysen zur Bestimmung der lokalen Feldgrößen werden sowohl für die HLSV des Stahls EH36-15I mit tiefen ( $a/W=0.5$ ) und kurzen Rissen ( $a/W=0.2$ ) als auch für den homogenen GW und die HLSV des Stahls RQT701-15I durchgeführt. Da die qualitativen Verläufe der untersuchten

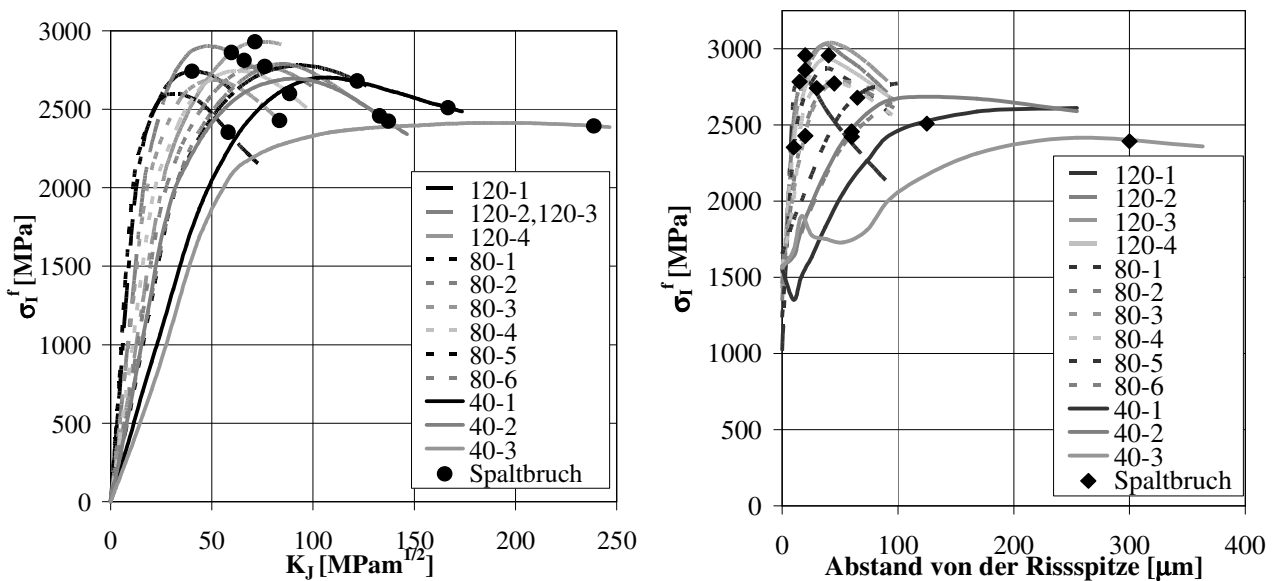
## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Feldgrößen für beide Stähle ähnlich sind, werden repräsentativ nur die Ergebnisse für den Stahl RQT701-15I gezeigt.

Bei dem Stahl RQT701-15I erfolgen die numerischen Berechnungen an den seitengekerbten 0.5C(T) Proben. In **Bild 6.26** bis **Bild 6.29** sind die mechanischen Feldgrößen in Abhängigkeit von der Risspitzenbelastung für HLSV und GW dargestellt, die über die Spannungsintensität  $K_J$  quantifiziert wird. Die  $K_{JC}$ -Werte beim Spaltbruchversagen werden mit den schwarzen Punkten gekennzeichnet. **Bild 6.26** und **Bild 6.28** zeigen die Verteilung der Hauptnormalspannungen  $\sigma_1^f$  über dem Ligament bei Spaltbruchinitiierung.

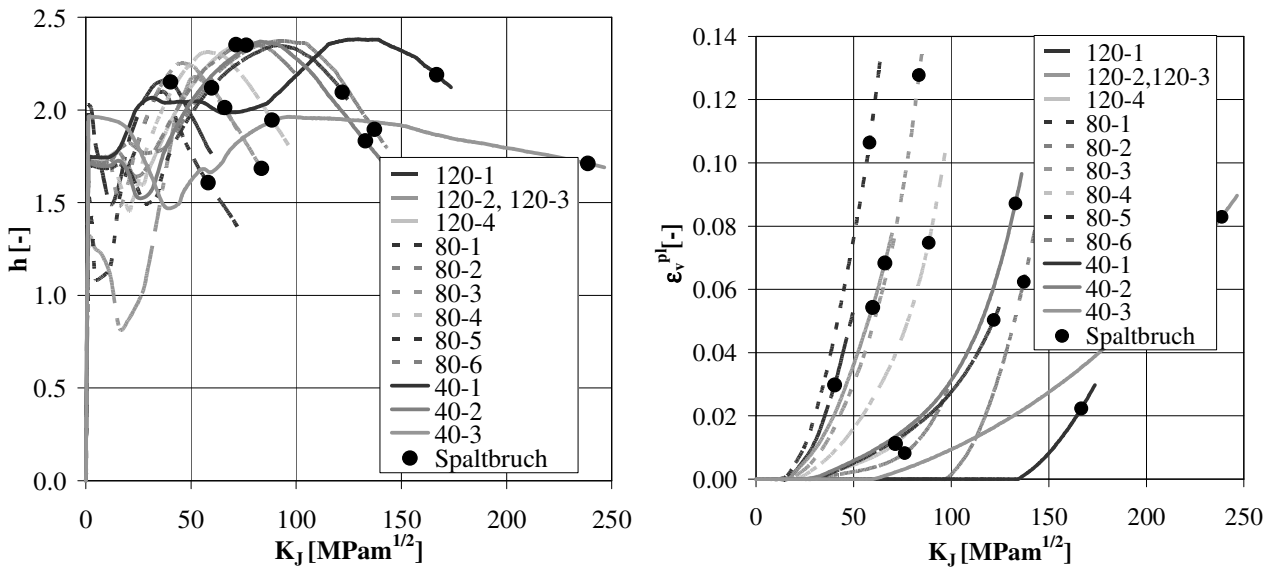
Mit steigender Risspitzenbelastung nimmt auch die maximale Hauptspannung an den Stellen der Spaltbruchauslösung stark zu. Diese Zunahme wird durch größere plastische Verformungen bis zum Erreichen des Maximums geringer. Anschließend nehmen die Spannungen durch weitere verstärkte Plastifizierung ab. Der Spaltbruch tritt entweder im Spannungsmaximum, kurz davor oder wie in den meisten Fällen im abfallenden Spannungsbereich auf. Die Stelle mit dem Spannungsmaximum entfernt sich mit zunehmender Risspitzenbelastung von der Anfangsrisspitze in das Ligament. Aus diesen Gründen liegt bei den Proben mit dem Versagen im sinkenden Spannungsbereich der Spaltbruchursprung zwischen der Risspitze und der Stelle mit der maximalen Spannung im Ligament. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass ein hohes Niveau der Hauptnormalspannungen zwar notwendig aber nicht ausreichend ist.

Das Erreichen eines bestimmten Niveaus der Hauptnormalspannung stellt ein notwendiges Kriterium für die Spaltbruchinitiierung dar [RIT73], [KRA89]. Durch dieses Kriterium wird Instabilität der vorhandenen Mikrorisse beschrieben, wobei die eigentliche Bildung der Mikrorisse nicht berücksichtigt wird. Die untere kritische Spannung  $\sigma_1^f$ , unterhalb der kein Spaltbruchversagen auftritt, beträgt 2350MPa bei GW und 3000MPa bei der HLSV.



**Bild 6.26:** Verlauf der  $\sigma_1^f$ -Werte in Abhängigkeit von der Risspitzenbelastung und entlang des Ligaments, 0.5C(T), RQT701-15I, GW,  $a/W=0.5$

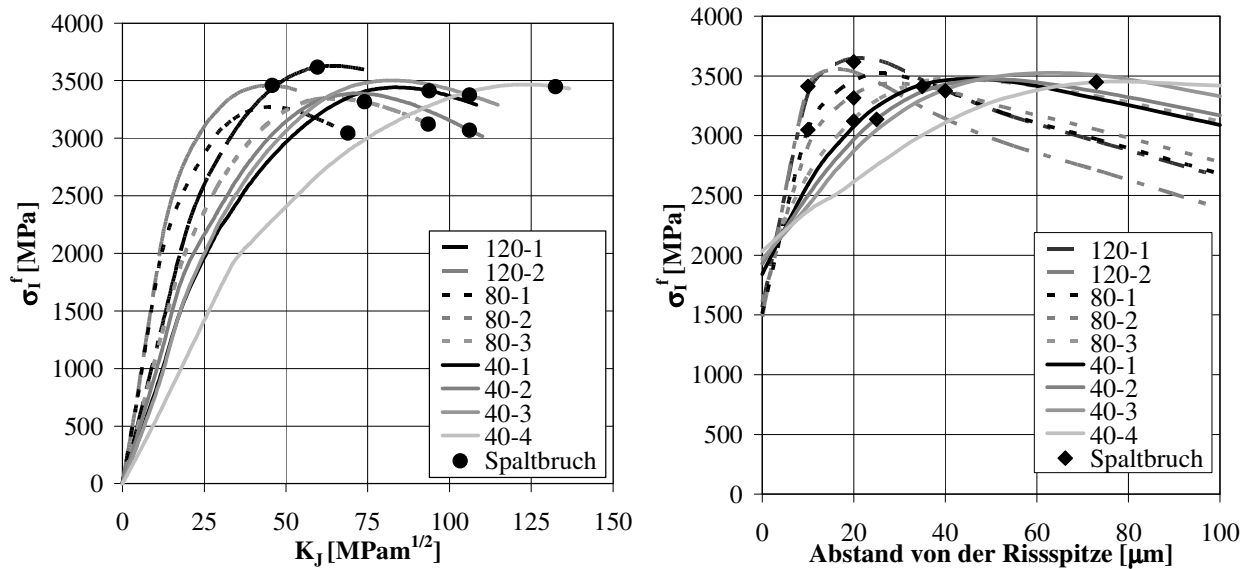
## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



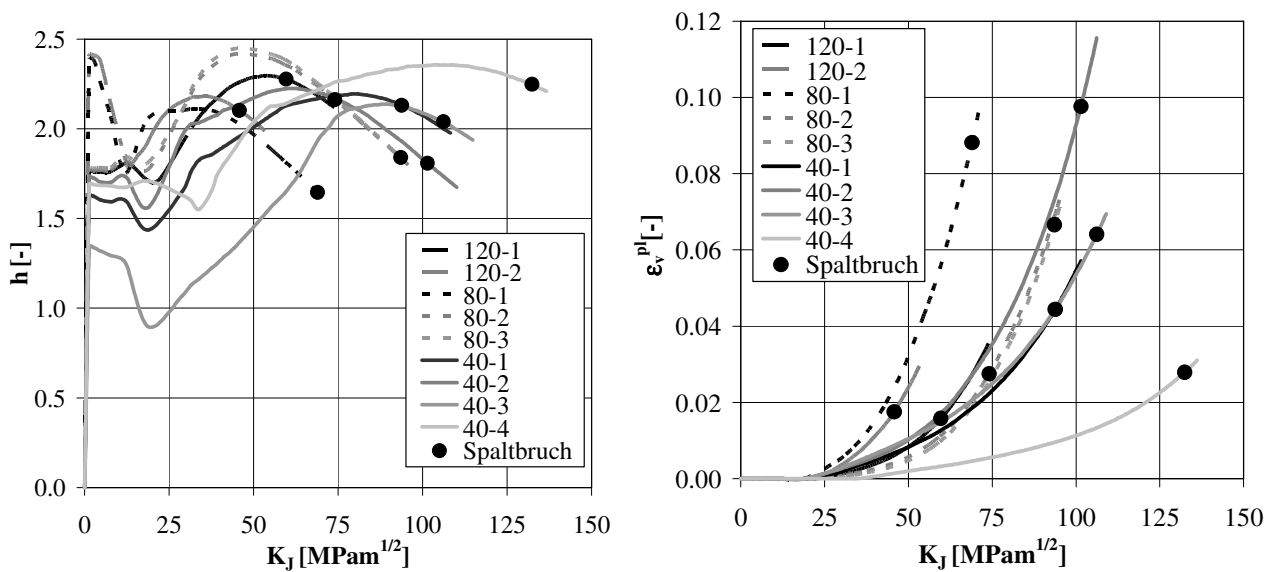
**Bild 6.27:** Verlauf der lokalen Feldgrößen in Abhängigkeit von der Rissspitzenbelastung, 0.5C(T), RQT701-15I, GW,  $a/W=0.5$

Die minimalen plastischen Dehnungen, die für die Entstehung der Mikrorisse notwendig sind, ergeben sich zu 0.008 für GW bei  $-80^\circ\text{C}$  und 0.016 für HLSV bei  $-120^\circ\text{C}$ . Das Abstumpfen der neu entstandenen Mikrorisse wird durch ein hohes Niveau der Mehrachsigkeit verhindert. Sowohl bei GW als auch HLSV liegt die untere Grenze bei  $h=1.6$ . Beim Unterschreiten dieser Grenze steigt auch die Wahrscheinlichkeit zum Rissarrest an. Die Spaltbruchinitiierung findet analog zu Hauptnormalspannungen im absinkenden Bereich des Mehrachsigkeitsverlaufs statt, bedingt durch die Zunahme der plastischen Verformungen. Die beiden lokalen Feldgrößen, Mehrachsigkeit und die plastischen Vergleichsdehnung sind keine unabhängigen Parameter sondern treten vielmehr gekoppelt auf. Je kleiner die vorliegende Spannungsmehrachsigkeit ist, umso größer ist die erforderliche plastische Vergleichsdehnung für die Auslösung des Spaltbruchs und umgekehrt. Der quantitative Zusammenhang zwischen diesen beiden Größen wird im folgenden Abschnitt gezeigt, indem auch die Überprüfung des zweiparametrischen Spaltbruchkriteriums durchgeführt wird.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.28:** Verlauf der  $\sigma_I^f$ -Werte in Abhängigkeit von der Rissspitzenbelastung und entlang des Ligaments, 0.5C(T), RQT701-15I, HLSV,  $a/W=0.5$



**Bild 6.29:** Verlauf der lokalen Feldgrößen in Abhängigkeit von der Rissspitzenbelastung, 0.5C(T), RQT701-15I, HLSV,  $a/W=0.5$

### 6.2.4 Anwendung des zweiparametrischen Spaltbruchkriteriums

Nach dem zweiparametrischen Spaltbruchkriterium müssen zwei einzelnen Bruchkriterien an der potentiellen Stelle gleichzeitig erfüllt werden, damit der Spaltbruch ausgelöst werden kann. Das erste Bruchkriterium bezieht sich auf die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung, die für die Entstehung der Mikrorisse erforderlich ist und auf die Spannungsmehrachsigkeit zur Verhinderung der stärkeren Abstumpfung der neu gebildeten Mikrorisse. Einzeln betrachtet weisen die Werte der beiden Feldgrößen beim Eintreten des Spaltbruchs eine deutliche Streuung auf. Beim Auftragen der beiden

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Größen gegeneinander wird ein linearer Zusammenhang zwischen dem Logarithmus der plastischen Vergleichsdehnung und der Mehrachsigkeit festgestellt. Dieser Zusammenhang kann durch eine Grenzgerade erfasst werden, die auch als Versagensgrenzkurve bezeichnet wird. Mit der Annäherung an diese Grenzkurve steigt die Wahrscheinlichkeit für die Spaltbruchauslösung an. Bei einer hinreichend kleinen Entfernung von der Kurve oder deren Erreichen tritt schließlich das Versagen auf. Mit zunehmender Belastung wandert der mechanische Zustand, das durch Mehrachsigkeit und plastische Vergleichsdehnung gegeben ist, entlang dieser Kurve, die unabhängig von der Temperatur und der Geometrie nicht überschritten werden kann.

Der Gleichungstyp  $\ln \varepsilon_v^{pl} = ah + b$  ( $a$  und  $b$  Parameter) der hier definierten Grenzkurven für die Entstehung der Mikrorisse entspricht dem Gleichungstyp der Grenzkurven für die duktile Rissinitiierung, der sog. Schädigungskurven [HOL93], [SCH97], [ARN97]. Diese Kurven wurden bereits in [HAN76] als „Failure-Locus Curves“ vorgestellt. Der Unterschied zwischen den Grenzkurven für Spaltbruch und duktilen Bruch besteht darin, dass die Schädigungskurven durch die Auswertung des mechanischen Zustandes bei der duktilen Rissinitiierung in einer festgelegten Entfernung von der Risspitze bestimmt werden. Diese Entfernung ist gleich der „mikrostrukturellen Länge“  $l_c$ , s. Kap. 2. Außerdem erfolgt die Ermittlung der Schädigungskurve nur bei einer Temperatur.

Das erste Bruchkriterium für die Entstehung von Mikrorissen ist erfüllt, wenn sich der mechanische Zustand in einem definierten Abstand von der Grenzkurve befindet. Damit die Instabilität der Mikrorisse und die anschließende Spaltbruchauslösung stattfinden kann, muss auch das zweite Bruchkriterium erfüllt werden, das ein hinreichend hohes Niveau der maximalen Hauptspannung erfordert.

Dieses zweiparametrische Bruchkriterium wird zunächst anhand der Ergebnisse der bruchmechanischen Prüfungen an SE(B)13x26 Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15I überprüft. Um den Einfluss der Prüftemperatur auf die Bestimmung der Grenzkurve zu untersuchen, werden die lokalen Feldgrößen bei 5 unterschiedlichen Temperaturen (-100°C, -60°C, -40°C, -20°C und 0°C) für SE(B) Proben mit tiefem Riss ( $a/W=0.5$ ) ausgewertet. Für die Analyse des Einflusses der Mehrachsigkeit werden zusätzlich die Ergebnisse herangezogen, die sich für die SE(B) Proben mit kurzem Riss ( $a/W=0.2$ ) und einer Temperatur von -100°C ergeben. Die Ergebnisse der Auswertung der lokalen mechanischen Feldgrößen unter Anwendung des zweiparametrischen Bruchkriteriums sind in **Bild 6.30** dargestellt.

Da die maximalen Hauptnormalspannungen  $\sigma^f$  bei jeweiliger Prüftemperatur stark streuen, werden zur Festlegung der Temperaturabhängigkeit und des erforderlichen Mindestniveaus für die Mikrorissinstabilität die Mittelwerte der Spannungen betrachtet. Mit der Zunahme der Temperatur von -100°C auf -60°C fällt der mittlere  $\sigma^f$  Wert für die Proben mit tiefem Riss um ca. 400MPa ab. Im Bereich zwischen -60°C und -20°C wird ein fast konstantes Spannungsniveau von ca. 2340MPa festgestellt. Bei der Temperatur von 0°C sinken die Mittelwerte der maximalen Hauptnormalspannungen auf ein Wert von 2080MPa ab. Aufgrund der Streuung der Messwerte und unzureichender Anzahl der geprüften Proben bei jeweiliger Temperatur kann aber keine quantitative Abhängigkeit der maximalen Hauptnormalspannungen von der Temperatur abgeleitet werden. Der  $\sigma^f$  Wert, der sich für die SE(B) Proben mit kurzem Riss bei -100°C ergibt, ist um ca. 280MPa niedriger als entsprechender Wert für die Proben mit tiefem Riss, wobei das Streuband mit einem Spannungsunterschied von 615MPa für Kurzrisssproben um 350MPa höher als für Proben mit tiefem

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

---

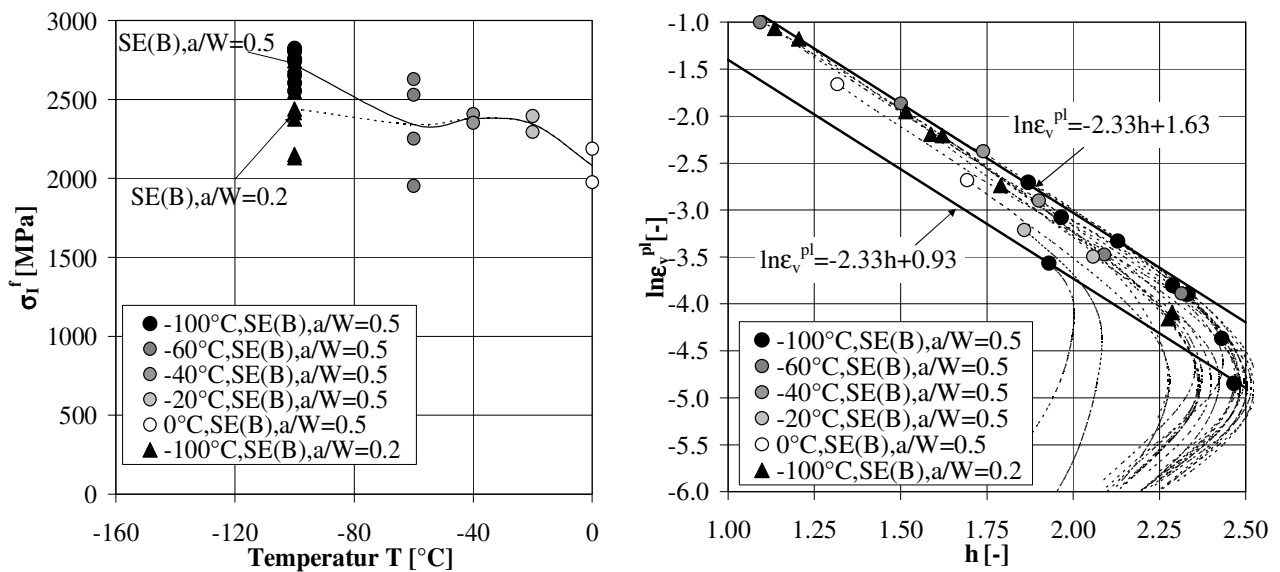
Riss liegt. Obwohl ein konstantes Niveau der  $\sigma_f^f$  Werte unabhängig von der Proben- und Rissgeometrie erwartet wird, ist hier basierend auf den vorhandenen Ergebnissen ein Einfluss der abnehmenden Mehrachsigkeit auf die mittleren  $\sigma_f^f$  Werte durch die Reduktion der Anfangsrisstiefe festzustellen. Für die Anwendung des zweiparametrischen Bruchkriteriums wird das Spannungsniveau von 2380 MPa gewählt. Dieses Niveau entspricht dem Mittelwert, der aus allen ermittelten  $\sigma_f^f$  Werten gebildet wird. Im Gegensatz zu den vorliegenden Ergebnissen wird in [HOH06] weder ein Temperatur noch ein Constrainteinfluss auf mittlere  $\sigma_f^f$  Werte beobachtet, die auf einem annähernd konstanten Niveau liegen.

Für die Bestimmung der Grenzkurve wird der Logarithmus der plastischen Vergleichsdehnung über die Spannungsmehrachsigkeit  $h$  für alle untersuchten Proben aufgetragen, s. **Bild 6.30**. Je nach der Lage des Spaltbruchursprungs im Probenligament ergeben sich unterschiedliche Kurven (gestrichelte Linien) bis zur Spaltbruchauslösung (ausgefüllte Symbole). Der qualitative Verlauf der Kurven ist für alle Proben ähnlich. Mit zunehmender Belastung steigt zunächst die Spannungsmehrachsigkeit zusammen mit der plastischen Vergleichsdehnung bis zum Erreichen des Maximums an. Dieses Maximum der  $h$ -Werte befindet sich in Abhängigkeit von der Lage des Spaltbruchursprungs in dem Bereich zwischen 2.0 und 2.5. Mit weiterem Anstieg der Belastung zeigt der zunehmende Logarithmus der plastischen Vergleichsdehnung eine lineare Abhängigkeit von der abfallenden Spannungsmehrachsigkeit, die mit einer Gerade erfasst werden kann. In **Bild 6.30** ist eine Schar der parallel verlaufenden geradlinigen Kurventeile ersichtlich. Ausgehend von den vorliegenden Ergebnissen kann eine obere Grenzkurve definiert werden, die von keinem mechanischen Zustand bei der Spaltbruchauslösung überschritten wird. Die Gleichung dieser Grenzkurve für die HLSV des Stahls EH36-15I lautet:

$$\ln \varepsilon_v^{pl} = -2.33h + 1.63 \quad (6.5)$$

Die untere Grenzkurve, die sich aus der Verschiebung der ersten Kurve um den Betrag  $\Delta \ln \varepsilon_v^{pl} = 0.7$  ergibt, definiert die notwendige Mindestentfernung des mechanischen Zustandes von der oberen Grenzkurve, die erreicht werden muss, damit das Kriterium für die Entstehung der Mikrorisse erfüllt wird. Bei genauerer Betrachtung der Ergebnisse fällt auf, dass die Spaltbruchauslösung bei der Mehrheit (6 von 8) der Kurzrisssproben oberhalb einer Grenze stattfindet, die durch  $h=1.85$  und  $\ln \varepsilon_v^{pl} = -2.7$  festgelegt wird. Dahingegen liegen die Wertepaare  $(h, \ln \varepsilon_v^{pl})$  bei der Initiierung für alle Proben mit dem tiefen Riss unterhalb dieser Grenze.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.30:** Lokale mechanische Feldgrößen an den Spaltbruchsprüngen, EH36-15I, HLSV

Analog zu den Ergebnissen für die HLSV des Stahls EH36-15I wird das zweiparametrische Bruchkriterium auch für GW und HLSV des Stahls RQT701-15I ermittelt. Im Vergleich zu Stahl EH36-15I werden für RQT701-15I die mechanischen Feldgrößen neben den SE(B) Proben auch an den 0.5C(T) Proben ausgewertet.

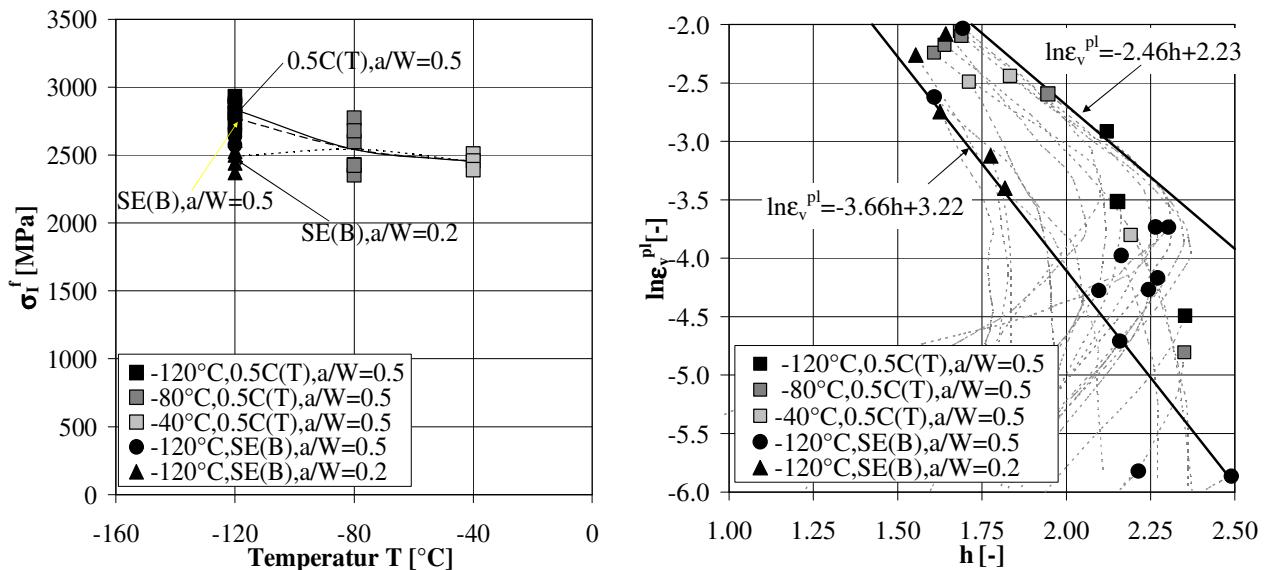
Eine Abnahme der mittleren  $\sigma_I^f$  Werte mit der zunehmenden Temperatur wird für die 0.5C(T) Proben aus homogenem GW erhalten, s. **Bild 6.31**. Der mittlere  $\sigma_I^f$  Wert fällt in einem Temperaturbereich von  $-80^\circ\text{K}$  um fast 400 MPa ab. Der größte Abfall von 290 MPa findet allerdings im Bereich zwischen  $-120^\circ$  und  $-80^\circ\text{C}$  statt. Für die SE(B) Proben mit tiefem Riss, die bei  $-120^\circ\text{C}$  geprüft werden, zeigt sich eine geringfügige Reduktion des mittleren  $\sigma_I^f$  Wertes um ca. 60 MPa im Vergleich zu 0.5C(T) Proben. Für die SE(B) Proben mit kurzem Riss resultiert bei  $T=-120^\circ\text{C}$  allerdings ein um sogar 280 MPa kleinerer mittlerer  $\sigma_I^f$  Wert als für SE(B) Proben mit tiefem Riss. Die Reduktion des mittleren  $\sigma_I^f$  Wertes mit der Verringerung der Anfangsrislänge von  $a/W=0.5$  zu 0.2 ist von der Größenordnung vergleichbar zu entsprechenden Reduktion für EH36-15I, HLSV, s. **Bild 6.30**. Somit kann die Annahme, dass die mittleren  $\sigma_I^f$  Werte mit dem abfallenden Constraint absinken, die basierend auf den Ergebnissen für den Stahl EH36-15I aufgestellt wird, durch die Ergebnisse für den GW des Stahls RQT701-15I bestätigt werden.

Zur Vervollständigung des Bruchkriteriums wird die obere Grenzcurve mittels der ausgewerteten  $h$  und  $\ln\varepsilon_v^{pl}$  Werte bei der Spaltbruchauslösung bestimmt, s. **Bild 6.31**. Im Gegensatz zu Ergebnissen für die HLSV des Stahls EH36-15I wird die untere Grenzcurve nicht durch die vertikale Verschiebung der oberen Grenzcurve um eine bestimmte Mindestentfernung konstruiert. Die untere Grenzcurve wird so festgelegt, dass möglichst alle Wertepaare im Bereich zwischen den beiden Grenzcurven eingeschlossen werden. Die daraus resultierende Mindestentfernung von der oberen Grenzcurve ist bei der höchsten Spannungsmehrachsigkeit von  $h=2.5$  am größten und wird mit abnehmenden  $h$  Werten kleiner. Die größte Mindestentfernung von  $\Delta\ln\varepsilon_v^{pl}=1.98$  bei  $h=2.5$  ist um fast ein 3-faches höher als die entsprechende Entfernung für die HLSV des Stahls EH36-15I. Für den GW des Stahls RQT701-15I



## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

wird ebenfalls eine Konzentration der Wertepaare für Kurzrissproben bei höheren Dehnungen ( $\ln \varepsilon_v^{pl} > -3.5$ ) als für Proben mit tiefem Riss beobachtet.



**Bild 6.31:** Lokale mechanische Feldgrößen an den Spaltbruchsprüngen, RQT701-15I, GW

Die Ergebnisse bezüglich der Bestimmung des Bruchkriteriums für die HLSV des Stahls RQT701-15I sind in **Bild 6.32** dargestellt. Die mittleren  $\sigma_f$  Werte liegen für die höherfeste HLSV um ca. 850MPa höher als die entsprechenden Werte für den GW. Durch die Steigerung der Prüftemperatur von  $-120^\circ\text{C}$  auf  $-80^\circ\text{C}$  wird ein Abfall der  $\sigma_f$  Werte für die 0.5C(T) Proben von ca. 380MPa ermittelt. Bei weiterer Zunahme der Prüftemperatur von  $-80^\circ\text{C}$  auf  $-40^\circ\text{C}$  werden die mittleren  $\sigma_f$  Werte sogar um 180MPa höher. Bei den bisherigen Ergebnissen wird mit zunehmender Temperatur entweder ein Abfall oder ein nahezu konstantes Niveau der mittleren  $\sigma_f$  Werte bestimmt. Im Gegensatz zu Proben aus homogenem GW weisen außerdem die SE(B) Proben sowohl mit tiefem als auch kurzem Riss bei  $-80^\circ\text{C}$  höhere mittlere  $\sigma_f$  Werte als die 0.5C(T) Proben auf. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass vermutlich aufgrund begrenzter Anzahl der ausgewerteten 0.5C(T) Proben bei  $-80^\circ\text{C}$  ein zu niedriges Niveau der mittleren  $\sigma_f$  Werte ermittelt wird. Durch die Verringerung der Anfangsrisstiefe bei den SE(B) Proben ist die Abnahme der mittleren  $\sigma_f$  Werte um ca. 90 MPa wesentlich geringer als für Proben aus homogenem GW.

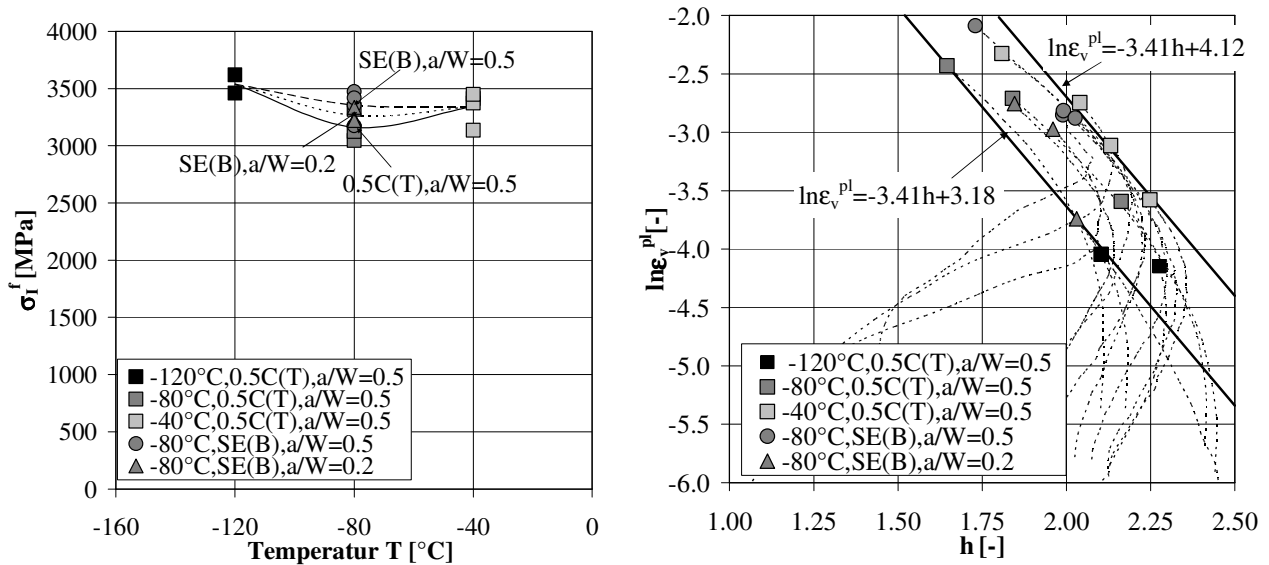
Die obere Grenzkurve für die HLSV des Stahls RQT701-15I wird durch die folgende Gleichung beschrieben:

$$\ln \varepsilon_v^{pl} = -3.41h + 4.12 \quad (6.6)$$

Die maximale Mindestentfernung  $\Delta \ln \varepsilon_v^{pl} = 0.94$  ist verglichen zu Proben aus dem GW deutlich geringer, wobei keine Abtrennung zwischen den Proben mit tiefem und kurzem Riss durch ein Niveau der plastischen Vergleichsdehnungen festzustellen ist.

Die untere Grenzkurve resultiert wie bei der HLSV des Stahls EH36-15I aus der Verschiebung der oberen Grenzkurve entlang der vertikalen Achse um die Mindestentfernung.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.32:** Lokale mechanische Feldgrößen an den Spaltbruchsprüngen, RQT701-15I, HLSV

Die Überprüfung des zweiparametrischen Bruchkriteriums erfolgt an den SE(B) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15I. Das Kriterium wird an denjenigen Proben sowohl mit tiefem als auch kurzem Riss angewandt, bei denen die erreichten Bruchzähigkeiten den akkumulierten Versagenswahrscheinlichkeiten von 0.1%, 15%, 50% und 80% nach dem Mastercurve Konzept entsprechen. Im Ligament der betrachteten Proben, der über die Achse x (Abstand von der Rissspitze) und der Achse y (Abstand von der Probenmitte) dargestellt wird, werden Bereiche markiert, in denen die Grenzkurve (erstes Teilkriterium) für die Entstehung und die maximalen Hauptnormalspannungen (zweites Teilkriterium) für die Instabilität von Mikrorissen erreicht werden, s. **Bild 6.33**. Die Größe des überlappenden Gebiets, indem die beiden Teilkriterien gleichzeitig erfüllt sind, nimmt mit steigender Versagenswahrscheinlichkeit zu. Laut dem zweiparametrischen Spaltbruchkriterium ist die Größe des Gebiets für die Proben mit unterschiedlicher Risstiefe und Geometrie bei derselben Versagenswahrscheinlichkeit annähernd gleich [HOH06].

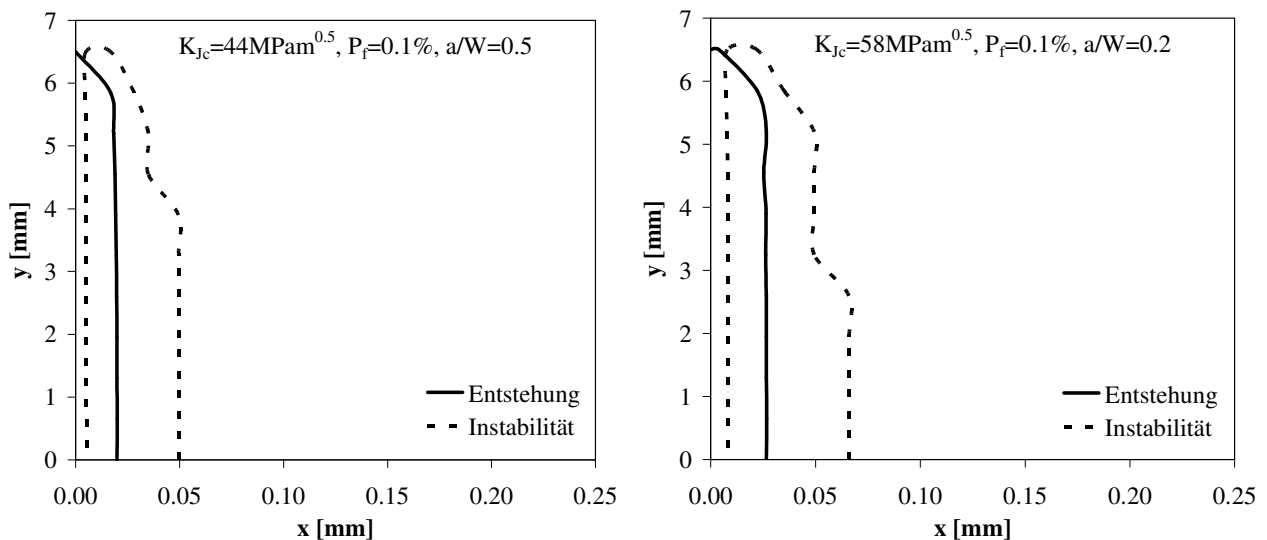
Der Vergleich zwischen den SE(B) Proben mit dem kurzen und dem tiefen Riss zeigt jedoch, dass sich die Größe des überlappenden Gebiets bei der gleichen Versagenswahrscheinlichkeit unterscheidet. Diese Größendiskrepanz nimmt mit steigender Versagenswahrscheinlichkeit ab. Der größte Unterschied von ca. 21% ergibt sich bei kleinen Versagenswahrscheinlichkeiten  $P_f=0.1\%$  und 15%. Bei  $P_f=50\%$  wird die Differenz mit ca. 10% deutlich reduziert und fällt bei  $P_f=80\%$  auf nur noch 1% ab.

Das überlappende Gebiet ist bei den Proben mit kurzem Riss unabhängig von der Versagenswahrscheinlichkeit immer größer als bei Proben mit tiefem Riss. Demnach würde eine Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit für die Kurzrisssproben basierend auf dem überlappenden Gebiet, das sich bei den Proben mit dem tiefen Riss ergibt, zu konservativen Ergebnissen führen. Die Frage, ob sich eine konservative Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit mit dem überlappenden Gebiet der Proben mit tiefem Riss auch für die bauteilähnlichen Proben oder die angerissenen Bauteile ergeben würde, wird aufgrund des rechnerischen Aufwands im Rahmen dieser Untersuchungen nicht geklärt.

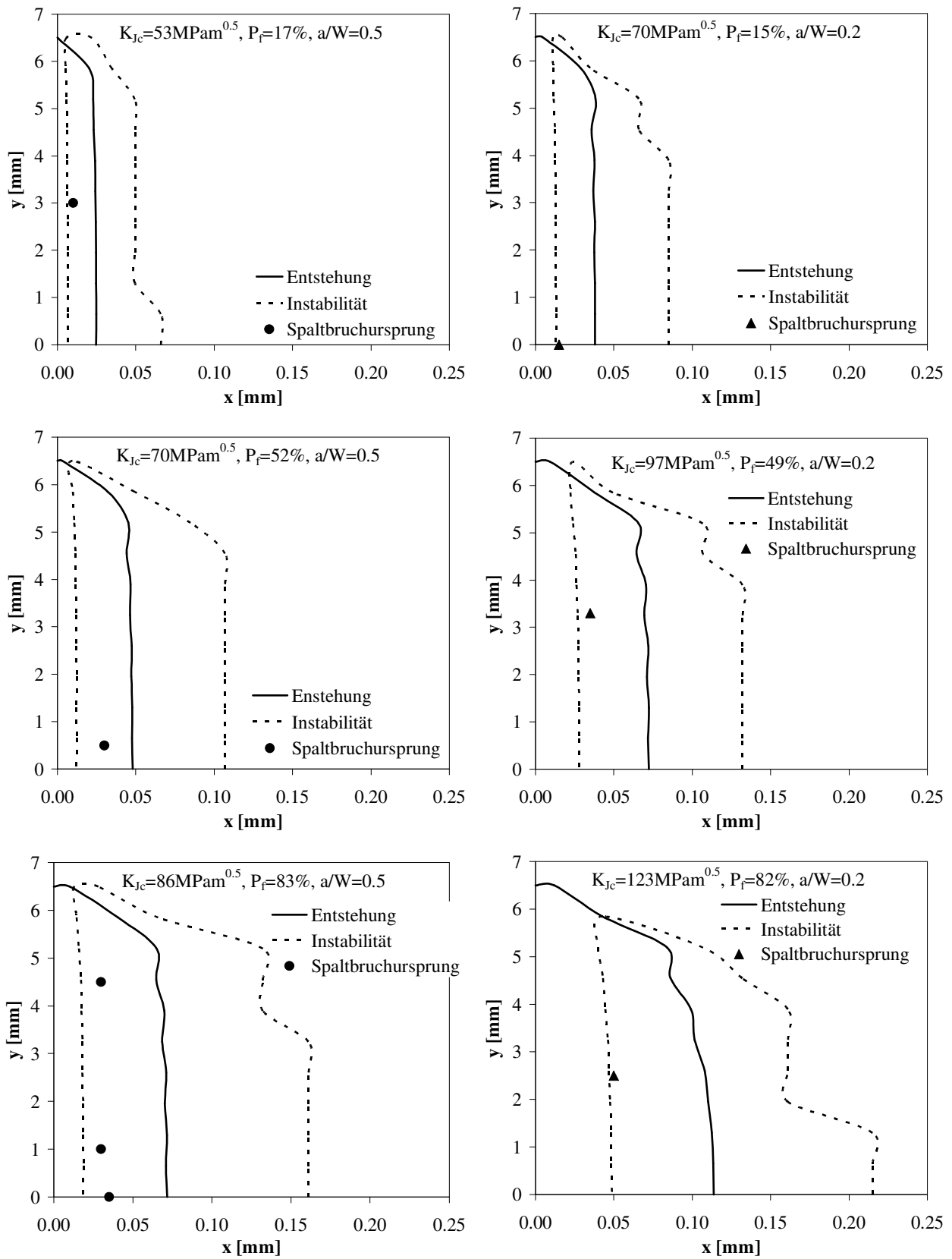
## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Bei der Anwendung des zweiparametrischen Bruchkriteriums bei einer Versagenswahrscheinlichkeit  $P_f=0.1\%$  entweder nur ein Teilkriterium erfüllt sein oder es liegt kein überlappendes Gebiete vor, in dem die beiden Teilkriterien erfüllt sind. Im Gegensatz zu diesen Ergebnissen, wird mit dem zweiparametrischen Bruchkriterium für die HLSV des Stahls EH36-15I ein Gebiet für beide Risstiefen bestimmt, indem die Mikrorisse entstehen und zur Spaltbruchauslösung führen können. Durch die Wahl einer höheren maximalen Hauptnormalspannung, die aber unterhalb des maximalen ermittelten Wertes liegt, oder Verringerung des Mindestabstands zur oberen Grenzkurve, können die Teilkriterien so modifiziert werden, dass kein überlappendes Gebiet bei  $P_f=0.1\%$  resultiert. Auf der anderen Seite, werden durch diese Verschärfung des Bruchkriteriums mit steigender Belastung die Gebiete nicht berücksichtigt, in denen die metallographisch bestimmten Spaltbruchursprünge tatsächlich vorliegen müssten. Aus diesen Gründen wird das erste Bruchkriterium bevorzugt, mit dem sich eine Mindestgröße des überlappenden Gebiets bei  $P_f=0.1\%$  ergibt.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass der wesentliche Vorteil des zweiparametrischen Bruchkriteriums in der Einbeziehung von Spannungsmehrsichtigkeit  $h$  und der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  für die Entstehung von Mikrorissen besteht. Mit diesen zwei zusätzlichen Größen wird der Mechanismus des Spaltbruchversagens im Vergleich zum Spaltbruchkonzept nach [ORO59], bei dem nur die Hauptnormalspannung  $\varepsilon_v^{pl}$  als maßgebende Größe für die Spaltbruchauslösung betrachtet wird, genauer erfasst. Der Nachteil bei der Anwendung dieses Konzepts liegt in sehr aufwändiger und häufig nicht eindeutiger Bestimmung der Spaltbruchursprünge für die Auswertung des mechanischen Zustandes. Außerdem ist eine genaue Ableitung beider Teilkriterien aufgrund starker Streuung der  $K_{Jc}$ -Werte nicht möglich. Unter Beachtung der Auswirkungen der hier aufgeführten Nachteile, ist davon auszugehen, dass sich das Konzept für eine konservative Abschätzung des Spaltbruchversagens von Proben und Bauteilen mit niedrigem Constraint als in Standard Bruchmechanikproben eignet.



## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.33:** Überprüfung des lokalen Kriteriums für EH36-15I, HLSV, -100°

### 6.3 Anwendung des Beremin-Modells

Mit Hilfe des Beremin-Modells wird die Spaltbruchwahrscheinlichkeit für die ferritischen Stähle basierend auf der statistischen Theorie nach Weibull bestimmt. Die Anwendung des Beremin-Modells setzt die numerische Analyse für elastisch-plastisches Material voraus, mit der die lokalen Beanspruchungsgrößen berechnet werden können. Danach erfolgt die iterative Anpassung der numerischen Ergebnisse an die experimentellen Daten, aus der sich die Materialparameter ergeben. Die Materialparameter sollen dann bei verschiedenen Probengeometrien das Spaltbruchversagen beschreiben.

Wie bereits im Kapitel 6.1 gezeigt wird, hängen die Zähigkeitskennwerte und somit die aus dem Mastercurve Konzept resultierenden Referenztemperaturen von verschiedenen Einflussfaktoren, wie Probengeometrie und Risstiefe ab. Um die Genauigkeit, mit welcher das Beremin-Modell diese Einflüsse prognostizieren kann, untersuchen zu können, werden 3D FE-Analysen mit anschließender Auswertung für die Parameterermittlung durchgeführt. Für diese Untersuchung werden 3 Stähle, EH36-15I, EH36-20I und RQT701-15I ausgewählt, um die Auswirkung auf Modellparameter, die aus unterschiedlicher Festigkeit und Blechdicke resultieren, bewerten zu können.

Die Bestimmung der Materialparameter erfolgt mit Hilfe der gleichen FE-Modelle, die bereits für die Berechnung von lokalen mechanischen Feldgrößen eingesetzt werden. Das FE-Netz besteht aus 8-knotigen Volumenelementen ohne reduzierte Integration, die in der Nähe der Risspitze als kollabierte Elemente das ringförmige Netz ausbilden. Da das Niveau der berechneten Spannungen von der Feinheit des Netzes im Rissbereich stark abhängt, wird die gleiche Elementgröße um die Risspitze bei allen FE-Modellen verwendet. Sowohl für C(T) als auch SE(B) Proben werden doppeltsymmetrische Modelle erstellt. Der Symmetriefaktor, mit dem die Volumenelemente multipliziert werden beträgt in diesem Fall  $4^{1/m}$ . Allgemein werden die Volumenelemente mit dem Faktor  $(2n)^{1/m}$  multipliziert, wobei  $n$  die Anzahl der Symmetrieebenen darstellt.

Der Weibullexponent  $m$  wird für jeden untersuchten Stahl bei derjenigen Temperatur ermittelt, bei der die meisten Proben geprüft werden. Bei anderen Temperaturen wird dann der gleiche Parameter zur Bestimmung der Versagensstrebänder angewandt. Da in [POU06] auf eine lineare Abhängigkeit des Weibullparameters  $\sigma_u$  von der Temperatur hingedeutet wird, wird  $\sigma_u$  bei mindestens 2 unterschiedlichen Temperaturen berechnet. Bei anderen Temperaturen wird anschließend überprüft, ob tatsächlich ein linearer Zusammenhang zwischen  $\sigma_u$  und  $T$  besteht oder der Parameter  $\sigma_u$  nur der Streuung unterliegt.

Die Versagensstrebänder aus den numerischen Berechnungen mit dem Beremin-Modell (FEM Werte) und dem Mastercurve-Konzept (MC Werte) werden in Bezug auf die Qualität der Voraussage des Spaltbruchversagens miteinander verglichen. In Anlehnung an [SEE07] wird das Mastercurve-Konzept auch für die  $K_{Jc}$  Werte angewandt, die nicht nach ASTM E 1921 mit der Gleichung zur Korrektur der Rissfrontlänge modifiziert sind. Diese Werte werden mit dem Indizes oDk erweitert (oDk=ohne Dickenkorrektur).

Neben der Bestimmung der Versagensstrebänder wird zusätzlich der Vergleich der Referenztemperatur  $T_0$ , die sich aus dem Beremin-Modell und dem Mastercurve-Konzept ergibt,

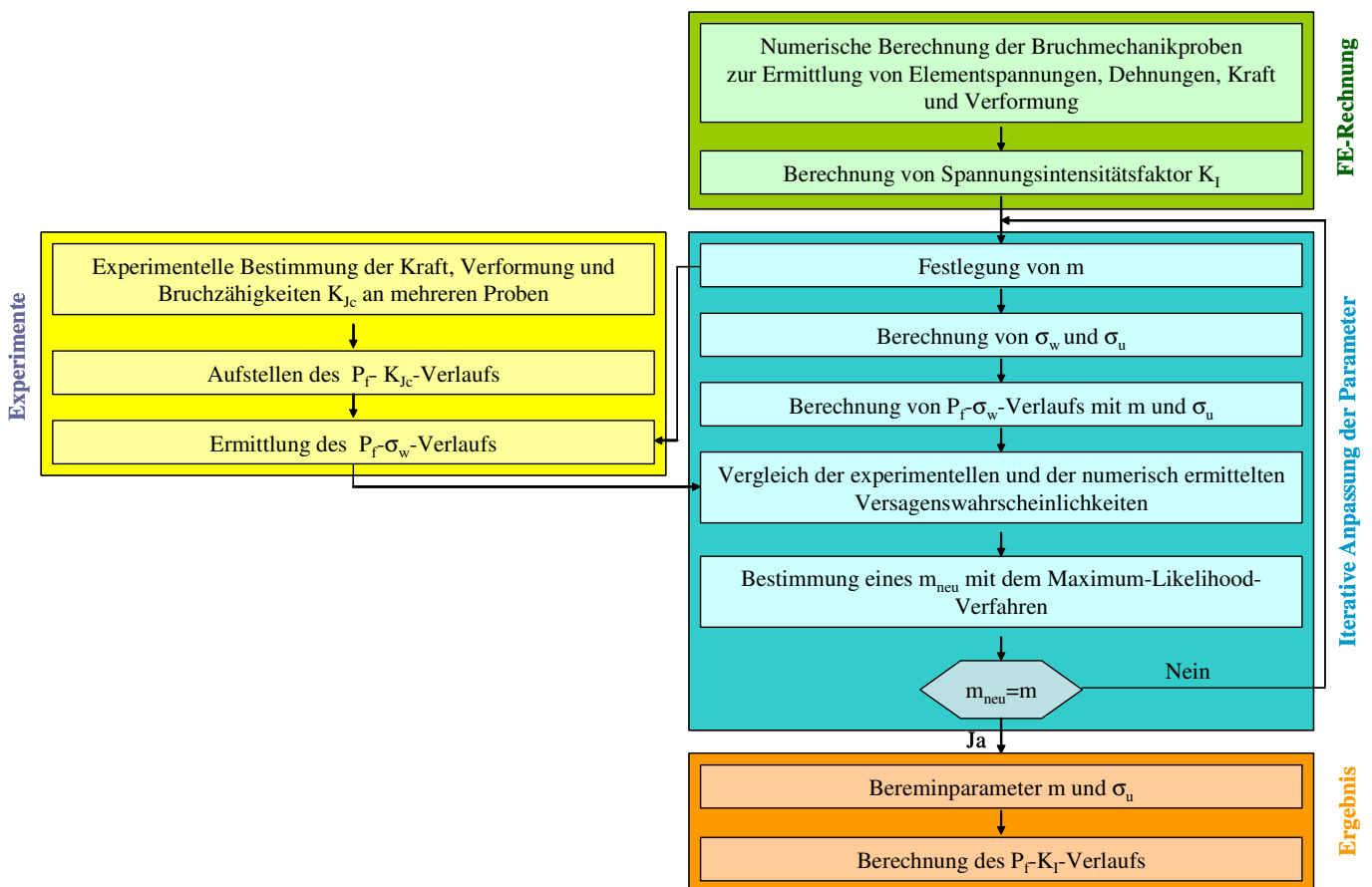
## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

aufgezeigt. Dabei wird die numerische Referenztemperatur aus dem dickenkorrigierten Medianwert entsprechend der folgenden Gleichung ermittelt:

$$T_0 = T - \frac{1}{0.019} \cdot \ln \left[ \frac{K_{JC,med} - 30}{70} \right] \quad (6.7)$$

### 6.3.1 Bestimmung der Parameter

Der Weibullparameter  $m$  ergibt sich aus der iterativen Anpassung der numerisch berechneten Ergebnisse an die experimentellen Daten in Bezug auf die Versagenswahrscheinlichkeit. Die Anpassung erfolgt mit Hilfe des Maximum-Likelihood-Verfahrens. Das Schema zur Ermittlung von Beremin-Parameter  $m$  basiert auf der in [MIN92] und [SEE07] vorgestellten Prozedur. Der schematische Ablauf, der dieser Prozedur zugrunde liegt, ist dem **Bild 6.34** zu entnehmen.



**Bild 6.34:** Die Prozedur zur Ermittlung des Weibullexponents  $m$

Die bruchmechanische Prüfung erfolgt an einer bestimmten Anzahl  $N$  von Proben, die dann aufsteigender Reihenfolge nach zunehmender Bruchzähigkeit  $K_{Jc}$  geordnet werden. Mit der experimentellen Versagenswahrscheinlichkeit  $P_f$  und den zugehörigen Bruchzähigkeiten ergibt sich dann der  $P_f$ - $K$ -Verlauf. Um den  $P_f$ - $\sigma_w$  Verlauf zu erhalten, ist die 3D FE-Analyse zur Berechnung von

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

---

Weibullspannungen  $\sigma_w$  und der Spannungsintensitäten  $K_I$  erforderlich. Die Weibullspannungen werden bei denjenigen Schritten der FE-Rechnung ausgewertet, bei denen die Spannungsintensitäten  $K_I$  mit den Bruchzähigkeiten  $K_{JC}$  übereinstimmen. Anstelle von  $K_{JC}$  und  $K_I$  können sowohl Last als auch Verformung als Rangparameter zur Definition der Probenreihenfolge gewählt werden. Die Voraussetzungen dafür sind:

- alle Proben des untersuchten Satzes zeigen das gleichen Last-Verformungsverhalten
- die FE-Rechnung gibt dieses Verhalten mit hoher Genauigkeit wieder

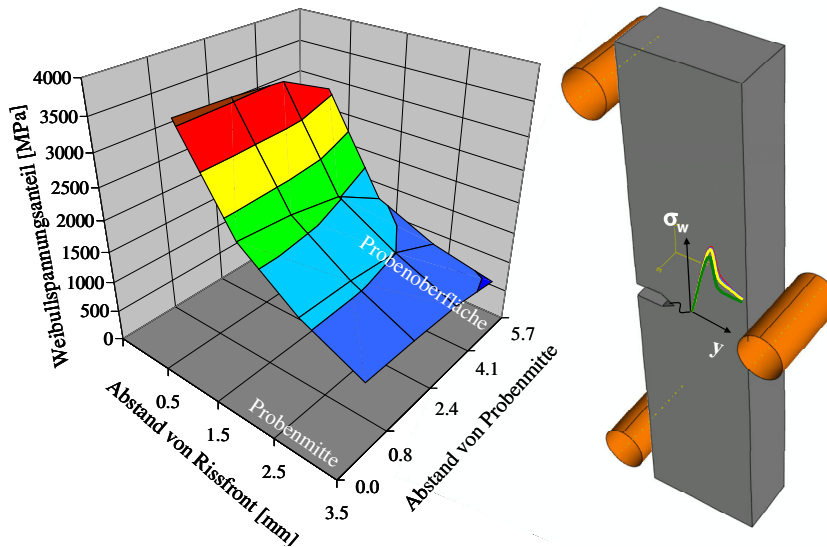
Dann reicht nur eine FE-Berechnung aus, um die Weibullspannungen für den kompletten Probensatz zu bestimmen.

Die Auswertung der numerischen Ergebnisse schließt bei jedem Schritt der Berechnung das Aussortieren von Integrationspunkten der Elemente ein, in denen das plastische Fließen erreicht wird. Neben den positiven maximalen Hauptnormalspannungen  $\sigma_I^i$  werden für diese Integrationspunkte zusätzlich die Volumenanteile ausgegeben. Mit der Abschätzung des Weibullexponents  $m$  und der Wahl des Referenzvolumens  $V_0$  können die  $\sigma_w$  Werte berechnet werden. Der numerisch ermittelte  $P_f$ - $\sigma_w$  Verlauf mit der akkumulierten  $P_f$  wird iterativ mittels Maximum-Likelihood Methode an die experimentelle  $P_f$ - $\sigma_w$  Kurve angepasst. Das Ergebnis dieser Anpassung ist letztendlich der „bias-korrigierte“ Parameter  $m$  und die Weibullreferenzspannung  $\sigma_u$ .

Bei manchen FE-Berechnungen wird die Abnahme der Spannungen  $\sigma_I$  vor der Risspitze mit zunehmender Belastung beobachtet. Diese Abnahme kann zu den abfallenden Weibullspannungen und somit zur Reduktion der akkumulierten Versagenswahrscheinlichkeit führen. Da die  $P_f$  Werte mit zunehmender Belastung ansteigen sollen, wird in [BER99] vorgeschlagen, für die Berechnung von Weibullspannungen bis zum betrachteten Belastungsschritt ständig die höchsten  $\sigma_I$ -Werte einzusetzen, die in der gesamten Belastungsgeschichte auftreten.

Um den Verlauf der Weibullspannungsanteile über dem Probenligament zu verdeutlichen, wird das Ligament des numerischen Modells in Flächenbereiche entlang der Probendicke und der Probenbreite aufgeteilt. Durch das Aufaddieren der Weibullspannungen der Finite-Elemente innerhalb jedes Bereichs ergibt sich der Verlauf der  $\sigma_w$ -Anteile. Je feiner das Ligament aufgeteilt wird, umso genauer kann die Verteilung der Spannungen im Ligament dargestellt werden. Das **Bild 6.35** zeigt die Weibullspannungsanteile im Probenligament der SE(B)13x26 Probe mit HLSV bei dem Spaltbruchversagen und die zugehörige Probenausrichtung. Der größte Weibullspannungsanteil resultiert aus der hohen Spannungen in der Probenmitte und in der Nähe der Rissfront.





**Bild 6.35:** Die Verteilung der Weibullspannungsanteile im Ligament der SE(B)13x26 Probe,  $a/W=0.5$ , EH36-151 bei  $T=-100^{\circ}\text{C}$

Mit der zunehmenden Entfernung von der Rissfront verringern sich die Anteile bis zu 70% im Vergleich zum rissfrontnahem Bereich. Dahingegen beträgt die Reduktion der Anteile von der Probenmitte zur Probenoberfläche maximal 30%.

Bei der Modellierung des Spaltbruchversagens in der Hybridlaserschweißverbindung stellt sich zusätzlich die Frage, ob ein einheitlicher Parametersatz ( $m$ ,  $\sigma_u$ ) für das Beremin-Modell gefunden werden kann, um die Ausfallwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von Weibullspannungen zu beschreiben. In diesem Fall würde dieser Parametersatz die Mischwerte aus den Beremin-Parametern, die sich für jede Zone (SG, GW und HAZ) der Schweißverbindung ergeben, enthalten. Wenn kein einheitlicher Parametersatz für die HLSV existiert, wird eine Bestimmung der Parameter für jede Zone erforderlich. Die Parameter für den GW können mit der Anwendung der Prozedur im **Bild 6.34** an den Bruchmechanikproben aus dem homogenen GW bestimmt werden ( $m_{GW}$ ,  $\sigma_{uGW}$ ). Wird die HAZ wie bei der Modellierung des duktilen Bruchverhaltens vernachlässigt, so kann die Kalibrierung des Beremin-Parameters  $m_{SG}$  für das SG anhand des vereinfachten Modells der HLSV, das aus dem SG und GW besteht, durchgeführt werden. Die um den zusätzlichen Werkstoff erweiterte Definition der Weibullspannungen lautet:

$$\sigma_w = \left[ \sum_{i=1}^{n_{GW}} (\sigma_1^i)^{m_{GW}} \frac{V_i}{V_0} + \sum_{j=1}^{n_{SG}} (\sigma_1^j)^{m_{SG}} \frac{V_j}{V_0} \right]^{1/m} \quad (6.8)$$

Aus der Gl. (6.8) wird ersichtlich, dass auch bei Kenntnis der Weibullexponenten  $m_{GW}$  und  $m_{SG}$  für GW und SG, eine iterative Anpassung des Parameters  $m$  zur Berechnung von Weibullspannungen für HLSV

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

---

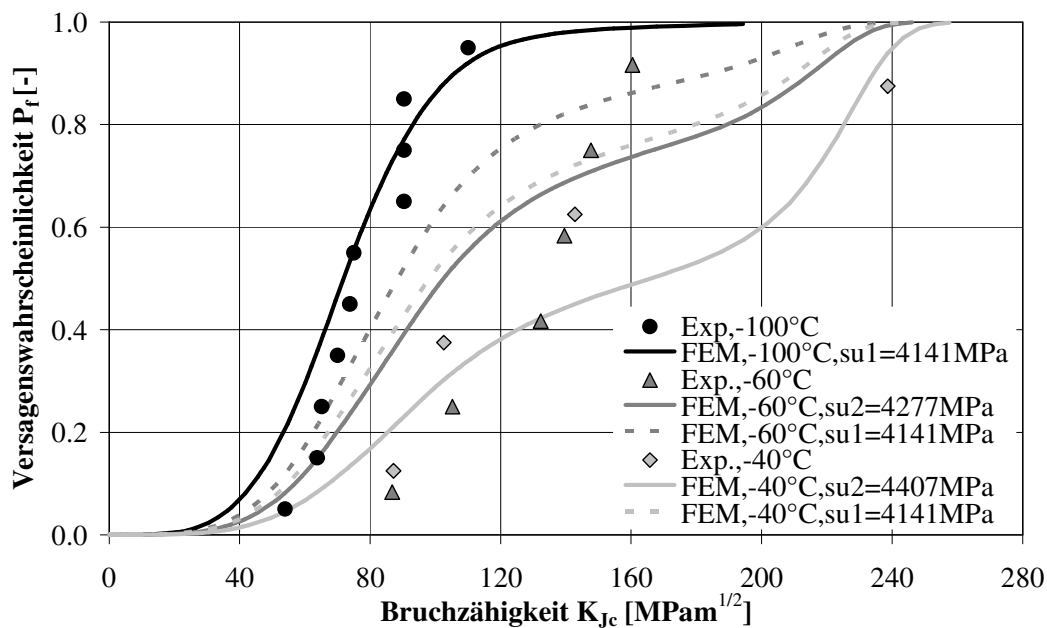
notwendig ist. Bei sehr kleinen Belastungen überwiegen die Weibullspannungsanteile der plastischen Zonen im Schweißgut in der Nähe der Rissspitze. Mit steigender Belastung und zunehmender Ausbildung der plastischen Zonen an der Schmelzlinie steigt auch der Anteil der Weibullspannungen im Grundwerkstoff an.

### 6.3.2 Anwendung des Beremin-Modells

Die im **Bild 6.34** vorgestellte Prozedur zur Anwendung des Beremin-Modells wird zunächst für die HLSV des Stahls EH36-15 unter der Annahme angewendet, dass ein einheitlicher Parametersatz für HLSV bestimmt werden kann. Die Ermittlung der Beremin-Parameter erfolgt anhand der 10 SE(B)13x26 Proben mit  $a/W=0.5$ , die bei  $-100^{\circ}\text{C}$  geprüft werden. Da das Bereminmodell in der Tieflage Gültigkeit besitzt, ist die Anpassung der Parameter bei der tiefsten Prüftemperatur sinnvoll. Die resultierenden Parameter ergeben sich zu  $m=12.14$  und  $\sigma_u=4141\text{MPa}$ , wobei  $V_0$  mit  $0.001\text{mm}^3$  festgelegt wird.

Das **Bild 6.36** stellt die experimentellen (Punkte) und die nach dem Beremin-Modell berechneten (durchgezogene und gestrichelte Linien) Ausfallwahrscheinlichkeiten  $P_f$ - $K$  für die Temperaturen  $-100^{\circ}$ ,  $-60^{\circ}$  und  $-40^{\circ}\text{C}$  dar. Aus dem Verlauf der experimentellen  $P_f$ - $K$ -Kurve für  $T=-60^{\circ}$  und  $-40^{\circ}\text{C}$  wird deutlich, dass die vorhandenen Versuchsdaten nicht ausreichend sind, um eine statistische Auswertung durchzuführen und somit nur Tendenzen in Bezug auf das Spaltbruchversagen aufgezeigt werden können. Bei den numerischen  $P_f$ - $K$ -Kurven werden für  $T=-60^{\circ}$  und  $-40^{\circ}$  je 2 Kurven berechnet, die sich in dem verwendeten  $\sigma_u$ -Wert unterscheiden. Für die Konstruktion der ersten Kurve (gestrichelte Linie) wird der bei  $T=-100^{\circ}\text{C}$  ermittelte  $\sigma_u$ -Wert von  $4141\text{MPa}$  verwendet. Bei der zweiten Kurve (durchgezogene Linie) wird der  $\sigma_u$ -Wert eingesetzt, der bei der jeweiligen Temperatur anhand der vorhandenen Versuchsdaten und mit dem gleichen Weibullexponent  $m=12.14$  bestimmt wird. In weiteren Analysen wird der erste  $\sigma_u$ -Wert mit  $\sigma_{u1}$  und der von der Temperatur abhängige zweite Wert mit  $\sigma_{u2}$  gekennzeichnet.

Wie erwartet liefert die erste von beiden Kurven eine konservativere Abschätzung der Ausfallwahrscheinlichkeit. Im Vergleich zu Experimenten werden mit der ersten Kurve bis auf  $P_f$ -Wert von  $0.92$  höhere Ausfallwahrscheinlichkeiten vorhergesagt. Die zweite Kurve passt sich etwas besser den experimentellen Werten an und liefert mit kleineren Abweichungen für unterschiedliche Bruchzähigkeiten sowohl niedrigere als auch höhere  $P_f$ -Werte als die Versuchskurve.



**Bild 6.36:** Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit mit  $m=12.14$  für  $T=-100^\circ$ ,  $-60^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$ , SE(B)13x26 Probe, EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.5$

Trotz zu wenig vorliegender Versuchsergebnisse wird basierend auf den bisherigen Untersuchungen [SEE07], [MER02] davon ausgegangen, dass mit den zunehmenden Temperaturen besonders ab dem Beginn des tieferen Übergangsbereichs bei  $T=-60^\circ\text{C}$ , das Beremin-Modell die Gültigkeit verliert und die Übertragbarkeit der Parameter auf die anderen Temperaturen nicht mehr möglich ist. Da die ständige Anpassung der Weibullspannungen bei jeweiliger Temperatur aus der Sicht der Modellierung wenig Sinn macht, wird nach einem empirischen Zusammenhang zwischen der Temperatur und dem  $\sigma_u$ -Wert gesucht. Um eine Temperaturmodifikation von  $\sigma_u$  abzuleiten, sind größere Datensätze bei unterschiedlichen Temperaturen erforderlich. Nichtsdestotrotz kann zwischen  $\sigma_u$ -Werten, die für die Berechnung der zweiten Kurven verwendet werden, und der jeweiligen Temperatur ein linearer Zusammenhang mit dem Korrelationskoeffizienten von 0.97 hergestellt werden:

$$\sigma_u(T) = 4.29 \frac{\text{MPa}}{\text{K}} T + 4560.7 \text{MPa} \quad (6.9)$$

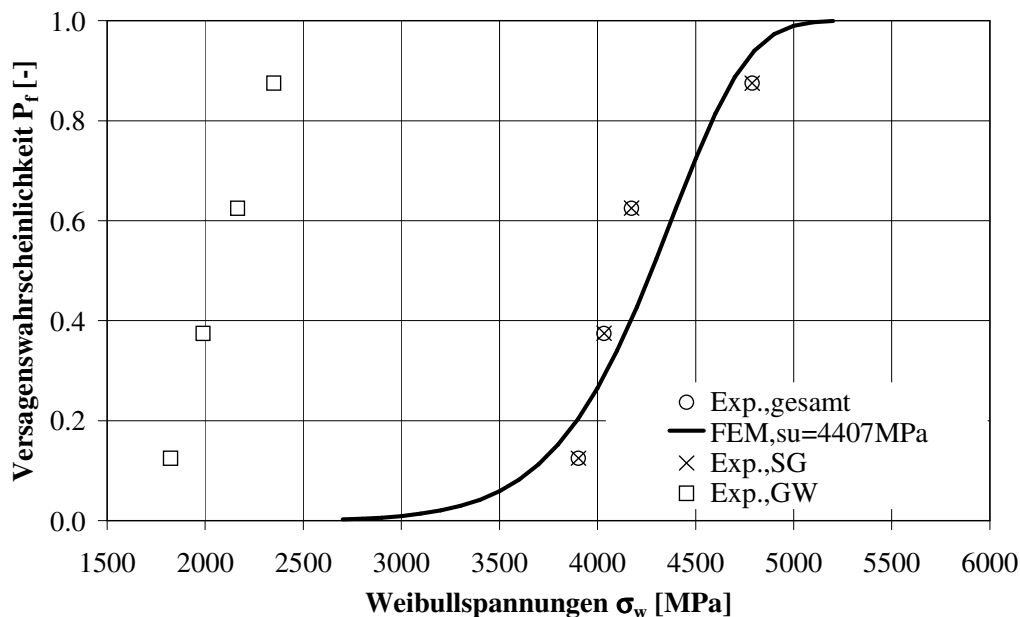
Nach dieser Gleichung steigt der Weibullparameter  $\sigma_u$  mit der zunehmenden Temperatur an. Wie in Kap. 2 hingewiesen wird, existiert in der Literatur zurzeit kein Konsens über die Abhängigkeit dieses Parameters von der Temperatur.

Die bei Temperaturen  $T=-60^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  numerisch ermittelten  $P_f$ - $K$  Verläufe unterscheiden sich qualitativ deutlich von dem  $P_f$ - $K$  Verlauf bei  $T=-100^\circ\text{C}$ . Der qualitative Verlauf der  $P_f$ - $K$  Kurven entspricht dem Verlauf von zwei zusammengesetzten Weibull-Kurven mit unterschiedlichen Steigungen. Diese „bimodale Form“ ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass die Probe aus zwei Werkstoffen, dem GW und dem SG; besteht. Bis zu einer Spannungsintensität von  $K_I=160\text{MPa m}^{1/2}$  weist die  $P_f$ - $K$  Kurve sowohl bei  $T=-60^\circ\text{C}$  als auch  $-40^\circ\text{C}$  den Verlauf auf, der durch einen Exponenten beschrieben werden kann. Für  $K_I$  Werte größer als  $160\text{MPa m}^{1/2}$  geht die  $P_f$ - $K$  Kurve in eine zweite

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

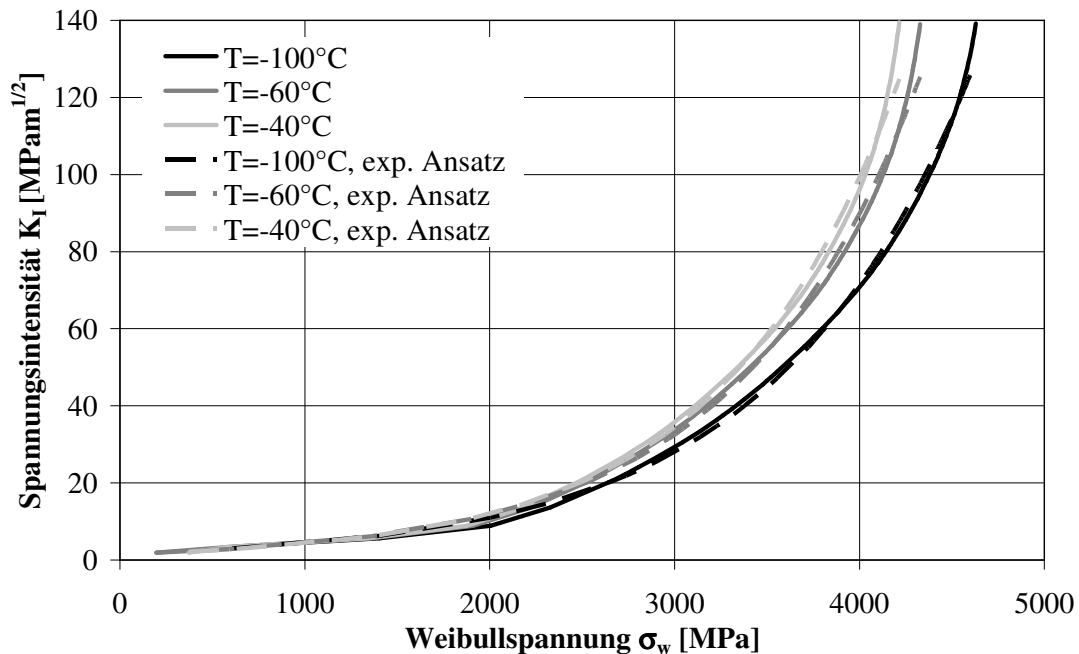
Teilkurve mit dem anderen Exponenten über. Der Anstieg der Weibullspannungen und somit der  $P_f$ -Werte ist bei der zweiten Teilkurve für die  $K_I$ -Werte zwischen 200 und 240 MPam<sup>1/2</sup> viel stärker als bei der ersten Teilkurve im Bereich der  $K_I$ -Werte zwischen 40 und 120 MPam<sup>1/2</sup>. Für kleine Belastungen bis  $K_I=55$  MPam<sup>1/2</sup> tragen ausschließlich die Spannungen der plastischen Zonen im Schweißgut zu den gesamten Weibullspannungen bei. Für größere Belastungen fängt die Entwicklung der plastischen Zonen an der Schmelzlinie im Grundwerkstoff an, wobei das Nettoquerschnittfließen sowohl für  $T=-60^\circ$  als auch  $-40^\circ\text{C}$  bei ca.  $K_I=105$  MPam<sup>1/2</sup> einsetzt. Durch die zunehmende Plastifizierung des Grundwerkstoffs wird die Rissspitze im SG entlastet. Dies führt zum Abflachen der  $P_f$ - $K$  Kurve bis  $K_I=200$  MPam<sup>1/2</sup>. Erst mit der größeren Rissspitzenbelastung wird die  $P_f$ - $K$  Kurve durch einen stärkeren Anstieg der Weibullspannungen mit den Spannungsintensitäten gekennzeichnet. Da die duktile Rissinitiation bereits bei einem  $K_I=132.3$  MPam<sup>1/2</sup> stattfindet, sind die resultierenden Weibullspannungen, die für höhere  $K_I$ -Werte ermittelt werden, kritisch zu betrachten.

Die Beiträge der einzelnen Anteile aus dem GW und dem SG zu den gesamten Weibullspannungen werden im **Bild 6.37** verdeutlicht. Die experimentelle Versagenswahrscheinlichkeit wird über die gesamten Weibullspannungen („Exp.,gesamt“) und die zugehörigen Anteile aus dem GW und dem SG aufgetragen. Trotz der steigenden Anteile aus dem GW, die aus der Ausbreitung der plastischen Zonen resultieren, werden die gesamten Weibullspannungen fast zu 100% von den Spannungen im plastischen Bereich des SG bestimmt. Es wird davon ausgegangen, dass die plastischen Zonen im GW lediglich dazu beitragen, dass das Niveau der maximalen  $\sigma_I$ -Spannungen aufgrund der Entlastung der Rissspitze im Vergleich zu den Proben aus dem homogenen SG abnimmt.



**Bild 6.37:** Weibullspannungsanteile aus dem GW und dem SG mit  $m=12.14$  für  $T=-40^\circ\text{C}$ , SE(B)13x26 Probe, EH36-15I,HLSV,  $a/W=0.5$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.38:** Die Abhängigkeit der Spannungsintensität  $K_I$  von den Weibullspannungen, SE(B)13x26 Probe, EH36-15I-HLSV,  $a/W=0.5$

Werden die Spannungsintensitäten  $K_I$  über die Weibullspannungen  $\sigma_w$  für die 5 untersuchten Temperaturen aufgetragen, so lässt sich ein exponentieller Zusammenhang zwischen den beiden Größen erkennen, s. **Bild 6.38**. Die empirische Funktion, die bis zu einem  $K$ -Wert von  $140\text{MPam}^{1/2}$  aufgestellt werden kann, besitzt die folgende Form:

$$K_I = a \cdot e^{b \cdot (\sigma_w / 1000)} \quad (6.10)$$

Aus diesem Zusammenhang wird deutlich, dass sich bei gleicher Weibullspannung  $\sigma_w$  eine höhere Risspitzenbelastung  $K_I$  mit zunehmender Temperatur ergibt. Die Parameter  $a$  und  $b$ , die von Temperatur, Streckgrenze, Verfestigung und dem Constraint abhängen, werden für die untersuchten Temperaturen in der **Tabelle 6.6** aufgelistet.

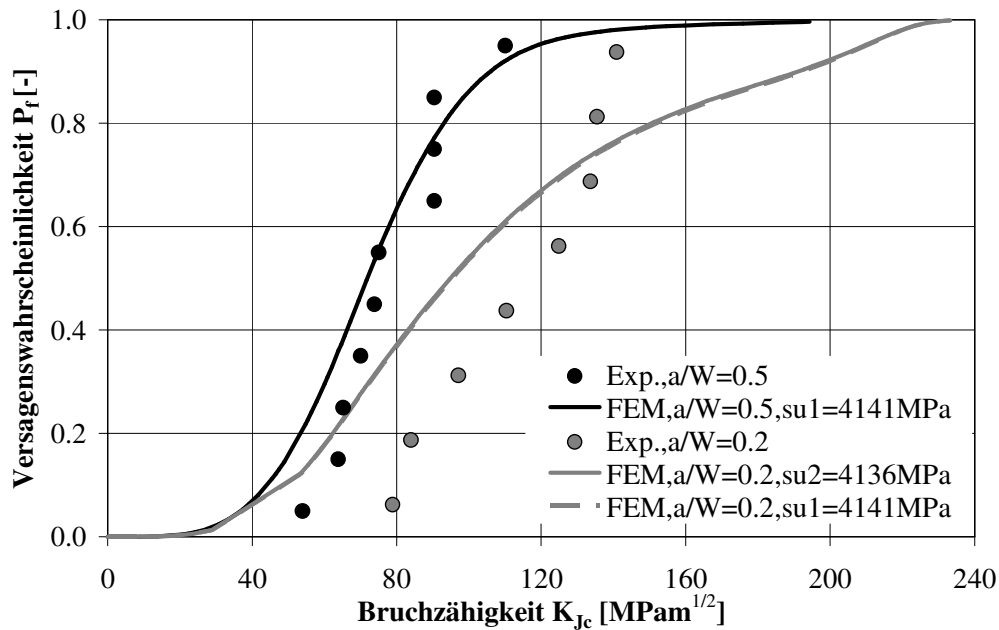
T [°C]	a/W [-]	a	b
-100	0.5	1.67	0.94
	0.2	1.28	1.08
-60	0.5	1.54	1.02
-40	0.5	1.43	1.06

**Tabelle 6.6:** Die Parameter zur Beschreibung der exponentiellen Abhängigkeit der  $K_I$ -Werten von den Weibullspannungen  $\sigma_w$

Für  $K_I$ -Werte größer als  $140\text{MPam}^{1/2}$  werden die nach Gl. (6.10) berechneten  $K_I$ -Werte zunehmend unterschätzt. Ab einem  $K_I=160\text{MPam}^{1/2}$  geht der exponentielle Zusammenhang durch die Steigungsänderung, die aus dem langsamerem Anstieg der  $K_I$ -Werte mit den Weibullspannungen resultiert, verloren, s. auch **Bild 6.36**.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Im **Bild 6.39** wird die Prognose des Beremin-Modells für Ausfallwahrscheinlichkeit von SE(B)13x26-Kurzrisssproben mit  $a/W=0.2$  gezeigt. Mit der Verringerung der Risstiefe und somit des Niveaus der Mehrachsigkeit verschiebt sich die experimentelle  $P_f$ - $K$  Kurve für  $a/W=0.2$  zur höheren Bruchzähigkeiten hin im Vergleich zu  $a/W=0.5$ . Der Parameter  $\sigma_{u1}=4136\text{MPa}$ , der für die Kurzrisssproben bestimmt wird, ist fast identisch zu dem  $\sigma_{u1}$ -Wert, der sich für Proben mit  $a/W=0.5$  ergibt.



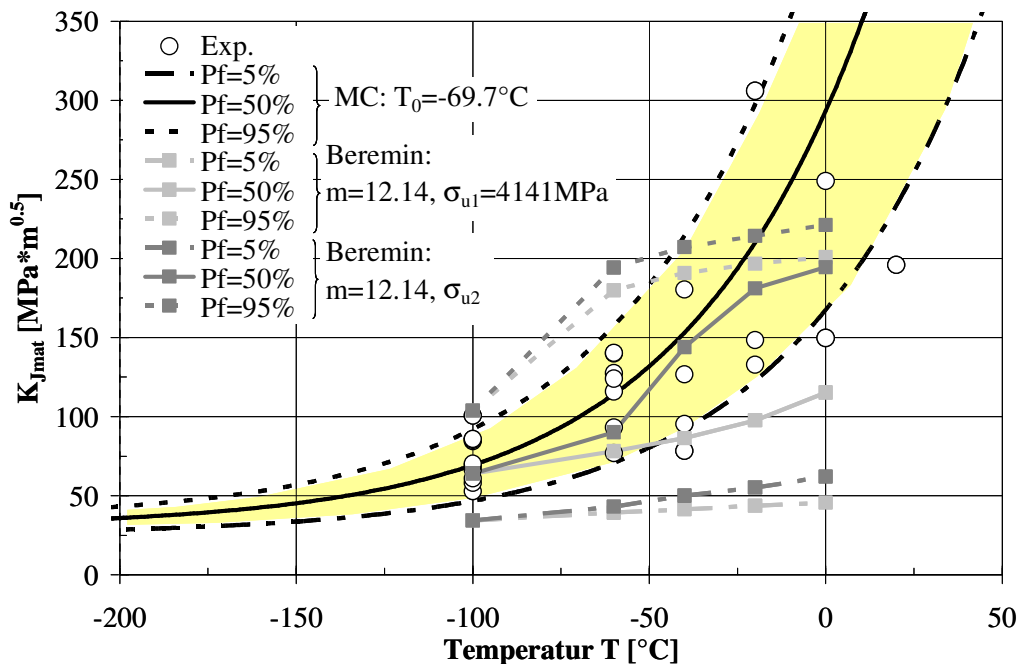
**Bild 6.39:** Die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit mit  $m=12.14$  für  $T=-100^\circ$ , SE(B)13x26 Probe, EH36-15I-HLSV,  $a/W=0.5$  und  $0.2$

Die gute Übereinstimmung zwischen den beiden  $\sigma_{u1}$ -Werten deutet darauf hin, dass eine Beschreibung des Kurzrisseffekts mit dem Beremin-Modell bei  $-100^\circ\text{C}$  möglich ist. Aufgrund geringer Anzahl bei  $-100^\circ\text{C}$  geprüften Proben mit  $a/W=0.2$ , werden für  $K_{Jc} < 135\text{MPa}^{1/2}$  mit den beiden numerischen Kurven konservative Prognosen der Versagenswahrscheinlichkeit erzielt, wobei sich größte Abweichungen zu experimentellen  $P_f$ -Werten bei kleineren Bruchzähigkeiten ergeben.

Der Vergleich zwischen den Ergebnissen, die aus dem Mastercurve Konzept und dem Beremin-Modell unter Anwendung der Dickenkorrektur resultieren, sind im **Bild 6.40** gegenübergestellt. Es werden zwei numerische Prognosen in Abhängigkeit von dem verwendeten Wert von  $\sigma_{u1}$  ermittelt. Die erste Prognose basiert auf der ursprünglichen Version des Beremin-Modells, bei der die werkstoffabhängigen Parameter  $m$  und  $\sigma_{u1}$ , die bei einer Temperatur kalibriert sind, auf alle anderen Temperaturen übertragen werden können. Der Parametersatz  $m=12.14$  und  $\sigma_{u1}=4141\text{MPa}$ , der der ersten Prognose zugrunde liegt, wird anhand der Versuche bei  $T=-100^\circ\text{C}$  bestimmt. Die zweite Prognose basiert auf den bei jeder Temperatur nach Gl. (6.9) berechneten  $\sigma_{u2}$ -Werten. Die für die Temperaturen  $-20^\circ$  und  $0^\circ\text{C}$  verwendeten  $\sigma_{u2}$ -Werte werden mittels des linearen Zusammenhangs, der zwischen  $\sigma_{u2}$ -Werten und Temperaturen  $T=-100^\circ$ ,  $-80^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  definiert wird, extrapoliert.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Aufgrund eines höheren  $K_{Jc,med}$  Wertes von  $64\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  bei  $-100^\circ\text{C}$  liegt die nach Gl. (6.7) numerisch bestimmte Referenztemperatur  $T_0$  von  $-62^\circ\text{C}$  um  $7.7^\circ\text{C}$  über der  $T_0$  nach dem Mastercurve Ansatz.



**Bild 6.40:** Vergleich zwischen den Versuchsdaten, der Mastercurve nach ASTM E 1921 und der numerischen Prognose der Spaltbruchzähigkeiten, SE(B)13x26 Probe, EH36-15I-HLSV,  $a/W=0.5$

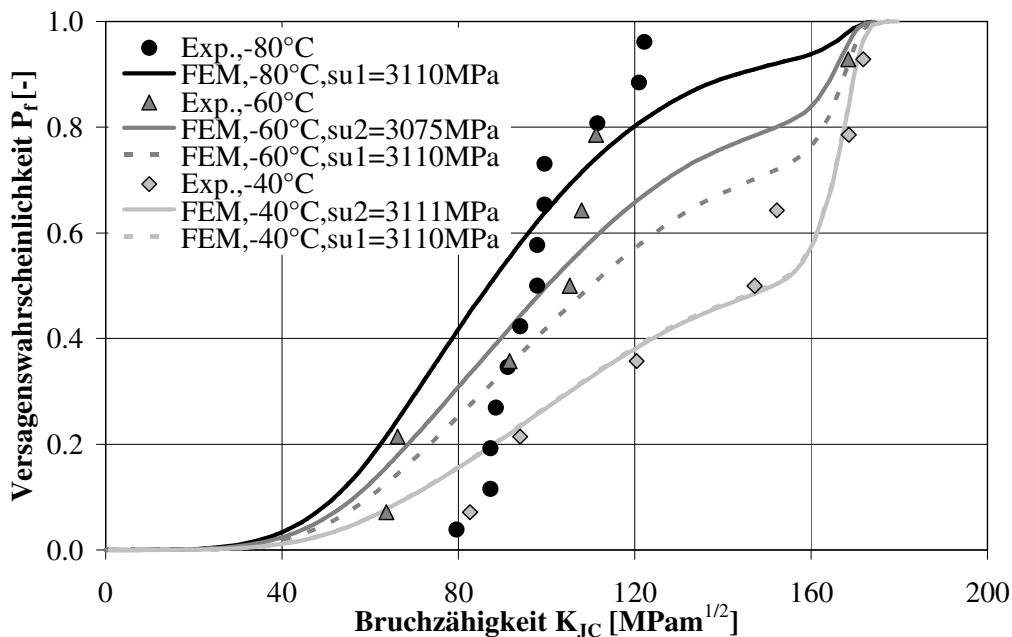
Im Vergleich zum Mastercurve-Ansatz liefert das Beremin-Modell mit beiden  $\sigma_u$ -Werten für  $T \leq -40^\circ\text{C}$  größere Versagensstrebänder. Die numerischen 5%-Wahrscheinlichkeitskurven führen zu einer konservativen Abschätzung des Spaltbruchversagens über den gesamten Temperaturbereich, unabhängig von dem gewählten  $\sigma_u$ -Wert. Bezüglich der 95%-Wahrscheinlichkeit ergeben sich mit dem Beremin-Modell etwas höhere  $K_{Jc}$ -Werte für  $T \leq -40^\circ\text{C}$  als mit der Mastercurve, wobei die  $K_{Jc}$ -Werte für  $T \geq 40^\circ\text{C}$  mit steigender Temperatur zunehmend unterschätzt werden. Selbst die Verwendung der nach Gl. (6.9) extrapolierten  $\sigma_{u2}$  Werte führt abgesehen von Median-Werten zu keiner verbesserten Beschreibung des Übergangsbereichs. Somit wird deutlich, dass die in Gl. (6.9) angenommene lineare Abhängigkeit der  $\sigma_u$  Werte von der Temperatur für  $T \geq -40^\circ\text{C}$  unzutreffend ist. Grundsätzlich werden mit der zweiten numerischen Prognose durch die Anpassung des  $\sigma_{u2}$ -Wertes größere Bruchzähigkeiten vorhergesagt als mit der ersten. Dieser Unterschied nimmt mit steigender Temperatur kontinuierlich zu. In Bezug auf die 50%-Versagensgrenze stimmen die Median-Werte der Bruchzähigkeiten aus der zweiten numerischen Prognose gut bis auf die Temperaturen  $-20^\circ\text{C}$  und  $0^\circ\text{C}$  mit den  $K_{Jc,med}$  Werten aus der Mastercurve überein. Trotz dieser Übereinstimmung sollten die numerischen  $\sigma_{u2}$  Werte mit Vorsicht verwendet werden, da bereits kleine Beträge des stabilen Risswachstums im Übergangsbereich zu einer starken Veränderung des Spannungszustandes vor der Risspitze führen.

Neben der 15mm dicken HLSV der Stahlsorte EH36 wird die Genauigkeit der Vorhersage des Spaltbruchverhaltens mit dem Beremin-Modell auch für die 20mm dicke HLSV überprüft. Für die Bestimmung der Beremin-Parameter werden die Versuchsergebnisse für 13 SE(B)18x36 Proben mit tiefem Riss ( $a/W=0.5$ ) bei  $-80^\circ\text{C}$  herangezogen. Aufgrund des engen Streubandes der vorliegenden Bruchzähigkeiten von ca.  $40\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  bei  $-80^\circ\text{C}$  kann aus der iterativen Anpassung kein eindeutiger

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Weibullexponent  $m$  berechnet werden. Werden die Ergebnisse bei  $-60^\circ\text{C}$  und  $-40^\circ\text{C}$  verwendet, so kann der gesuchte Parameter mit  $m=20.9$  ermittelt werden. Ausgehend von diesem Parameter wird die Weibullreferenzspannung  $\sigma_{u1}=3110\text{MPa}$  bei  $-80^\circ\text{C}$  berechnet. Die  $P_f$ - $K$ -Kurve, die für die beiden Bereminparameter bei  $T=-80^\circ\text{C}$  resultiert, zeigt deutliche Abweichungen von den experimentellen Daten besonders für Bruchzähigkeiten kleiner als  $98\text{MPa}^{1/2}$ , s. **Bild 6.41**. Im Bereich der Versagenswahrscheinlichkeit zwischen 4% und 96% steigt die numerische Bruchzähigkeit um  $125\text{MPa}^{1/2}$ , während der Anstieg der experimentellen  $K_{JC}$ -Werte in diesem Bereich gerade ca.  $40\text{MPa}^{1/2}$  beträgt. Wie stark das Streuband der experimentellen Bruchzähigkeiten in Abhängigkeit von der Erhöhung der Anzahl der geprüften Proben erweitert wird, kann im Rahmen dieser Arbeit nicht geklärt werden. Demnach ist mit den ermittelten Bereminparametern keine konservative Prognose der Ausfallwahrscheinlichkeit bei  $T=-80^\circ\text{C}$  für  $K_{JC}$ -Werte kleiner als  $98\text{MPa}^{1/2}$  möglich.

Für die Temperaturen  $T=-60^\circ\text{C}$  und  $-40^\circ\text{C}$  werden jeweils 2  $P_f$ - $K$ -Kurven mit  $\sigma_{u1}=3110\text{MPa}$  und dem  $\sigma_{u2}$ -Wert entsprechend der Vorgehensweise für die HLSV des Stahls EH36-15I bestimmt, s. **Bild 6.41**. Da sich die  $\sigma_{u1}$  und  $\sigma_{u2}$  Werte für  $T=-60^\circ\text{C}$  und  $-40^\circ\text{C}$  kaum voneinander unterscheiden, sind auch nur geringfügige Abweichungen zwischen den beiden  $P_f$ - $K$ -Kurven für  $T=-60^\circ\text{C}$  festzustellen, während die beiden Kurven bei  $T=-40^\circ\text{C}$  gleich sind. Anders als erwartet ergibt sich bei  $T=-60^\circ\text{C}$  mit dem  $\sigma_{u1}=3110\text{MPa}$  sogar eine weniger konservative Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit als mit dem  $\sigma_{u2}$ -Wert.



**Bild 6.41:** Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit mit  $m=12.14$  für  $T=-80^\circ$ ,  $-60^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$ , SE(B)18x36 Probe, EH36-20I, HLSV,  $a/W=0.5$

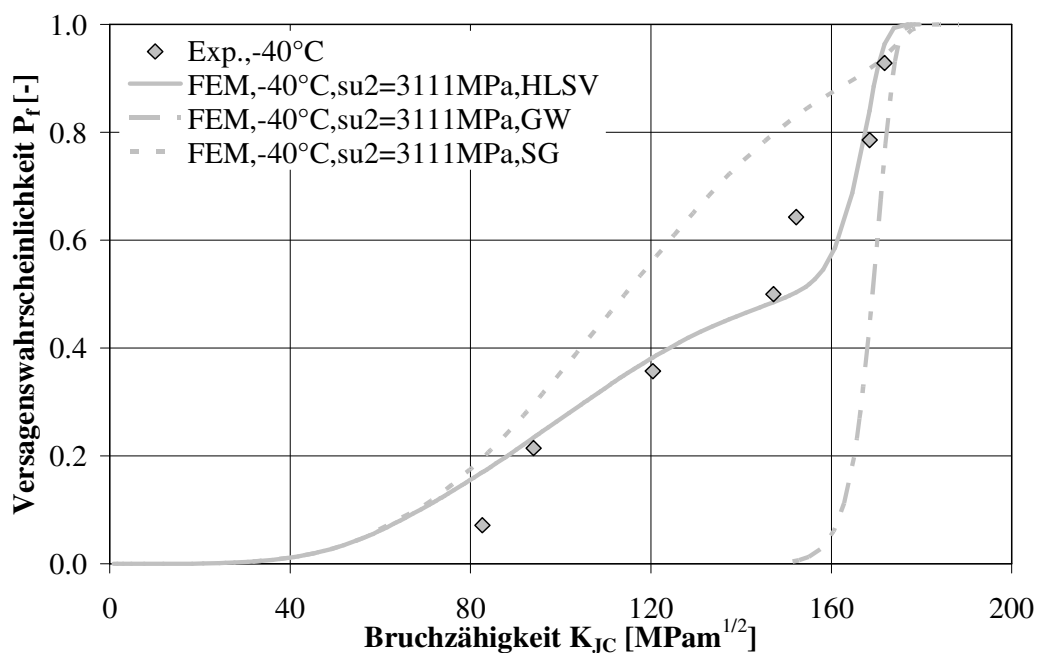
Im Gegensatz zu der Weibullreferenzspannung für die HLSV des Stahls EH36-15I, die von der Temperatur abhängt, kann für die HLSV des Stahls ein von der Temperatur unabhängiger konstanter Bereminparameter  $\sigma_u=3098\text{MPa}$  abgeleitet werden, der als Mittelwert der  $\sigma_{u2}$ -Werte bei 3 Prüftemperaturen gebildet wird. Ähnlich wie bei den Ergebnissen für EH36-15I weisen alle Verläufe der numerischen  $P_f$ - $K$ -Kurven ab der Bruchzähigkeit von ca.  $K_{JC}=155\text{MPa}^{1/2}$  einen Knick und eine



## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Steigungsänderung auf. Bis zur Spannungsintensität von  $K_I=155\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  ist die Zunahme der Weibullspannungen mit der steigenden Rissspitzenbelastung deutlich niedriger als für höhere Spannungsintensitäten.

Um den Einfluss der HLSV auf den Verlauf der  $P_f$ - $K$ -Kurve bewerten zu können, werden zusätzlich 2 Rechnungen für SE(B) Proben aus homogenem GW und SG durchgeführt, s. **Bild 6.42**. Zur Bestimmung der  $P_f$ - $K$ -Kurve wird der gleiche  $\sigma_{u2}$ -Wert von 3110 MPa verwendet. Bis zu einer Spannungsintensität von  $80\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  stimmen die  $P_f$ - $K$ -Kurven für die HLSV und das homogene SG überein. Bei kleiner äußerer Last ist die plastische Zone auf die Rissspitzenumgebung im SG beschränkt, so dass keine Differenz sowohl bezüglich der Spannungsintensität als auch der Weibullspannungen zwischen einer Konfiguration mit der HLSV und aus homogenem SG vorliegt. Mit steigender Belastung weichen die  $P_f$ - $K$ -Kurven für die HLSV und das SG immer mehr voneinander ab. Durch die zunehmende Entwicklung der plastischen Zonen im GW an der Schmelzlinie werden bei der Probe mit der HLSV die Spannungen an der Rissspitze im Vergleich zur Probe aus homogenem SG reduziert. Bis zu einer Spannungsintensität von  $170\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  werden für die Konfiguration aus homogenem SG höhere Weibullspannungen bei gleicher Rissspitzenbelastung bestimmt, wodurch sich auch eine höhere Versagenswahrscheinlichkeit ergibt. Demnach können mit den Proben aus homogenem SG zu konservative Abschätzungen der Ausfallwahrscheinlichkeit zwischen  $P_f=20\%$  und  $95\%$  für die Proben mit HLSV erzielt werden.



**Bild 6.42:** Vergleich zwischen  $P_f$ - $K$ -Kurven für SE(B)18x36 Proben mit der HLSV, aus homogenem GW und homogenem SG,  $T=-40^\circ\text{C}$ , EH36-15I, HLSV,  $a/W=0.5$

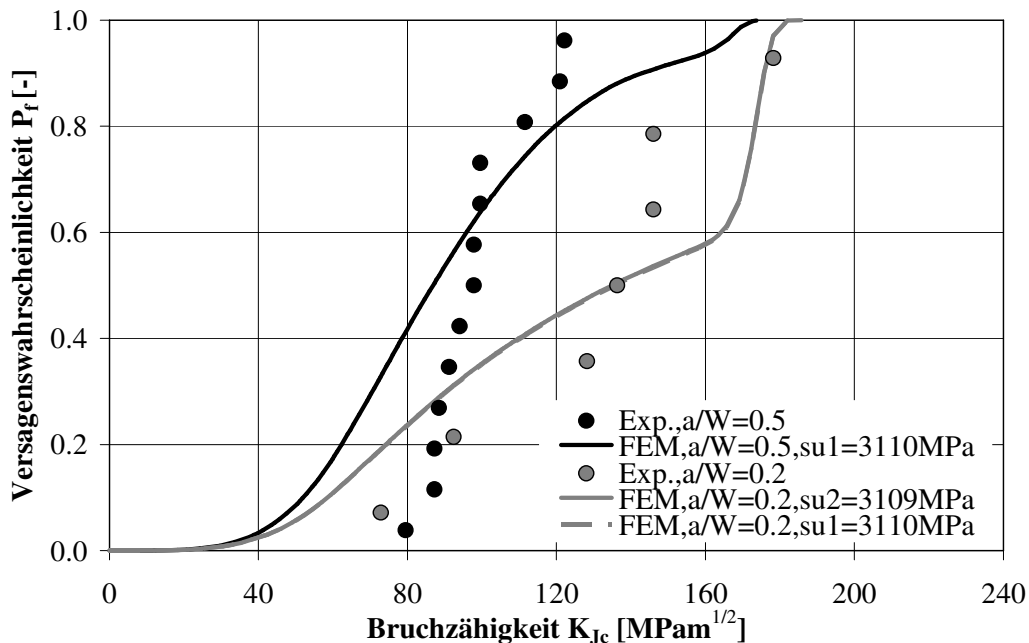
Aufgrund niedriger Festigkeiten werden für die Proben aus homogenem GW im Vergleich zu Proben mit der HSLV und aus homogenem SG deutlich kleinere Weibullspannungen bei gleicher Rissspitzenbelastung berechnet. Mit dem Einsetzen der Weibullreferenzspannung von  $\sigma_{u1}=3110\text{MPa}$  wird die  $P_f$ - $K$ -Kurve für die Probe aus homogenem GW zu höheren Bruchzähigkeiten verschoben, so dass die Bruchzähigkeit von  $160\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  einem  $P_f$ -Wert von nur  $6\%$  entspricht. Für

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Spannungsintensitäten höher als  $160\text{MPam}^{1/2}$  zeigt die Probe aus homogenem GW ebenfalls wie die Konfiguration mit der HLSV einen steilen Anstieg der Weibullspannungen. Bei einer Bruchzähigkeit von  $170\text{MPam}^{1/2}$  ergibt sich für alle 3 untersuchten Konfigurationen die gleiche Versagenswahrscheinlichkeit von ca. 93%.

Neben den Proben mit tiefem Riss wird die Analyse des Spaltbruchverhaltens mit dem Beremin-Modell auch für die Kurzrisssproben ( $a/W=0.2$ ) durchgeführt. Zwischen beiden Werten  $\sigma_{u1}=3110\text{MPa}$  und  $\sigma_{u2}=3109\text{MPa}$  liegt kein Unterschied vor. Somit sind auch die beiden mit diesen Werten berechneten  $P_f$ - $K$ -Kurven deckungsgleich s. **Bild 6.43**.

Daraus kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass sich die Weibullreferenzspannung  $\sigma_{u1}$ , die für Proben mit tiefem Riss und  $T=-80^\circ\text{C}$  resultiert, als Bereminparameter zur Beschreibung des Einflusses sowohl der Temperatur als auch des Constraints auf das Spaltbruchverhalten bis  $T=-40^\circ\text{C}$  eignen könnte. Um dies zu verifizieren, ist allerdings eine höhere Anzahl an statistisch abgesicherten Versuchen im Sprödbereich erforderlich.

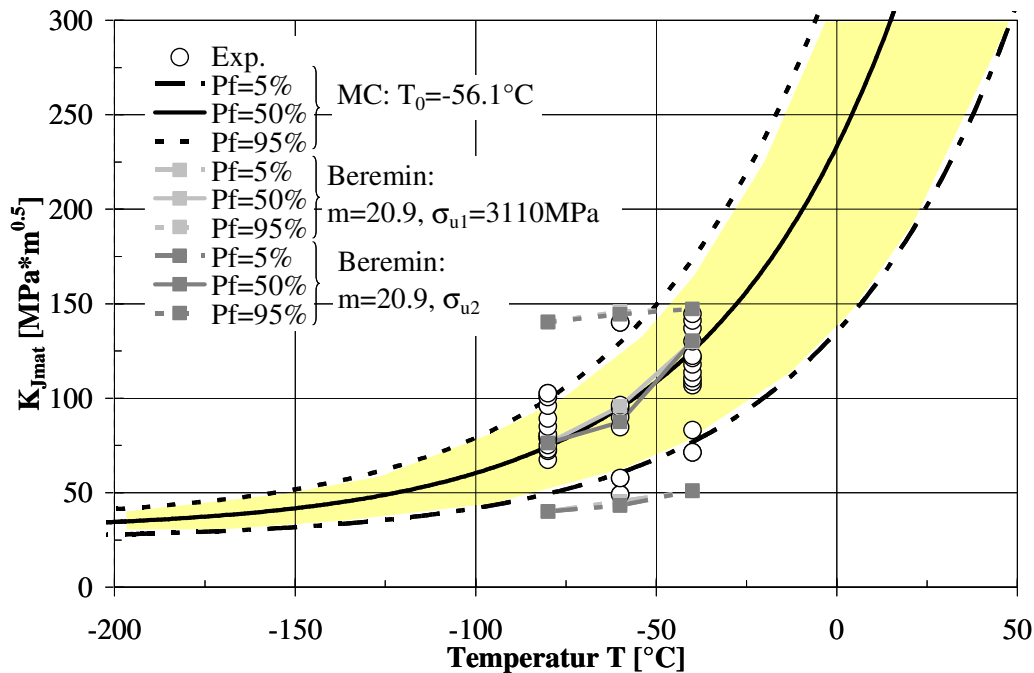


**Bild 6.43:** Die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit mit  $m=20.9$  für  $T=-80^\circ$ , SE(B)18x36 Probe, EH36-20I-HLSV,  $a/W=0.5$  und  $0.2$

Bei dem Vergleich zwischen dem Beremin-Modell und dem Mastercurve Konzept kann eine sehr gute Übereinstimmung der Median-Werte der Bruchzähigkeiten festgestellt werden, s. **Bild 6.44**. Allerdings im Hinblick auf die 5% und besonders die 95%-Versagensgrenze ist die numerische Prognose weniger oder kaum empfindlich gegenüber der Temperaturänderung im Vergleich zur Mastercurve. Bei 95%-Versagensgrenze für  $T=-80^\circ\text{C}$  liefert die numerische Prognose ein viel breiteres Versagensstreuband und eine deutlich weniger konservative Bruchzähigkeit von  $K_{Jmat}=140\text{MPam}^{0.5}$  als die Mastercurve. Für  $T=-40^\circ\text{C}$  wird eine fast identische Größe des Versagensstreubandes von  $\Delta K_{Jmat}=96\text{MPam}^{0.5}$  mit dem Beremin-Modell und der Mastercurve ermittelt, wobei das numerische Streuband um ca.  $26\text{MPam}^{0.5}$  zu niedrigeren Bruchzähigkeiten verschoben ist. Trotz dieser Verschiebung, werden mit dem

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Beremin-Modell bei  $P_f=50\%$  eine geringfügig höhere und somit weniger konservative Spaltbruchzähigkeit als mit der Mastercurve erreicht. Der Grund dafür liegt in der unterschiedlichen Breite der numerischen Streubänder für  $P_f<50\%$  und  $P_f>50\%$ . Wie aus dem **Bild 6.41** deutlich wird, ist das Streuband der Bruchzähigkeiten aufgrund des stärkeren Anstiegs der Weibullspannungen mit den Spannungsintensitäten für  $P_f>50\%$  viel schmäler als für  $P_f<50\%$ . Für  $T=-60^\circ\text{C}$  liegen im Gegensatz zur Mastercurve alle experimentellen Daten innerhalb der numerisch bestimmten 5% und 95%-Versagensgrenzen.

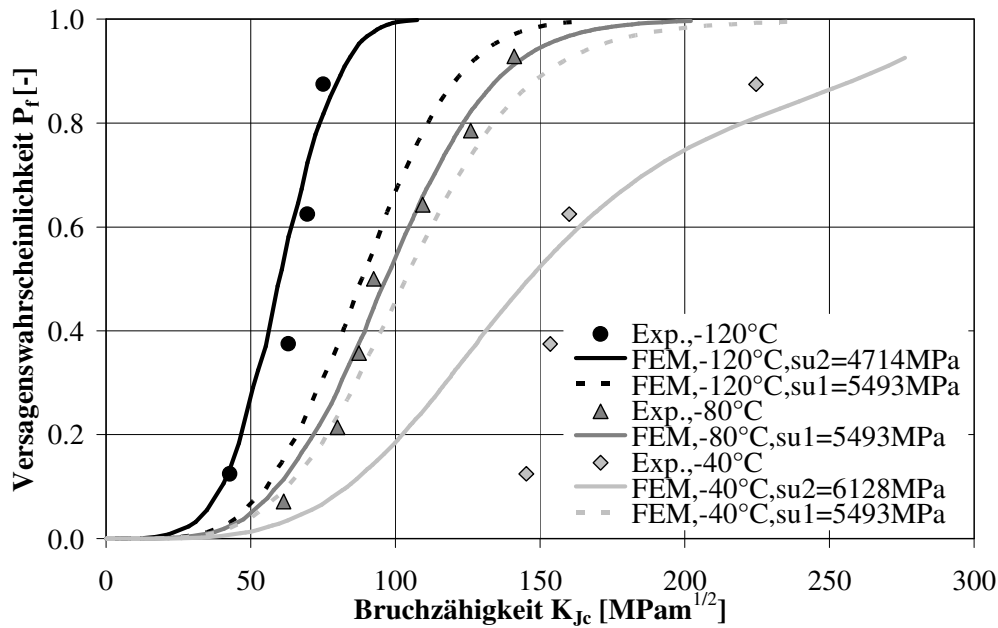


**Bild 6.44:** Vergleich zwischen den Versuchsdaten, der Mastercurve nach ASTM E 1921 und der numerischen Prognose der Spaltbruchzähigkeiten, SE(B)18x36 Probe, EH36-20I-HLSV,  $a/W=0.5$

Bei dem höherfesten Stahl RQT701-15I wird das Beremin-Modell sowohl für den GW als auch die HLSV angewendet. Für den GW werden Beremin-Parameter von  $m=9.95$  und  $\sigma_{u1}=5493\text{MPa}$  anhand der 0.5C(T) Proben bei  $T=-80^\circ\text{C}$  und  $a/W=0.5$  bestimmt. Um die Übertragbarkeit dieser Parameter auf die anderen Temperaturen zu testen, wird die Versagenswahrscheinlichkeit mit gleichem Parametersatz bei den Temperaturen  $T=-120^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  berechnet. Wie bereits bei den vorigen Untersuchungen festgestellt wird, kann auch bei den höherfesten Stählen die Verschiebung der  $P_f-K_{JC}$ -Kurve in Abhängigkeit von der Temperatur mit gleichem Parametersatz ( $m, \sigma_{u1}$ ) nicht wiedergegeben werden, s. **Bild 6.45**. Mit dem für die jeweilige Temperatur berechneten  $\sigma_{u2}$ -Wert können allerdings bessere Anpassungen an den Versuchskurven erzielt werden. Die lineare Abhängigkeit dieser Werte von der Temperatur kann in Form einer Funktion mit einem Korrelationsfaktor von 0.997 abgeleitet werden:

$$\sigma_u(T) = 17.675 \frac{\text{MPa}}{\text{K}} T + 6859 \text{MPa} \quad (6.11)$$

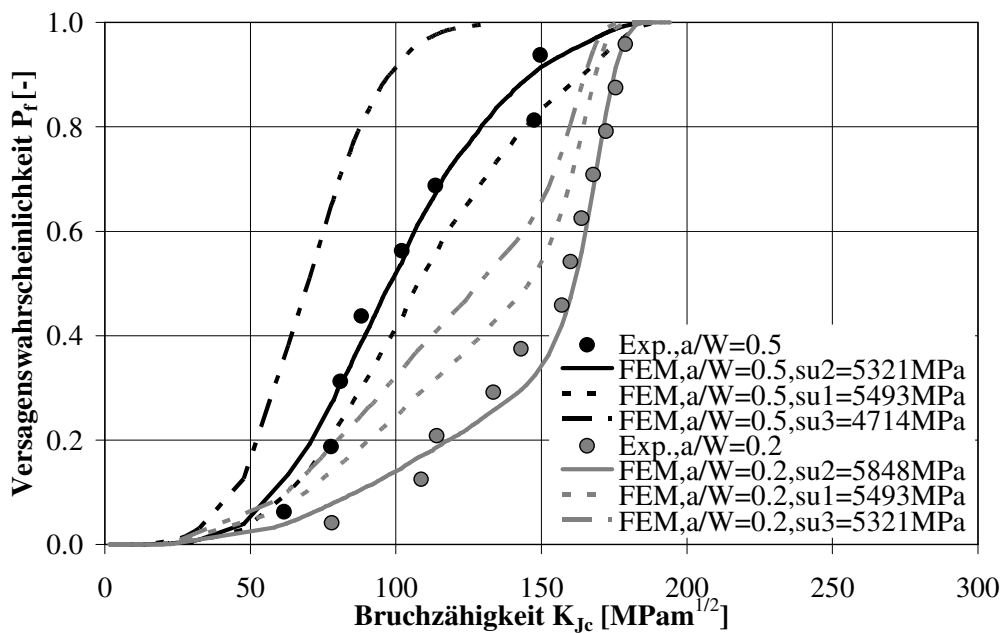
## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.45:** Die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit für -120°, -80° und -40°C, 0.5C(T) Probe, RQT701-15I, GW,  $a/W=0.5$ ,  $m=9.95$

Um die Auswirkung der Veränderung des Spannungszustandes auf die Berechnung von  $P_f$ - $K$  Werten untersuchen zu können, werden neben den C(T) Proben für den GW des Stahls RQT-701 zusätzlich die SE(B)-Proben mit unterschiedlichen Risslängenverhältnissen ( $a/W=0.2$  und  $0.5$ ) betrachtet. Im **Bild 6.46** sind die experimentellen Werte den numerischen Ergebnissen gegenübergestellt. Es werden insgesamt je 3 unterschiedliche  $\sigma_u$  Werte für beide  $a/W$ -Verhältnisse zur Berechnung der numerischen  $P_f$ - $K$  Kurven verwendet. Die erste Weibullspannung  $\sigma_{u1}=5493\text{MPa}$  entspricht dem ursprünglichen Bereminparameter für C(T) Proben bei -80°C. Der jeweils zweite  $\sigma_u$ -Wert ( $\sigma_{u2}=5321\text{MPa}$  und  $5848\text{MPa}$ ) wird anhand der Versuchsdaten bei einem  $a/W$ -Verhältnis von  $0.5$  und  $0.2$  berechnet. Da die Prüftemperatur bei allen SE(B)-Proben -120°C beträgt, wird im Fall von  $a/W=0.5$  die dritte Weibullspannung  $\sigma_{u3}=4714\text{MPa}$ , die für C(T) Proben bei -120°C bestimmt wird, mit dem Ziel eingesetzt, einen direkten Vergleich zwischen SE(B) und C(T) Proben zu ermöglichen. Um Unterschiede in den  $P_f$ -Werten für  $a/W=0.5$  und  $0.2$  feststellen zu können, wird für  $a/W=0.2$  die  $P_f$ - $K$ -Kurve mit dem Wert  $\sigma_{u3}=5321\text{MPa}$  erzeugt, der dem  $\sigma_{u2}$ -Wert für  $a/W=0.5$  entspricht.

Im Fall von  $a/W=0.5$  werden aufgrund der abfallenden Mehrachsigkeit mit der Verwendung der SE(B) Proben höhere Bruchzähigkeiten bei gleicher Versagenswahrscheinlichkeit im Vergleich zu C(T)-Proben erzielt. Die Weibullspannung  $\sigma_{u3}=4714\text{MPa}$ , mit der eine gute Beschreibung der  $P_f$ - $K$ -Kurve für C(T) bei -120°C möglich ist, führt zur einer deutlichen Überschätzung der  $P_f$ -Werte für SE(B) Proben. Bei einer Bruchzähigkeit von  $K_{Jc}=98\text{MPam}^{1/2}$  wird mit diesem Parameter ein  $P_f$ -Wert von ca. 90% vorhergesagt, wobei der tatsächliche Wert bei ca. 50% liegt. Daraus wird deutlich, dass die constraintbedingte Verschiebung der  $P_f$ - $K$ -Kurve zu höheren  $K_{Jc}$  Werten, die durch die Änderung der Probenform herbeigeführt wird, nicht mit dem gleichen  $\sigma_u$  Wert zu erfassen ist. Ansonsten liefern die höheren Weibullspannungen ( $\sigma_{u1}=5493\text{MPa}$  und  $\sigma_{u2}=5321\text{MPa}$ ) eine bessere Annäherung an die Versuchsdaten.



**Bild 6.46:** Die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit für  $-120^\circ$ , SE(B)13x26 Probe, RQT701-15I, GW,  $a/W=0.5$  und  $0.2$ ,  $m=9.95$

Für  $a/W=0.2$  kann im Gegensatz zu der HLSV des Stahls EH36-15I keine genaue Abschätzung der  $P_f$ -Werte mit der für  $a/W=0.5$  bestimmten Weibullspannung  $\sigma_{u3}=5321MPa$  erhalten werden. Wird eine Bruchzähigkeit von  $K_{Jc}=160MPam^{1/2}$  erreicht, so liefert dieser  $\sigma_{u3}$ -Wert mit 80% anstatt von 54% eine sehr konservative Prognose der Versagenswahrscheinlichkeit. Ein Vergleich zwischen den  $P_f$ -K-Kurven, die für  $a/W=0.2$  und  $0.5$  mit gleichem  $\sigma_u=5321MPa$  bestimmt werden, zeigt, dass die grundsätzliche Tendenz der Verschiebung der  $P_f$ -K-Kurven zu höheren  $K_{Jc}$  Werten aufgrund der Constraintabnahme mit dem numerischen Ansatz beschrieben werden kann. Die gleiche Tendenz wird auch durch die Veränderung der Probenform von C(T) zu SE(B) Proben beobachtet.

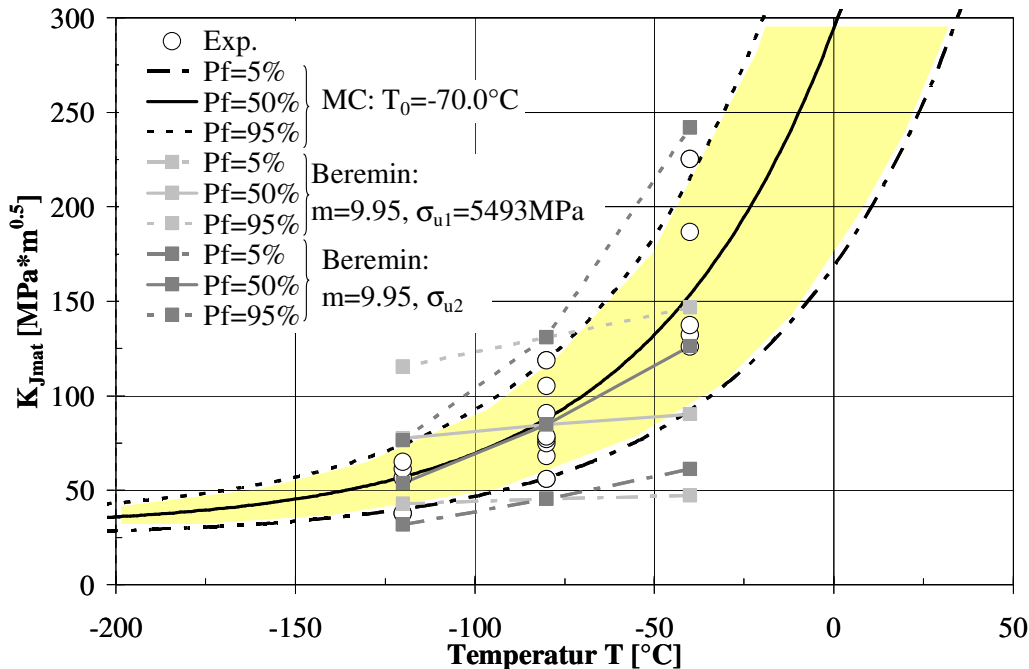
Insgesamt kann aber festgestellt werden, dass für den GW des RQT701-15I der Einfluss der unterschiedlichen Spannungszustände auf die  $P_f$ -K-Kurve, die durch die Änderung der Probenform oder der Anfangsriszlänge bewirkt werden, mit gleichem  $\sigma_u$  Wert nicht ausreichend genau zu quantifizieren ist. Eine bessere Erfassung dieses Einflusses der Mehrachsigkeit („constraint effeC(T)s“) erfordert eine Modifikation oder die Erweiterung des ursprünglichen Beremin-Modells unter Einbeziehung der plastischen Vergleichsdehnung.

Im **Bild 6.47** sind die numerischen Ergebnisse zusammen mit den dickenkorrigierten Versuchsdaten und der zugehörigen Mastercurve für 0.5C(T) Probe bei  $-120^\circ$ ,  $-80^\circ$  und  $-40^\circ C$  eingetragen. Wie in den vorigen Diagrammen wird bei den numerischen Ergebnissen zwischen den beiden Weibullspannungen  $\sigma_{u1}=5493MPa$  und  $\sigma_{u2}$  unterschieden. Die Referenztemperatur, die sich aus der Gl. (6.7) für dickenkorrigierte numerische  $K_{Jc}$ -Werte bei  $-80^\circ C$  ergibt, beträgt  $-67.5^\circ C$ .

Während das Originalmodell zu hohe 95%-Versagenswerte bei  $-120^\circ C$  liefert, werden die  $K_{Jc}$ -Werte bei  $-40^\circ C$  deutlich unterschätzt, wodurch konservative Aussagen bezüglich des Spaltbruchwiderstandes entstehen. Die experimentellen Streubänder werden für  $T=-120^\circ$ ,  $-80^\circ$  und  $-40^\circ C$  viel genauer mit dem

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

temperaturabhängigen  $\sigma_{u2}$  als mit dem  $\sigma_{u1}$  Wert wiedergegeben. Ausserdem wird auch der Anstieg der Streubreite mit der steigenden Temperatur qualitativ und teilweise auch quantitativ besser mit  $\sigma_{u2}$ -Wert als mit dem Originalmodell erfasst, wobei allerdings eine etwas höhere Streuung als mit der Mastercurve voraussagt wird.



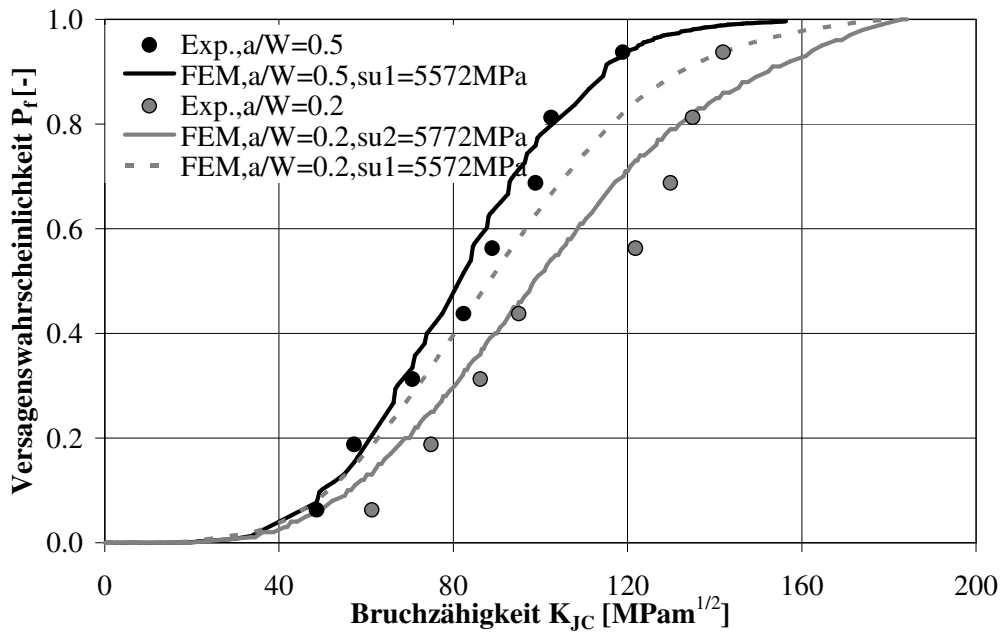
**Bild 6.47:** Vergleich zwischen den Versuchsdaten, der Mastercurve nach ASTM E 1921 und der numerischen Prognose der Spaltbruchzähigkeiten, 0.5C(T) Probe, RQT701-15I-GW,  $a/W=0.5$

Neben dem GW des Werkstoffs RQT701 wird auch für HLSV das Spaltbruchversagen mit dem Bereminmodell charakterisiert. Für die Berechnung des Parameters  $m$  werden nur die Versuchsergebnisse für SE(B) Proben verwendet, da die Anzahl der geprüften C(T) Proben für die Iterationsprozedur nicht ausreichend ist. Der Mittelwert aus den  $m$ -Parametern für SE(B) Proben mit  $a/W=0.2$  und  $0.5$  liegt bei ca. 10, wobei für die weiteren Berechnungen  $m=9.95$  eingesetzt wird, um den Vergleich mit dem GW durchführen zu können. Die Funktion zur Bestimmung der Weibullspannung  $\sigma_{u2}$  aus der Temperatur wird mittels der Ergebnisse für  $-120^{\circ}$ ,  $-80^{\circ}$  und  $-40^{\circ}C$  aufgestellt und lautet:

$$\sigma_u(T) = 12.838 \frac{MPa}{K} T + 6680 MPa \quad (6.12)$$

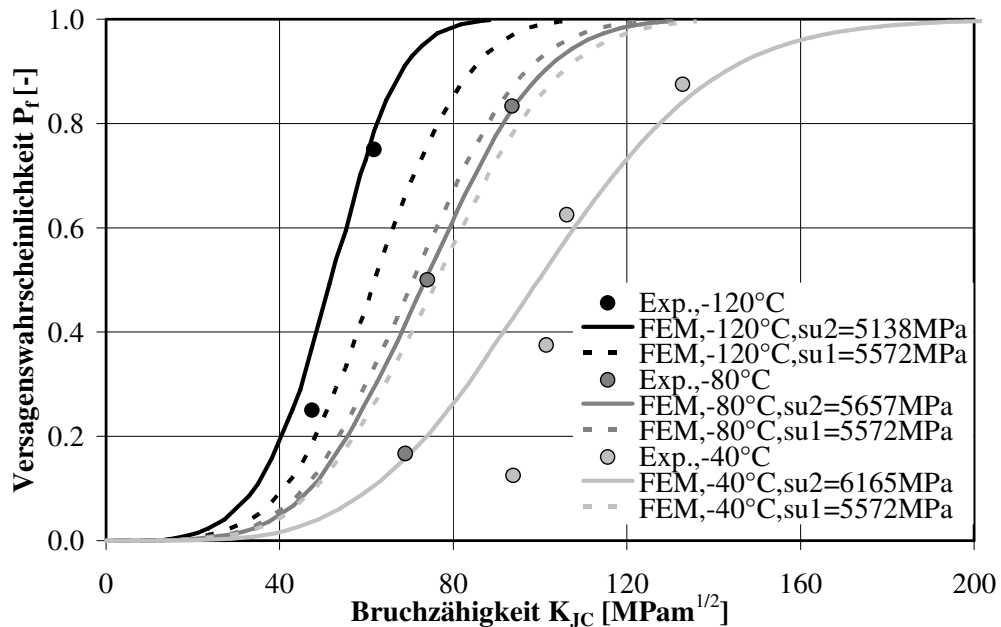
Die Prognose des ursprünglichen Bereminmodells wird auch hier mit der Weibullspannung  $\sigma_{u1}=5572MPa$  bewertet, die aus den Ergebnissen an den SE(B) Proben mit tiefem Riss ( $a/W=0.5$ ) bestimmt werden. Der Kurzrisseinfluss auf das Versagensverhalten ist bei der HLSV weniger ausgeprägt als bei dem GW, was auf das Verfestigungsverhalten zurückzuführen ist. Aus diesen Gründen ergibt sich mit dem  $\sigma_{u1}$  Wert auch eine weniger konservative Abschätzung der  $P_f$ -Kurve für  $a/W=0.2$  im Vergleich zum GW, s. **Bild 6.48**.

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.48:** Die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit für  $-80^\circ$ , SE(B)13x13 Probe, RQT701-15I, HLSV,  $a/W=0.5$  und  $0.2$

Trotz geringer Anzahl experimenteller Ergebnisse, werden die  $\sigma_{u2}$  Werte auch für C(T) Proben bei  $-120$ ,  $-80^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  bestimmt, um zumindest eine tendenzielle numerische Aussage in Bezug auf das Versagensverhalten zu erhalten, s. **Bild 6.49**.



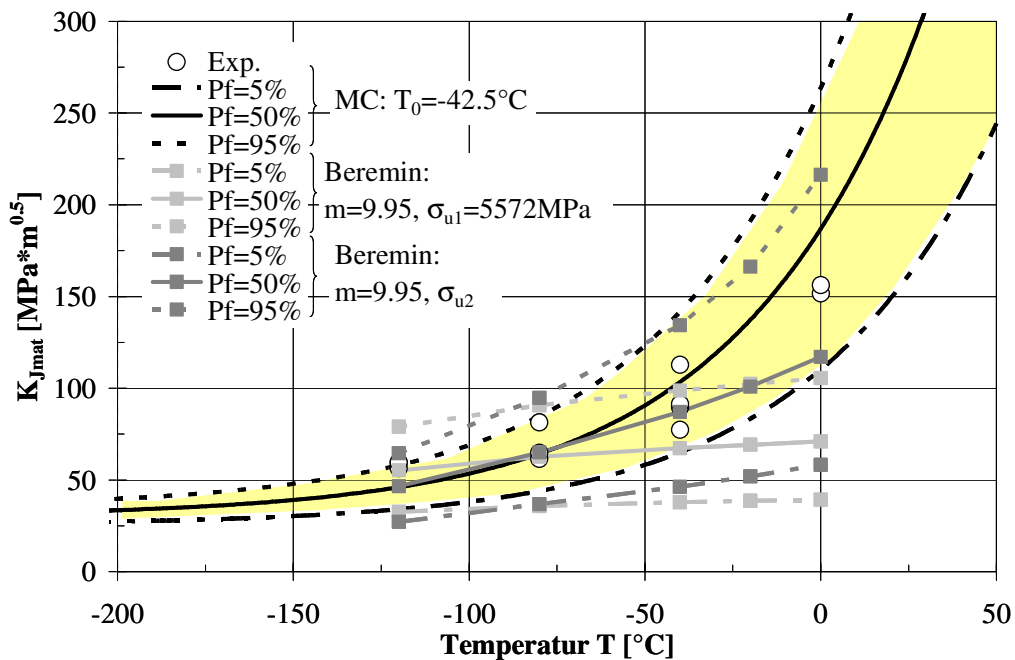
**Bild 6.49:** Die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit für  $-120^\circ$ ,  $-80^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$ , 0.5C(T) Probe, RQT701-15I, HLSV,  $a/W=0.5$ ,  $m=9.95$

Werden die  $\sigma_{u2}$  Werte für GW und HLSV in Abhängigkeit von der Temperatur gegenübergestellt, so beträgt der maximale Unterschied ca. 8% bei  $-120^\circ\text{C}$ , wobei sich die beiden Werte bei  $-40^\circ\text{C}$  kaum

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

voneinander unterscheiden. Somit wird bei  $T=-40^{\circ}\text{C}$  für GW und HLSV ein fast identischer Parametersatz ( $m$ ,  $\sigma_{u2}$ ) verwendet. Auf der anderen Seite liegt bei gleicher Weibullspannung das Niveau der Risspitzenbelastung im GW viel höher als bei der HLSV. Im Hinblick auf den prognostizierten  $K_{Jc}$ -Wert bei 50% Versagensgrenze ergibt sich ein Unterschied von ca. 45MPa zwischen GW und HLSV.

Die Betrachtung der numerischen  $P_f$ -Kurven zeigt, dass die Differenz in den  $K_{Jc}$ -Werten mit dem Temperaturanstieg von  $\Delta T=40\text{K}$  unter Verwendung von  $\sigma_{u1}$ -Werten abnimmt, während sie basierend auf  $\sigma_{u2}$ -Werten zunimmt. Entsprechend der Erwartung nähert sich die numerische Prognose mit  $\sigma_{u2}$ -Werten trotz der unzureichenden Versuchsergebnisse besser den nach ASTM E 1921 berechneten Versagensgrenzen als mit den  $\sigma_{u1}$ -Werten, s. **Bild 6.50**. Es wird deutlich, dass auch hier die Extrapolation der  $\sigma_{u2}$ -Werte im oberen Übergangsbereich die Gültigkeit verliert. Verglichen mit der Referenztemperatur nach ASTM E 1921 wird mit dem Bereminmodell eine um 4K höhere  $T_0=-53^{\circ}\text{C}$  für SE(B)-Proben mit  $a/W=0.5$  berechnet.



**Bild 6.50:** Vergleich zwischen den Versuchsdaten, der Mastercurve nach ASTM E 1921 und der numerischen Prognose der Spaltbruchzähigkeiten, 0.5C(T) Probe, RQT701-15I-HLSV,  $a/W=0.5$

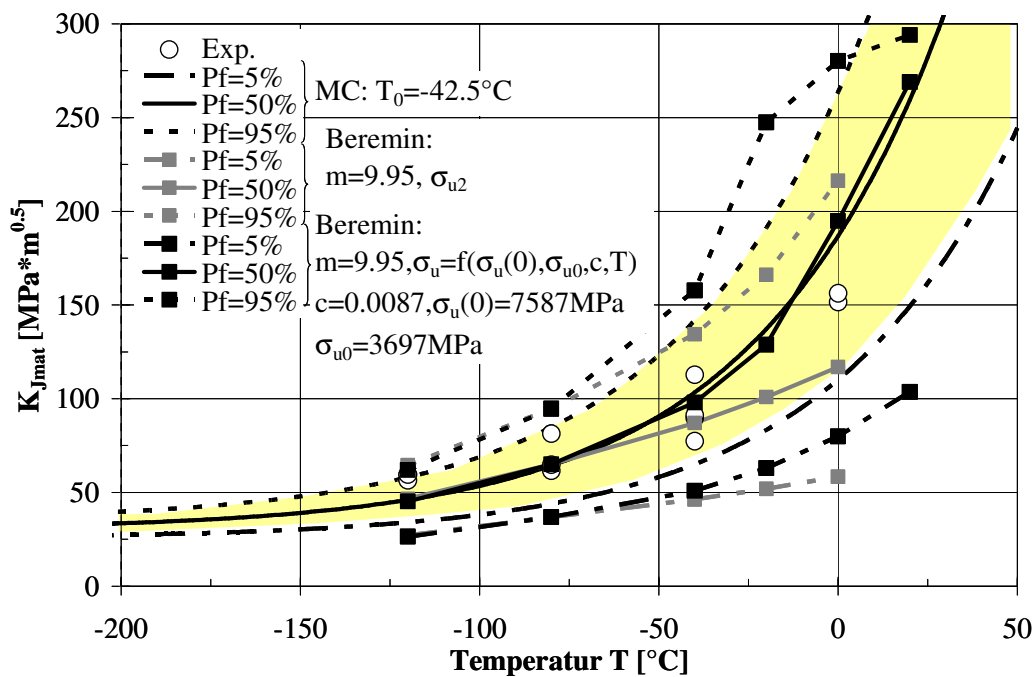
Die bisher erzielten Ergebnisse zeigen, dass die Genauigkeit der numerisch vorhergesagten Zähigkeitskennwerte mit zunehmender Temperatur trotz der Verwendung des von der Temperatur linear abhängigen Parameters  $\sigma_{u2}$  rapide abnimmt. Eine Verbesserung der numerischen Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit kann mit der Modifikation des Bereminmodells nach dem Arrhenius-Ansatz (s. Kap. 2) erzielt werden. Dieser Modifikation, die von der Erhöhung des Spaltbruchwiderstands mit zunehmender Temperatur aufgrund der erleichterten Versetzungsbewegung ausgeht, liegt eine exponentielle Funktion zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit des Parameters  $\sigma_u$  zugrunde. Aufgrund geringer Anzahl der experimentellen Datenpunkte werden die Parameter für das modifizierte Bereminmodell anhand der 50%-Versagensgrenze nach ASTM E 1921



## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

bei Temperaturen,  $T=-120^{\circ}\text{C}$ ,  $-80^{\circ}\text{C}$ ,  $-40^{\circ}\text{C}$ ,  $-20^{\circ}\text{C}$  und  $0^{\circ}\text{C}$  angepasst. Die Parameter für das modifizierte Modell ergeben sich zu  $c=0.0087$ ,  $\sigma_u(0)=7587\text{MPa}$  und  $\sigma_{u0}=3697\text{MPa}$ .

Aufgrund der beschriebenen Vorgehensweise zur Anpassung von Parametern wird mit dem modifizierten Bereminmodell eine gute Übereinstimmung bezüglich der 50%-Versagensgrenze mit dem Mastercurve-Konzept von der Tieflage bis zum oberen Übergangsbereich ( $T=20^{\circ}\text{C}$ ) erhalten, s. **Bild 6.51**. Für die 95%-Versagensgrenze werden mit dem modifiziertem Modell bis  $T=0^{\circ}\text{C}$  etwas höhere Bruchzähigkeiten als nach ASTM E 1921 bestimmt. Ab  $T=-40^{\circ}\text{C}$  liefert das modifizierte Bereminmodell eine bessere Anpassung an die Mastercurve Ergebnisse bezüglich der 5%-Versagensgrenze als das Bereminmodell mit linearer Temperaturabhängigkeit des  $\sigma_{u2}$  Parameters. Grundsätzlich bewirkt die Modifikation des Bereminmodells eine Verschiebung der Versagensgrenzen zu höheren Bruchzähigkeiten hin im Vergleich zum Bereminmodell mit der Anwendung des  $\sigma_{u2}$ -Parameters. Für  $T=20^{\circ}\text{C}$  ergibt sich mit dem modifiziertem Modell eine deutlich niedrigere Bruchzähigkeit bei 95%-Versagensgrenze als mit der Mastercurve, s. **Bild 6.51**. Der Grund dafür ist, dass ab einer bestimmten Spannungsintensität die Weibullspannungen viel stärker ansteigen, was auch in vorigen Untersuchungen beobachtet werden konnte. Grundsätzlich ist festzustellen, dass mit dem modifizierten Bereminmodell nach dem Arrhenius-Ansatz eine verbesserte numerische Vorhersage des Spaltbruchverhaltens möglich ist.



**Bild 6.51:** Vergleich zwischen den Versuchsdaten, der Mastercurve nach ASTM E 1921 und der numerischen Prognose nach dem modifizierten Bereminmodell der Spaltbruchzähigkeiten, 0.5C(T) Probe, RQT701-15I-HLSV,  $a/W=0.5$

### 6.4 Anwendung des gekoppelten Modells

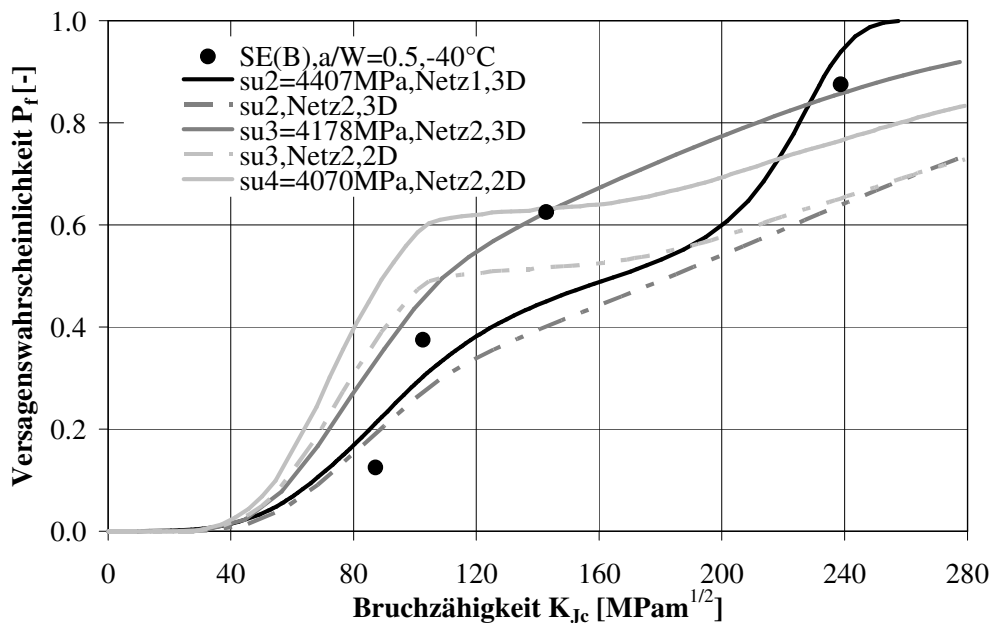
Die Versagenswahrscheinlichkeit wird im vorangegangenen Kapitel ohne Berücksichtigung des stabilen Risswachstums mit dem Beremin-Modell ermittelt. Um den Einfluss des wachsenden Risses

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

auf die Wahrscheinlichkeit für die Spaltbruchauslösung untersuchen zu können, ist es erforderlich das GTN-Schädigungsmodell mit dem Beremin-Modell zu koppeln.

Bei der Anwendung des Beremin-Modells wird ein feines FE Netz in der Rissspitzenumgebung mit der Elementgröße von 0.005mm erstellt, damit die Weibullspannungen mit ausreichender Genauigkeit berechnet werden können. Dahingegen stellt die Elementgröße im GTN-Modell einen werkstoffabhängigen Parameter dar, der unabhängig von der Probengeometrie immer einen konstanten Wert aufweisen soll. Wie im Kapitel 4 gezeigt, variiert die Elementgröße für die untersuchten Stähle und deren Schweißverbindungen zwischen 0.2 und 0.6mm. Somit stellt sich die Frage, wie groß die Abweichungen bei der Berechnung von Weibullspannungen sind, wenn statt eines feines FE Netzes eine gröberes Netz, das dem GTN-Modell zugrunde liegt, verwendet wird.

Das **Bild 6.52** zeigt den Einfluss der Netzfeinheit auf die Versagenswahrscheinlichkeit bei  $T=-40^{\circ}\text{C}$  für die HLSV des Stahls EH36-15I. Es werden 2 FE Netze für die Bestimmung der  $P_f$ -Werte miteinander verglichen. Dabei werden für die Anwendung des Beremin-Modells zunächst die bereits vorliegenden Bereminparameter  $\sigma_{u2}=4407\text{MPa}$  und  $m=12.14$  eingesetzt. Das gröbere Netz („Netz2“) weist die Elementgröße von 0.2mm im Rissbereich auf, die dem GTN-Parameter für die HLSV des Stahls EH36-15I entspricht. Die Elementgröße beim feineren Netz („Netz1“), das für die Spaltbruchmodellierung verwendet wird, ist um Faktor 40 kleiner und beträgt 0.005mm. Bis zu einer Bruchzähigkeit von  $K_{Jc}=120\text{MPam}^{1/2}$  unterscheiden sich die  $P_f$ -Werte kaum voneinander, wobei etwas höhere Ausfallwahrscheinlichkeit mit dem feineren Netz ermittelt wird. Im Bereich zwischen  $K_{Jc}=120\text{MPam}^{1/2}$  bis  $200\text{MPam}^{1/2}$  ergeben sich mit dem feineren Netz um ca. 5% höhere  $P_f$ -Werte. Der Unterschied in  $P_f$ -Werten zwischen feinem und grobem Netz nimmt für  $K_{Jc}>200\text{MPam}^{1/2}$  kontinuierlich zu.



**Bild 6.52:** Einfluss der Netzfeinheit auf die  $P_f$ -Werte und der Unterschied zwischen dem 2D und 3D Modell, HLSV, EH36-15I,  $T=-40^{\circ}\text{C}$

Während die Ausfallwahrscheinlichkeit für  $K_{Jc}=250\text{MPam}^{1/2}$  mit der Verwendung des feinen Netzes bei ca. 100% liegt, wird ein um sogar 33% niedriger  $P_f$ -Wert mit größerem Netz berechnet. Der Grund

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

für diese erhöhte Differenz ist der stärker ausgeprägter Anstieg der Weibullspannungen mit den Spannungsintensitäten für das feinere Netz ab  $K_{Jc}=200\text{MPam}^{1/2}$ , während mit dem gröberen Netz eine konstante Steigung des  $P_f-K_{Jc}$  Verlaufs ab  $K_{Jc}=120\text{MPam}^{1/2}$  vorliegt. Um die experimentelle  $P_f-K_{Jc}$ -Kurve wiedergeben zu können, wird die Weibullreferenzspannung  $\sigma_u$  für das gröbere Netz neu angepasst. Die resultierende Spannung  $\sigma_{u3}=4178\text{MPa}$  ist deutlich geringer als die Spannung  $\sigma_{u2}$  für das feinere Netz und führt somit zu einem sowohl qualitativ als auch quantitativ unterschiedlichem  $P_f-K_{Jc}$  Kurvenverlauf. Mit dem  $\sigma_{u3}$ -Wert für das gröbere Netz wird eine konservativere Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit erzielt. Bei einer Spannungsintensität von  $160\text{MPam}^{1/2}$  liefert die numerische Berechnung mit dem  $\sigma_{u3}$ -Wert für das gröbere Netz einen höheren  $P_f$ -Wert von ca. 68% im Vergleich zu  $P_f$ -Wert von ca. 50% für das feinere Netz. Da die experimentelle  $P_f-K_{Jc}$ -Kurve mit nur 4 vorliegenden Datenpunkten den Übergangverhalten der HLSV bei  $T=-40^\circ\text{C}$  bei weitem nicht ausreichend abbilden kann, können mit der Anpassung an die Versuchsergebnisse auch keine exakte  $\sigma_u$  Werte erhalten werden. Es wird davon ausgegangen, dass sich der Unterschied zwischen den angepassten  $\sigma_u$ -Werten für die beiden Netze bei höherer Anzahl an Versuchdaten verringern würde. Aufgrund der vorliegenden Abweichungen der unterschiedlich feinen Netze auf die Berechnung der Versagenswahrscheinlichkeit ab  $K_{Jc}>200\text{MPam}^{1/2}$  kann ein Kompromiss bezüglich der minimalen Elementgröße für die Kopplung von GTN- und Beremin-Modell nicht gefunden werden. Obwohl die Genauigkeit der Spannungsfeldberechnung mit der Netzfeinheit bei kleinen plastischen Verformungen zunimmt, ist dies bei großen plastischen Verformungen ( $K_{Jc}>200\text{MPam}^{1/2}$ ) und den zunehmend auftretenden numerischen Problemen (z.B. starke Netzverformung) nicht mehr der Fall.

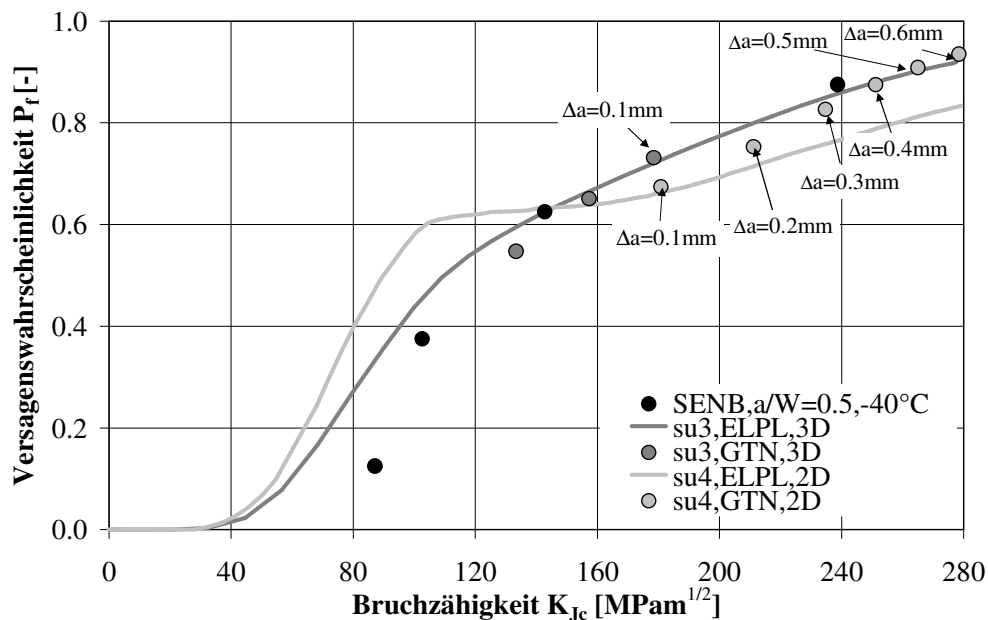
Neben dem Einfluss der Netzfeinheit wird zusätzlich die Auswirkung der Modelldimension (2D oder 3D Modell) auf die Ausfallwahrscheinlichkeit dargestellt. Das Netz des 2D Modells entspricht dem 3D Modell mit gröberem Netz, und für seine Elemente wird ein ebener Dehnungszustand angenommen. Bis zu einer Spannungsintensität von  $110\text{MPam}^{1/2}$  stimmen die mit dem  $\sigma_{u3}$  ermittelten  $P_f-K_{Jc}$  Verläufe für 2D und 3D Modell überein, s. **Bild 6.52**. Ab dieser Spannungsintensität flacht der Kurvenverlauf für das 2D Modell deutlich ab, um für Spannungsintensitäten höher als  $200\text{MPam}^{1/2}$  weiter parallel zum Kurvenverlauf für 3D Modell anzusteigen. Durch dieses Abflachen der 2D Kurve wird bei einer Spannungsintensität von  $240\text{MPam}^{1/2}$  eine um 20% niedrigere Versagenswahrscheinlichkeit prognostiziert als für das 3D Modell.

Die Ursache für den schwächeren Anstieg der Weibullspannungen beim 2D Modell mit der zunehmenden Risspitzenbelastung könnte auf den verstärkten Constraintverlust und somit auch auf den erhöhten Spannungsabfall in der Risspitzenumgebung zurückgeführt werden. Wie in [HEY04] gezeigt wird, wird das hohe und fast konstante Constraintniveau in einem 2D Modell der C(T) oder SE(B) Probe ab einer bestimmten Risspitzenbelastung stark reduziert. Dabei hängt die zunehmende Abweichung vom Referenzfeld in einem 2D Modell der Bruchmechanikprobe im Wesentlichen von dem Plastifizierungsgrad und dem Erreichen des Nettoquerschnittsfließens ab. Mit der Anpassung der Weibullreferenzspannung an die experimentellen Daten wird ein im Vergleich zum 3D Modell noch niedrigerer  $\sigma_{u4}$  Wert von  $4070\text{MPa}$  für das 2D Modell bestimmt.

Das **Bild 6.53** enthält die Ergebnisse der numerischen Analysen mit dem gekoppelten GTN-Beremin-Modell für 3D und 2D Modell („su3,GTN,3D“ und „su4,GTN,2D“), die den Einfluss des stabilen Risswachstums auf die Vorhersage der Versagenswahrscheinlichkeit darstellen. Diesen Ergebnissen sind zum Vergleich die Ergebnisse aus den reinen elastisch-plastischen Analysen mit dem 2D und 3D

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

Modell ohne Berücksichtigung des Risswachstums gegenübergestellt. Für die gekoppelte Analyse wird das grobe FE-Netz mit der Elementgröße  $l_y=0.2\text{mm}$  verwendet, das dem FE-Netz für die Simulation des duktilen Bruchverhaltens mit dem GTN-Modell entspricht. Nach einem stabilen Risswachstum von  $\Delta a=0.1\text{mm}$  bricht die Rechnung mit dem gekoppelten 3D Modell bei einer Bruchzähigkeit  $K_{Jc}=178\text{MPam}^{1/2}$  aufgrund der Instabilität ab. Im Vergleich zu rein elastisch-plastischer Rechnung mit dem 3D Modell wird eine geringfügige Erhöhung der Ausfallwahrscheinlichkeit um ca. 1% bei einem Rissfortschritt von  $\Delta a=0.1\text{mm}$  festgestellt. Im Gegensatz zum 3D Modell läuft die numerische Analyse mit dem gekoppelten 2D Modell stabiler ab. Das Risswachstum von  $\Delta a=0.1\text{mm}$ , das sich aus der Berechnung mit dem gekoppelten 2D Modell ergibt, bewirkt bei einer Bruchzähigkeit von  $K_{Jc}=180\text{MPam}^{1/2}$  ebenfalls einen Anstieg des  $P_f$ -Werts um ca. 1% im Vergleich zur elastisch-plastischen Analyse ohne Einbeziehung der Schädigung. Der Unterschied zwischen der gekoppelten und der elastisch-plastischen Analyse nimmt mit weiterem Rissfortschritt kontinuierlich zu. Bei einer Bruchzähigkeit von  $K_{Jc}=280\text{MPam}^{1/2}$  resultiert aus der gekoppelten Analyse nach der Risslänge von  $\Delta a=0.6\text{mm}$  eine um 11% höhere Ausfallwahrscheinlichkeit von  $P_f=94\%$  als aus der reinen elastisch-plastischen Berechnung, s. **Bild 6.53**.



**Bild 6.53:** Einfluss des Risswachstums auf die Versagenswahrscheinlichkeit

Der Vergleich der Ergebnisse der gekoppelten Analyse mit denen nach ASTM E 1921 zeigt im Hinblick auf die Abschätzung der Versagensgrenzen bei  $T=-40^\circ\text{C}$ , dass sowohl mit der 2D als auch 3D gekoppelten Analyse viel niedrigere 5%- ( $K_{Jc}=43\text{MPam}^{1/2}$ (2D) und  $K_{Jc}=46\text{MPam}^{1/2}$ (3D)) und 50%-Versagensgrenzen ( $K_{Jc}=79\text{MPam}^{1/2}$ (2D) und  $K_{Jc}=96\text{MPam}^{1/2}$ (3D)) als mit dem Mastercurve-Konzept ( $K_{Jc}=92\text{MPam}^{1/2}$ (5%) und  $K_{Jc}=153\text{MPam}^{1/2}$ (50%)) bestimmt werden. Bezüglich der 95%-Versagensgrenze liefert die gekoppelte 2D Analyse mit der Bruchzähigkeit  $K_{Jc}=239\text{MPam}^{1/2}$  und dem Risswachstum  $\Delta a=0.6\text{mm}$  weniger konservativen Ergebnis als das Mastercurve-Konzept mit  $K_{Jc}=214\text{MPam}^{1/2}$ .

## 6.5 Schlussfolgerungen

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der experimentellen und numerischen Untersuchung des spröden Bruchverhaltens von HLSV der analysierten Stähle.

Zur Charakterisierung der Tieflage und des unteren Übergangsbereichs wird zunächst das Mastercurve-Konzept mit der Bestimmung der Übergangstemperatur  $T_0$  nach ASTM E 1921 angewendet. Es kann festgestellt werden, dass der größte Einfluss auf die Übergangstemperatur durch die Änderung der Anfangsrislänge und somit der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes ausgeübt wird. Der Grund dafür ist, dass mit abfallendem Constraint die Spaltbruchzähigkeit eines Werkstoffs zunimmt, s. „Toughness Locus Curve“ [HAN93], [ODO92]. Die Reduzierung der Anfangsrislänge von  $a/W=0.5$  auf 0.2 führt zur Verschiebung der Übergangstemperatur zu niedrigeren Temperaturen. Die größte Verschiebung von  $\Delta T=-49\text{K}$  und  $-38\text{K}$  resultiert für GW des Stahls RQT701-15I und HLSV des Stahls EH36-20I. Auch der Wechsel der Geometrie von Bruchmechanikproben wirkt sich stark auf die Bestimmung der Referenztemperatur  $T_0$  aus. Die größte Verschiebung von  $\Delta T=-29\text{K}$  und  $-20\text{K}$  aufgrund der Änderung des Probentyps von C(T) auf SE(B) Proben ergibt sich ebenfalls für GW des Stahls RQT701-15I und HLSV des Stahls EH36-20I. Eine Verbesserung der Zähigkeit von maximal  $\Delta T=-15\text{K}$  in Hinblick auf die Referenztemperatur  $T_0$  wird erreicht, wenn sich statt eines schmalen Spalts von 0.5mm kein Spalt (Nullspalt) zwischen den zu schweißenden Blechteile befindet. Werden statt 20mm 15mm dicke Bleche miteinander verschweißt so wird für die HLSV des Stahls EH36 eine um  $\Delta T=+14\text{K}$  höhere  $T_0$  bestimmt. Für die HLSV des Stahls RQT701 wird dagegen eine verbesserte Zähigkeit um  $\Delta T=-4\text{K}$  erzielt. Im Vergleich zu homogenem GW werden für die HLSV des Stahls RQT701-15I um  $\Delta T=+27\text{K}$  und  $+42\text{K}$  höhere Referenztemperaturen mit C(T) und SE(B) Proben und damit bezüglich der Zähigkeit ungünstigere Eigenschaften ermittelt.

Die experimentellen Untersuchungen zeigen auch, dass die Sanz-Korrelation zur nicht-konservativen Abschätzung der Referenztemperatur für HLSV der untersuchten Stähle mit einem Unterschied bis zu  $\Delta T=+43\text{K}$  für RQT701-20I führt. Die Gründe dafür sind durch die Verwendung von Standard-Kerbschlagbiegeproben nicht berücksichtigte Eigenspannungen und die unzureichend erfasste Mikrostruktur der HLSV über die Blechdicke.

Im Rahmen der numerischen Untersuchung des spröden Bruchverhaltens wird das zweiparametrische Spaltbruchkriterium für die Stähle EH36-15I (HLSV) und RQT701-15I (GW und HLSV) überprüft. Nach der fraktographischen Bestimmung der Spaltbruchsprünge und anschließender Auswertung der lokalen mechanischen Feldgrößen werden die beiden Teilkriterien für die Entstehung und die Instabilität der Mikrorisse abgeleitet. Für die Entstehung von Mikrorissen muss die untere Grenzkurve, die eine Funktion des Logarithmus der plastischen Vergleichsdehnung von der Mehrachsigkeit darstellt, erreicht werden. Die Instabilität der Mikrorisse findet statt, wenn ein bestimmtes Niveau der maximalen Hauptnormalspannungen  $\sigma_f^f$  überschritten wird. Die Ergebnisse zeigen, dass aufgrund der Auswirkung des Spannungszustandes durch Änderung der Anfangsrislänge und des Probentyps besonders bei HLSV des Stahls EH36-15I und GW des Stahls RQT701-15I kein konstantes Niveau für  $\sigma_f^f$  Werte zu bestimmen ist. Die Versagenswahrscheinlichkeit  $P_f$  hängt mit der Größe des überlappenden Gebiets der beiden Teilkriterien zusammen. Anders als nach dem Spaltbruchkriterium ergeben sich für die HLSV des Stahls EH36-15I unterschiedliche Größen des Gebiets für Proben mit tiefem und kurzem Riss bei gleichem  $P_f$ -Wert. Die Verwendung der Proben mit

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

---

tiefem Riss würde zu einer konservativen Abschätzung der Versagenswahrscheinlichkeit für die Proben mit kurzem Riss führen.

Die Modellierung des Spaltbruchversagens wird mit dem Beremin-Modell für die Stähle EH36-15I (HLSV), EH36-20I (HLSV) und RQT701-15I (GW und HLSV) durchgeführt. Die Versagenswahrscheinlichkeit in der Tieflage und im Übergangsbereich wird sowohl mit dem ursprünglichen (temperaturunabhängige Parameter) als auch mit dem modifizierten (lineare Abhängigkeit der Weibullreferenzspannung von der Temperatur) Beremin-Modell bestimmt. Im unteren Übergangsbereich ist eine bessere Abschätzung des instabilen Versagens mit dem modifizierten als mit dem ursprünglichen Beremin-Modell möglich. Im oberen Übergangsbereich werden aber auch mit dem modifiziertem Beremin-Modell alle Versagensgrenzen deutlich unterschätzt. Mit einer weiteren Modifizierung des Beremin-Modells basierend auf dem Arrhenius Gesetz, mit dem die Zunahme der Versagenswahrscheinlichkeit durch die erleichterte Versetzungsbewegung bei steigenden Temperaturen beschrieben wird, kann eine verbesserte Prognose der Instabilität auch im oberen Übergangsbereich erzielt werden.

Basierend auf den Ergebnissen der Untersuchungen mit dem Beremin-Modell wird deutlich, dass sich dieses Modell in seiner ursprünglichen Form zur Beschreibung des Spaltbruchverhaltens von HLSV nicht eignet. Um die Mechanismen des Spaltbruchs (z.B. plastische Abschirmung, Arrest und Abstumpfung der Mikrorisse) mit zunehmender Temperatur genauer erfassen zu können, ist eine Modifikation des ursprünglichen Modells notwendig. Wie die Ergebnisse zeigen, ist allerdings der hier angewendete Ansatz, mit dem die lineare Abhängigkeit des Weibullparameters  $\sigma_u$  angenommen wird, besonders im oberen Übergangsbereich stark begrenzt. Eine exponentielle Abhängigkeit des Parameters  $\sigma_u$  nach dem Arrhenius Gesetz liefert zwar bessere Vorhersagen des Spaltbruchversagens allerdings mit dem Nachteil, dass eine Vielzahl von Bruchmechanikproben zur statistischen Absicherung der zusätzlichen Parameter bei unterschiedlichen Temperaturen erforderlich ist. Der Grund, warum das Beremin-Modell in den modifizierten Formen trotz der hier aufgeführten Nachteile häufig Anwendung findet, liegt in der Möglichkeit dieses Modells durch direkte Einbeziehung des Spannungszustandes die Auswirkung der Mehrachsigkeit auf das Versagensverhalten wiederzugeben. Die anhand einer Probengeometrie verifizierten Parameter dieses Modell sind dann auf die Proben- und Bauteile mit unterschiedlichen Spannungszuständen übertragbar.

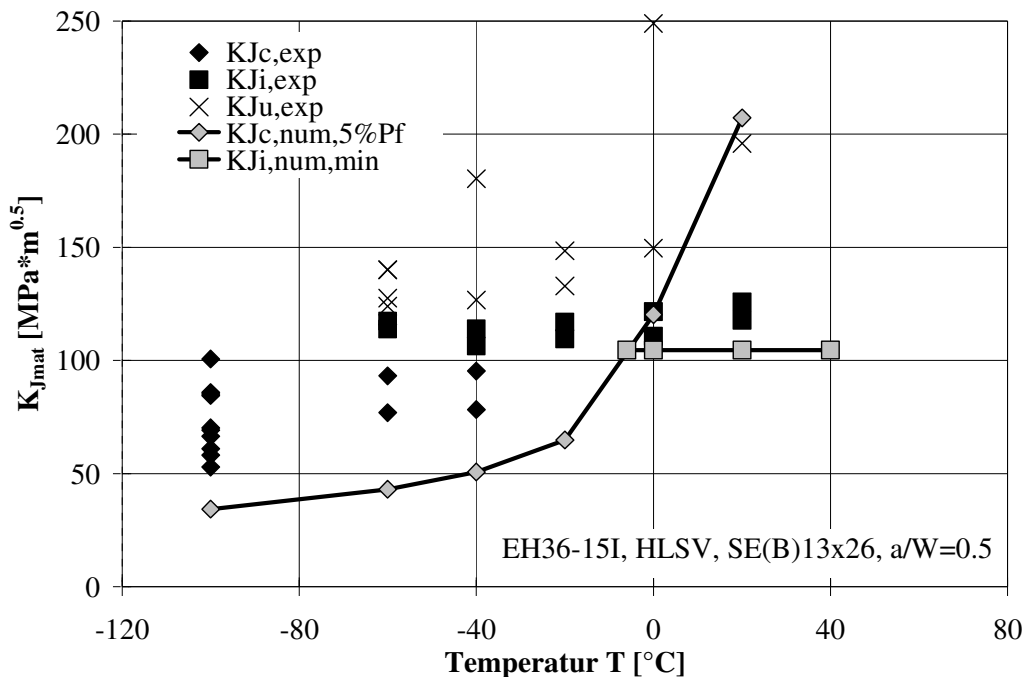
In [SEE07] wird ein numerisches Bewertungskonzept vorgeschlagen, mit dem die geschlossene Beschreibung des Versagens im gesamten Zähigkeitsbereich (Tieflage, Übergangsbereich, Hochlage) möglich ist. Mit diesem Konzept werden beide Schädigungsmechanismen, Spaltbruchversagen (Instabilität) bei den tiefen Temperaturen und das duktile Versagen (Porenbildung und Wabenbruch) erfasst. Der wesentliche Vorteil des numerischen Bewertungskonzepts ist seine Anwendbarkeit auf verschiedene Proben- und Rissgeometrien und somit auf die Vorhersage des realen Versagens von Bauteilen.

Das Konzept basiert auf der Ableitung von 2 Grenzkurven mittels des modifizierten Beremin-Modells (Arrhenius Gesetz) und des GTN-Schädigungsmodells. Mit der Verwendung des modifizierten Bereminmodells wird die erste Grenzkurve (Instabilitätskurve) für die Tieflage und den Übergangsbereich definiert, die der 5%-Versagenswahrscheinlichkeit  $P_f(K_{Jc,num,5\%Pf})$  entspricht. Somit stellt diese Grenzkurve die untere Begrenzung für die experimentellen Bruchzähigkeiten ( $K_{Jc,exp}$ ,

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich

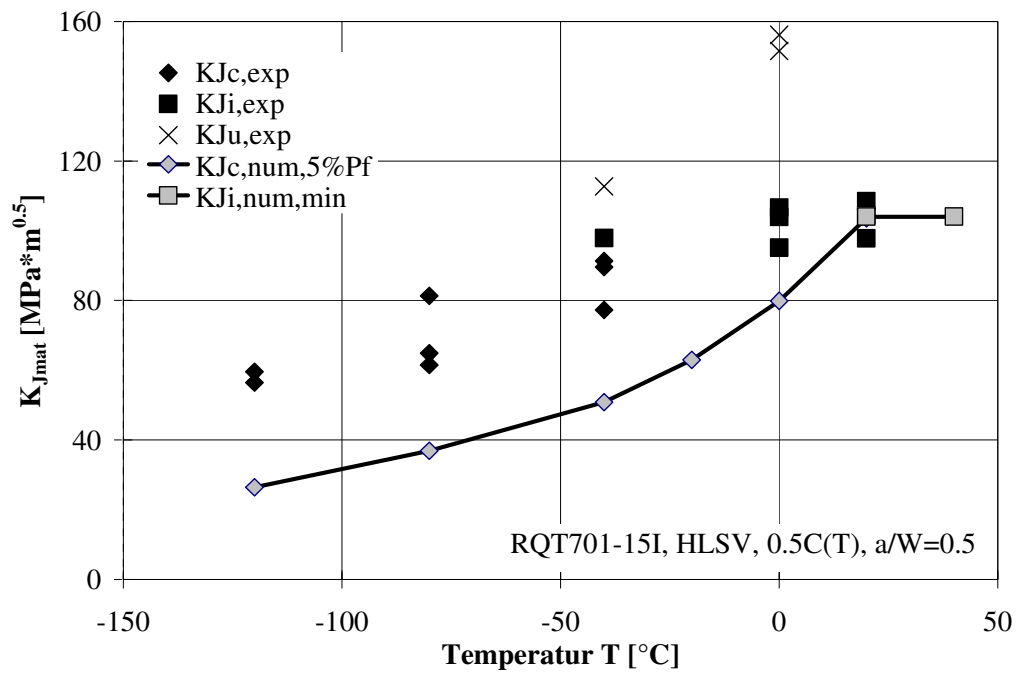
$K_{Ju,exp}$ ), von denen statistisch 95% oberhalb dieser Grenze liegen. Die zweite Grenzkurve setzt sich aus minimalen Initiierungswerten zusammen, die mit Hilfe des GTN-Schädigungsmodells bei verschiedenen Probengeometrien im oberen Übergangsbereich und in der Hochlage bestimmt werden. Die beiden Grenzkurven schneiden sich im oberen Übergangsbereich. Für die Versagensbewertung von Bauteilen wird der Beanspruchung immer der geringere Werkstoffkennwert gegenübergestellt, der sich aus beiden Kurven ergibt.

Die Anwendung des numerischen Bewertungskonzepts wird anhand von 2 Beispielen für die HLSV der Stähle EH36-15I und RQT701-15I demonstriert, s. **Bild 6.54** und **Bild 6.55**. Alle experimentell und numerisch bestimmten Instabilitäts- und Initiierungswerte enthalten nach ASTM E 1921 eine Dickenkorrektur. In [SEE07] wird eine Darstellung der Ergebnisse ohne diese Korrektur gewählt, um die Möglichkeit der direkten Bestimmung der Versagensbelastung mit dem modifizierten Beremin-Modell aufzuzeigen. Das numerische Bewertungskonzept liefert eine konservative Abschätzung des experimentell ermittelten Versagens über den gesamten Temperaturbereich. Alle experimentellen Bruchzähigkeitswerte  $K_{Jc,exp}$  und  $K_{Ju,exp}$  liegen oberhalb der numerisch bestimmten 5%-Versagensgrenze. Mit der zweiten numerisch bestimmten Versagenskurve für die duktile Rissinitiierung werden experimentelle Initiierungswerte  $K_{Ji,exp}$  im oberen Übergangsbereich und in der Hochlage ebenfalls nach unten gut abgegrenzt. Für die HLSV des Stahls EH36-15I erfolgt bis zu einer Temperatur von  $T=-6^{\circ}\text{C}$  die Beschreibung des Versagens durch die Instabilität über das modifizierte Beremin-Modell. Ab dieser Temperatur wird die duktile Rissinitiierung über das GTN-Modell erfasst. Für die HLSV des Stahls RQT701-15I liegt der Schnittpunkt der beiden numerischen Versagenskurven bei einer Temperatur von  $T=+20^{\circ}\text{C}$ .



**Bild 6.54:** Anwendung des geschlossenen numerischen Konzepts, EH36-15I, HLSV, SE(B)13x26,  $a/W=0.5$

## 6. Analyse des Bruchverhaltens in der Tieflage und im Übergangsbereich



**Bild 6.55:** Anwendung des geschlossenen numerischen Konzepts, RQT701-15I, HLSV, 0.5C(T),  $a/W=0.5$

Zusammenfassend ist unter Berücksichtigung der Sicherheitsfaktoren in Abhängigkeit von der Streuung der Versuchsdaten eine Bewertung des Versagens von hybridlasergeschweißten Bauteilen mit beliebiger Geometrie und Risskonfiguration möglich.



## 7 Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

In diesem Kapitel wird die Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen mittels der konventionellen bruchmechanischen Sicherheitskonzepte für das spröde und duktile Bruchversagen durchgeführt. Während die FITNET-Bewertungsprozedur für die Bewertung des duktilen Bruchversagens verwendet wird, ist eine Bewertung des spröden Bruchverhaltens neben der FITNET [FIT06] Prozedur auch mit dem in Teil 1-10 des Eurocode 3 [EUR01] beschriebenen Konzept möglich.

Ausgehend von den Ergebnissen an Großzugproben wird zunächst überprüft, inwieweit eine sichere Auslegung von hybridlasergeschweißten Bauteilen mit den vorliegenden Sicherheitskonzepten gewährleistet wird. Bei der Analyse des spröden Bruchverhaltens werden neben den Zähigkeitskennwerten, die sich an Proben mit tiefem Riss ( $a/W=0.5$ ) ergeben, auch die an Kurzrisssproben ermittelten Kennwerte herangezogen. Dabei soll geklärt werden, ob eine deutliche Ausnutzung des Werkstoffpotentials durch die Verwendung von Kurzrisssproben anstelle der Standardproben gegeben ist. Aus dem Vergleich zwischen den experimentell und numerisch abgeleiteten Sicherheitsabschätzungen wird die Anwendbarkeit der numerischen Modelle für die sichere und wirtschaftliche Bemessung von hybridlasergeschweißten Bauteilen überprüft.

Zum Schluss werden Beispiele für Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen demonstriert. Dabei werden numerische Zähigkeitskennwerte für das duktile Bruchverhalten eingesetzt. Das Ziel ist, mögliche Sicherheitsreserven gegenüber der Anwendung der konventionellen Sicherheitskonzepte aufzuzeigen, die durch eine genauere Beschreibung des Bruchverhaltens mit Hilfe der duktilen Schädigungsmodelle entstehen.

### 7.1 Bestimmung von Eigenspannungen für RQT701-20I

Die Sicherheitsbewertung des spröden Bruchverhaltens erfordert die Kenntnis der in Hybridlaserschweißnähten vorliegenden Eigenspannungen. Um die Eigenspannungen bestimmen zu können, bieten sich verschiedene Methoden an, wie z.B. mechanische oder nicht-linear elastische Methoden (z.B. Ultraschallverfahren). Der Nachteil der mechanischen Methoden, wie z.B. Zerlegeverfahren, liegt in den beschränkten Einsatzmöglichkeiten wegen der Probengeometrie und der Art der Eigenspannungen. Außerdem ist durch das Zerlegen eine wiederholte Überprüfung der gemessenen Spannungen nicht möglich und die zerlegte Probe kann für die weiteren Untersuchungen nicht mehr verwendet werden. Für die Durchführung der nicht-linear elastischen Methoden ist eine spannungsfreie Referenzprobe erforderlich, die sich aber sonst von der zu untersuchenden Probe nicht unterscheidet. Weiterer Nachteil dieser Methode ist die Ungenauigkeit der Messung, die von der Temperatur, Korngröße, Kaltverformung und Orientierung abhängt.

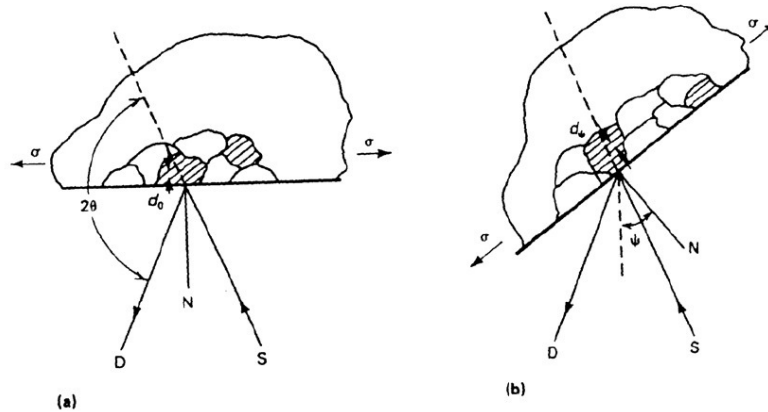
Eine weitere Möglichkeit mikro- und makroskopische Eigenspannungen zu messen, ist durch die röntgenographische Methode gegeben, die hier für die Hybridlaserschweißnaht des Stahls RQT701-20I angewandt wird. Die Vorteile dieser Methode bestehen darin, dass sie zerstörungsfrei ist, eine hohe Genauigkeit aufweist und eine gute räumliche Auflösung erlaubt.

Mittels dieser Methode werden die Dehnungen für mindestens zwei bekannte Orientierungen relativ zur Probenoberfläche im Kristallgitter gemessen und unter Annahme von linear elastischem Verhaltens

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

in die Spannungen umgerechnet. Die röntgenographische Methode eignet sich für die Werkstoffe, wie z.B. Metalle oder Keramiken, die kristalline, feinkörnige Struktur besitzen, um die Strahlenbeugung für beliebige Probenorientierung zu erzeugen.

Das Prinzip der röntgenographischen Methode ist in **Bild 6.20** dargestellt. Hier wird die Richtung der Röntgenquelle mit  $S$ , des Detektors mit  $D$  und der Normale zur Probenoberfläche mit  $N$  bezeichnet. Der Winkel  $\psi$  wird zwischen der Normale zur Probenoberfläche und der Mittellinie definiert, die sich zwischen dem einfallenden und beugendem Strahl befindet.



**Bild 7.1:** Das Prinzip der röntgenographischen Spannungsmessung nach [PRE86] mit  $\psi=0$  (a) und  $\psi \neq 0$  (b)

Der Beugungswinkel  $2\theta$  des monochromatischen Röntgenstrahls ergibt sich aus dem Bragg'schen Gesetz:

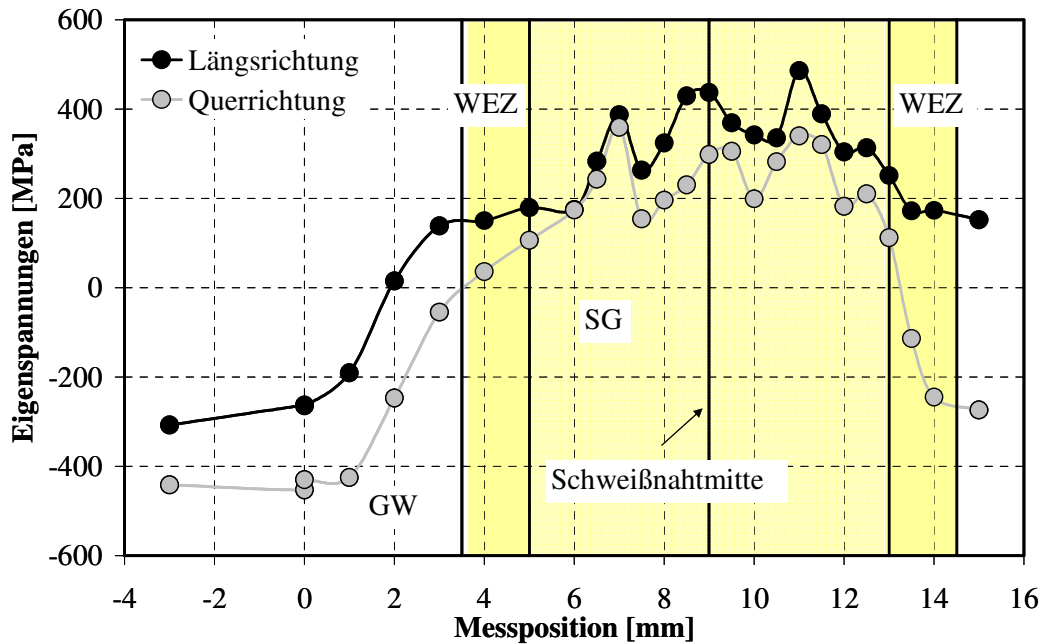
$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (7.1)$$

In dieser Gleichung ist  $n$  der Beugungsrang,  $\lambda$  die Wellenlänge,  $d$  der Gitterebenenabstand zwischen den Kristallebenen und  $\theta$  der Beugungswinkel. Eine Änderung des Gitterebenenabstands bewirkt auch eine entsprechende Änderung des Beugungswinkels.

Bei der Probenorientierung  $\psi=0$  wird im Vergleich zu anderen Orientierungen ein etwas größerer Beugungswinkel gemessen, s. **Bild 6.20**. Der Grund dafür ist, dass der Gitterebenenabstand in Richtung des einfallenden Röntgenstrahls aufgrund der Poisson'schen Kontraktion am geringsten ist, die aus den Zugeigenstressungen in Richtung der Probenoberfläche resultiert. Wird die Probe um einen Winkel  $\psi$  gedreht, so liegt ein größerer Gitterebenenabstand in Richtung des einfallenden Röntgenstrahls vor, wodurch sich ein kleinerer Beugungswinkel ergibt. Mit den gemessenen Beugungswinkeln für mindestens zwei Orientierungen können die Dehnungen und daraus die gesuchten Spannungen berechnet werden. Bei der Bestimmung der Spannungen mittels röntgenographischer Methode werden nur die elastischen Dehnungen gemessen, da nur diese Dehnungen zu einer Veränderung des Gitterebenenabstandes führen.

Die Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen mittels röntgenographischer Methode sind für die HLSV des Stahls RQT701-20I in **Bild 7.2** zu sehen. Die Eigenspannungen werden in Längs- und

Querrichtung ausgehend von der Schweißnahtmitte in Richtung Grundwerkstoff an der Oberfläche gemessen.



**Bild 7.2:** Die Verteilung der Eigenstressungen in der HLSV des Stahls RQT701-20I

Die maximalen Eigenstressungen sowohl in Längs- als auch Querrichtung befinden sich 2mm von der Schweißnahtmitte entfernt. Mit  $\sigma_{sLmax}=486\text{MPa}$  und  $\sigma_{sQmax}=359\text{MPa}$  betragen die maximalen Eigenstressungen 58% der Streckgrenze  $R_{el}^{SG}$  in Längs- und 43% der  $R_{el}^{SG}$  in Querrichtung. Diese Eigenstressungen werden verwendet, um eine weniger konservative Sicherheitsbewertung der HLSV zu erzielen.

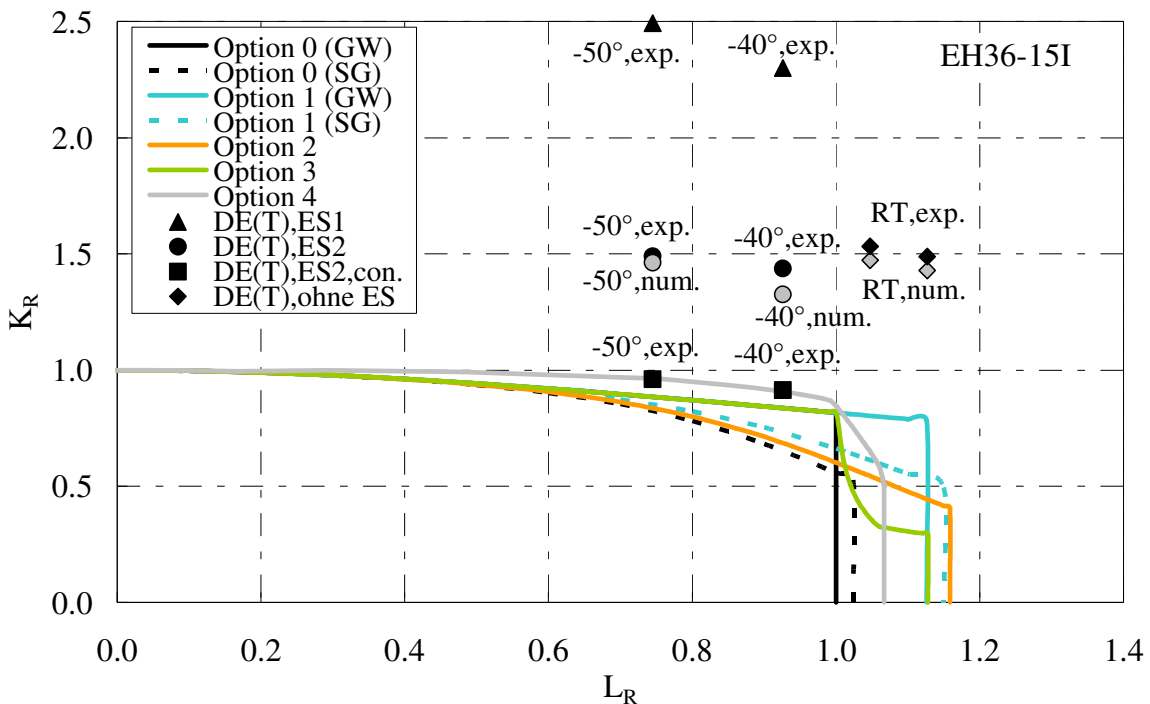
## 7.2 Sicherheitsbewertung von Großzugproben mit HLSV

Im Rahmen der FITNET-Bewertungsprozedur werden die in Kap. 5 vorgestellten DE(T) Proben mit HLSV analysiert. Die Grenzkurven für die Anwendung des Failure-Assessment-Diagrams (FAD) werden nach in Kap. 2 beschriebenen Optionen (0-3) konstruiert. Zusätzlich wird die Grenzkurve nach Option 4 für die HLSV des Stahls EH36-15I bestimmt. Je höher die gewählte Option ist, umso genauer und weniger konservativ soll die Abschätzung des Bruchverhaltens sein. Für die Optionen 0 und 1 werden sowohl die Festigkeitseigenschaften des homogenen GW als auch des homogenen SG verwendet. Um die Grenzkurve nach Option 3 zu ermitteln, werden vollständige Spannungs- und Dehnungskurven des GW und des SG zur Berechnung der äquivalenten Spannungs-Dehnungskurve eingesetzt.

In **Bild 7.3** sind die Ergebnisse der Bewertung von DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15I für das spröde Bruchverhalten bei  $T=-50^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  und für die duktile Rissinitiierung bei  $T=20^\circ\text{C}$  (RT) dargestellt. Aus der Betrachtung der Grenzkurven wird deutlich, dass sich mit der Option 4 ein etwas größerer Bereich für  $L_r < 1.0$  im Vergleich zu anderen Optionen ergibt, innerhalb dessen ein sicheres Bauteilverhalten prognostiziert wird. Dahingegen wird mit der Option 1 (GW) und nicht der Option 3 der größte sichere Bereich für  $L_r > 1.0$  erzielt. Die Berechnung von  $K_r$  für das spröde

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

Bruchverhalten erfolgt mittels Bruchzähigkeiten bei der 50%-Versagensgrenze nach dem Mastercurve-Konzept, s. Kap. 6. Die experimentellen Versagenspunkte beim Sprödbbruch („DE(T),ES1“), die unter Annahme der Eigenspannungen in der Höhe der Streckgrenze des Schweißgutes ( $ES1=R_{el}^{SG}=668\text{MPa}$ ) und mit den Bruchzähigkeiten  $K_{Jc,med}$  der Standard SE(B) Probe berechnet werden, liegen mit  $K_I > 2.0$  weit außerhalb des nach FITNET-Prozedur prognostizierten Bruchversagens. Ohne Berücksichtigung von Eigenspannungen würde die FITNET-Prozedur eine nicht konservative Vorhersage des Versagens von DE(T) Proben bei  $T=-50$  und  $-40^\circ\text{C}$  liefern. Der Grund dafür ist, dass es sich bei Bruchzähigkeiten  $K_{Jc,med}$  um  $K_{Ju}$  und nicht um  $K_{Jc}$  Werte handelt, die höher sind als die beim Versagen von DE(T) Proben resultierende  $K_{I,c}$  Werte.



**Bild 7.3:** FAD Analyse der DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15I

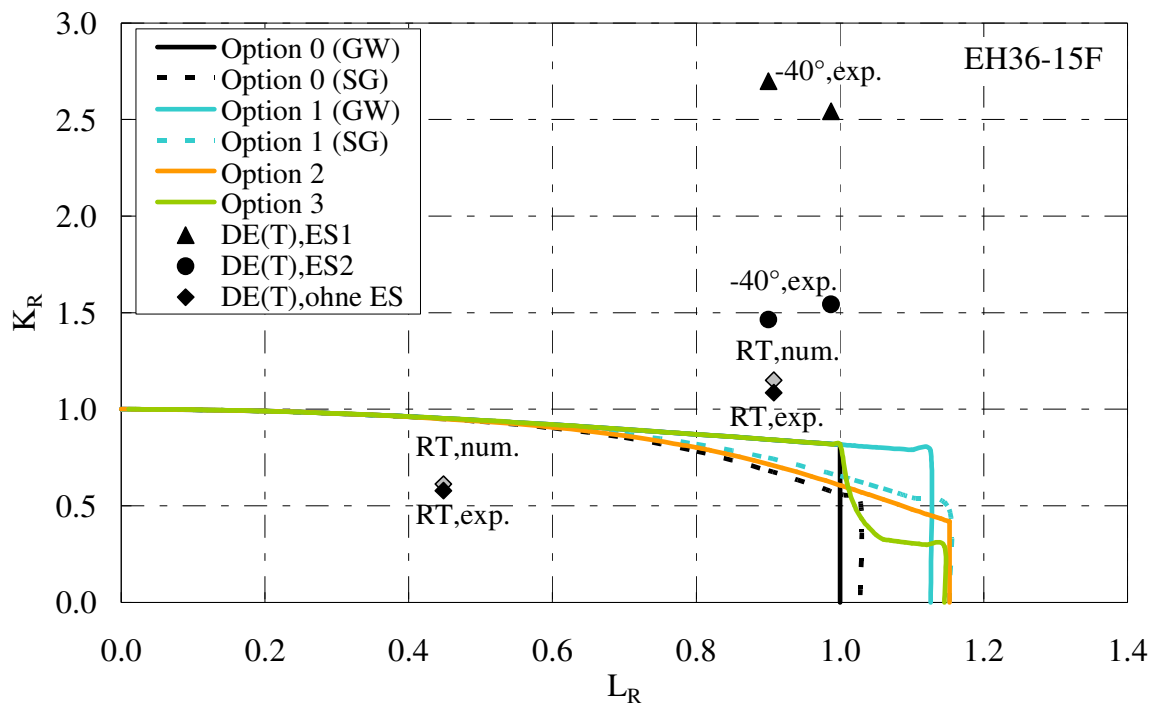
Mit der Annahme, dass die Eigenspannungen in Querrichtung entsprechend der röntgenographischen Messung für die HLSV des Stahls RQT701-20I ca. 43% der Streckgrenze betragen ( $ES2=0.43R_{el}^{SG}=287\text{MPa}$ ), wird eine weniger konservative Abschätzung des Bruchverhaltens mit der FITNET-Prozedur erzielt („DE(T),ES2“). Werden zusätzlich anstelle der Bruchzähigkeiten der Standardproben die  $K_{Jc,med}$  Werte der Kurzrisssproben verwendet, so liegen die Versagenspunkte („DE(T),ES2,con.“) auf der Grenzkurve nach Option 4. Dies liegt daran, dass die Abnahme des Constraints von Standard- auf Kurzrisssproben zu einer Verschiebung der Referenztemperatur um  $-28\text{K}$  und somit zu Erhöhung der  $K_{Jc,med}$  Werte führt. Außerdem kann davon ausgegangen werden, dass sich die nach Mastercurve-Ansatz berechneten Bruchzähigkeiten der Kurzrisssproben für  $T=-50^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  im oberen Übergangsbereich oder sogar Hochlage befinden.

Für die Bewertung des duktilen Bruchverhaltens wird als Werkstoffkennwert  $J_i$  für die duktile Rissinitiierung eingesetzt, der bei Raumtemperatur (RT) mit der Standard SE(B) Probe bestimmt wird. Da der Beginn des stabilen Risswachstums bei den Großzugproben bei einer höheren Risspitzenbelastung als bei den SE(B) Proben auftritt, liegen die Versagenspunkte („RT,exp.“) weit

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

außerhalb der FITNET Grenzkurven. Mit der Annahme, dass die Eigenspannungen bei der duktilen Rissinitiierung größtenteils abgebaut sind, erfolgt die Sicherheitsbewertung ohne Berücksichtigung von Eigenspannungen („DE(T),ohne ES“).

Außer mit den experimentellen Bruchzähigkeiten wird die Sicherheitsbewertung ebenfalls mit den Kennwerten durchgeführt, die sich aus den in Kap. 5 und 6 vorgestellten numerischen Modellen für die bruchmechanischen Proben ergeben. Die Ergebnisse dieser Analyse werden hier nicht graphisch dargestellt. Für die Sicherheitsbewertung des spröden Bruchverhaltens werden die  $K_{Jc,med}$  Werte eingesetzt, die aus dem Beremin-Modell mit der temperaturveränderlichen Weibullspannung  $\sigma_{u2}$  resultieren. Für die Analyse des duktilen Bruchverhaltens wird die aus dem GTN-Modell resultierende duktile Rissinitiierung herangezogen. Der Vergleich zwischen den experimentellen und numerischen Versagenspunkten zeigt, dass mit numerischen Kennwerten der Standard Bruchmechanikproben eine weniger konservative aber immer noch sichere Abschätzung des Bruchverhaltens von Großzugproben möglich ist. Eine noch genauere und gleichzeitig sichere Prognose des duktilen Bruchverhaltens wird mit dem  $J_I$ -Wert erreicht, der aus der Schädigungsberechnung der Großzugproben resultiert (s. Kap 5).

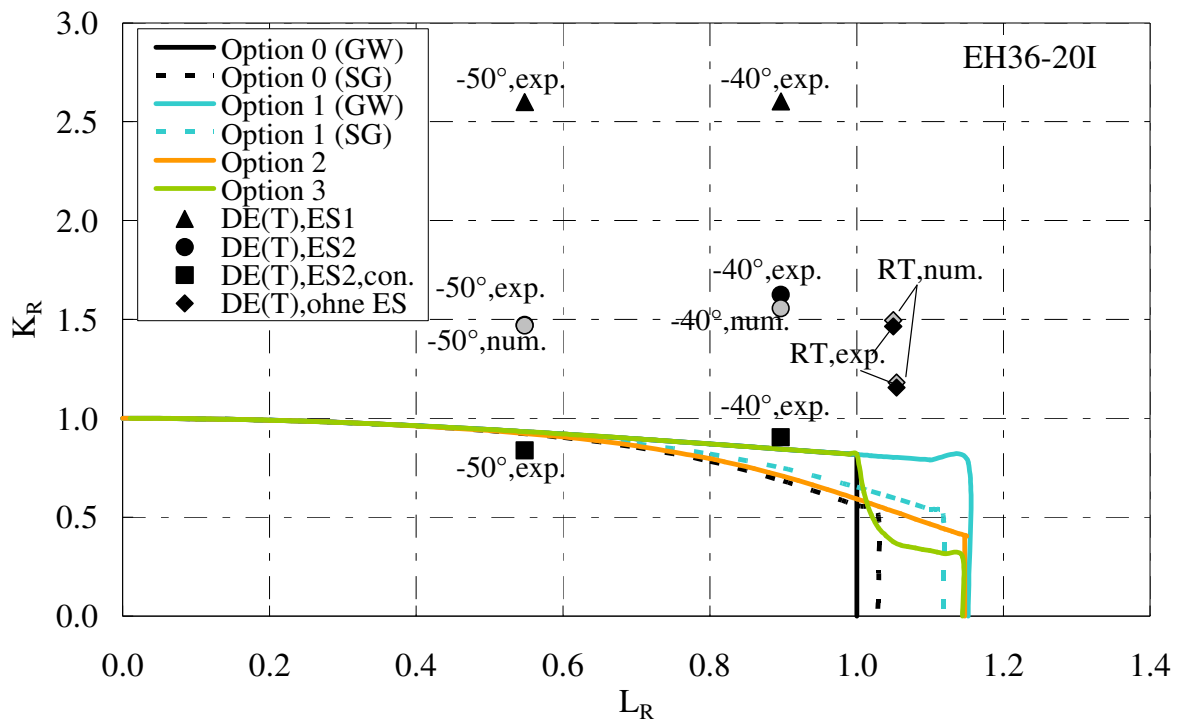


**Bild 7.4:** FAD Analyse der DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15F

Eine sichere Prognose des spröden Bruchverhaltens ergibt sich ebenfalls für die DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15F, die den schmalen Spalt enthalten („DE(T),ES1“ und „DE(T),ES2“), s. **Bild 7.4**. Da für diese HLSV sowohl experimentelle als auch numerische Kennwerte fehlen, wird die Sicherheitsbewertung mit den Kennwerten der HLSV mit dem Nullspalt abgeschätzt. Eine sichere Abschätzung liefert die FITNET-Prozedur auch für die duktile Rissinitiierung  $J_I=120\text{N/mm}$ , die in der Großzugprobe kurz nach dem Erreichen des Nettoquerschnittsfließens stattfindet („DE(T),ohne ES“). Dahingegen liegt der Versagenspunkt innerhalb der FITNET-Grenzkurve für die duktilen Rissinitiierung, die bei einer Großzugprobe (s. Kap. 5) aufgrund der vorhandenen Schweißnahtfehlstellen bei niedriger Rissspitzenbelastung von  $J_I=34\text{N/mm}$  ermittelt wird („DE(T),ohne ES“).

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

Die Ergebnisse der Analyse des Bruchverhaltens für die DE(T) mit der HLSV (Nullspalt) des Stahls EH36-20I sind in **Bild 7.5** dargestellt. Bezüglich der Sicherheitsbewertung des spröden Bruchverhaltens wird ähnlich wie bei den DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-15I eine Reduktion der Konservativität mit der Abnahme der eingesetzten Eigenspannungen von  $ES1=R_{el}^{SG}=619\text{MPa}$  („DE(T),ES1“) auf  $ES2=0.43R_{el}^{SG}=266\text{MPa}$  („DE(T),ES2“) bewirkt. Im Gegensatz zu den  $K_{Jc,med}$  Werten für die HLSV des Stahls EH36-15I liegen die verwendeten Bruchzähigkeiten  $K_{Jc,med}$  der Standardproben bei den Prüftemperaturen  $T=-50^\circ$  und  $-40^\circ\text{C}$  nicht im Übergangsbereich sondern in der Tieflage. Die Sicherheitsbewertung der DE(T) Probe („DE(T),ES2,con.“) bei  $T=-50^\circ\text{C}$  resultiert in einer gerade nicht-konservativen Prognose, wenn der  $K_{Jc,med}$  Wert der Kurzrisssprobe mit  $a/W=0.2$  anstelle der Standardprobe mit  $a/W=0.5$  eingesetzt wird. Sowohl für spröde („DE(T),ES2“) als auch duktile Bruchverhalten („DE(T),ohne ES“) liegen die numerischen und experimentellen Versagenspunkte außerhalb der FITNET-Grenzkurven und aufgrund ähnlicher zugrunde liegender Kennwerte sehr nah beieinander.

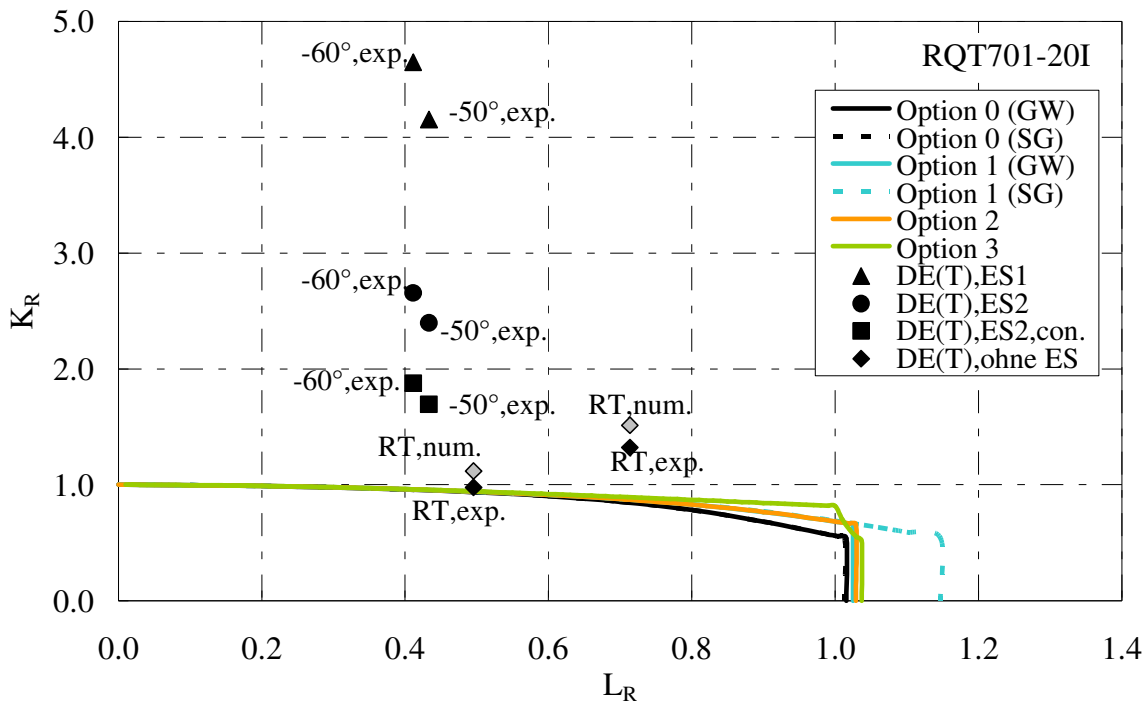


**Bild 7.5:** FAD Analyse der DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-20I

Für die Sicherheitsbewertung der DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls RQT701-20I können mit der röntgenographischen Methode ermittelte Eigenspannungen herangezogen werden. In **Bild 7.6** ist die entsprechende FAD Analyse des spröden und duktilen Bruchverhaltens zu sehen. Um das Versagen in der Tieflage zu erzwingen, werden zwei DE(T) Proben ausgehend von der Übergangstemperatur  $T_{27J}=-71^\circ\text{C}$  und der Tatsache, dass die duktile Rissinitiierung bei niedriger Risspitzenbelastung auftritt, bei den Temperaturen von  $-60^\circ$  und  $-50^\circ\text{C}$  geprüft. Beide Proben versagen instabil bei einer Belastung, die weniger als 50% der Last bei dem Nettoquerschnittsfließen beträgt. Im Vergleich zu den vorigen Analysen für die HLSV des Stahls EH36 wird hier mit der FITNET-Prozedur eine konservativere Vorhersage des spröden Bruchverhaltens bestimmt. Der Grund dafür liegt in dem höheren Niveau der

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

eingesetzten Eigenspannungen für den höherfesten Stahl und der Verwendung von Bruchzähigkeiten  $K_{Jc,med}$ , die im Gegensatz zu den  $K_{Jc,med}$  Werten für HLSV des Stahls EH36 mit Standard C(T) und nicht mit SE(B) Proben ermittelt werden. Wie bereits in Kap. 6 gezeigt wird, kann in der C(T) Probe vorliegendes höheres Constraintniveau zu einer Verschiebung der Referenztemperatur um bis zu +29K gegenüber einer SE(B) Probe führen. Die aus der FAD Analyse resultierende  $K_R$  Werte, die sich größer als 4.0 mit den nach der Norm anzunehmenden Eigenspannungen  $ES1=R_{el}^{SG}=834\text{MPa}$  ergeben, können mit den gemessenen Eigenspannungen  $ES2=0.43R_{el}^{SG}=359\text{MPa}$  in Querrichtung erheblich reduziert werden. An diesem Beispiel wird die Bedeutung von der Genauigkeit der Eingangsdaten für die Sicherheitsbewertung demonstriert.



**Bild 7.6:** FAD Analyse der DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls RQT701-20I

Da für die HLSV des Stahls RQT701-20I keine Kurzrisssproben geprüft werden, wird die Erhöhung der Bruchzähigkeit durch die Abnahme des Constraints von der Bruchmechanik- zu der DE(T) Probe nach dem Konzept in [MIN06] abgeschätzt, nach dem die Korrektur der  $CTOD$ -Werte in Abhängigkeit vom Constraintverlust behandelt wird. Dieses Konzept basiert auf der Weibull Spannungsanalyse und liefert den äquivalenten  $CTOD$ -Wert, der durch das Verhältnis  $\beta$  ausgedrückt wird:

$$\beta = \frac{\delta}{\delta_{WP}} \quad (7.2)$$

In dieser Gleichung sind die  $\delta$  und  $\delta_{WP}$  die  $CTOD$ -Werte für die Standard-Bruchmechanikprobe und den Bauteil. Unter Berücksichtigung der in [MIN06] beschriebenen Methoden wird ein  $\beta$  Wert von 0.5 als Annäherungsgrenze für die DE(T) Proben mit einer Risslänge kleiner oder gleich 30mm verwendet. Ausgehend von dem linearen Zusammenhang zwischen den  $CTOD$ - und  $J$ -Werten wird das spröde Bruchverhalten von DE(T) Proben mit um den Faktor 2 erhöhten Bruchzähigkeiten der Standard Bruchmechanikproben untersucht. Mit diesen Bruchzähigkeiten liegen die  $K_R$ -Werte

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

---

unterhalb von 2.0 („DE(T),ES2,con.“), wodurch eine noch bessere Ausnutzung von vorhandenen Sicherheitsreserven als mit den Zähigkeiten der Standard-Bruchmechanikproben erreicht wird.

Die FITNET-Prozedur ergibt eine konservative Prognose des duktilen Bruchverhaltens von DE(T) Proben mit den experimentellen und numerischen  $J_i$ -Werten, die an C(T) Proben bei Raumtemperatur bestimmt werden („DE(T),ohne ES“). Die entsprechenden  $L_R$  Werte liegen unterhalb 0.8, da die duktile Rissinitiierung in DE(T) Proben vor dem Nettoquerschnittsfließen stattfindet. In einer der DE(T) Probe ist der ermittelte  $J_i$  Wert um ca. 5% kleiner als der  $J_i$  Wert der C(T) Probe, so dass der resultierende Versagenspunkt die FAD-Grenzkurve fast berührt. Die mit dem Schädigungsmodell berechneten  $J_i$  Werten liefern eine konservativere Abschätzung des Versagens beim Beginn des stabilen Risswachstums.

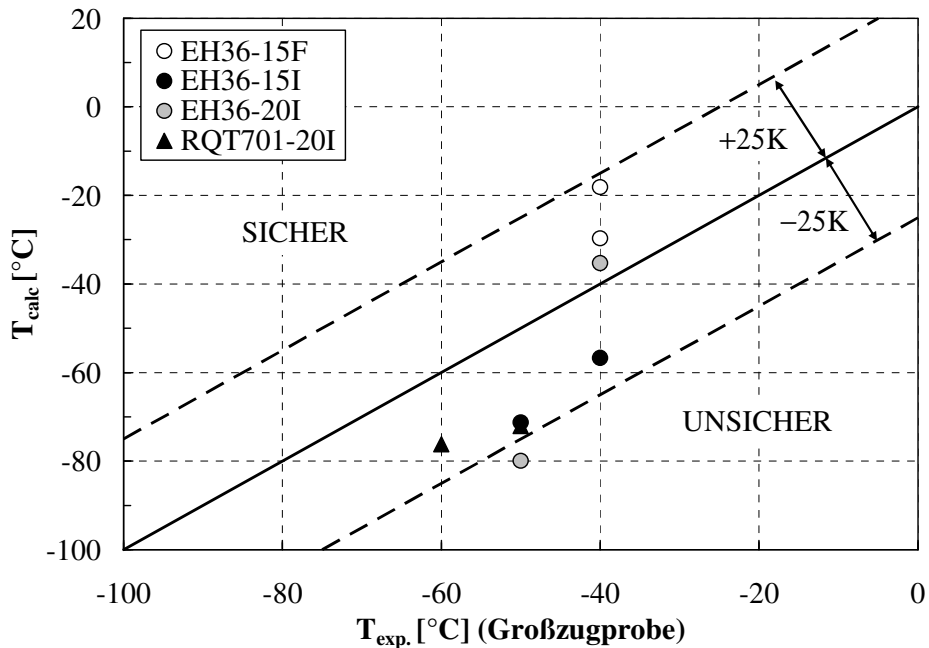
Zusammenfassend lässt sich aus den erzielten Ergebnissen feststellen, dass die kürzlich entwickelte FITNET-FFS-Prozedur [FIT06] für die Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen geeignet ist.

### 7.3 Eurocode 3, Teil 1-10

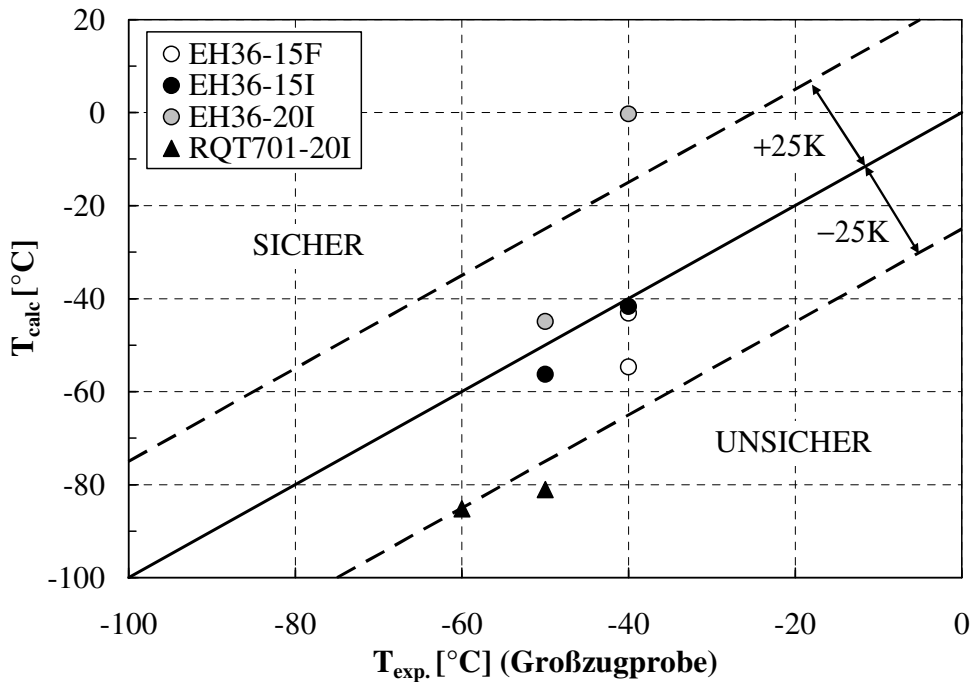
Für die Analyse des spröden Bruchverhaltens von DE(T) Proben mit der HLSV wird neben der FITNET-Prozedur auch der Teil 1-10 des Eurocodes 3 angewendet, in dem die Regeln für die Durchführung des vereinfachten Zähigkeitsnachweises zur Vermeidung von Spröbruch enthalten sind. Mit Hilfe der experimentellen Ergebnisse für die Großzugproben wird die Anwendbarkeit dieser Regeln auf die hybridlasergeschweißten Konstruktionen überprüft. Dafür wird die nach Eurocode 3 berechnete niedrigste Anwendungstemperatur  $T_{calc}$  für die DE(T) Proben mit der im Großzugversuch erreichten Prüftemperatur  $T_{exp.}$  verglichen. Zur Berechnung von  $T_{calc}$  werden nur die beiden Terme  $T_{KJc100}$  und  $\Delta T_\sigma$  verwendet. Die restlichen Terme zur Beschreibung des Dehnrateneinflusses ( $\Delta T_\epsilon$ ) und das additive Sicherheitselement  $\Delta T_\gamma$  können vernachlässigt werden. Mit den gemessenen Eigenspannungen in Querrichtung kann der Korrekturfaktor für lokale Eigenspannungen  $\rho$  nur für die HLSV des Stahls RQT701-20I genau berechnet werden. Mit der Annahme, dass die Eigenspannungen 43% der Streckgrenze des Schweißgutes entsprechen, wird der Korrekturfaktor  $\rho$  für die Schweißverbindungen des Stahls EH36 abgeschätzt. Als Übergangstemperatur  $T_{27J}$  zur Berechnung von  $T_{calc}$  wird sowohl die des SG als auch des GW in Querrichtung einbezogen. In [AND04] wird gezeigt, dass der Einfluss der verwendeten Streckgrenze auf die Ergebnisse gering ist. Aus diesen Gründen werden alle Berechnungen nach Eurocode 3 mit der Streckgrenze des GW durchgeführt.

Die Ergebnisse der Analyse des spröden Bruchverhaltens für die geprüften DE(T) Proben sind in **Bild 7.7** und **Bild 7.8** dargestellt. Mit der Verwendung der Übergangstemperatur  $T_{27J}$  des SG sind die Prognosen der Versagenstemperaturen nach Eurocode 3 für die DE(T) Proben mit der HLSV der Stähle EH36-15I und RQT701-20I nicht konservativ, s. **Bild 7.7**. Mit dem um +40K höheren  $T_{27J}$  Wert für die HLSV mit dem schmalen Spalt im Vergleich zum Nullspalt wird eine konservative Vorhersage der Ergebnisse für die DE(T) Proben des Stahls EH36-15F erzielt. Für die DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-20I wird sowohl eine im sicheren als auch eine im unsicheren Bereich liegende  $T_{calc}$  berechnet. Bis auf diese Temperatur im unsicheren Bereich befinden sich alle vorhergesagten niedrigsten Anwendungstemperaturen innerhalb der um die 1:1-Linie (exakte Vorhersage) definierten  $\pm 25K$  Streubänder.





**Bild 7.7:** Vergleich zwischen den  $T_{calc}$  und  $T_{exp}$ . Werten mit Verwendung der  $T_{27J}$  des SG



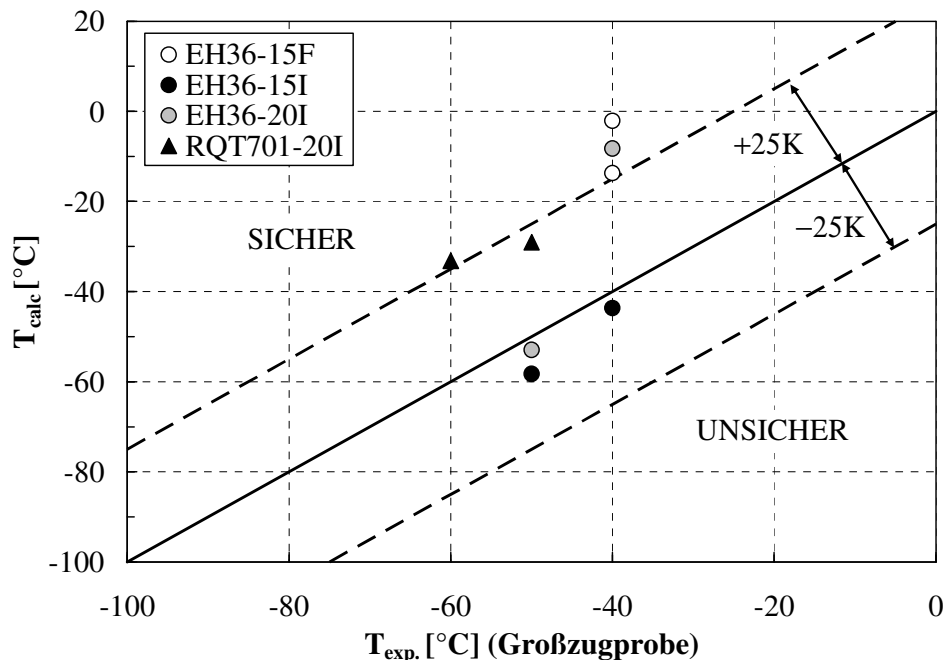
**Bild 7.8:** Vergleich zwischen den  $T_{calc}$  und  $T_{exp}$ . Werten mit Verwendung der  $T_{27J}$  des GW in Querrichtung

Wird statt der Übergangstemperatur  $T_{27J}$  des SG die  $T_{27J}$  des GW in Querrichtung verwendet, so liegen alle außer für die DE(T) Proben mit der HLSV des Stahls EH36-20I berechneten  $T_{calc}$  Werte im unteren Streuband, s. **Bild 7.8**. Da die Übergangstemperatur  $T_{27J}$  des GW um +15K höher als die des SG für den Stahl EH36-15I liegt, rücken die berechneten  $T_{calc}$  Werte näher Richtung 1:1-Linie. Im Gegensatz

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

zu diesen Ergebnissen ist die Vorhersage der  $T_{calc}$  Werte für die DE(T) Proben des Stahls RQT701 mit der Verwendung der  $T_{27J}$  des GW noch weniger konservativ als mit der  $T_{27J}$  des SG.

Der Grund, warum die Prognosen der niedrigsten Anwendungstemperatur nach Eurocode 3 für die meisten untersuchten DE(T) Proben des Stahls EH36 und besonders des höherfesten Stahls RQT701 nicht konservativ ausfallen, liegt an der Ungenauigkeit der vorhergesagten Referenztemperatur  $T_0$  mit der Sanz-Korrelation, die besonders für den Stahl RQT701 ausgeprägt ist. Die möglichen Erklärungen für die Abweichungen zwischen den nach Sanz-Korrelation berechneten und an den Bruchmechanikproben bestimmten Referenztemperaturen  $T_0$  sind in Kap. 6 aufgeführt. Durch Einsetzen der experimentell ermittelten  $T_0$  Werte liegen die meisten berechneten  $T_{calc}$  Werte oberhalb der 1:1 Linie, s. **Bild 7.9**. Für drei der Ergebnisse befinden sich die  $T_{calc}$  Werte zwar sehr nah der 1:1 Linie aber immer noch innerhalb des unteren Streubandes, was auf die Ungenauigkeit der abgeschätzten Eigenspannungen zurückgeführt werden kann.



**Bild 7.9:** Vergleich zwischen den  $T_{calc}$  und  $T_{exp}$  Werten mit Verwendung der Referenztemperatur  $T_0$

### 7.4 Anwendungsbeispiele

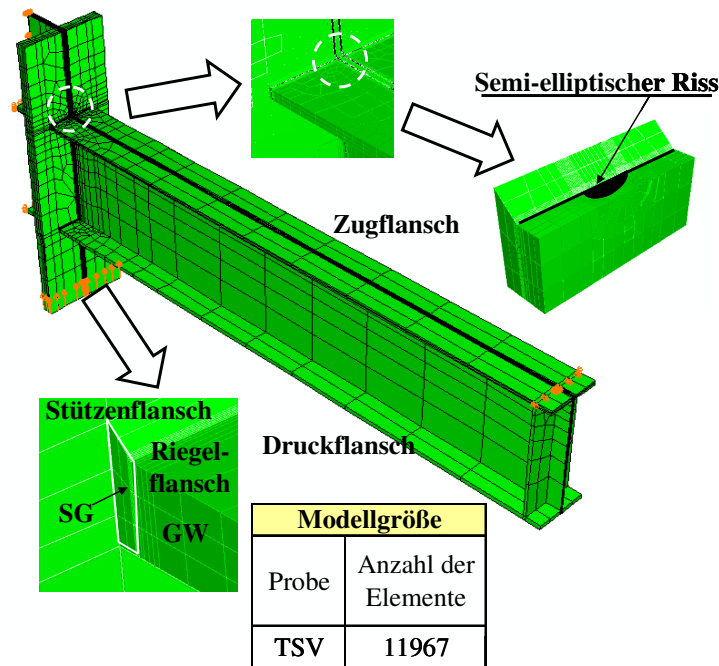
Wie aus den vorherigen Ergebnissen ersichtlich wird, ist eine höhere Genauigkeit bei der Sicherheitsanalyse und somit eine bessere Ausnutzung des Werkstoffpotentials von untersuchten Bauteilen gegeben, wenn die Bruchzähigkeit entsprechend dem im Bauteil vorliegenden Spannungszustand eingesetzt wird. Aus diesen Gründen wird im Rahmen einer Sicherheitsbewertung empfohlen, entweder eine Constraintkorrektur der bruchmechanischen Zähigkeitskennwerten durchzuführen oder die kritischen Zähigkeiten zu verwenden, die mit Hilfe der Versuche an bauteilähnlichen Proben wie z.B. DE(T) Proben bestimmt werden. Der Nachteil der Durchführung einer Constraintkorrektur liegt im hohen Aufwand, der aus komplexen FE Analysen des lokalen Spannungszustandes resultiert. Ebenfalls sehr hoher Aufwand ist mit der Bestimmung der Zähigkeiten mittels Großzugversuche verbunden, deren Aufbau und Durchführung häufig nicht vorhandene technische und finanzielle Kapazitäten erfordert.

Eine weitere Möglichkeit, die Genauigkeit der Sicherheitsanalyse zu erhöhen, stellt die numerische Modellierung des Bruchverhaltens dar. Die Ergebnisse der Analyse mit der FITNET-Prozedur zeigen, dass eine sichere Abschätzung des Bruchverhaltens von hybridlasergeschweißten Bauteilen mit den kritischen Zähigkeitskennwerten möglich ist, die aus der numerischen Modellierung des spröden und duktilen Bruchverhaltens resultieren. Der wesentliche Vorteil der Schädigungsmodellierung liegt in der direkten Bestimmung des Bruchwiderstandes und somit der Belastungs- und Verformungskapazität für beliebige Bauteilkonfigurationen mit unterschiedlicher Fehlergeometrie und Fehlergröße. Die Constraintunterschiede zwischen den Bruchmechanikproben und dem Bauteil werden automatisch durch die Abhängigkeit der Schädigungsentwicklung vom Spannungszustand berücksichtigt. Mit der Verwendung des  $J_I$ -Wertes, der z.B. mit dem GTN-Modell für die DE(T) Proben des Stahls EH36-15I berechnet wird, wird eine verbesserte Prognose des duktilen Bruchversagens ermöglicht. Basierend auf diesen Ergebnissen wird das duktile Bruchverhalten von ausgewählten Bauteilen mit der HLSV untersucht und anschließend bewertet. Das Ziel hierbei ist, die Vorteile der Schädigungsmodellierung bei der sicheren und wirtschaftlichen Bemessung von Stahlbauteilen mit der HLSV zu demonstrieren.

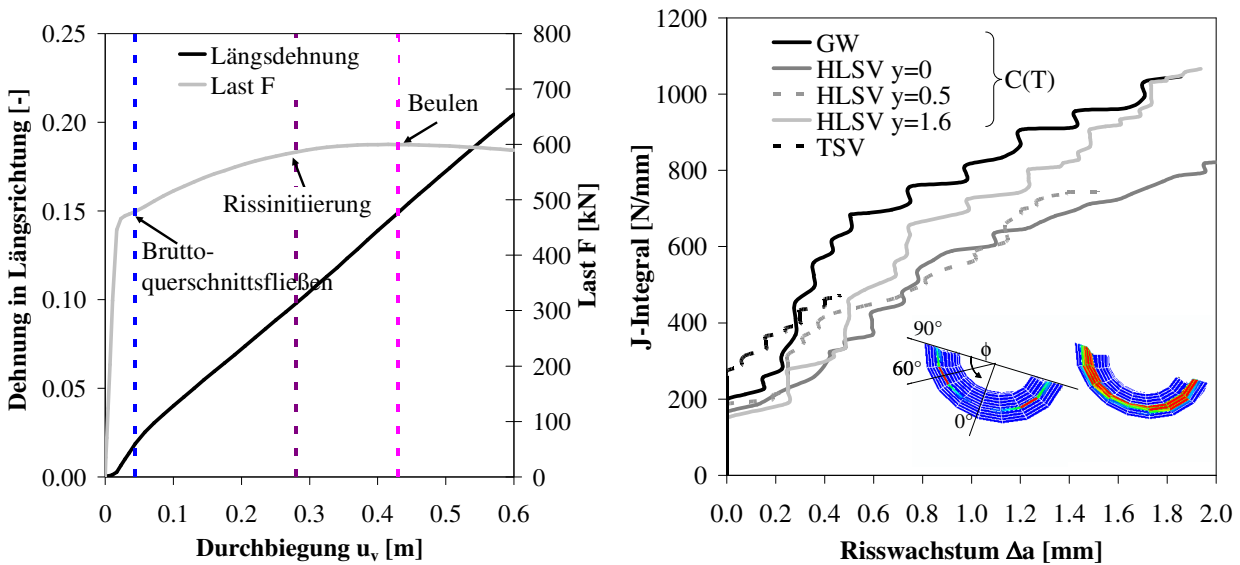
### 7.4.1 Träger-Stütze Verbindung

In den letzten Jahren wird das Hybridlaserschweißverfahren aufgrund wesentlicher Vorteile gegenüber den konventionellen Schweißverfahren zunehmend in verschiedenen Industriebereichen, wie z.B. der Schiffbauindustrie eingesetzt. Ein weiteres Einsatzgebiet für dieses Verfahren kann auch im Stahlhochbau gefunden werden. Insbesondere bei den Stahlbauanschlüssen, die einer starken seismischen Belastung ausgesetzt werden, können die reduzierten Eigenspannungen aufgrund des niedrigen Wärmeeintrags beim Hybridlaserschweißverfahren die Wahrscheinlichkeit zum Auftreten des Spaltbruchversagens senken. Der starke Einfluss von Eigenspannungen auf das Bruchverhalten von Stahlbauanschlüssen, die bis zu 30% der vorhandenen Bruchzähigkeit verbrauchen können, wird in [MAT00] demonstriert.

Um das duktile Bruchverhalten eines typischen Stahlbauanschlusses mit der HLSV untersuchen zu können, wird das 3D FE Modell von einer Träger-Stütze-Verbindung (TSV) erstellt und anschließend die Schädigungsanalyse mit dem GTN-Modell durchgeführt, s. **Bild 7.10**. Unter Ausnutzung der Symmetrie in Längsrichtung wird nur die Hälfte der TSV modelliert. Davor wird eine reine elastisch-plastische Analyse ohne Berücksichtigung von Schädigung durchgeführt, um die Bereiche mit der höchsten Spannungskonzentration zu identifizieren. Wie erwartet, befinden sich die höchsten Spannungen am Schweißnahtübergang, der sowohl eine geometrische als auch eine Werkstoffdiskontinuität darstellt. Unter Annahme möglicher Defekte, die während des Schweißprozesses (z.B. Erstarrungsrisse) entstehen können, wird von einem semi-elliptischen Oberflächenriss am Nahtübergang und im Zentrum des Zugflansches des Biegeträgers ausgegangen. Die Geometrie des Oberflächenrisses ist durch die Tiefe  $a=3.15\text{mm}$  und die Breite  $2c=8.75\text{mm}$  definiert, woraus sich das Verhältnis der Halbachsen zu  $a/c=0.8$  ergibt. Für den Biegeträger wird ein IPE400 Profil mit einer Flanschdicke von  $t_f=13.5\text{mm}$  ( $a/t=0.26$ ) gewählt, während ein HEM300 Profil als Stütze dienen soll. Als Werkstoff für die Profile wird der Baustahl S355 verwendet, wobei die Schädigungsparameter sowohl für den GW als auch das SG dieses Werkstoffs in Kap. 5 bestimmt sind. Der Träger der TSV wird auf Biegung beansprucht, die über die Verschiebung der Stütze senkrecht zum Träger realisiert wird. Da der Träger auf beiden Enden gelenkig gelagert ist, tritt das größte Biegemoment in der Trägermitte und somit in der Schweißverbindung.



**Bild 7.10:** FE Modell der biegesteife Rahmeneckverbindung mit semi-elliptischem Riss am Nahtübergang



**Bild 7.11:** Last-Verformungs- und Risswiderstandskurven für die TSV

Die Ergebnisse der Schädigungsanalyse für den untersuchten Stahlbauanschluss, die in Form der Last-Verformungs- und Risswiderstandskurven ausgegeben werden, sind in **Bild 7.11** aufgezeigt. Um den Risswiderstand der TSV bewerten zu können, werden zusätzlich die R-Kurven der C(T) Probe aus homogenem GW und der C(T) Proben mit der HLSV und unterschiedlichen Anfangsrisslagen ( $y=0, 0.5$  und  $1.6\text{mm}$ ) bezüglich der Schmelzlinie aufgetragen, wobei  $y$  den Abstand des Anfangsrisses von der Schmelzlinie darstellt. Diese R-Kurven sind bereits in Kap. 5 ermittelt.

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

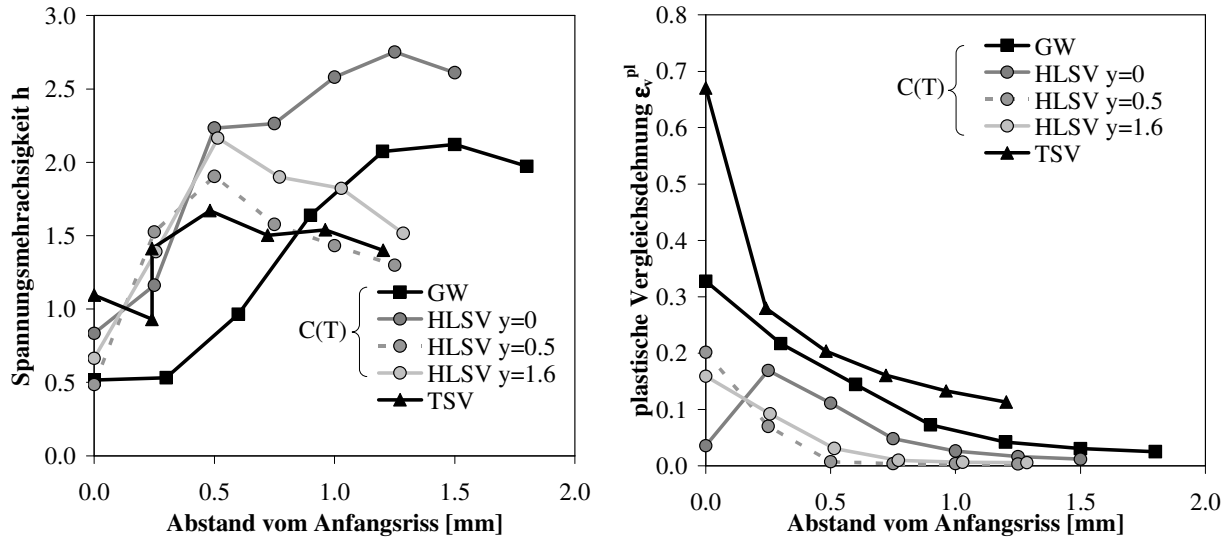
In einer im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Studie wird der Einfluss des verwendeten Elementtyps und der Feinheit des FE Netzes auf das globale Last-Verformungsverhalten der TSV untersucht. Es kann gezeigt werden, dass sowohl der Elementtyp als auch die Feinheit des Netzes im Druckflansch das Erreichen des Lastmaximums, den anschließenden Lastabfall und somit das Beulverhalten stark beeinflussen. Dagegen ist der Beginn des Fließens von den Parametern des FE Netzes unabhängig. Die Solidelemente mit dem linearen Verschiebungsansatz und ohne reduzierte Integration (Elementtyp C3D8) zeigen zu hohe Steifigkeit, um eine genaue numerische Lösung für die Bauteile unter Biegebelastung zu liefern. Dieses Problem, das häufig bei der Modellierung auftritt, nennt sich „shear locking“ und kann durch die Wahl eines viel feineren Netzes mit dem Elementtyp C3D8 oder durch die Verwendung des Elementtyps mit reduzierter Integration (z.B. Elementtyp C3D8R) umgegangen werden. Da die Schädigungsanalyse mit dem GTN-Modell die Verwendung des Elementtyps C3D8 erfordert, wird nur der Bereich, in dem die Schädigungsentwicklung stattfinden soll, mit diesem Elementtyp bei definierter Elementgröße vernetzt.

Das Bruttoquerschnittsfließen der Biegeträger wird im numerischen Modell beim Erreichen von 2% Dehnung in Längsrichtung beobachtet, s. **Bild 7.11**. Hierbei ist es wichtig zu erwähnen, dass die Dehnungen außerhalb des Bereichs der großen Verformungen ca. 300mm von dem Nahtübergang entfernt ausgewertet werden. Die ermittelten Dehnungen stellen den über die Breite des Trägerflansches gemittelten Wert dar. Die Rissinitiierung und somit der Beginn des duktilen Versagens findet bei einer Längsdehnung von 10% statt, kurz bevor das Lastmaximum erreicht wird und das Beulen des Druckflansches des Biegeträgers einsetzt. Die Risspitzenbelastung bei dem Beginn des stabilen Risswachstums ist für die TSV mit  $J_I=273\text{N/mm}$  deutlich höher als die Initiierungswerte, die sich für die C(T) Proben mit unterschiedlicher Risslage ergeben. Bis zur Risslänge  $\Delta a=0.3\text{mm}$  wird mit dem GTN-Modell ein höherer Risswiderstand für die TSV als für die C(T) Proben bestimmt. Die Verringerung des Risswiderstandes für  $\Delta a>0.3\text{mm}$ , der durch die Annäherung der R-Kurve der TSV zu den R-Kurven der C(T) Proben mit der HLSV ersichtlich wird, ist auf die Dehnungslokalisierung im Restligament zurückzuführen, mit der eine kleinere Dehnungszunahme erforderlich ist, um den Riss voranzutreiben. Die Rissinitiierung in der TSV ereignet sich an der Stelle entlang der semi-elliptischen Rissfront, die sich ausgehend von der Rissoberfläche unter dem Winkel  $\phi=60^\circ$  befindet und an der die höchste Spannungsmehrachsigkeit auftritt. Danach breitet sich der Riss in Richtung der Oberfläche  $\phi=0^\circ$  und des Scheitels  $\phi=90^\circ$  aus.

Um den Einfluss der lokalen Spannungs- und Dehnungsfelder auf den Risswiderstand zu veranschaulichen, werden die Spannungsmehrachsigkeit  $h$  und die plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v^{pl}$  in Richtung des Anfangsrisses bei einer Risspitzenbelastung  $J=273\text{N/mm}$  ausgewertet, die der Rissinitiierung in der TSV entspricht, s. **Bild 7.12**. Die C(T) Probe aus homogenem GW zeigt bei diesem  $J$ -Wert den höchsten Risswiderstand ( $\Delta a=0.23\text{mm}$ ) im Vergleich zu Bruchmechanikproben mit der HLSV, bei denen der Risswiderstand von der Risskonfiguration mit  $y=0.5\text{mm}$  ( $\Delta a=0.25\text{mm}$ ) bis  $y=1.6\text{mm}$  ( $\Delta a=0.3\text{mm}$ ) und schließlich  $y=0\text{mm}$  ( $\Delta a=0.38\text{mm}$ ) abfällt. Da das Risswachstum bei der C(T) Probe mit  $y=0.5\text{mm}$  gerade  $0.25\text{mm}$  beträgt, werden noch keine Initiierung des zweiten Risses im GW an der Schmelzlinie und somit auch kein Rissauswandern beobachtet. Dies ist auch der Grund, warum sich die quantitativen und vor allem qualitativen Verläufe der Mehrachsigkeit und der Vergleichsdehnung für die beiden C(T) Proben mit  $y=0.5$  und  $1.6\text{mm}$  nur geringfügig voneinander unterscheiden. Die maximale Mehrachsigkeit  $h_{max}=1.9\text{mm}$  ist für die C(T) Probe mit  $y=0.5\text{mm}$  aufgrund der stärkeren Entlastung der Risspitze durch die Constraintentwicklung an der Schmelzlinie

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

um ca. 14% niedriger als der  $h_{max}$  Wert für die C(T) Probe mit  $y=1.6\text{mm}$ . Die maximale Spannungsmehrachsigkeit ist für die C(T) Probe mit  $y=0\text{mm}$  besonders durch den hohen Mismatch an dem Übergang zwischen dem GW und dem SG verstärkt. Wie erwartet, werden die höchsten Vergleichsdehnungen und die kleinsten  $h_{max}$  Werte für die TSV aufgrund der Rissgröße, Rissform mit den zugehörigen Bauteilabmessungen berechnet.



**Bild 7.12:** Verteilung der Spannungsmehrachsigkeit  $h$  und der plastischen Vergleichsdehnung  $\epsilon_v^{pl}$  bei  $J=273\text{N/mm}$

Die hier durchgeführten Untersuchungen zeigen im Hinblick auf die Sicherheitsbewertung, dass das Werkstoffpotential bei der Auslegung von hybridlasergeschweißten Stahlbauanschlüssen gegen die duktile Rissinitiierung mit der Verwendung des GTN-Modells ausgenutzt werden kann. Da der Risswiderstand für  $\Delta a > 0.3\text{mm}$  stärker abnimmt, sollen die Constraintbetrachtungen, wenn keine numerische Bestimmung des Schädigungsverhaltens möglich ist, für die Sicherheitsbewertung mit Vorsicht durchgeführt werden. Im Fall, dass das Bruchverhalten der TSV unter Erdbebenbelastung untersucht werden soll, ist ein modifiziertes GTN-Modell unter Berücksichtigung der Verfestigung und der dynamischen Effekte erforderlich.

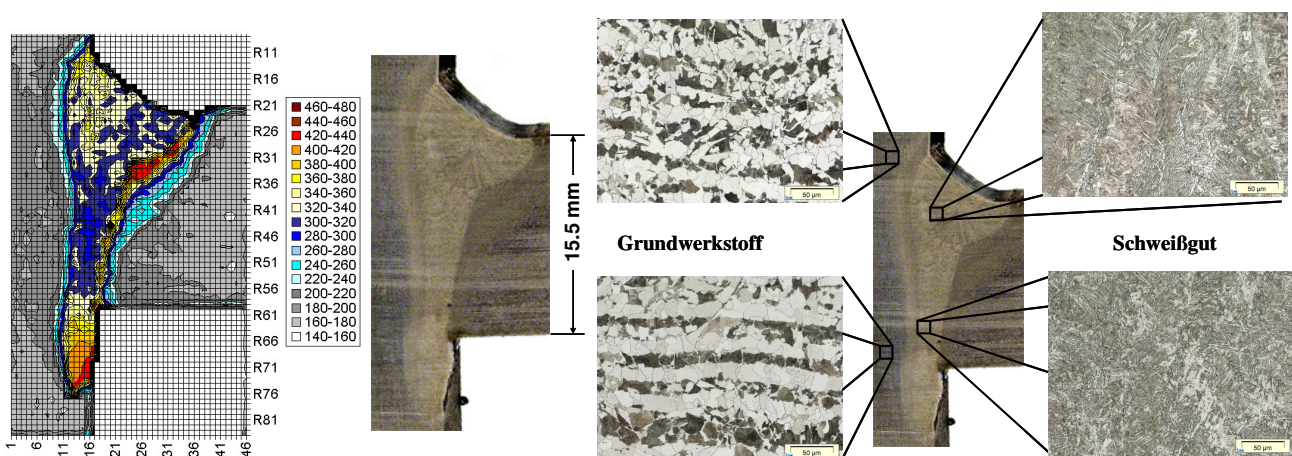
Die Unterschiede im Spannungsfeld, die aus den Spannungsumlagerungen während des Risswachstums resultieren, können eine mögliche Veränderung der Versagensmechanismen vom Gleit- in den Spaltbruch besonders im Fall einer Erdbebenbelastung auslösen. Diese Problemstellung wird im Rahmen des Projekts „PLASTOTOUGH“ [PLA08] untersucht.

### 7.4.2 Rohr unter Biegebelastung

Im Rahmen des Projekts „HYBLAS“ [HYB07], aus dem die Teilergebnisse für diese Arbeit verwendet werden, wird die Eignung des Hybridlaserschweißverfahrens für die Verbindungselemente herkömmlicher Erdbewegungsmaschinen untersucht. Zu diesem Zweck wird eines dieser Verbindungselemente, das den T-Stoß zwischen einem Rohr und einer Platte repräsentiert, mit Hilfe des Hybridlaserschweißverfahrens hergestellt. Die resultierende Geometrie der HLSV zusammen mit dem Härteverlauf sowie dem Mikrogefüge des GW und des SG ist in **Bild 7.13** zu sehen. Der Härteverlauf zeigt deutlich, dass härtere Werkstoffphasen mit den Werten zwischen 360-440HV in der

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

Wurzellage und der Grobkornzone (GKZ) zu finden sind. Die weichsten Phasen zwischen 220-320HV enthalten die Feinkornzone (FKZ) und der mittlere Teil des SG. Aufgrund der schnellen Abkühlung in der Decklage (Kehlnaht) während des Schweißvorganges entstehen die Werkstoffphasen niedriger Zähigkeit mit den Härtewerten zwischen 320-360HV. Sowohl für die Platte als auch für das Rohr wird der Werkstoff EH36-15 gewählt, der ferritisch-perlitisches Gefüge aufweist. Im SG der HLSV dominiert das bainitische Gefüge mit hohem Anteil an FSP, wobei größere Bereiche des martensitischen Gefüges in der Wurzellage und der GKZ mit Härtewerten >400HV vorzufinden sind. Im Fall, dass die HLSV einen größeren Defekt enthält oder dass sich der Ermüdungsriss ausgehend von dem Schweißnahtübergang in die GKZ ausbreitet, ist die Wahrscheinlichkeit eines Spaltbruchversagens insbesondere bei tiefen Einsatztemperaturen der Erdbewegungsmaschine aufgrund der vorliegenden Martensitanteile sehr hoch.

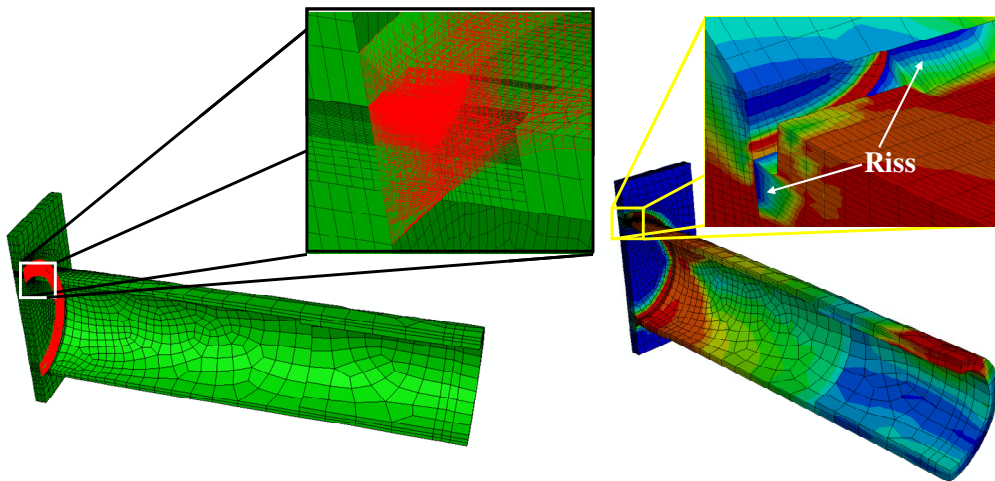


**Bild 7.13:** HLSV des T-Stoßes mit dem zugehörigem Härteprofil und Mikrogefüge

Wie hoch diese Wahrscheinlichkeit bei einer bestimmten Biegebelastung und der Einsatztemperatur ist, wird hier nicht bestimmt, da weder die Parameter des modifizierten Bereminmodells noch die Tieflagezähigkeit der GKZ bekannt sind. Dagegen kann das duktile Bruchverhalten des T-Stoßes analysiert werden, da sowohl für den GW als auch für das SG der HLSV die GTN-Parameter vorliegen.

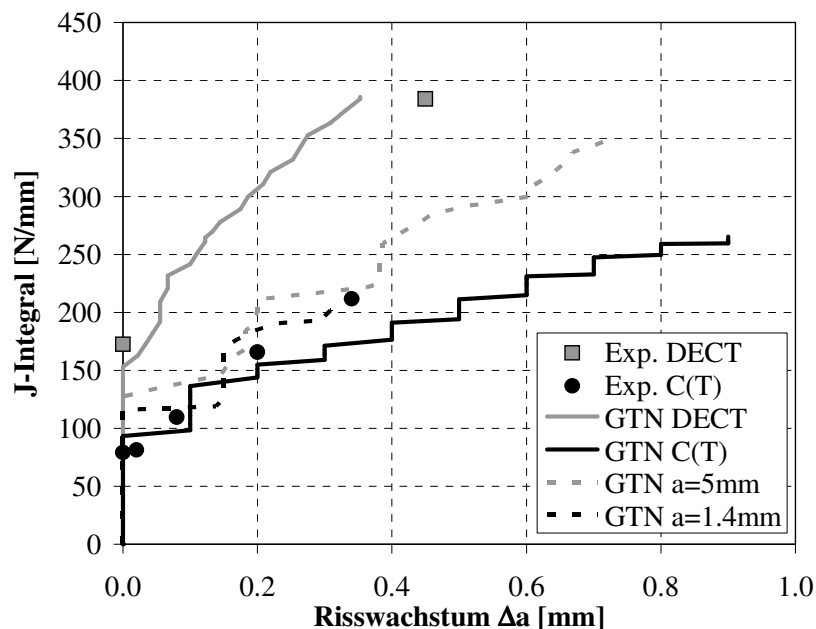
Mit Ausnutzung der Symmetrie wird nur die Hälfte der Verbindung modelliert, s. **Bild 7.14**. Außerdem werden zur Vereinfachung des FE Modells und der Verringerung des Rechenaufwandes nur die Werkstoffphasen GW und SG ohne WEZ berücksichtigt. Als Anfangsdefekt wird ein semi-elliptischer Oberflächenriss in Umfangsrichtung am Schweißnahtübergang eingebracht. Die Risstiefe wird mit  $a=1.4$  ( $a/t=0.1$ ) und 5mm ( $a/t=0.32$ ) variiert, wobei die gewählte Rissbreite  $c=12.5$ mm für beide Tiefen konstant gehalten wird. Die Geometrie des Rohrs ist durch den Außendurchmesser  $D=271$ mm und die Wanddicke  $t=15.5$ mm gegeben. Das Rohr wird auf Biegung beansprucht, die durch die Verschiebung des Rohrendes senkrecht zur Rohrachse eingeleitet wird. Somit resultiert das größte Biegemoment in der Verbindung des Rohres mit der Platte.





**Bild 7.14:** FE Modell des an der Platte geschweißten Rohres und die resultierende Verformungsfigur

Die Ergebnisse der Schädigungsanalyse in Form der Risswiderstandskurven sind in **Bild 7.15** für die beiden Risstiefen  $a=1.4$  und  $5\text{mm}$  präsentiert. Das hohe Niveau der Spannungsmehrachsigkeit, das vor allem durch die erhöhte Spannungskonzentration am Schweißnahtübergang und die Risslage an der Schmelzlinie zwischen dem SG und GW zustande kommt, führt zur erheblichen Minderung des Risswiderstandes für beiden Risstiefen des auf Biegung beanspruchten Rohres im Vergleich zur DE(T) Probe. Die ermittelten R-Kurven sowohl für  $a=1.4$  als auch  $5\text{mm}$  sind nur geringfügig höher als die experimentelle R-Kurve für die C(T) Probe. Die Rissinitiierung findet bei einer Rissspitzenbelastung von  $J_I=116\text{N/mm}$  für  $a=1.4\text{mm}$  und  $J_I=127\text{N/mm}$  für  $a=5\text{mm}$  statt.



**Bild 7.15:** Vergleich der Risswiderstandskurven zwischen C(T), DE(T) und biegebeanspruchtem Rohr

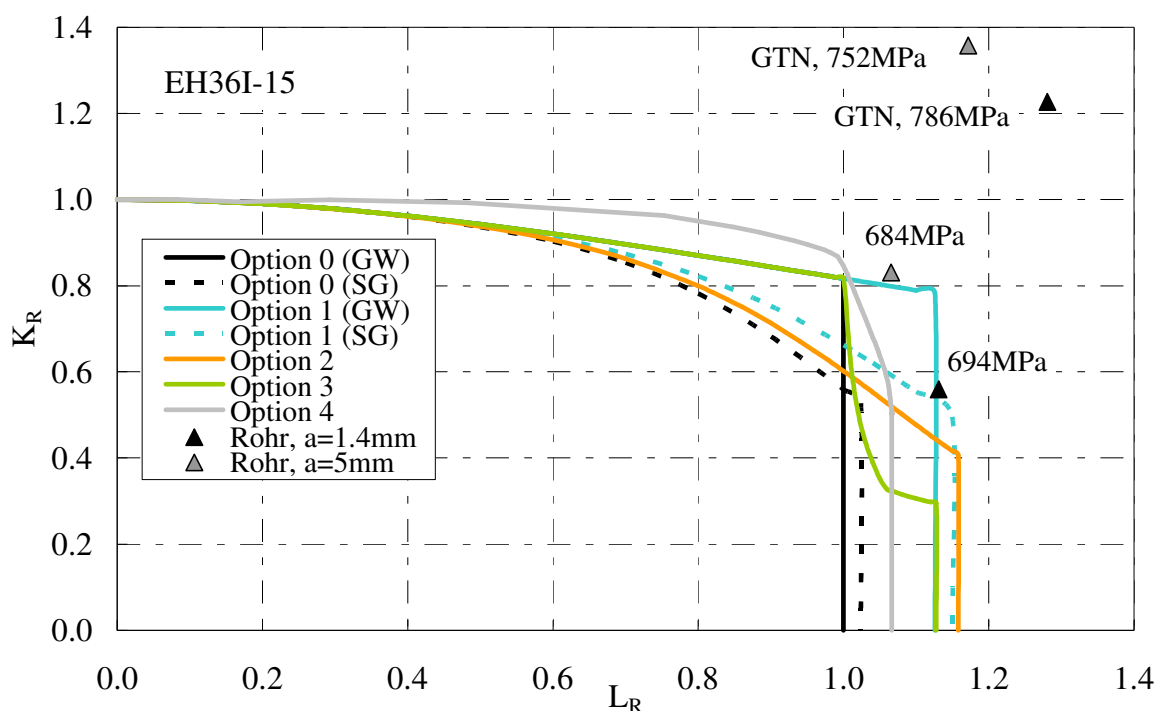
Während die deutliche Abnahme des Risswiderstandes gegenüber einer DE(T) Probe erklärbar ist, stellt sich die Frage, warum die Rissinitiierung bei der kleineren Risstiefe  $a=1.4\text{mm}$  um ca. 9%



## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

niedriger als für  $a=5\text{mm}$  ist. Eine mögliche Erklärung ist im viel stärkeren Einfluss der Spannungskonzentration am Schweißnahtübergang auf die Erhöhung der Spannungsmehrachsigkeit im Vergleich zur größeren Risstiefe zu finden. Bei einem rissfreien Rohr würden sich die höchsten Spannungen an der Außenoberfläche infolge der Biegebelastung und vor allem der geometrischen Diskontinuität am Schweißnahtübergang ergeben. Die Spannungen in Dickenrichtung werden mit steigender Entfernung vom Schweißnahtübergang geringer. Innerhalb der Strecke, die zwischen der 1.4 und 5mm Entfernung vom Schweißnahtübergang liegt, findet ein Spannungsabbau von ca. 40% statt. Dies ist auch der Grund, warum die Spannungsmehrachsigkeit trotz der größeren Risstiefe für  $a=5\text{mm}$  niedriger als für  $a=1.4\text{mm}$  ist.

Der Vorteil der Schädigungsanalyse mit dem GTN-Modell für die Ausnutzung von Sicherheitsreserven gegenüber der FITNET-Prozedur wird mit Hilfe der Sicherheitsbewertung für die beiden Risstiefen  $a=1.4$  und  $5\text{mm}$  in **Bild 7.16** gezeigt. Mit der FITNET-Prozedur ergibt sich bei der Bemessung gegen die duktile Rissinitiierung eine kritische Biegespannung von  $694\text{MPa}$  für  $a=1.4\text{mm}$  und  $684\text{MPa}$  für  $a=5\text{mm}$ , die an der Rohraußenoberfläche infolge des Biegemoments in der Verbindung Rohr-Platte ohne Berücksichtigung der Spannungserhöhung durch die Schweißverbindung berechnet wird. Mit dem GTN-Modell ist eine Erhöhung der Biegebeanspruchung von  $13\%$  ( $786\text{MPa}$ ) für  $a=1.4\text{mm}$  und  $10\%$  ( $752\text{MPa}$ ) für  $a=5\text{mm}$  möglich, bevor das Versagen durch den Beginn des stabilen Risswachstums eingeleitet wird.



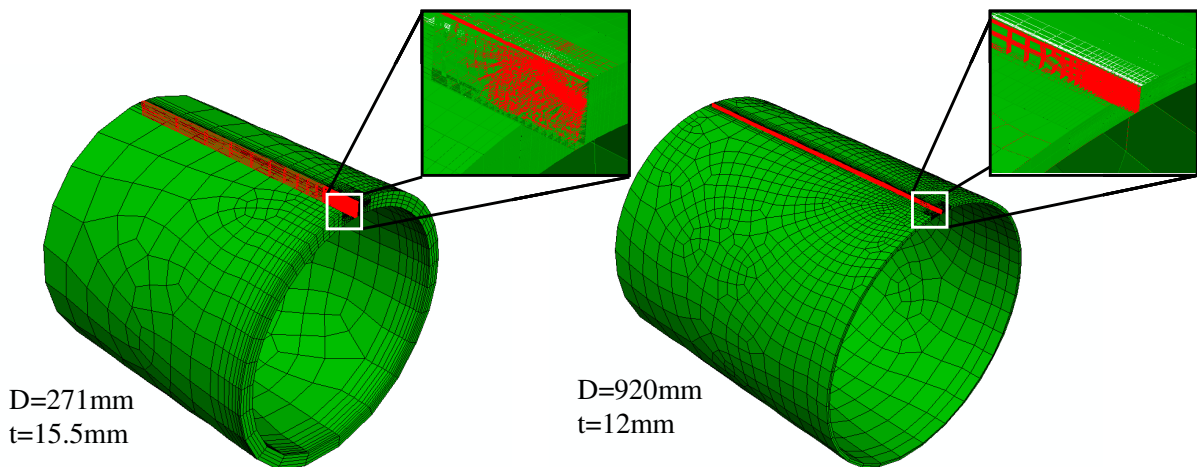
**Bild 7.16:** Sicherheitsbewertung für das Rohr mit den Risstiefen von  $a=1.4$  und  $5\text{mm}$

### 7.4.3 Zwei Rohre unter Innendruck

Eine weitere Anwendung des Hybridlaserschweißverfahrens besteht im Bereich der längsgeschweißten Rohrleitungen unter Innendruckbeanspruchung aufgrund der bereits genannten Vorteile, wie z.B. geringe Eigenspannungen, schmale WEZ und dadurch Begrenzung der Zonen mit Sprödbruchgefahr.

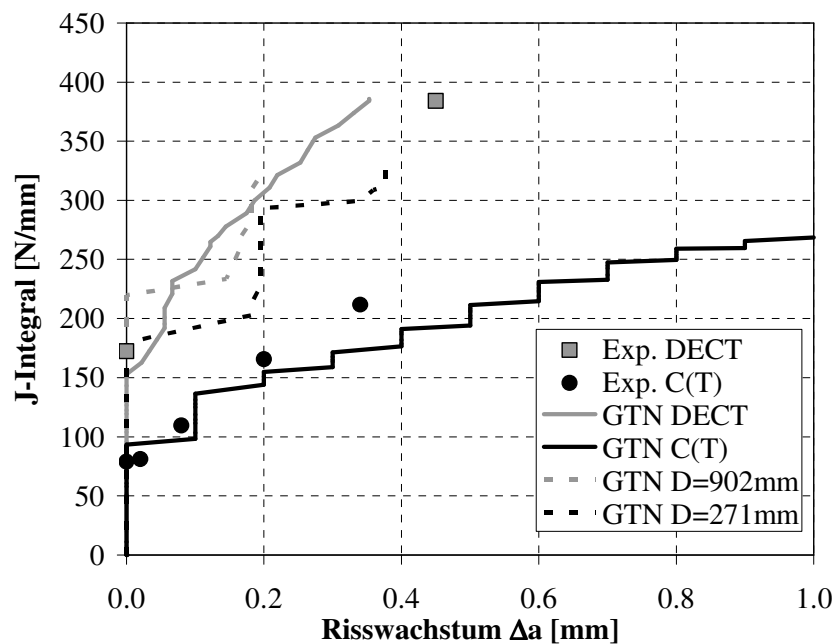
## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

Das duktile Bruchverhalten der angerissenen HLSV des Stahls EH36-15I unter Innendruck wird für zwei Rohre unterschiedlicher Geometrie mit Hilfe des GTN-Modells analysiert, s. **Bild 7.17**. Das erste Rohr mit  $D=271\text{mm}$  und  $t=15.5\text{mm}$  entspricht dem im vorigen Abschnitt untersuchten Rohr unter Biegebelastung. In der Längsrichtung des Rohres wird ein semi-elliptischer Oberflächenriss mit  $a=5\text{mm}$  und  $a/c=0.4$  an der Schmelzlinie eingebracht. Die Rissöffnungsspannungen wirken demnach in der Rohrumfangsrichtung. Das zweite Rohr, das die gleiche Risskonfiguration enthält, ist mit  $D=920\text{mm}$  und  $t=12\text{mm}$  deutlich dünnwandiger. Da an den Rohrendkanten keine Kappen aufgesetzt werden, wirkt keine Längsspannung infolge des Innendrucks. Unter Ausnutzung der Symmetrie in Längsrichtung wird nur die Hälfte des Rohrs erstellt und vernetzt.



**Bild 7.17:** FE Vernetzung der zwei untersuchten Rohre unter Innendruck mit semi-elliptischem Oberflächenriss in Längsrichtung

Die Risswiderstandskurven für die beiden Rohrgeometrie sind den R-Kurven für die C(T) und DE(T) Proben in **Bild 7.18** gegenübergestellt. Für das dickwandigere Rohr mit kleinerem Durchmesser  $D=271\text{mm}$  wird mit dem Schädigungsmodell die duktile Rissinitiierung  $J_i=180\text{N/mm}$  im Niveau der experimentell bestimmter Initiierung für die DE(T) Probe berechnet. Mit steigendem Risswachstum resultiert aufgrund stärkerer Zunahme der Spannungsmehrachsigkeit eine flachere R-Kurve als für die Großzugprobe.

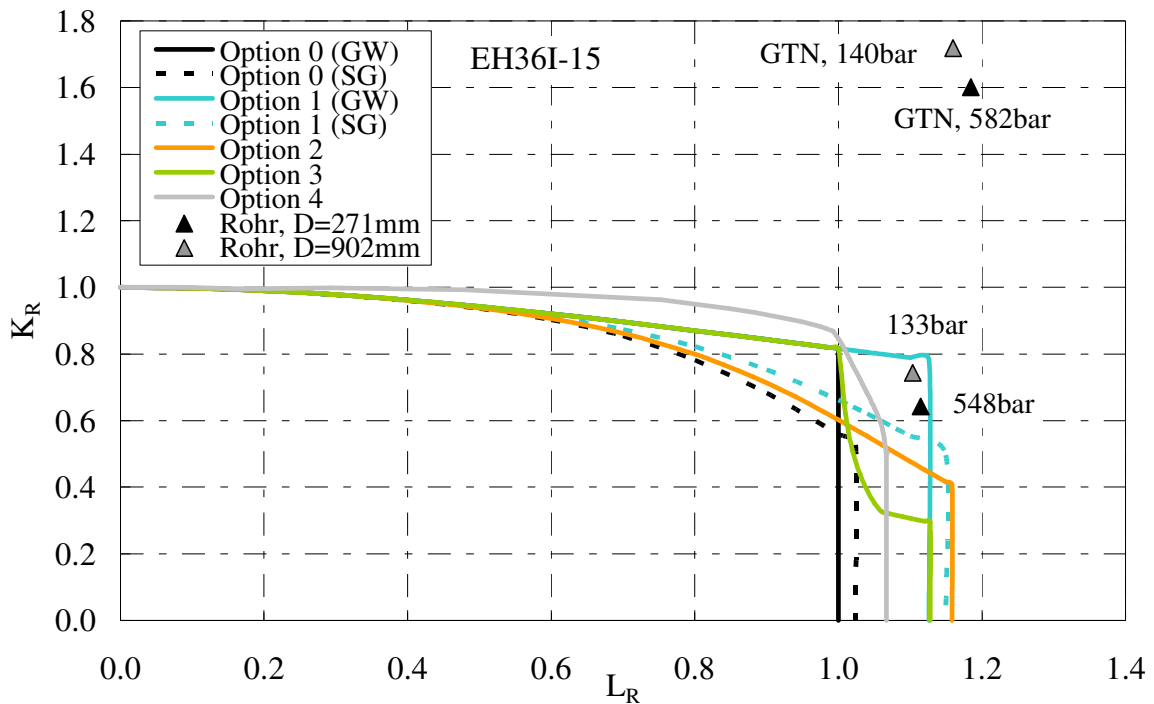


**Bild 7.18:** Vergleich der Risswiderstandskurven zwischen C(T), DE(T) und unter Innendruck belasteten Rohren

Der im dünnwandigeren Rohr vorliegende niedrigere Constraint bewirkt eine um 22% höhere duktile Rissinitiierung mit  $J_i=220\text{N/mm}$  als beim dickwandigeren Rohr. Im Hinblick auf den Risswiderstand mit fortschreitendem Riss, kann ebenfalls im Vergleich zur DE(T) Probe eine Abflachung der R-Kurve für das dünnwandigere Rohr festgestellt werden. Die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchung zeigen, dass mit dem GTN-Modell bestimmte  $J_i$  Wert der DE(T) Probe für eine sichere und wirtschaftliche Auslegung der Rohre unter Innendruck gegen das Versagen durch die duktile Rissinitiierung verwendet werden kann. Für größere Risslängen würde die numerisch bestimmte R-Kurve der DE(T) Probe allerdings eine weniger konservative Vorhersage liefern. Im Fall, dass die Rohrauslegung basierend auf dem Risswiderstandsverhalten der C(T) Proben erfolgt, würde ein großer Teil des Werkstoffpotentials ungenutzt bleiben.

Die Sicherheitsbewertung gegen die duktile Rissinitiierung für die beiden untersuchten Rohre und die Vorteile der Schädigungsmodellierung gegenüber der FITNET-Prozedur zeigt **Bild 7.19**.

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen



**Bild 7.19:** Sicherheitsbewertung für zwei unter Innendruck belastete Rohre

Die deutlich höheren Rissinitiierungswerte, die sich mit dem GTN-Modell für beide Rohre im Vergleich zur C(T) Probe ergeben, führen zur weniger konservativen Sicherheitsbewertung als mit der FITNET-Prozedur ohne Einbeziehung der Constraintkorrekturen. Diese optimierte Ausnutzung des Werkstoffpotentials wird über den Anstieg der  $K_R$  Werte für die numerisch bestimmte Rissinitiierung („GTN, 140bar“ und „GTN, 582bar“) gegenüber der FITNET-Prozedur („133bar“ und „548bar“) ersichtlich. Auf der anderen Seite können die Vorteile der Schädigungsanalyse gegenüber der FITNET-Prozedur nicht verdeutlicht werden, wenn als Referenzgröße der kritische Innendruck und die  $L_R$  Achse betrachtet wird. In diesem Fall würde die Verwendung der numerisch bestimmten Kennwerte einen Anstieg des kritischen Innendrucks von nur ca. 6% für die beiden Rohre ergeben. Der Grund dafür ist, dass ein deutlicher Verformungszuwachs nach dem Erreichen des Nettoquerschnittsfließens einer wesentlich kleineren Lastzunahme entspricht. Bei der Darstellung der normierten Verformung anstelle der normierten Belastung auf der Abszisse des FAD-Diagramms, konnte die aus dem GTN resultierende höhere Verformungskapazität beim Beginn des stabilen Risswachstums veranschaulicht werden.

Viele vorhandene Bruchbewertungsmethoden, wie z.B. die FITNET-Prozedur, basieren auf den last- oder festigkeitskontrollierten Ansätzen und sind deshalb für die Beschreibungen der Situationen mit großen plastischen Verformungen ungeeignet, bei denen ein kleiner Spannungsanstieg zu einer deutlichen Dehnungszunahme führen kann. Aus diesen Gründen wurden in den letzten Jahren viele Forschungsprojekte gestartet, mit dem Ziel, dehnungsbasierte Prozeduren oder Kriterien zu entwickeln. Mit Hilfe der vorhandenen Schädigungsmodelle, wie dem in dieser Arbeit vorgestellten GTN-Modell, könnte der experimentelle Aufwand und der damit verbundene Kostenfaktor bei der Entwicklung dieser Kriterien stark reduziert werden.

### 7.5 Schlussfolgerungen

Mit Hilfe der FITNET-Prozedur wird die Sicherheitsbewertung bei sprödem und duktilem Bruchverhalten von Hybridlaserschweißverbindungen der Großzugproben durchgeführt. Um die Genauigkeit der Abschätzung des spröden Bruchverhaltens zu erhöhen, ist die Kenntnis der Eigenspannungen für alle untersuchten HLSV erforderlich. Der Grund dafür ist, dass die Eigenspannungen, falls keine Angaben vorliegen, in Höhe der Streckgrenze und damit auf zu hohem Niveau einzusetzen sind. Im Rahmen dieser Arbeit können allerdings die Eigenspannungen nur für die HLSV des Stahls RQT701-20I mittels röntgenographischer Methode bestimmt werden. Die maximalen Eigenspannungen quer zur Schweißnahtichtung ergeben sich mit dieser Methode zu 43% der Streckgrenze des SG.

Die Ergebnisse der Sicherheitsbewertung mit der FITNET-Prozedur können in folgenden Punkten zusammengefasst werden:

- Mit der Verwendung der experimentell bestimmten Bruchzähigkeiten  $K_{Jc,med}$  und den Eigenspannungen in der Höhe der Streckgrenze des SG werden zwar sichere aber auch sehr konservative Vorhersagen des spröden Versagens erzielt
- Werden die Eigenspannungen auf 43% der Streckgrenze des SG herabgesetzt wie für RQT701-20I und die gemessene  $K_{Jc,med}$  Werte der Kurzriss- anstelle der Standardproben für die Analyse eingesetzt, so kann eine deutliche Reduzierung der Konservativität der Prognose festgestellt werden
- Eine genauere Abschätzung des zähigkeitskontrollierten Versagens ist mit der Grenzkurve nach Option 4 im Vergleich zu Optionen 1-3 möglich, die unter Einbeziehung der numerisch bestimmten Risswiderstandskurve berechnet werden kann

Ebenfalls eine sichere und nicht weniger konservative Analyse des spröden Versagens kann mit den  $K_{Jc,med}$  Werten durchgeführt werden, die sich aus dem Beremin-Modell mit der temperaturveränderlichen Weibullspannung  $\sigma_{u2}$  ergeben. Sowohl experimentelle als mit dem GTN-Modell bestimmte Rissinitiierungswerte der Standardproben ermöglichen eine konservative Prognose des duktilen Versagens von Großzugproben. Die mit dem GTN-Modell bestimmten bruchmechanischen Kennwerte können somit für die Sicherheitsbewertung verwendet werden. Auf der anderen Seite kann das Potential des GTN-Modells durch eine direkte Beschreibung des Bauteilverhaltens noch besser ausgenutzt werden

Basierend auf der Übergangstemperatur  $T_{27J}$  sowohl des GW als auch des SG können für die meisten Proben keine konservativen Vorhersagen der tiefsten Anwendungstemperatur  $T_{calc}$  für die Großzugproben nach Eurocode 3, Teil 1-10 getroffen werden. Dies liegt daran, dass die Zähigkeitsunterschiede entlang der heterogenen Schweißnaht mit den  $T_{27J}$  Werten nicht genau erfasst werden können. Eine Verbesserung der Vorhersage kann unter Einbeziehung der tatsächlich bestimmten Referenztemperatur  $T_0$  anstelle der Verwendung der Sanz-Korrelation erzielt werden.

Im Hinblick auf die Ausnutzung möglicher Sicherheitsreserven werden die Vorteile der Schädigungsanalyse mit dem GTN-Modell gegenüber der FITNET-Prozedur ohne Constraintbetrachtungen für drei Anwendungsbeispiele aufgezeigt. Mit den in Kap. 5 ermittelten Schädigungsparametern ist das GTN-Modell in der Lage eine direkte Bestimmung der duktilen

## 7. Sicherheitsbewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen

---

Rissinitiierung und des Risswiderstands für beliebige Bauteil- und Risskonfigurationen zu liefern. Das GTN-Modell kann somit als ein effektives Werkzeug bei der wirtschaftlichen und sicheren Bemessung und Bewertung von hybridlasergeschweißten Bauteilen eingesetzt werden. Weiterhin kann die schädigungsmechanische Modellierung einen wesentlichen Beitrag zur Senkung des experimentellen Aufwands bei der Entwicklung von dehnungsbasierten Bemessungskriterien leisten.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

### 8.1 Zusammenfassung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist das Bruchverhalten von Hybridlaserschweißverbindungen für drei Baustähle (S355, EH36 und RQT701) mit Festigkeitsklassen zwischen 350 und 860MPa unter Anwendung von experimentellen und numerischen Methoden zu charakterisieren. Dabei wird neben dem duktilen auch das spröde Versagen analysiert.

Im ersten Teil der Arbeit wird die experimentelle Datenbasis ermittelt, die neben der Beurteilung von mechanischen und metallographischen Eigenschaften auch der Durchführung von numerischen Untersuchungen dienen soll. Bis auf den Stahl RQT701-20F weisen alle untersuchten Schweißverbindungen Overmatching mit dem Mismatchfaktor  $M_F$  zwischen 1.06 und 1.68 auf. Mit den Härteprofilen und den anschließenden lichtmikroskopischen Untersuchungen kann das heterogene Gefüge nicht nur in der WEZ sondern auch im Schweißgut zwischen der Deck- und der Wurzellage dargestellt werden. Die Decklage entspricht dem MAG-dominierten und die Wurzellage dem laserdominierten Bereich. Demzufolge hängt das Bruchverhalten von den Schweißverbindungen von der Lage der Fehlstelle im Schweißgut ab. Falls sich die Fehlstelle in der Wurzellage befindet, wird eine höhere Wahrscheinlichkeit zum Spröbruchversagen aufgrund der vorliegenden bainitischen und martensitischen Gefügebestandteile als bei einer Fehlstelle in der Decklage mit dem Anteil an acicularem Ferrit erwartet. Auf der anderen Seite wird im Hinblick auf die Hochlagenzähigkeit davon ausgegangen, dass die duktile Rissinitiierung durch die Entstehung von Sekundärhohlräumen im acicularen Ferrit begünstigt wird. Basierend auf den metallographischen Befunden werden Empfehlungen bezüglich der Parameterwahl (Anfangsporosität  $f_0$ , Anteil an sekundären Hohlräumen  $f_n$  und Elementgröße  $l_y$ ) für das GTN-Schädigungsmodell abgeleitet. Bei den anschließenden Untersuchungen des Bruchverhaltens wird die Anfangskerbe immer in der Schweißnahtmitte und über die Probendicke eingebracht, so dass der Einfluss der einzelnen Gefügeanteile des Schweißguts zu berücksichtigen ist. Die Ergebnisse aus den Kerbschlagbiegeversuchen zeigen, dass der Anfangsriß im Hochlagenbereich mit Ausnahme des Stahls RQT701 bei allen Proben aufgrund des Overmatchings in den weicheren Grundwerkstoff auswandert. Demnach können als Zähigkeitskennwerte nur Mischwerte aus den Eigenschaften der einzelnen Zonen der Schweißverbindung bestimmt werden.

Im zweiten Teil der Arbeit wird die Modellierung des stabilen Risswachstums mit Hilfe des GTN-Modells durchgeführt. Zu diesem Zweck ist die Bestimmung der GTN-Parameter erforderlich. Die Anfangsporosität  $f_0$ , die dem Anteil an nicht-metallischen Einschlüssen entspricht, wird anhand der lichtmikroskopischen Gefügaufnahmen bestimmt. Mit der Anwendung der speziellen Ätzverfahren, mit denen kleinere Partikel (z.B. Karbide) sichtbar gemacht werden können, wird die Abschätzung des Anteils an sekundären Hohlräumen  $f_n$  ermöglicht. Ein weiterer Schädigungsparameter, die kritische Porosität  $f_c$ , wird aus den Berechnungen an den Einheitszellmodellen ermittelt. Für die Stähle und Schweißverbindungen, bei denen die Entstehung und das Wachstums von sekundären Hohlräumen zu berücksichtigen ist, wird der Parameter  $f_c$  in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit  $h$  angegeben. Im Fall, dass die Primärhohlräume für die Schädigungsentwicklung maßgebend sind, kann der Parameter  $f_c$  als Werkstoffkennwert betrachtet werden. Die Bestimmung des Parameters  $\kappa$  und die Kalibrierung der Elementgröße  $l_y$  erfolgt anschließend anhand der Versuche an den gekerbten

## 8. Zusammenfassung und Ausblick

---

Rundzugproben, wobei von einem vereinfachten numerischen Modell ausgegangen wird. Diese Vereinfachungen beziehen sich auf die Schweißgutform sowie auf die Modellierung der zweiphasigen Werkstoffkonfiguration bestehend nur aus dem Grundwerkstoff und dem Schweißgut, ohne Berücksichtigung der WEZ und der Schweißgutheterogenität. Trotz dieser Idealisierungen ist sowohl eine realitätsnahe Wiedergabe der experimentellen Ergebnisse als auch die Übertragbarkeit für verschiedene Kerbgeometrien mit dem GTN-Modell möglich.

Das Risswiderstandverhalten der untersuchten Stähle und deren Schweißverbindungen wird mittels numerischer Schädigungsanalysen und bruchmechanischer Versuche an den Proben aus dem homogenen GW und mit der HLSV ermittelt. Bis auf den GW des Stahls RQT701-20I, dessen Werkstoffeigenschaften starken Streuungen unterliegen, liefert das GTN-Modell eine genaue Prognose der R-Kurven für die Proben aus homogenem GW und mit der HLSV.

Da die Mehrheit der Bruchmechanikproben mit der HLSV der Stähle EH36-15, EH36-20 und RQT701-20 im Übergangsbereich versagen, wird zusätzlich zum duktilen auch das spröde Bruchverhalten untersucht. Die wesentliche Frage, ob die identifizierten Parameter auch das Bruchverhalten von anderen Geometrien beschreiben können, wird anhand der SE(B) und der Großzugproben geklärt. Im Fall von SE(B) Proben hängt die Genauigkeit der numerischen Abschätzung von dem verwendeten numerischen 3D Modell ab. Die beste Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen liefert das 3D Modell mit der Ausnutzung der Symmetrie in der Dickenrichtung. Im Vergleich zu Bruchmechanikproben werden bei den Großzugproben höheren Initiierungswerte sowohl mit der Potentialmethode als auch mit dem GTN-Modell bestimmt. Aufgrund der Ungenauigkeit der Potentialmethode ist die mögliche Schlussfolgerung, dass die höhere Initiierungswerte durch den niedrigeren Constraint bedingt sind, nur mit Vorsicht zu betrachten. Auf der anderen Seite ist basierend auf den Untersuchungen in [HEY04] und [AND04] an den laserstrahlgeschweißten Verbindungen davon auszugehen, dass die duktilen Rissinitiierungswerte bei den HLSV von dem Constraint beeinflusst werden. Der Anstieg der numerischen Initiierungswerte in Großzugproben ist auf die festgelegte Auswertung zurückzuführen, bei der die Rissinitiierung mit dem Versagen des ersten Elements vor der Risspitze korrespondiert. Demnach beinhaltet der numerische Initiierungswert den Betrag der stabilen Risserweiterung in Höhe der Elementkantenlänge und ist somit vom Spannungszustand abhängig.

Bis auf die HLSV des Stahls EH36-15I zeigen die beiden experimentell bestimmten Initiierungswerte der Großzugproben deutliche Abweichungen. Die möglichen Ursachen für diese Abweichungen sind neben den Unsicherheiten bei der Verwendung der Potentialmethode und der Lage der Ermüdungsrisspitze im heterogenen Schweißgutgefüge auch in vorhandenen Schweißnahtfehlern zu finden, die den Spannungszustand vor der Risspitze zusätzlich verschärfen können. Um dies zu bestätigen, ist allerdings eine systematische Untersuchung der Abhängigkeit der Rissinitiierungswerte von dem Spannungszustand an mehreren Großzugproben unter Einbeziehung metallographischer Nachuntersuchungen und alternativer Methoden zur Bestimmung der Rissinitiierung (z.B. Mehrprobenmethode oder Messung der „Stretched Zone Width“) erforderlich. Trotz dieser Streuungen bei den experimentellen  $J_I$ -Werten können mit GTN-Modell konservative Abschätzungen der Risseinleitungswerte für die hybridlasergeschweißten Großzugproben der Stähle EH36-15I, EH36-20I und RQT701-20I ermittelt werden.



Nach der Überprüfung der ermittelten Parameter wird in weiteren Schädigungsanalysen die Neigung zum Rissauswandern für den Stahl S355 untersucht. Es kann festgestellt werden, dass das Rissauswandern nicht durch das Abweichen des einzelnen Risses aus dem SG in den GW stattfindet, sondern dass zunächst ein zweiter Riss an der Schmelzlinie im GW entsteht und sich schließlich mit dem Riss im SG vereint. Die höhere Verformungsenergie, die der Vereinigung der beiden Risse vorausgeht, führt zum Anstieg des Risswiderstands gegenüber dem Widerstand beim geradlinigen Rissverlauf in der Schweißgutmitte. Der Vergleich zwischen den unterschiedlichen Anfangsrisslagen (Schweißnahtmitte, Schmelzlinie und 0.5mm von der Schmelzlinie entfernt) zeigt, dass die höchsten Rissinitiierungswerte für den Anfangsriss in einem Schmelzlinienabstand von 0.5mm erzielt werden können. Dies liegt daran, dass die Risspitze im SG durch die Ausbildung des Constraints und anschließender Plastifizierung im GW bei niedriger Belastung als bei dem Riss in der Schweißnahtmitte entlastet wird.

Zusammenfassend ist bei der Modellierung des duktilen Schädigungsverhaltens festzuhalten, dass das GTN-Modell ein geeignetes Mittel zur Beschreibung des Versagens von angerissenen hybridlasergeschweißten Bauteilen darstellt. Die Vorteile des hier eingesetzten Modells liegen vor allem in der Übertragbarkeit der ermittelten Parameter zur Bestimmung des Risswiderstandsverhaltens und in der Möglichkeit der direkten Analyse und Sicherheitsbewertung von Bauteilen. Die wesentlichen Nachteile dieses Modells beziehen sich auf die ausgeprägte Netzgrößenabhängigkeit und die Ermittlung einer genauen Versagensprognose nur für den Mehrachsigenbereich  $h \geq 1$ .

Der dritte Teil der Arbeit befasst sich mit der Analyse des Bruchverhaltens von hybridlasergeschweißten Bruchmechanikproben in der Tieflage und im Übergangsbereich. Die Auswertung der Ergebnisse mit Hilfe des Mastercurve-Konzepts zeigt einen deutlichen Einfluss des Spannungszustandes auf die Übergangstemperatur  $T_0$ , der durch die Änderung der Anfangsrisslänge und Probengeometrie untersucht wird. Mit der Anwendung der Sanz-Korrelation wird die Übergangstemperatur  $T_0$  für die HLSV der untersuchten Stähle überschätzt. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass das Gefüge der HLSV und die vorhandenen Eigenspannungen mit den Kerbschlagbiegeproben ungenügend erfasst sind. Neben dem Mastercurve-Konzept erfolgt die Untersuchung des Spaltbruchversagens mittels eines zweiparametrischen Kriteriums und dem probabilistischen Beremin-Modell. Zu diesem Zweck werden numerische 3D Analysen der untersuchten Proben durchgeführt. Um das zweiparametrische Kriterium anwenden zu können, das aus zwei Teilkriterien für die Entstehung und die Instabilität von Mikrorissen besteht, werden die lokalen mechanischen Feldgrößen an den Stellen der Spaltbruchausgänge ausgewertet. Je größer das überlappende Bruchflächengebiet, in dem beide Teilkriterien erfüllt sind, umso höher ist die Wahrscheinlichkeit zum Spaltbruchversagen. Außerdem soll bei der betrachteten Versagenswahrscheinlichkeit unabhängig von der Probengeometrie immer die gleiche Größe dieses Gebiets bestimmt werden. Im Gegensatz zu dieser Vorgabe wird bei Kurzrisssproben mit der HLSV des Stahls EH36-15I grundsätzlich ein größeres Gebiet als bei Proben mit tiefem Riss ermittelt, wobei die Differenz mit zunehmender Versagenswahrscheinlichkeit abnimmt. Basierend auf der Größe des Gebiets, das sich bei den Tiefrisssproben ergibt, konnte demnach eine konservative Prognose des Spaltbruchversagens für die Kurzrisssproben und gegebenenfalls die Bauteile erzielt werden. Die Ergebnisse der Modellierung des Spaltbruchversagens mit dem ursprünglichen Beremin-Modell zeigen, dass die Genauigkeit der Prognose bereits im unteren Übergangsbereich stark eingeschränkt ist. Durch die Modifikation des Beremin-Modells, die eine lineare Abhängigkeit des Parameters  $\sigma_u$  von der

## 8. Zusammenfassung und Ausblick

---

Temperatur enthält, ist zwar eine Verbesserung der Abschätzung im unteren aber nicht im oberen Übergangsbereich möglich. Wird das Beremin-Modell unter Einbeziehung des Arrhenius-Gesetzes modifiziert, so kann der Versagen auch im oberen Übergangsbereich genauer wiedergegeben werden. Aufgrund der Netzgrößenabhängigkeit des GTN-Modells und der gleichzeitig geforderten Netzfeinheit in der Tieflage ist die Kopplung des GTN und Beremin-Modells zur Beschreibung des Bruchverhaltens im Übergangsbereich problematisch. So werden für die HLSV des Stahls EH36-15I und  $T=-40^{\circ}\text{C}$  die Bruchzähigkeiten bei der 5% und 50%-Versagensgrenzen mit dem gekoppelten Modell deutlich unterschätzt. Eine Möglichkeit dieses Problem umzugehen, besteht in der Kopplung des nicht-lokalen Schädigungsmodells mit dem modifizierten Beremin-Modell. Entsprechend dem Vorschlag nach [SEE07] wird zum Abschluss der Untersuchungen ein geschlossenes Bewertungskonzept abgeleitet. Mit diesem Konzept ist eine konservative Vorhersage des spröden und duktilen Versagens über den gesamten Temperaturbereich möglich.

Im letzten Teil der Arbeit wird zunächst die FITNET-Prozedur zur Sicherheitsbewertung des spröden und duktilen Bruchverhaltens von Großzugproben überprüft. Mit der Kenntnis der Eigenspannungen und der Verwendung der Bruchzähigkeit der Kurzrisssproben kann die Vorhersagegenauigkeit für das instabile Bruchversagen erhöht werden. Die Ergebnisse zeigen auch, dass eine sichere Bauteilauslegung gegen das Gleitbruchversagen sowohl mit experimentell als auch mit numerisch bestimmten Kennwerten durchgeführt werden kann. Im Gegensatz zu FITNET-Prozedur führt Eurocode 3, Teil 1-10 für die Mehrheit der Proben zu nicht konservativer Vorhersage des instabilen Bruchversagens von Großzugproben. Dies ist auf die Anwendung von  $T_{27J}$  Werten für die Sanz-Korrelation zurückzuführen, mit denen die Zähigkeit der heterogenen Schweißnaht nicht genau erfasst werden kann. Nach der Überprüfung der Bewertungsprozeduren an Großzugproben werden anhand von drei Anwendungsbeispielen die Vorteile der Schädigungsanalysen mit dem GTN-Modell gezeigt. Im Vergleich zu FITNET-Prozedur können mit dem GTN-Modell die Traglastreserven und somit das Werkstoffpotential bei der Bauteilauslegung gegen das duktile Bruchversagen besser genutzt werden.

### 8.2 Ausblick

Diese Arbeit zeigt, dass sich das GTN-Schädigungsmodell zur Beschreibung des duktilen Bruchverhaltens von Hybridlaserschweißverbindungen eignet und zur sicheren und wirtschaftlichen Bemessung von hybridlasergeschweißten Bauteilen herangezogen werden kann. Bevor das GTN-Modell als Bemessungshilfsmittel in der Praxis eingesetzt werden kann, ist es allerdings wichtig die möglichen Nachteile und Schwierigkeiten bei der Anwendung zu kennen. Zum einen weist das hier verwendete GTN-Modell eine Abhängigkeit von der Größe des Finiten Elements vor der Riss Spitze auf, die aus diesen Gründen als zusätzlicher Parameter eingeführt wird. Die Bestimmung dieses Parameters ist nicht eindeutig und beruht auf der Empfehlung, wonach die Elementgröße der 6- bis 10-fachen mikrostrukturellen Länge  $l_c$  entsprechen soll. Obwohl das Bruchverhalten nur von der Elementhöhe senkrecht zur Rissausbreitung beeinflusst werden soll, zeigen die hier durchgeführten numerischen Analysen, dass sich je nach dem Grad der numerischen Vereinfachung (Ausnutzung der Symmetrien) auch die anderen Elementabmessungen (Länge und Dicke) auf das Bruchverhalten auswirken können. Weiterhin hängt das Auftreten des Rissauswanderns, wie auch den Untersuchungen in [CAM06], [OST02] zu entnehmen ist, von dem Verhältnis der Elementkantenlängen ab. Die Netzabhängigkeit führt außerdem zu Problemen bei der Kopplung mit dem Spaltbruchmodell. Ein möglicher Lösungsansatz kann in der Anwendung des nicht-lokalen Schädigungsmodells liegen wie in

[REU03] vorgestellt, bei dem die mikrostrukturelle Länge direkt in das Werkstoffgesetz implementiert wird. Ein weiterer Nachteil des GTN-Modells besteht in zunehmender Ungenauigkeit bei der Prognose des Bruchverhaltens mit abfallenden Spannungsmehrachsigkeiten. Mit der Berücksichtigung der Porenform in die Fließfunktion, kann auch der Einfluss von deviatorischen Spannungsanteilen auf das Bruchverhalten und somit das Bruchverhalten bei niedrigeren Mehrachsigkeiten genauer beschrieben werden, [GOL93] und [GOL94].

Basierend auf den in dieser Arbeit erzielten Ergebnissen könnten die zukünftigen Untersuchungen folgende Aufgaben bearbeiten:

- Parameterstudien oder Sensitivitätsanalysen, um den Einfluss weiterer Parameter, wie. z. B. der Festigkeits- und Schädigungsparameter (insbesondere des Parameters  $f_n$ ) auf den Verlauf des stabilen Risswachstums und das Rissauswandern zu untersuchen.
- Beschreibung des Bruchverhaltens von Hybridlaserschweißverbindungen mit Fehlstellen in der WEZ
- Weiterentwicklung der Sprödbruchmodelle zur Verbesserung der Prognose des Bruchverhaltens von hybridlasergeschweißten Bauteilen. Die Überprüfung dieser Modelle sollte an einer statistisch abgesicherten Anzahl von Experimenten erfolgen.
- Einsatz von Modellen zur Beschreibung des spröd-duktilen Übergangsbereichs, die z.B. eine Kopplung des weiterentwickelten Sprödbruchmodells und des nicht-lokalen Materialmodells für die duktile Schädigung darstellen können.
- Ableitung von Empfehlungen bezüglich des einzustellenden Gefüges bei der Stahlherstellung zur Optimierung von Zähigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von den gestellten Anforderungen.
- Aufstellen von Regeln oder Konzepten, mit denen eine praxisgerechte Anwendung der entwickelten Modelle bei der Bemessung von hybridlasergeschweißten Bauteilen möglich ist.

Aus den erfolgsversprechenden Vorteilen der Schädigungsmodellierung wächst der Bedarf nach Optimierung und Weiterentwicklung der bestehenden mikromechanischen Modelle, um eine höhere Genauigkeit der Vorhersage des Bruchverhaltens zu erhalten. Dank der schnellen Entwicklung von Rechnertechniken und der Mikroskopie nehmen die Möglichkeiten zur Deckung dieses Bedarfs kontinuierlich zu. Ein Ziel dabei ist z.B. ein Multiskalen-Modell zu entwickeln, das in der Lage ist ausgehend von Informationen der Stahlhersteller, wie der chemischen Zusammensetzung oder Produktionsparametern, das Bauteilverhalten in Abhängigkeit von den Designerangaben, wie der Geometrie und der Belastungsart, abzuschätzen. Aus diesen Gründen sind in letzter Zeit verschiedene fachübergreifende Projekte initiiert worden. Obwohl das Erreichen dieses Ziels in der nahen Zukunft noch nicht zu erwarten ist, können bereits Erfolge bei der Bewältigung von Teilaufgaben verzeichnet werden, die durch Umdenken zu deutlichen Entwicklungen in den einzelnen Forschungsbereichen führen. Als Zwischenergebnis werden häufig trotz der Forderung nach hoher Genauigkeit der Modellvorhersage, die auch hohe Modellkomplexität nach sich zieht, pragmatische Lösungsansätze vorgeschlagen, die z.B. in Form anwendungsorientierter Konzepte bei der Bauteilauslegung mit geringem Aufwand genutzt werden können.

## 9 Literaturverzeichnis

- [AND04] Andrich, M.: Bruchmechanische Sicherheitsanalyse von Laserstrahlschweißverbindungen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 10/2004, 2004
- [API07] API 579-1/ASME FFS-1, Fitness-For-Service, 2007
- [ARN97] Arndt, J.: Experimentelle und rechnerische Untersuchungen zur Schädigung von Baustählen bei duktilem Versagen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 3/97, 1997
- [AST02] ASTM E 1921: Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_0$ , for Ferritic Steels in the Transition Range, Annual Book of ASTM Standards, 2002
- [AUR87] Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiet der Komponentensicherheit, Teilvorhaben: Werkstoffmechanik. Amts- und Mitteilungsblatt der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) (1987), Nr. 17, S. 4-11
- [BAJ05] Bajric, A.; Brocks, W.; Dahl, W.; Heyer, J.; Langenberg, P.: Investigations of failure behaviour of flawed steel specimens with electron beam welds (EBW), 11th International Congress on Fracture (ICF), Paper Nr. 4339, CD ROM, Turin (Italy), 2005
- [BAK91] Bakker, A.; Koers, R.W.J.: Prediction of cleavage fracture events in the brittle-ductile transition region of a ferritic steel. Blauel, Schwalbe, editors. Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications, ESIS/EG9. London: Mechanical Engineering Publications (1991), S. 613-632
- [BAR62] Barenblatt, G.: The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. Advances in Applied Mechanics 7 (1962), S. 55-129
- [BER83] Beremin, F.M.: A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. Metallurgical Transactions A 14A (1983), S. 2277-2287
- [BER99] Bernauer, G.; Brocks, W.; Schmitt, W.: Modifications of the Beremin model for cleavage fracture in the transition region of a ferritic steel. Engng. Fract. Mech. 64 (1999), S. 305-325
- [BES01] Besson, J.; Steglich, D.; Brocks, W.: Modeling of crack growth in round bar and plane strain specimens. Int. J. Solids Struct. 38 (2001), S. 8259-8284
- [BET91] Betegón, C.; Hancock, J.W.: Two-Parameter Characterisation of Elastic-Plastic Crack Tip Fields. J. Appl. Mech. (1991), Nr. 58, S. 104-110
- [BLE99] Bleck, W. (Hrsg.): Werkstoffprüfung in Studium und Praxis, Aachen: Mainz 1999

- [BOU05] Bouchet, C.; Arnoldi, F.; Besson, J.; Degallaix, S.; Denner, V.; Desplanques, Y.; Diard, O.; Espinasse, G.; Forget, P.; Hausild, P.; Maire, E.; Nedbal, I.; Rabeau, V.; Tanguy, B.; Verdu, C.: Benchmark on the determination of the cleavage triggering sites in a RPV steel in the DBT range, 11th International Congress on Fracture (ICF), Paper Nr. 3841, CD ROM, Turin (Italy), 2005
- [BRO90] Brocks, W.; Klingbeil, D.; Olschewski, J.: Lösung der HRR-Feld-Gleichungen der elastisch-plastischen Bruchmechanik. Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung (BAM). Forschungsbericht 175, 1990
- [BRO95] Brocks, W.; Sun, D.-Z.; Hönig, A.: Verification of the transferability of micromechanical parameters by cell model calculations with visco-plastic materials, Int. J. Plast (1995)., Vol. 11, Nr. 8, S. 971-989
- [BSI05] BS7910:2005: Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures, British Standards Institution, 2005
- [BUC06] Buchholz, J.T.: Sicherheitskonzepte zur Vermeidung von Sprödbruch hochfester Stähle im Stahl- und Druckbehälterbau, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 10/2006, 2006
- [CAM06] Cambrésy, P.: Damage and fracture mechanics investigations of an aluminium laser beam weld, TU Hamburg-Harburg, Diss., 2006
- [CHE03] Chen, J.H.; Wang, Q.; Wang, G.Z.; Li, Z.: Fracture behavior at crack tip – a new framework for cleavage mechanism of steel, Acta Mat. 51 (2003), S. 1841-1855
- [CHU80] Chu, C.C.; Needleman, A.: Void nucleation effects in biaxially stretched sheets, J. Engng. Mat. Tech., Vol. 102, (1980), S. 249-255
- [DAH93] Dahl, W.; Kopp, R.; Pawelski, O.: Umformtechnik, Plastomechanik und Werkstoffkunde. 2. Aufl. Verlag Stahleisen, Düsseldorf; Springer-Verlag, Berlin, 1993
- [DIF95] DiFant, M.; Carius, H.; Carollo, G.; Cleizergues, O.; LeCoq, V.; Mudry, F.: Local Approach to brittle fracture: discussion of the effect of temperature and strain on the critical cleavage stress. Micromechanics of Fracture and their Structural Significance, Conf. papers of The Institute of Materials Second Griffith Conf. UK: Sheffield, 1995
- [DUG60] Dugdale, D.S.: Yielding of steel sheets containing slits. J. Mech. Phys. Solids, Vol. 8, (1960), S. 100-104
- [DIN91] DIN EN 10045 Teil 1: Metallische Werkstoffe; Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy: Prüfverfahren; Normenausschuss Materialprüfung im DIN Deutsches Institut für Normung e.V., April 1991
- [DIN01] DIN EN 1011 Teil 2: Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe – Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen; Normenausschuss

- Materialprüfung im DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Deutsche Fassung EN 1011-2:2001
- [DIN05] DIN EN 10 025 Teil 1-6: Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen, Normenausschuss Materialprüfung im DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Februar 2005
- [EUR01] Eurocode 3: Design of steel structures; Part 1-10: Selection of materials for through-thickness properties and fracture toughness, January 2001
- [FAS02] FAST: Fracture Avoidance in Laser Welded Thick Structural Steel Plates with Yield Strength between 235 and 890 MPa. EGKS-Projekt F5.02/99
- [FIT06] FITNET – European Fitness-for-service Network, 2006
- [FUH07] Fuhrmann, C.: Laser-Lichtbogen-Hybrid-schweißen bis zu Blechdicken von 25 mm, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, 2007
- [GAO98] Gao, X.; Ruggieri, C.; Dodds, R.H.: Calibration of Weibull stress parameters using fracture toughness data. *Int. J. Fract.* 92 (1998), S. 175-200
- [GOL93] Gologanu, M.; Leblond, J.; Devaux, J.: Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids – Case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities, *J. Mech. Phys. Solids* 41 (1993), S. 1723-1754
- [GOL94] Gologanu, M.; Leblond, J.; Devaux, J.: Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids – Case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities, *Trans. ASME, J. Engng. Mat. Tech.* 116 (1994), S. 290-297
- [GUR77] Gurson, A.L.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I-yield criteria and flow rules for porous ductile media, *J. Engng. Mater. Tech.*, Vol. 99, (1977), S. 2-15
- [HAF07] Haferkamp, H.; Meier, O.; Boese, B.; Mittelstädt, R.; Kuscher, G.: Laser-MSG-Hybridschweißen von innovativen Stahlwerkstoffen, Forschungsvorhaben P 613 (AiF-Nr. 14114 N), 2007
- [HAN76] Hancock, J.W.; Mackenzie, A.C.: On the Mechanisms of Ductile Failure in High-Strength Steels Subjected to Multi-Axial Stress States. *J. Mech. Phys. Solids*, (1976), Vol. 24, S. 147-169
- [HAN93] Hancock, J.W.; Reuter, W.G.; Parks, D.M.: Constraint and Toughness Parameterized by T. Hackett E.; Schwalbe H.-H.; Dodds R.H. editors; *Constraint Effects in Fracture*, ASTM STP 1256. Philadelphia, PA, USA: American Society of Testing and Materials, 1995, S. 142-177

- [HEU86] Heuser, A.; Zimmermann, E.; Dahl, W.: Quantitative Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von Unterpulver- und Elektroschlakeschweißverbindungen, Sonderdruck aus Schweißen und Schneiden, Heft 8/86, S. 1-6, 1986
- [HEY04] Heyer, J.: Lokale Beanspruchung in angerissenen strahlgeschweißten Stahlbauteilen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 9/2004, 2004
- [HIB04] Hibbit, Karlsson & Sorensen Inc. Abaqus Finite Element Program, Version 6.5, 2004
- [HIL76] Hillerborg, A.; Modeer, M.; Petersson, P.-E.: Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. Cement Concrete Research 6 (1976), S. 773-782
- [HOH06] Hohe, J.; Friedmann, V.; Siegele, D.: Untersuchung der lokalen Bedingungen für die Spaltbruchauslösung in ferritischen Stählen. Tagungsband der 38. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Aachen, Deutscher Verband für Materialforschung und –prüfung e.V., Berlin, 2006
- [HOL93] Holland, D.: Einfluß des Spannungszustandes auf die Vorgänge beim Gleitbruch von Baustählen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 2/93, 1993
- [HON95] Honeycombe, R.W.K.; Bhadeshia, H.K.D.: Steels-Microstructure and Properties. Second Edition. Butterworth Heinemann, 1995
- [HUT68] Hutchinson, J.W.: Singular Behaviour at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material. J. Mech. Phys. Solids, (1968), Nr. 16, S. 13-31
- [HYB07] HYBLAS: Economical and safe laser hybrid welding of structural steel. RFCS-Projekt, 2007
- [INS99] Infran, A.C.: Microstructural and Fracture Toughness Evaluation of Power Beam Welded C-Mn Steels, TU Hamburg-Harburg, Diss., 1999
- [ITO68] Ito, Y.; Besseyo, K.: Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking. Technical Report Doc IX-567-68, IIW, 1968
- [KOC98] Kocak, M.; Cam, M.; Kim, Y.-J.; dos Santos, J.F.: Mechanical and Fracture Properties of Laser Beam Welded Joints. 5<sup>th</sup> Int. Conf. on Trends in Welding Research, 1.-5. Juli, Pine Mountain, GA, USA. 1998 - IIW-Document XV-996-98, 1998
- [KRA89] Krafka, H.: Untersuchungen des Spaltbruchversagens gekerbter und angerissener Proben aus höherfestem Feinkornbaustahl, Diss. RWTH Aachen, 1989
- [KRO02] Kroon, M.; Faleskog, J.: A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale-influence of material parameters and constraint. Int. J. Fract. 118 (2002), S. 99-118

## 9. Literaturverzeichnis

---

- [KUC05] Kuckertz, C.: Korrelation der Ergebnisse des Aufschweißbiegeversuchs an Stahl S355J2G3 mit Prüfverfahren nach europäischen Produktnormen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 2/2005, 2005
- [LEI99] Lei, W.-S.: Statistics of Brittle Fracture under Multiaxial Loading, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 4/99, 1999
- [LLO97] Lloyds Register of Shipping. Guidelines for the approval of CO<sub>2</sub> laser welding. Technical report, 1997
- [MAR76] Marandet, B.; Sanz, G.: Étude par mécanique de la rupture de la ténacité d'aciers à résistance moyenne fournis en forte épaisseur. Revue de Métallurgie (1976), S. 359-383
- [MAT00] Matos, C.G.; Dodds R.H.: Modeling the effects of residual stresses on defects in welds of steel frame connections. Engng. Struct. 22 (2000), S. 1103-1120
- [MER02] Merkert, G.: Anwendung und Weiterentwicklung von schädigungsmechanischen Ansätzen zur Simulation des Versagens von Thermoschockproben, Dissertation an der Fakultät Maschinenbau Universität Stuttgart, 2002
- [MIL86] Milne, I.; Ainsworth, R.A.; Dowling, A.R.; Stewart, A.T.: Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. British Energy, R/H/R6-Revision 3, 1986
- [MIN92] Minami, F.; Brückner-Foit, A.; Munz, D.; Trollidenier, B.: Estimation procedure for the Weibull parameters used in the local approach. Int. J. Fract. 54 (1992), S. 197-210
- [MIN06] Minami, F.; Ohata, M.; Shimanuki, H.; Handa, T.; Igi, S.; Kurihara, M.; Kawabata, T.; Yamashita, Y.; Tagawa, T.; Hagihara, Y.: Method of constraint loss correction of CTOD fracture toughness for fracture assessment of steel components. : Estimation procedure for the Weibull parameters used in the local approach. Engng. Fract. Mech. 73 (2006), S. 1996-2020
- [MOO03] Moore P.L.: Investigations into the microstructure and properties of laser and laser/arc hybrid weld in pipeline steels, University of Cambridge PhD Thesis, 2003
- [MUD87] Mudry, F.: Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés, Dissertation, Ecole des Mines, Paris, 1982
- [NEE87] Needleman, A.; Rice, J.R.: Limits to ductility set by plastic flow localisation, Mechanics of sheet metal forming, D. P. Koistinen (editor), Plenum Press, New York, (1978), S. 237-267
- [NEE87-1] Needleman, A.; Tvergaard, V.: An analysis of ductile rupture modes at a crack tip. J. Mech. Phys. Solids, Vol. 35, (1987), S. 151-183
- [NEE87-2] Needleman, A.: A continuum model for void nucleation by inclusion debonding. J. Appl. Mech.-Trans. ASME 54 (1987), S. 525-531



- [NEE90] Needleman, A.: An analysis of decohesion along an imperfect interface. *Int. J. Fract.* 42 (1990), S. 21-40
- [NEG03] Nègre, P.; Steglich, D.; Brocks, W.: Crack extension in aluminum welds: a numerical approach using the Gurson-Tvergaard-Needleman model. *Engng. Fract. Mech.* 71 (2004), S. 2365-2383
- [NEG04] Nègre, P.; Steglich, D.; Brocks, W.; Koçak, M.: Numerical simulation of crack extension in aluminium welds. *Comput. Mater. Sci.* 28 (2003), S. 723-731.
- [NON08] Nonn, A.; Dahl, W.; Bleck, W.: Numerical modeling of damage behaviour of laser-hybrid welds. *Engng. Fract. Mech.* 75 (2008), S. 3251-3263
- [ODO91] O’Dowd, N.P.; Shih, C.F.: Family of Crack-Tip Fields Characterised by a Triaxiality Parameter – I. Structure of Fields. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 39 (1991), S. 989-1015
- [ODO92] O’Dowd, N.P.; Shih, C.F.: Family of Crack-Tip Fields Characterised by a Triaxiality Parameter – II. Fracture Applications. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 40 (1992), S. 939-963
- [ODO95] O’Dowd, N.P.: Applications of two-parameter approaches in elastic-plastic fracture mechanics, *Engng. Fract. Mech.* 52 (1995), S. 445-465
- [ORO59] Orowan, E.: Classical and Dislocation Theories of Brittle Fracture, *Fracture, Proc. Int. Conf. Atom. Mech. Fract.*, Swampscott Mass., 1959, S. 147
- [OST02] Østby, E.: Numerical simulations of material mismatch and ductile crack growth, PhD Thesis, Trondheim Norges Teknisk-Naturvitenskapelige Universitet, Trondheim, Norway, 2002
- [OST07] Østby, E.; Thaulow, C.; Zhang, Z.L.: Numerical simulations of specimen size and mismatch effects in ductile crack growth – Part I: Tearing resistance and crack growth path. *Engng. Fract. Mech.* 74 (2007), S. 1770-1792
- [PET05] Petti, J.P.; Dodds, R.H.: Calibration of the Weibull stress scale parameter,  $\sigma_u$ , using the Master Curve. *Engng. Fract. Mech.* 72 (2005), S. 91-120
- [PLA08] PLASTOTOUGH: Modern plastic design. RFCS –Projekt, 2008
- [POU06] Poussard, C.; Sainte Catherine, C.; ESIS TC8 members: ESIS TC8 – Numerical round robin on micro mechanical models: Results of Phase III for the simulation of the brittle to ductile transition curve, 9th European Mechanics of Materials Conference (Euromech-Mecamat 2006), Local Approach to Fracture, Paper Nr. 18, CD ROM, Moret-Sur-Loing (France), 2006
- [PRE86] Prevéy P.S.: X-ray Diffraction Residual Stress Techniques. *Metals Handbook*. 10. Metals Park: American Society for Metals (1986), S. 380-392

## 9. Literaturverzeichnis

---

- [RAM45] Ramberg, W.; Osgood, W.R.: Description of Stress-Strain-Curves by Three Parameters. NASA. 1945. – Technical Note 902
- [REU03] Reusch, F.; Svendsen B.; Klingbeil, D.: A non-local extension of Gurson-based ductile damage modeling. *Comput. Mater. Sci.* 26 (2003), S. 219-229
- [RIC68-1] Rice, J.R.: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *J. Appl. Mech.* (1968), Nr. 35, S. 379-386
- [RIC68-2] Rice, J.R.; Rosengren, G.F.: Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material. *J. Mech. Phys. Solids*, (1968), Nr. 16, S. 1-12
- [RIC74] Rice, J.R.: Limitations to the Small Scale Yielding Approximation for Crack Tip Plasticity. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 22, (1974), S. 17-26
- [RIT73] Ritchie, R.D.; Knott, J.F.; Rice, J.R.: On the relationship between tensile stress and fracture toughness in mild steel, *J. Mech. Phys. Solids* 21 (1973), S. 395-410
- [ROO06] Roos, E.; Eisele, U.; Lammert, R.; Restemeyer D.; Schuler F.-X.; Seebich H.-P.; Seidenfuß M.; Silcher H.; Stumpfrock L.: Kritische Überprüfung des Masterkurve-Ansatzes im Hinblick auf die Anwendung bei deutschen Kernkraftwerken, Abschlussbericht RS 150 1240, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, Stuttgart, 2006
- [ROS98] Rossoll, A.: Fracture toughness determination of a low alloy steel by instrumented Charpy impact test. Dissertation, Ecole Centrale des Art et Manufactures, Chatenay-Malabry, France, 1998
- [RUG00] Ruggieri, C.; Gao, X.; Dodds, R.H.: Transferability of elastic-plastic fracture toughness using the Weibull stress approach: significance of parameter calibration. *Engng. Fract. Mech.* 67 (2000), S. 101-117
- [SCH01] Scheider, I.: Bruchmechanische Bewertung von Laserschweißverbindungen durch numerische Rissfortschrittsimulation mit dem Kohäsivzonenmodell, TU Hamburg-Harburg, Geesthacht, Diss., 2001.
- [SCH97] Schlüter, N.: Einfluss der Beanspruchung und des Gütes auf die lokale Schädigung beim Gleitbruch von Baustählen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 1/97, 1997
- [SCH94] Schwalbe, K.-H.; Corneç, A.: Modelling crack growth using local process zone. Technical Report GKSS/WAW/94/6, GKSS, 1994
- [SCH98] Schwalbe, K.-H.; Zerbst, U.; Kim, Y.-J.; Brocks, W.; Corneç, A.; Heerens, J.; Amstutz H.: EFAM ETM 97: The ETM Method for Assessing the Significance of Crack-like Defects in Engineering Structures. GKSS-Forschungszentrum, Geesthacht, Germany. 1998. – GKSS 98/E/6

- [SEE07] Seebich, H.-P.: Mikromechanisch basierte Schädigungsmodelle zur Beschreibung des Versagensablaufs ferritischer Bauteile, Dissertation an der Fakultät Maschinenbau Universität Stuttgart, 2007
- [SEI92] Seidenfuß, M.: Untersuchungen zur Beschreibung des Versagensverhaltens mit Hilfe von Schädigungsmodellen am Beispiel des Werkstoffes 20 MnMoNi 5 5, Techn.-wiss. Ber. MPA Stuttgart, Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, Stuttgart, Heft 92-05, 1992
- [SHA91] Shterenlikht, A.; Howard, I.C.: Cellular automat finite element (CAFÉ) modeling of transitional ductile-brittle fracture in steel, Stockholm, Sweden, 2004
- [SHT04] Sharma, S.M.; Aravas, N.: Determination of Higher-Order Terms in Asymptotic Elastoplastic Crack Tip Solutions. J. Mech. Phys. Solids, Vol. 39, (1991), S. 1043-1072
- [SIE97] Siegmund, T.; Brocks, W.: A user-material subroutine incorporating the Gurson-Tvergaard-Needleman model of porous metal plasticity into the ABAQUS finite element program, Technical report GKSS/WMG/97/2, Geesthacht: Institut für Werkstoff-Forschung, GKSS, 1997
- [SIE99] Siegmund, T.; Brocks, W.: Prediction of the work of separation and implications to modeling. Int. J. Fract. 99 (1999), S. 97-116
- [SIN99] SINTAP – Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry, 1999
- [STA93] Stahleisenwerkstoffblatt SEW088-93: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle-Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen, 1993
- [STE97] Steglich, D.; Brocks, W.: Micromechanical modelling of the behaviour of ductile materials including particles. Comput. Mater. Sci. 9 (1997), S. 7-17
- [STE99] Steglich, D.: Bestimmung von mikrostrukturellen Parametern in Schädigungsmodellen für duktile Materialien, Dr.-Ing. Diss. TU Berlin, Technical Report GKSS 99/e723, 1999
- [TAN01] Tanguy, B.: Modélisation de l'essai charpy par l'approche locale de la rupture. Application du cas de l'acier 16MnD5 dans le domaine transition, Centre des Matériaux P. M. Fourt l'Ecole des Mines de Paris, 2001
- [TVE81] Tvergaard, V.: Influence of Voids on Shear Band Instabilities under Plane Strain Conditions, Int. J. Fract. 17 (1981), S. 389-407
- [TVE82-1] Tvergaard, V.: On localisation in ductile materials containing spherical voids. Int. J. Fract. 18 (1982), S. 237-252
- [TVE82-2] Tvergaard, V.: Ductile fracture by cavity nucleation between larger voids, J. Mech. Phys. Solid, Vol. 30, Nr. 4, (1982), S. 265-286

## 9. Literaturverzeichnis

---

- [TVE84] Tvergaard, V.; Needleman, A.: Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. Acta metall., Vol. 32, Nr. 1, (1984), S. 157-169
- [TVE92-1] Tvergaard, V.; Needleman, A.: Effect of crack meandering on dynamic, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 40, Nr. 2, (1992), S. 447-471
- [TVE92-2] Tvergaard, V.; Hutchinson, J.W.: The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids. J. Mech. Phys. Solids, Vol. 40, (1992), S. 1377-1397
- [WAL92] Wallin, K.: Recommendation for application of fracture toughness data for structural integrity analysis, Proceedings of the CSN/IAEA Specialists Meeting, Oak Ridge, USA, 1992
- [WAL01-1] Wallin, K.: Modified tanh fitting algorithm for Charpy impact data, 2001
- [WAL01-2] Wallin, K.: Quantifying T-Stress Controlled Constraint by the Master Curve Transition Temperature  $T_0$ . Engng. Fract. Mech. 68 (2001), S. 303-328
- [WEI06] Weißenberg, M.: Schwingfestigkeit von Laserhybrid-Schweißverbindungen an hochfesten Baustählen, Diss. RWTH Aachen, Shaker Verlag, Band 12/2006, 2006
- [WIE96] Wiesner, C.S.; Goldthorpe, M.R.: The effect of temperature and specimen geometry on the parameters of the 'local approach' to cleavage fracture. Euromech-Mecamat '96, Fontainebleau, France, 1996
- [WIL57] Williams, M.L.: On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. J. Appl. Mech. (1957), Nr. 24, S. 109-114

# Lebenslauf

## Persönliche Angaben

Name: Aida Nonn  
Geburtsdatum: 31.08.1976  
Geburtsort: Banja Luka  
Familienstand: verheiratet (geb. Bajrić)  
Staatsangehörigkeit: Bosnisch

## Schul- und Hochschulausbildung

06/1996 Abitur, Einhard Gymnasium, Aachen  
10/1996-08/2002 Diplom Bauingenieurwesen, RWTH Aachen, Vertiefungsrichtung  
Konstruktiver Ingenieurbau

## Beruflicher Werdegang

01/2003-09/2007 Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Eisenhüttenkunde  
(IEHK) der RWTH Aachen  
seit 10/2007 Wissenschaftliche Mitarbeiterin bei der Salzgitter Mannesmann  
Forschung GmbH, Duisburg