

# **Simulation des Grenztragverhaltens geschweißter Aluminiumstrukturen**

Dissertation

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik

der Universität Rostock

vorgelegt von

Hannes Panwitt

aus Rostock

Rostock, Juni 2022

**Gutachter / Gutachterinnen:**

Prof. Dr.-Ing. Manuela Sander, Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Strukturmechanik

Prof. Dr.-Eng. (Hiroshima Univ.) Patrick Kaeding, Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für schiffstechnische Konstruktion

**Datum der Einreichung:** 29.06.2022

**Datum der Verteidigung:** 08.12.2022

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Strukturmechanik der Universität Rostock.

Hiermit bedanke ich mich bei allen Personen, die zum Gelingen dieser Doktorarbeit beigetragen haben.

Ganz besonders möchte ich mich bei meiner Doktormutter Frau Prof. Dr.-Ing. Manuela Sander für die hervorragende Betreuung meiner Arbeit, für den wertvollen fachlichen Austausch sowie für die fortwährende Motivation und das entgegengebrachte Vertrauen bedanken.

Für die Erstellung des Gutachtens möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Eng. (Hiroshima Univ.) Patrick Kaeding bedanken.

Herrn Dr.-Ing. Michael Reich und Herrn Philipp Wiechmann danke ich vielmals für die wertvolle Unterstützung im Bereich der Werkstofftechnik sowie die gute Zusammenarbeit im gemeinsamen Projekt.

Außerdem bedanke ich mich herzlich bei meinen Kollegen und Kolleginnen am Lehrstuhl für Strukturmechanik für den fachlichen Austausch, die Unterstützung jederzeit und die herausragende Arbeitsatmosphäre. Insbesondere Herrn Dr.-Ing Horst Heyer möchte ich für Unterstützung bei Fachfragen im Bereich der Numerik und Kontinuumsmechanik bedanken. Mein Dank gebührt außerdem Herrn Dr.-Ing. Christopher Benz und Herrn Martin Radtke für die Hilfe bei der Durchführung aller Experimente.



## Inhaltsverzeichnis

<b>Nomenklatur .....</b>	<b>V</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Theoretische Grundlagen und Stand der Technik .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 Werkstoff Aluminium .....</b>	<b>3</b>
<b>2.2 Schweißprozess und Mikrostrukturentwicklung .....</b>	<b>5</b>
<b>2.3 Duktiles Materialverhalten .....</b>	<b>7</b>
2.3.1 Fließverhalten .....	7
2.3.2 Schädigungsmechanismen .....	12
<b>2.4 Modelle für duktile Schädigung .....</b>	<b>15</b>
2.4.1 Mikrostrukturbasierte Modelle .....	15
2.4.2 Phänomenologische Modelle .....	16
<b>2.5 Stand der Technik zur Modellierung geschweißter Aluminiumstrukturen .....</b>	<b>20</b>
<b>3 Experimentelle Methoden .....</b>	<b>25</b>
<b>3.1 Fertigung geschweißter Platten .....</b>	<b>25</b>
<b>3.2 Digitale Bildkorrelation .....</b>	<b>27</b>
<b>3.3 Zugversuche .....</b>	<b>30</b>
3.3.1 Probengeometrie und Durchführung der Versuche .....	30
3.3.2 Ergebnisse .....	33
<b>3.4 Schubversuche .....</b>	<b>35</b>
3.4.1 Stand der Technik .....	35
3.4.2 Schubprobe basierend auf CTS-Proben .....	38
3.4.3 Probenfertigung und Versuchsdurchführung .....	42
3.4.4 Ergebnisse .....	43
<b>3.5 Zwischenfazit .....</b>	<b>46</b>

<b>4</b>	<b>Entwicklung eines kontinuierlich ortsabhängiges Materialmodells .....</b>	<b>49</b>
<b>4.1</b>	<b>Bestimmung der Fließkurven an wärmebehandelten Rundproben.....</b>	<b>49</b>
4.1.1	Aufnahme von Temperatur-Zeit-Verläufen in der Nähe einer Schweißnaht.....	49
4.1.2	Experimentelle Methoden.....	51
4.1.3	Auswertung der Experimente .....	52
4.1.4	Numerische Iteration der Fließkurven und Extrapolation mit einer analytischen Beziehung .....	54
<b>4.2</b>	<b>Korrelation zwischen Härteprüfung und ortsabhängiger Fließkurve.....</b>	<b>57</b>
<b>4.3</b>	<b>Ortsabhängige Interpolation der mechanischen Eigenschaften.....</b>	<b>60</b>
4.3.1	Indirekte Interpolation der Fließkurven .....	60
4.3.2	Indirekte Interpolation von Schädigungsparametern .....	63
4.3.3	Übertragung der ortsabhängigen Materialparameter auf FE-Modelle.....	64
<b>4.4</b>	<b>Zwischenfazit.....</b>	<b>66</b>
<b>5</b>	<b>Parameteridentifikation für Material- und Schädigungsmodelle .....</b>	<b>67</b>
<b>5.1</b>	<b>Parameteridentifikation anhand von Zugversuchen.....</b>	<b>67</b>
5.1.1	FE-Modelle .....	67
5.1.2	Bestimmung von Fließkurven für das 4-Zonen-Modell .....	69
5.1.3	Kalibrierung der Schädigungsparameter – 4-Zonen-Modell .....	73
5.1.4	Kalibrierung der Schädigungsparameter – KWH-Modell .....	76
<b>5.2</b>	<b>Parameteridentifikation anhand von Schubversuchen .....</b>	<b>80</b>
5.2.1	FE-Modelle .....	80
5.2.2	Kalibrierung des Schubparameters des BW-Kriteriums – 4-Zonen-Modell.....	82
5.2.3	Untersuchung der Abhängigkeit der Bruchdehnung vom <i>Lode</i> -Winkel-Parameter anhand des GWS .....	86
5.2.4	Untersuchung der Abhängigkeit der Fließkurve von der hydrostatischen Spannung anhand des GWS.....	91
5.2.5	Kalibrierung des Schubparameters des BW-Kriteriums – KWH-Modell.....	94
<b>5.3</b>	<b>Diskussion und Zwischenfazit.....</b>	<b>97</b>

<b>6</b>	<b>Validierung der Modelle anhand von Axialdruckversuchen .....</b>	<b>101</b>
<b>6.1</b>	<b>Experimentelle Untersuchungen .....</b>	<b>101</b>
6.1.1	Versuchsaufbau und Durchführung .....	101
6.1.2	Ergebnisse und Auswertung .....	103
<b>6.2</b>	<b>FE-Modelle .....</b>	<b>107</b>
6.2.1	4-Zonen-Modell .....	107
6.2.2	KWH-Modell .....	109
6.2.3	Berücksichtigung geometrischer Imperfektionen .....	112
6.2.4	Konvergenzanalyse .....	114
<b>6.3</b>	<b>Ergebnisse der FE-Simulationen .....</b>	<b>117</b>
6.3.1	Auswertung der Kraft-Verschiebungskurven und Vergleich mit den Experimenten .....	117
6.3.2	Untersuchung der Rissinitiierung und des Risswachstums anhand der lokalen Dehnungen und Spannungszustände .....	120
6.3.3	Diskussion .....	125
<b>6.4</b>	<b>Zwischenfazit .....</b>	<b>129</b>
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>131</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>135</b>
	<b>Anhang .....</b>	<b>147</b>



## Nomenklatur

Symbol	Bedeutung
$a_I$	Maximaler Abstand der Imperfektion zur Soll-Geometrie
$b$	Breite
$f$	Schädigungsfunktion
$f_{BW}$	Schädigungsfunktion, BW-Kriterium
$f_{RTCL}$	Schädigungsfunktion, RTCL-Kriterium
$g$	Funktion zur Beschreibung einer idealisierten Imperfektion
$h$	Höhe
$m$	Dehnungskoeffizient im <i>Voce</i> -Gesetz
$n$	Verfestigungsexponent
$t$	Zeit
$x, y, z$	kartesische Koordinaten
$A$	Querschnittsfläche
$A_g$	Gleichmaßdehnung
$A_5$	Technische Bruchdehnung einer ungekerbten Probe
$D$	Schädigung
$E$	Elastizitätsmodul
$E_1$	Verfestigungsmodul
$F_{Experiment}$	Kraft, experimentell ermittelt
$F_{FEM}$	Kraft, numerisch ermittelt
$F_{max}$	Maximalkraft
$HV$	Vickershärte
$J_2, J_3$	Zweiter bzw. dritter Spannungsdeviator
$K$	Verfestigungskoeffizient
$P_C, P_T$	Mittelspannungsparameter im Materialmodell MAT124
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_p$	Spannung am Ende des elastisch-proportionalen Bereichs
$R_{p0.2}$	0.2 % Dehngrenze
$R^2$	Bestimmtheitsmaß der linearen Regression
$S_m$	Mittlere Schubfestigkeit

$T_{max}$	Maximaltemperatur
$Z$	Brucheinschnürung
$Z_5$	Brucheinschnürung einer ungekerbten Probe
$\beta$	Grenzdehnungsexponent
$\varepsilon$	Dehnung
$\varepsilon_{el}$	Elastische Dehnung
$\varepsilon_{eq}, \varepsilon_{vM}$	Vergleichsdehnung nach <i>von Mises</i>
$\dot{\varepsilon}_{eq}$	Vergleichsdehnrates
$\varepsilon_{eq,pl}$	Plastische Vergleichsdehnung
$\bar{\varepsilon}_{eq,pl}$	Akkumulierte plastische Vergleichsdehnung
$\dot{\varepsilon}_{eq,pl}$	Plastischen Vergleichsdehnrates
$\varepsilon_f$	Grenzdehnung
$\varepsilon_{f,min}$	Minimale Grenzdehnung
$\varepsilon_{f,ref,1}, \varepsilon_{f,ref,2}$	Referenz-Grenzdehnungen
$\varepsilon_{f,s}$	Bruchdehnung im reinen Schubversuch
$\varepsilon_{f,ut}$	Bruchdehnung im einachsigen Zugversuch
$\varepsilon_m$	Dehnung bei Erreichen der Zugfestigkeit
$\varepsilon_{pl}$	Plastische Dehnung
$\varepsilon_{pl,end}$	Plastische Dehnung am Versuchsende
$\varepsilon_t$	Technische Dehnung
$\varepsilon_{t,max}$	Technische Gesamtdehnung
$\varepsilon_0$	Vordehnung
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Erste, zweite und dritte Hauptdehnung
$\eta$	Spannungsmehrachsigkeit
$\eta_{ref,2}$	Referenz-Spannungsmehrachsigkeit
$\theta$	<i>Lode</i> -Winkel
$\xi$	<i>Lode</i> -Winkel-Parameter
$\sigma$	Spannung
$\sigma_{end}$	Fließspannung bei Versuchsende
$\sigma'_{end}$	Anstieg der Fließkurve bei Versuchsende
$\sigma_{eq}$	Vergleichsspannung
$\sigma_m$	Hydrostatische Spannung
$\sigma_{R_m}$	Wahre Spannung bei Erreichen der Zugfestigkeit

---

$\sigma_t$	Technische Spannung
$\sigma_{vM}$	Vergleichsspannung nach <i>von Mises</i>
$\sigma_0$	Fließgrenzenparameter
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Erste, zweite und dritte Hauptspannung
$\tau_{xy}$	Schubspannung in der $x$ - $y$ -Ebene
$\tau_{xy,max}$	Maximale Schubspannung in der $x$ - $y$ -Ebene
$\phi$	Schrägstellungswinkel
BW	<i>Bao–Wierzbicki</i>
CAD	Rechnerunterstütztes Konstruieren (engl.: computer aided design)
CTS	Kompakt Zug-Schub (engl.: compact tension shear)
DIC	Digitale Bildkorrelation (engl. digital image correlation)
DMS	Dehnungsmessstreifen
DSC	dynamischer Differenzkalorimetrie (engl. differential scanning calorimetry)
EKL	Elementkantenlänge
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
GP	<i>Guinier-Preston</i>
GTN	<i>Gurson-Tveergard-Needleman</i>
GWS	Grundwerkstoff
KWH	Kontinuierlich ortsabhängiges Materialmodell
OES	Optische Emmissionsspektroskopie
RT	Raumtemperatur
RTCL	<i>Rice–Tracey/Cockcroft–Latham</i>
SZ	Schmelzzone
ÜMK	Übersättigter Mischkristall
WEZ	Wärmeeinflusszone
Z1	Zone 1 in der WEZ
Z2	Zone 2 in der WEZ



# 1 Einleitung

Hochfeste Aluminiumlegierungen sind die wichtigsten Leichtbauwerkstoffe in der Verkehrsin-  
dustrie. Sie werden nicht nur für Flugzeuge und Automobile, sondern zunehmend auch für  
Schiffskonstruktionen und in Schienenfahrzeugen verwendet. Hierbei ist ein wichtiger Aspekt  
bei der Auslegung die Berücksichtigung von Extrembelastungen. Bei Kollisionen kann es auf-  
grund der hohen auftretenden Kräfte zu großen Deformationen bis hin zum Materialversagen  
kommen. Um für solche Szenarien die Sicherheit von Personen und die Funktion des Fahrzeugs  
zu gewährleisten, muss die Energieaufnahme der Struktur möglichst hoch sein. Hierbei steht  
eine hohe Sicherheit, welche z.B. durch größere Materialstärken erreicht werden kann, der An-  
forderung des Leichtbaus, Gewicht einzusparen, entgegen. Um beide Anforderungen zu erfül-  
len, können die Verformungsreserven einer Struktur bei bekanntem Grenztragverhalten in der  
Auslegung berücksichtigt werden. Damit kann bei gleicher Sicherheit gegen Versagen eine ge-  
ringere Materialstärke zum Einsatz kommen oder umgekehrt bei gleicher Materialstärke eine  
höhere Sicherheit gewährleistet sein.

In vielen Untersuchungen in der Literatur zum Grenztragverhalten geschweißter Aluminium-  
strukturen lag der Schwerpunkt auf dem globalen Verhalten von Großstrukturen [1-7]. Daher  
mussten in diesen Untersuchungen Vereinfachungen insbesondere für das lokale Bruchverhal-  
ten vorgenommen werden. Dieses wird bei geschweißten spitzengehärteten Aluminiumlegie-  
rungen maßgeblich durch die Fügestellen beeinflusst. Zum einen ist die Schmelzzone (SZ) im  
Gegensatz zu den meisten Stählen häufig schwächer als der Grundwerkstoff (GWS) der ver-  
bundenen Platten. Zum anderen führt das Schweißen dieser Legierungen zu einem Festigkeits-  
verlust in der Wärmeeinflusszone (WEZ), der noch unterhalb der Festigkeit der SZ liegen kann,  
da der gewünschte Wärmebehandlungszustand durch den Wärmeeintrag beim Schweißen ver-  
loren geht. Daher gibt es verschiedene Ansätze, um das mechanische Verhalten innerhalb der  
WEZ an kleinen Proben detailliert zu beschreiben. Mehrere Autoren nutzten Schweißsimuli-  
ationen, um die Eigenschaften der WEZ zu ermitteln [8-10], oder führten eine Reihe von Mikro-  
zugversuchen an Proben durch, die direkt aus einer WEZ parallel zur Schweißnahtlinie herge-  
stellt wurden [11, 12]. Solche Proben repräsentieren jedoch immer einen inhomogenen Werkstoff  
aufgrund der stark variierenden Festigkeitseigenschaften in der WEZ und erfordern einen hohen  
experimentellen Aufwand bei der Übertragung auf andere Schweißnähte. In jüngster Zeit wur-  
den Ansätze zur Verringerung des experimentellen und numerischen Aufwands vorgeschlagen,  
um zumindest das Fließverhalten innerhalb der WEZ zu ermitteln [13-15].

In allen Studien wird bisher entweder das Bruchverhalten im Detail beschrieben, ohne dass der  
Einfluss auf das Verhalten größerer Strukturen untersucht wird, oder es werden Vereinfachun-  
gen insbesondere in der WEZ vorgenommen. *Urban* [1] untersuchte beispielsweise strukturelle  
Details von geschweißten Aluminium-X- und T-Profilen unter axialer Druckbelastung. Die ex-  
perimentellen Ergebnisse zeigen, dass insbesondere bei großen Plattendicken der Faltungsme-  
chanismus stark durch den Bruch des Materials beeinflusst und damit die Energieaufnahme

drastisch reduziert wird. Während bei Plattendicken von 4 mm und 8 mm der Bruch innerhalb der WEZ auftritt, wird bei einer Dicke von 12 mm ein Bruch der SZ beobachtet. Bei den von *Urban* durchgeführten numerischen Simulationen wurde der Einfluss der WEZ jedoch nicht berücksichtigt, was zu einer Unter- oder Überschätzung der Energieabsorption in Abhängigkeit von der Plattendicke führte. Daher ist eine korrekte Verbindung zwischen der lokalen Beschreibung des Bruchverhaltens im Bereich einer Schweißnaht und dem globalen Verhalten von großen Strukturen, wie z.B. Schiffsstrukturen, insbesondere unter Scher- und Druckbelastung, immer noch schwierig.

Für die WEZ und SZ gibt es in der Literatur bisher vergleichsweise wenige Untersuchungen unter Schubbelastung, obwohl diese in einem Kollisionsszenario den Verformungsprozess dominieren kann. Zu finden sind viele Untersuchungen an überlappenden Verbindungen mit geringen Plattendicken, welche mittels Punkt- oder Kehlnähten geschweißt wurden und die unter Zugbelastung in der Plattenebene abscheren [16, 17]. Diese Ergebnisse sind aufgrund der unterschiedlichen Schweißvorgänge und Belastung nur bedingt auf massive Schweißnähte übertragbar. Schubversuche an großen Strukturen [18] ermöglichen im Gegensatz dazu keine detaillierte Betrachtung der Bruchvorgänge. Andere Untersuchungen beschränken sich z.B. auf das Abscheren von T-Stößen in der SZ [19], wodurch keine Aussage über das Verhalten der WEZ getroffen werden kann.

Daraus ergibt sich für die vorliegende Arbeit das Ziel, das Grenztragverhalten geschweißter Aluminiumstrukturen unter Berücksichtigung lokaler Vorgänge in der WEZ und SZ zu untersuchen und numerisch zu simulieren. Dafür werden geschweißte X-Profile aus EN AW 6082 T6 unter axialer Druckbelastung getestet und die Versuche numerisch simuliert. Für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere auch der inhomogenen WEZ, kommen verschiedene Versuche an Kleinproben zum Einsatz, die eine Untersuchung unterschiedlicher Spannungszustände erlauben. Dabei soll die vorliegende Arbeit einen Beitrag zum Verständnis des Versagens der WEZ und SZ von Schweißnähten unter Schubbelastung leisten.

Für die Übertragung der Ergebnisse der Kleinversuche auf verschiedene Schweißnähte, soll zudem ein Materialmodell entwickelt werden, welches einerseits eine detaillierte Auflösung der mechanischen Eigenschaften der WEZ ermöglicht. Andererseits soll der experimentelle Aufwand zur Anwendung auf unterschiedliche Schweißnähte, wie z.B. die Schweißnähte der in dieser Arbeit untersuchten X-Profile, gering sein. Dazu werden schweißprozessähnliche Wärmebehandlungen an Kleinproben durchgeführt und daran die mechanischen Eigenschaften bestimmt. Die auf diese Weise ermittelten Parameter lassen sich einem eindeutigen homogenen Wärmebehandlungszustand zuordnen und sind damit unabhängig von den inhomogenen Wärmebehandlungszuständen in einer speziellen Schweißnahtgeometrie. Mit Hilfe einfacher Härteprüfungen an unterschiedlichen geschweißten Bauteilen ist dann eine Zuordnung zu einem speziellen Bauteil und Schweißnaht möglich. Diese neue Methode wird zur Ermittlung des Schädigungsverhaltens auf Zug- und Schubversuche sowie zur Validierung auf Axialdruckversuche an X-Profilen angewandt und mit einem konventionellen Materialmodell verglichen. Mit dem Ziel, ein einfach anzuwendendes Materialmodell zur Verfügung zu stellen, sollen zudem verschiedene Ansätze zur Abbildung des Schädigungsverhaltens bewertet werden.

## 2 Theoretische Grundlagen und Stand der Technik

Im folgenden Kapitel werden die wesentlichen theoretischen Grundlagen für das Versagensverhalten geschweißter Aluminiumstrukturen dargelegt. Zudem wird ein Überblick über die Möglichkeiten zur Modellierung des duktilen Schädigungsverhalten gegeben sowie der Stand der Technik zur numerischen Simulation des Versagensverhaltens geschweißter Aluminiumstrukturen beschrieben.

### 2.1 Werkstoff Aluminium

Aluminium ist ein kubisch flächenzentriertes Metall, welches durch die Dichte von  $2.7 \text{ g/cm}^3$  zu den Leichtmetallen zählt. Da Reinstaluminium nur mäßige Festigkeiten ( $R_m \approx 45 \text{ N/mm}^2$ ) aufweist, sind für die Anwendung in Strukturbauteilen (Knet-)Legierungen nötig. Die Aluminium-Knetlegierungen können in acht Serien, welche sich in den Hauptlegierungselementen unterscheiden, eingeteilt werden: 1xxx, 2xxx, ..., 8xxx.

Die mechanischen Eigenschaften einer Aluminiumlegierung werden nicht nur durch die chemische Zusammensetzung, sondern auch maßgeblich durch den Urformprozess, die Wärmebehandlung und das resultierende Gefüge beeinflusst. Durch Warmwalzen nach dem Homogenisieren erhält die Platte in möglicherweise mehreren Walzdurchgängen ihre Dicke. Bei diesem Vorgang werden die Körner im Werkstoff stark verformt und erhalten eine lang gestreckte Pfannkuchenform (Abbildung 2-1a). Außerdem findet eine Zerstörung und Verteilung von ungelösten Teilchen statt, welche das Kornwachstum bei einer Rekristallisation hemmen können (Abbildung 2-1b).

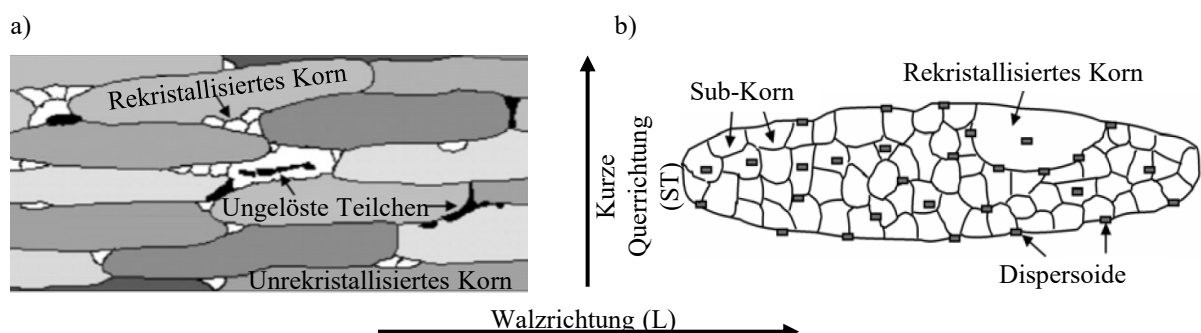


Abbildung 2-1: Schematische Darstellungen (übersetzt aus [20])  
 a) eines Gefüges nach dem Warmwalzen und  
 b) eines teilweise rekristallisierten Korns

Die lang gestreckte Form der Körner hat zur Folge, dass die Festigkeitseigenschaften nicht in alle Richtungen homogen sind. Die Anisotropie wird neben der Kornform und -größe durch die

im Walzprozess hervorgerufene Textur beeinflusst und ist zudem abhängig von der Legierungszusammensetzung und der Wärmebehandlung [21].

Um die höchsten Festigkeitswerte für die 6xxx-Al-Legierungen zu erreichen, wird nach dem Warmwalzen das Ausscheidungshärten durchgeführt. Diese Behandlung erfolgt im Wesentlichen in drei Schritten [22]:

- Lösungsglühen
- Abschrecken
- Auslagern

Das Lösungsglühen findet bei relativ hohen Temperaturen knapp unterhalb der Schmelztemperatur der am niedrigst schmelzenden Phase statt. Dabei lösen sich die für das Ausscheidungshärten wichtigen Legierungskomponenten im Aluminium-Mischkristall und verteilen sich gleichmäßig.

Nach dem Lösungsglühen muss der Werkstoff schnell abgekühlt (abgeschreckt) werden, damit sich die gelösten Legierungskomponenten nicht wieder aus dem Mischkristall ausscheiden können. Dadurch liegt ein übersättigter Mischkristall (ÜMK) bei Raumtemperatur vor.

Der letzte Schritt des Härtevorgangs ist das Auslagern. Dieser Prozess wird entweder bei Raumtemperatur oder bei erhöhter Temperatur durchgeführt, wobei letztere die wirtschaftlich bevorzugte Variante ist, um höchste Festigkeiten zu erzielen. Generell scheiden sich beim Auslagern an Raumtemperatur zunächst mit dem Aluminium-Gitter kohärente Teilchen aus dem ÜMK aus. Ausgelagert an höherer Temperatur wachsen die Teilchen und bewirken eine höhere Verfestigung. Dies liegt darin begründet, dass die kohärenten Teilchen von Versetzungen geschnitten werden können und der Energieaufwand für das Schneiden der größeren Teilchen steigt. Durch noch längere Auslagerung wachsen die Teilchen so weit, dass Versetzungen solche großen Teilchen leichter umgehen als schneiden können, wodurch die Festigkeit des Werkstoffes wieder abnimmt (Überalterung). Das Verfestigungsverhalten wird zudem aber auch von der Teilchenform und Phasengrenze beeinflusst. So können nur kohärente Teilchen geschnitten werden. Werden die Teilchen zu groß, ist keine vollständige Kohärenz mit dem Metallgitter mehr möglich und es bilden sich zunächst teilkohärente und schlussendlich vollständig mit dem Metallgitter inkohärente Teilchen aus.

Eine Übersicht über die möglichen Ausscheidungsprozesse einer 6xxx-Legierung ist in [23] zu finden. Eine typische Abfolge besteht aus dem Bilden von zunächst nahezu kugelförmigen kohärenten Zonen von Ausscheidungen, den sogenannten *Guinier-Preston-Zonen* (GP-Zonen). Bei weiterer Auslagerung bilden sich immer noch kohärente  $\beta''$ -Teilchen (Mg-Si-Verbindungen) in Nadelform aus. Diese sind hauptsächlich für die Festigkeitssteigerung durch die Auslagerung verantwortlich. Bei weiterer Auslagerung wandeln sich diese  $\beta''$ -Teilchen in die inkohärente Gleichgewichtsphase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ( $\beta$ -Phase) um.

Die Zustände nach der Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen sind in der ISO 2107-2007 genormt [24]. Im Zustand T6 wird die höchste Festigkeit erreicht. Um einen Verzug durch die Wärmebehandlung auszugleichen, können die Aluminiumplatten gereckt werden. Ist dies der Fall, wird die Bezeichnung des Zustandes um die Ziffern 51 erweitert (z.B. T651).

## 2.2 Schweißprozess und Mikrostrukturentwicklung

Schweißverbindungen sind für viele Konstruktionen die bevorzugte Art von Fugestellen. Wichtige Vorteile gegenüber traditionellen Fügeverfahren, wie dem Verschrauben oder Nieten, sind eine hohe Festigkeit der Fugestelle und ein gleichzeitig geringerer Materialaufwand. Kennzeichnend für das Schweißen ist das Fügen mittels Wärme, wodurch eine stoffschlüssige, irreversible Verbindung erreicht wird. Die Wärme kann dabei auf verschiedene Arten erzeugt werden, wie mittels eines Lichtbogens (Lichtbogenschweißen), durch Reibung und/oder Druck (Reibschweißen), mit einer Flamme (z.B. beim Plasmaschweißen) oder mit einem energiereichen Strahl aus Licht oder Teilchen (Laser- bzw. Elektronenstrahlschweißen). Hiervon ist das Lichtbogenschweißen das derzeit am häufigsten eingesetzte Verfahren [25], wobei es sich sowohl gut für eine Automatisierung als auch die manuelle Anwendung eignet. Daher wurde das Lichtbogenschweißen in dieser Arbeit angewandt und soll nachfolgend kurz beschrieben werden.

Beim Lichtbogenschweißen wird die benötigte Wärme zum Aufschmelzen des Werkstoffs durch einen Lichtbogen bereitgestellt. Dieser entsteht zwischen dem Werkstück und einer Elektrode. Letztere kann entweder abschmelzend (Metall-Schutzgas-Schweißen) sein oder nicht abschmelzend (Wolfram-Inertgas-Schweißen). Im Detail wird bei dem in dieser Arbeit verwendeten Metall-Schutzgas-Verfahren ein Inertgas verwendet (Metall-Inertgas-Schweißen), das den Schweißvorgang schützt. Bei dieser Variante ist in der Regel die Elektrode der Pluspol (Anode), da an der Anode durch den Elektronenfluss höhere Temperaturen entstehen und damit die Elektrode abgeschmolzen werden kann. Der Lichtbogen schmilzt außerdem die zu verschweißenden Bauteile auf, wodurch sich der abgeschmolzene Anodenwerkstoff als Schweißzusatzwerkstoff im Schmelzbad mit dem Werkstück verbindet. [25]

Allerdings lassen sich nicht alle Aluminiumlegierungen verschweißen, wie z.B. die 2XXX und 7XXX Serie. Selbst bei Aluminiumlegierungen, die als gut schweißbar gelten, ist der Fügevorgang mit einigen Schwierigkeiten verbunden. Zum einen bildet Aluminium eine temperaturbeständige Oxidschicht ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), welche vor und während des Schweißvorgangs entfernt werden muss, um nicht aufgeschmolzene Stellen (lack-of-fusion-Defekt) zu vermeiden. Durch die rasche Oxidation des Aluminiums besteht zudem die Gefahr von Porenbildung im Schmelzbad. Das Aluminium kann Wasserdampf zu  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und Wasserstoff reduzieren, welcher sich in der Schmelze löst. Bei einem zu schnellen Abkühlen der Schmelze kann der Wasserstoff nicht vollständig ausgasen, wodurch es zu Porenbildung kommt. Dieser Vorgang ist nur schwierig vollständig zu vermeiden [25, 26]. Weiterhin ist im Gegensatz zu z.B. Stahl die Wärmeleitfähigkeit von Aluminium höher. Dies führt dazu, dass trotz geringerem Schmelzpunkt sehr viel Schweißwärme von der Schweißnaht weggeleitet wird und entsprechend viel Energie in das Werkstück geleitet werden muss. Einerseits erschwert dies z.B. das optimale Einstellen eines Lichtbogens beim Lichtbogen-Schweißen. Andererseits führt dies auch zu einer größeren Wärmeeinflusszone (WEZ), als bei geschweißtem Stahl. Insbesondere beim Schweißen hochfester ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen kommt es durch den Wärmeeintrag in den Ausgangswerkstoff zudem zu einer Entfestigung, da der optimale Wärmebehandlungszustand (T6) verloren geht.

Die prinzipielle Änderung der Mikrostruktur einer spitzengehärteten Legierung in der WEZ durch das Schweißen ist in [27] beschrieben und in Abbildung 2-2 dargestellt. Durch den vergleichsweise geringen Wärmeeintrag an der Grenze von WEZ zum Grundwerkstoff (GWS) vergrößern sich bei Überschreiten einer gewissen Grenztemperatur zunächst die kleinen  $\beta''$ -Teilchen, welche maßgeblich für die Festigkeit verantwortlich sind. In näherer Umgebung zur Schmelzzone (SZ) ist die erreichte Maximaltemperatur höher, sodass sich die groben  $\beta''$ -Teilchen in  $\beta'$ -Teilchen umwandeln können. Die Temperatur ist jedoch zu niedrig, um die großen Ausscheidungen wieder zu lösen. In unmittelbarer Nähe zur SZ hingegen lösen sich alle Teilchen. In diesem Bereich ist die Festigkeit durch den Mangel an Teilchen zunächst am niedrigsten. Jedoch kann durch eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen wieder eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften erreicht werden, indem sich dort neue  $\beta''$ -Teilchen bilden. Auch wenn keine separate künstliche Alterung der WEZ nach dem Schweißen vorgenommen wird, bietet dieser Bereich Potential für Festigkeitssteigerungen durch Kaltauslagern, da ein ÜMK vorliegt. Durch Kaltauslagern können sich anstelle neuer  $\beta''$ -Teilchen kleinere GP-Zonen ausscheiden, die ebenfalls ein gewisses Potential zur Festigkeitssteigerung haben.

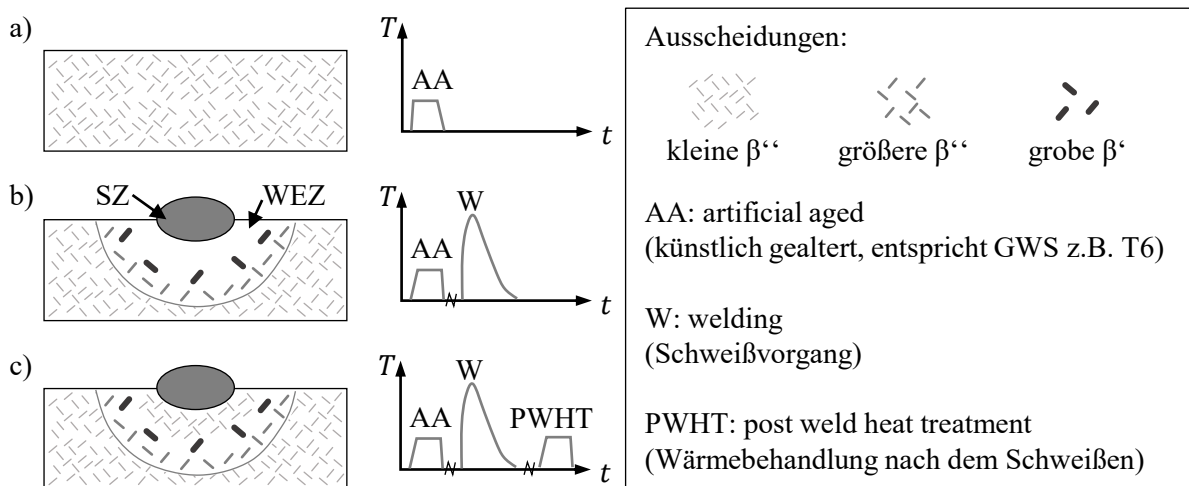


Abbildung 2-2: Ausscheidungen in der WEZ einer 6xxx-Legierung nach [27]

- a) im Zustand T6 vor dem Schweißen
- b) nach dem Schweißen
- c) nach Schweißen und nachfolgender Wärmebehandlung

Der konkrete Ablauf der Auflösungs- und Ausscheidungsreaktionen in der WEZ durch die Schweißwärmebehandlung ist sehr komplex und von vielen Parametern, wie chemischer Zusammensetzung der Legierung, Ausgangszustand, erreichte Maximaltemperatur, Erwärm- und Abkühlraten abhängig. Die genauen Abläufe können mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (engl. differential scanning calorimetry DSC) ermittelt werden [23, 28-30]. Bei diesem Verfahren werden eine Probe der untersuchten Legierung und eine hochreine Referenz-Aluminiumprobe der gleichen Wärmebehandlung unterzogen. Die unterschiedliche Wärmezufuhr zwischen Legierung und Referenz zum Erreichen der gewünschten Temperaturen wird dann herangezogen, um auf Ausscheidungs- (exotherm) und Auflösungsreaktionen (endotherm) zu schließen.

Als ein wichtiger Aspekt geschweißter Bauteile können neben der Reduktion der Festigkeit in der WEZ und SZ auch Eigenspannungen und Verformungen des Ausgangsmaterials auftreten und dadurch das Versagensverhalten von Bauteilen beeinflussen. Die thermisch induzierten Spannungen sind dabei in der Regel in Schweißnahttrichtung höher, als quer dazu [31]. Im Rahmen dieser Arbeit ist durch die umfangreiche mechanische Bearbeitung der Kleinproben der Einfluss der Eigenspannungen auf die Parameteridentifikation jedoch als stark reduziert anzusehen [32], während geometrische Imperfektionen zugleich entfernt sind. Unter axialer Druckbelastung haben beide Effekte vorrangig einen Einfluss auf die Traglast durch das Begünstigen des Ausbeulens und können integral durch eine Imperfektion berücksichtigt werden. Daher soll hier nicht weiter auf theoretische Hintergründe zu Schweiß Eigenspannungen eingegangen werden.

## 2.3 Duktiles Materialverhalten

Nach dem Überschreiten der Fließgrenze können sich duktile Materialien, wie Aluminium und seine Legierungen, plastisch verformen bzw. fließen. Dabei bewegen sich viele lokale Versetzungen im Kristallgitter des Metalls in die gleiche Richtung, sodass eine global bleibende Gestaltänderung die Folge ist. Je einfacher sich Versetzungen im Gitter bewegen können, umso einfacher erfolgt eine plastische Verformung. Da bei diesem Vorgang neue Versetzungen entstehen, behindern sich die einzelnen Versetzungen gegenseitig immer weiter, sodass die weitere plastische Deformation erschwert ist und das Material sich verfestigt (Versetzungsverfestigung). [33]

Bei ausreichend hoher Verformung finden nicht mehr nur noch Versetzungsbewegungen statt, sondern zusätzlich eine Schädigung des Materials, welche durch Hohlraumbildung und -wachstum bis zum globalen Versagen des Materials führt. Dieses Materialverhalten wird in numerischen Simulationen in der Regel durch die Implementierung eines elastisch-plastischen Materialmodells sowie durch ein Schädigungsmodell abgebildet [34]. Hierbei können insbesondere das Schädigungs- und Fließverhalten des Werkstoffes entweder gekoppelt (d.h. abhängig voneinander) oder nicht gekoppelt modelliert werden [35].

### 2.3.1 Fließverhalten

Das Fließverhalten (bzw. Verfestigungsverhalten) eines Werkstoffes wird typischerweise aus einem einachsigen Zugversuch durch Auswertung der Kraft-Verschiebungskurve bestimmt. Die Kraft-Verschiebungskurve lässt sich direkt in die technische Spannungs-Dehnungskurve umrechnen, in der sich die technische Spannung  $\sigma_t$  auf den Ausgangsquerschnitt und die technische Dehnung  $\varepsilon_t$  auf die Ausgangslänge bezieht. Sowohl die Länge als auch der Querschnitt einer Probe ändert sich jedoch während eines Versuches zunehmend, wodurch die technische Spannungs-Dehnungskurve die Spannungen und Dehnungen in der Probe zunehmend unterschätzt. Dieser Umstand kann durch die Berechnung der sogenannten wahren Spannungen  $\sigma$

und der wahren (Gesamt-)Dehnungen  $\varepsilon$  berücksichtigt werden. Die wahren Dehnungen lassen sich unter Annahme von Volumenkonstanz mittels

$$\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_t) \quad (2-1)$$

aus den technischen Dehnungen berechnen. Die wahren Spannungen

$$\sigma = \sigma_t(1 + \varepsilon_t) \quad (2-2)$$

ergeben sich aus den technischen Spannungen und Dehnungen.

Für die Modellierung des Fließverhaltens von Metallen haben sich verschiedene Ansätze etabliert. Allen Modellen ist jedoch gemein, dass die Beziehung zwischen Spannung und Gesamtdehnung bei elastischer Verformung typischerweise durch das *Hooke'sche* Gesetz

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \quad (2-3)$$

mit dem Elastizitätsmodul  $E$  als Proportionalitätsfaktor abgebildet werden kann.

Nach dem Überschreiten der Fließgrenze setzt sich die Gesamtdehnung aus einem elastischen  $\varepsilon_{el}$  und einem plastischen  $\varepsilon_{pl}$  Anteil zusammen

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (2-4)$$

wobei der elastische Anteil anhand von Gleichung (2-3) berechnet wird. Damit ergibt sich die plastische Dehnung bei bekannter Gesamtdehnung und Spannung zu

$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}. \quad (2-5)$$

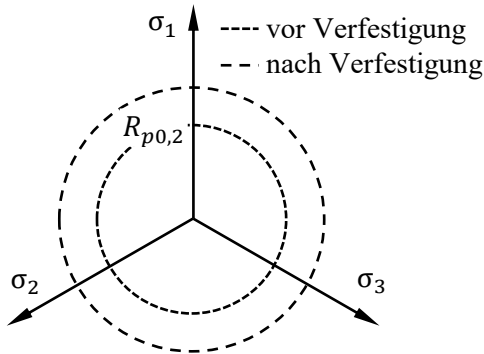
Die Gleichungen (2-1) und (2-2) gelten nur solange ein homogener Spannungs- und Dehnungszustand in der Probe vorliegt. Sobald sich die Probe einschnürt und damit die Zugfestigkeit erreicht ist, sind die Spannungen und Dehnungen sowohl entlang Probenlänge als auch über den Querschnitt inhomogen. Daher wird zur Beschreibung des Verfestigungsverhaltens im Allgemeinen die Fließkurve verwendet, welche eine Vergleichsspannung in Abhängigkeit einer plastischen Vergleichsdehnung dargestellt. Die gängigste Methode zur Berechnung einer Vergleichsspannung für duktile Metalle ist die Vergleichsspannung nach *von Mises*

$$\sigma_{vM} = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2)}, \quad (2-6)$$

welche sich aus den drei Hauptspannungen  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  und  $\sigma_3$  berechnen lässt. Im einachsigen Spannungszustand (d.h. vor Beginn der Einschnürung) ist die Vergleichsspannung nach *von Mises* identisch mit der wahren Spannung. Bis dahin ergibt sich die Fließkurve daher aus der wahren Spannungs-Dehnungskurve, indem die elastische Dehnung von der wahren (Gesamt-)Dehnung abgezogen wird.

Für jeden Punkt der Fließkurve ergibt sich für einen mehrachsigen Spannungszustand eine Fließoberfläche im Hauptspannungsraum, die einen Zylinder um die hydrostatische Achse ( $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ ) darstellt (Abbildung 2-3a). Die Zylinderform resultiert daraus, dass die Vergleichsspannung nach von Mises nur die von der hydrostatischen Spannung abweichenden Anteile der Spannungen berücksichtigt. Sobald Verfestigung auftritt, erhöht sich die benötigte Spannung, um das Material plastisch zu verformen, wodurch sich die Zylinderoberfläche vergrößert.

a)



b)

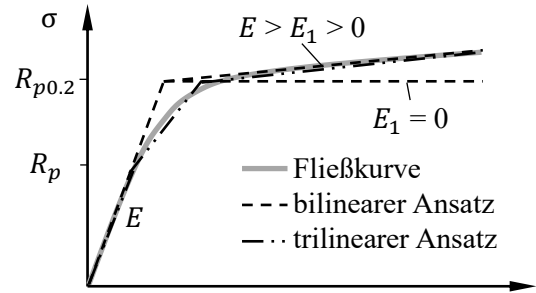


Abbildung 2-3: a) Fließgrenze vor und nach isotroper Verfestigung nach von Mises im Hauptspannungsraum

b) Spannungs-Dehnungskurve mit bi- und trilinearem Ansatz

Analog zur Vergleichsspannung nach von Mises lässt sich eine Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{eq}$  nach von Mises berechnen [36]:

$$\varepsilon_{eq} = \varepsilon_{vM} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}. \quad (2-7)$$

Für das Fließverhalten bei nicht monotoner Belastung muss berücksichtigt werden, dass plastische Verformungen unabhängig von der Richtung zur Verfestigung führen. Die Ermittlung der plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{eq,pl}$  mit Gleichung (2-5) aus der Vergleichsdehnung kann jedoch zu negativen Vorzeichen und damit zu einer Entfestigung führen. Daher wird für das Fließverhalten eine akkumulierte plastische Vergleichsdehnung

$$\bar{\varepsilon}_{eq,pl} = \int |\dot{\varepsilon}_{eq,pl}| dt \quad (2-8)$$

berechnet, indem der Betrag der plastischen Vergleichsdehnrates  $\dot{\varepsilon}_{eq,pl}$  über die gesamte Belastungshistorie integriert wird. Im Rahmen dieser Arbeit ist für alle Berechnungen, Simulationen und Auswertungen immer die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung ausschlaggebend. Daher ist in allen weiteren Kapiteln zur Vereinfachung immer die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung gemeint, wenn von der plastischen Dehnung gesprochen wird. Zudem wird in der Schreibweise für die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung auf den Überstrich verzichtet und nur  $\varepsilon_{eq,pl}$  geschrieben.

Je nach Anforderung an das Materialmodell wird der Zusammenhang zwischen Spannung und plastischer Dehnung mit verschiedenen Ansätzen abgebildet. Die einfachste Methode ist die Anwendung eines bilinearen Modells, in welchem entweder ideal-plastisches Materialverhalten ohne Verfestigung oder verfestigendes Materialverhalten abgebildet wird (Abbildung 2-3b). In dem Modell wird die Spannungs-Dehnungs-Beziehung unterhalb der Fließgrenze mittels Gleichung (2-3) bestimmt. Oberhalb der Fließgrenze, welche bei Aluminiumlegierungen typischerweise durch die 0.2 %-Dehngrenze  $R_{p0.2}$  festgelegt ist, erfolgt die Berechnung mit

$$\sigma = R_{p0.2} + E_1 \varepsilon_{pl} \text{ mit } \varepsilon_{pl} = \varepsilon - \frac{R_{p0.2}}{E}, \quad (2-9)$$

worin der Verfestigungsmodul  $E_1$  angibt, wie stark sich das Material verfestigt. Mit  $E_1 = 0$  ergibt sich ein ideal-plastisches Materialverhalten.

Eine Erweiterung des bilinearen Modells ist ein trilineares Modell, in dem der Übergang von elastischem zu elastisch-plastischem Materialverhalten genauer abgebildet wird, indem ein weiterer linearer Bereich zwischen Ende des elastisch-proportionalen Bereichs  $R_p$  und der Dehngrenze  $R_{p0.2}$  eingeführt wird. Für eine noch genauere Abbildung des Fließverhaltens können aus der Kraft-Verschiebungskurve für jeden Datenpunkt eine Spannung und Dehnung berechnet werden, sodass sich der Verfestigungsmodul jeweils abschnittsweise durch die lineare Verbindung der so erhaltenen Punkte ergibt.

Muss die Fließkurve bis zum Probenbruch bekannt sein, müssen die Berechnungen nach Gleichungen (2-1) und (2-2) erweitert werden. Dies erfolgt typischerweise entweder durch die Extrapolation bzw. den Fit der experimentellen Daten mit einer analytischen Beziehung oder durch Ermittlung der Parameter in iterativen numerischen Simulationen. Einen Überblick über bewährte Funktionen für duktile Metalle gibt Tabelle 2-1.

Tabelle 2-1: Bewährte Funktionen zur Beschreibung der Fließkurve von Metallen [37, 38]

Berechnung nach	Formel	Anwendungsbereich
<i>Hollomon</i>	$\sigma = K \cdot \varepsilon_{pl}^n$	Verfestigung ohne Sättigung (meiste Aluminiumlegierungen)
<i>Ludwik</i>	$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon_{pl}^n$	Wie <i>Hollomon</i>
<i>Swift</i>	$\sigma = K \cdot (\varepsilon_0 + \varepsilon_{pl})^n$	Wenn bereits Kaltumformung sattgefunden hat
<i>Voce</i>	$\sigma = \sigma_0 + m\varepsilon_{pl} + \dots$ $\dots K(1 - \exp(-n\varepsilon_{pl}))$	Verfestigung mit Sättigung (häufig bei Stählen)

Anmerkungen:  $\sigma_0 = R_{p0.2}$ : Fließgrenze;  $n$ : Verfestigungsexponent;  $K$ : Verfestigungskoeffizient;  $\varepsilon_0$ : Vordehnung;  $m$ : Dehnungskoeffizient im *Voce*-Gesetz

Für die Berechnung der Parameter anhand experimenteller Ergebnisse können charakteristischer Punkte der Fließkurve herangezogen werden. So kann der der Verfestigungsexponent für die Gleichung nach *Hollomon* mit der plastischen Dehnung  $\varepsilon_m$  bei Erreichen der Zugfestigkeit gleichgesetzt werden:  $n = \varepsilon_m$ , *Considère*-Kriterium [39]. Daraus ergibt sich die Verfestigungskoeffizient als

$$K = \frac{\sigma_{R_m}}{\varepsilon_m} \quad (2-10)$$

worin  $\sigma_{R_m}$  die wahre Spannung beim Erreichen der Zugfestigkeit ist. Dadurch lässt sich die Funktion anhand eines einachsigen Zugversuchs einfach kalibrieren. Je nach Material und Anforderung an die Genauigkeit der Fließkurve werden die in Tabelle 2-1 genannten Funktionen häufig auch kombiniert oder erweitert. Die Kombination aus den Funktionen nach *Swift* und *Ludwik* ergibt beispielsweise

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot (\varepsilon_0 + \varepsilon_{pl})^n \quad (2-11)$$

und erlaubt sowohl die Berücksichtigung der Fließgrenze als auch einer etwaigen Vorverformung. Das häufig verwendete *Johnson-Cook*-Modell [40] ist ein Beispiel für eine Erweiterung, bei der die Gleichung nach *Ludwik* mit einem dehnratenabhängigen sowie mit einem temperaturabhängigen Term multipliziert wird und dadurch entsprechende Abhängigkeiten berücksichtigt werden können.

Weiterhin ist es möglich, die Fließkurve anhand von iterativen numerischen Simulationen zu bestimmen. Dies bietet den Vorteil gegenüber analytischen Modellen, dass auf diese Weise das Verfestigungsverhalten sehr genau abgebildet werden kann. Zudem ist eine Berücksichtigung werkstoffspezifischer Details in Kurvenverläufen möglich, die die Idealisierung mit einer analytischen Funktion nicht ohne weiteres bietet. Nachteilig sind jedoch der hohe Aufwand (Modellbildung, iterative Simulationen, Abgleich mit experimentellen Ergebnissen) und die Abhängigkeit des Ergebnisses von dem gewählten Materialmodell und von der Vernetzung. Unter Umständen kann die Abhängigkeit von der Vernetzung auch vorteilhaft verwendet werden, um für eine spezielle Vernetzungsgüte eine modellabhängige Fließkurve zu definieren und so durch eine etwaige gröbere Vernetzung im Modell Rechenzeit einzusparen.

Für die iterative Bestimmung der Fließkurve wird die Kurve mit geeigneten Methoden so lange angepasst, bis ein Konvergenzkriterium, wie beispielsweise die Differenz zwischen den globalen Kraft-Verschiebungskurven in Simulation und Experiment, erfüllt ist. Eine Methode ist, ausgehend von dem letzten aus Experimenten berechneten Wert (d.h. bei einsetzender Einschnürung) die Fließkurve stückweise bis zum Probenbruch zu erweitern. Ein entsprechendes Vorgehen wird von *Gannon* [41] beschrieben und ist in Abbildung 2-4a schematisch dargestellt.

Der Vorteil dieser Methode ist, dass zunächst keine Annahme über den unbekannten Teil der Fließkurve getroffen werden muss. Jedoch kann dies je nach Schrittweite zu langen Rechenzeiten führen. Alternativ dazu bieten sich Methoden an, die die gesamte Fließkurve in jedem Schritt anpassen [42, 43]. Die prinzipielle Vorgehensweise nach *Bao* [42] ist wie folgt beschrieben. Zunächst wird eine Annahme für den unbekannten Verlauf der Fließkurve nach Beginn der Einschnürung getroffen (z.B. ideal plastisch, Abbildung 2-4b, oder mittels *Hollomon*-Gleichung [43]) und die resultierende simulierte Kraft-Verschiebungskurve mit dem entsprechenden experimentellen Ergebnis verglichen. Zu jedem Punkt auf der simulierten Kraft-Verschiebungskurve werden die zugehörige maximale Vergleichsspannung und plastische Dehnung im Modell bestimmt, d.h. der entsprechende Punkt auf der alten Fließkurve. Jeder Punkt der alten

Fließkurve  $\sigma_{vM,i}(\varepsilon_{eq,pl,i})$  wird anschließend um den relativen Fehler der Kraft zwischen Experiment und Simulation korrigiert

$$\sigma_{vM,i+1} = \sigma_{vM,i} \frac{F_{Experiment}}{F_{FEM,i}}, \quad (2-12)$$

um die neue Fließkurve  $\sigma_{vM,i+1}(\varepsilon_{eq,pl,i+1} = \varepsilon_{eq,pl,i})$  zu erhalten. Diese Schritte werden so lange wiederholt, bis die Abweichung zwischen Experiment und Simulation gering ist bzw. konvergiert. Liegt die initial angenommene Fließkurve bereits dicht am Endergebnis, genügen wenige Iterationen, um ein Konvergenzkriterium zu erfüllen.

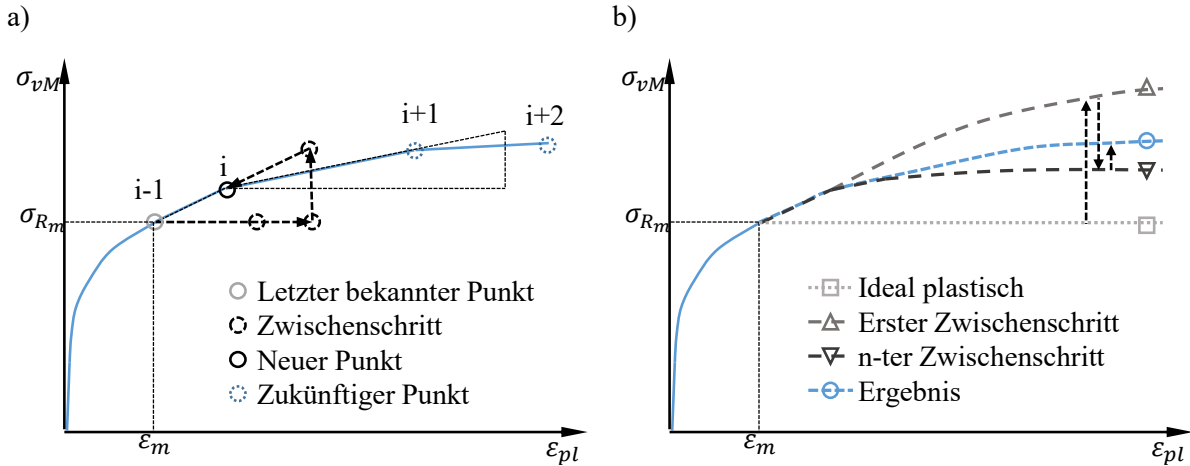


Abbildung 2-4: Iterative Bestimmung der Fließkurve  
a) nach der Methode von Gannon [41]  
b) nach der Methode von Bao [42]

### 2.3.2 Schädigungsmechanismen

Es ist allgemein bekannt, dass die Bruchdehnung und entsprechend auch die ertragbare Schädigung von Metallen vom Spannungszustand beeinflusst werden kann. Ein gängiges Maß, um den Spannungszustand zu charakterisieren, ist die Spannungsmehrachsigkeit

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{vM}} \quad (2-13)$$

wobei die hydrostatische Spannung  $\sigma_m$  durch

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (2-14)$$

definiert ist. Im räumlichen Spannungszustand kann  $\eta$  theoretisch beliebige Werte annehmen, wobei  $\eta = \infty$  für allseitigen Zug mit gleich großen Hauptspannungen und  $\eta = -\infty$  entsprechend allseitigen Druck repräsentiert. Für die Abhängigkeit der Bruchdehnung und Schädigung von der Spannungsmehrachsigkeit sind besonders relevante Werte  $\eta = 1/3$  (einachsiger Zug),  $\eta = 0$

(Schub) und  $\eta = -1/3$  (einachsiger Druck). Es hat sich gezeigt, dass sich die Schädigungsmechanismen unter Zugbelastung ( $\eta \geq 1/3$ ) von denen unter Schubbelastung ( $\eta \approx 0$ ) unterscheiden können. Sofern mehrachsiger Druck ( $\eta \leq -1/3$ ) auftritt, wird jedoch ein Versagen durch voranschreitende Schädigung unterdrückt [44]. Insbesondere auf die Mechanismen unter Zug- und Schubbelastung wird daher im Folgenden eingegangen.

### Zugbelastung

Im Bereich hoher Spannungsmehrachsigkeit  $\eta \geq 1/3$  ist der Ablauf der Schädigung sehr umfangreich untersucht worden und im Wesentlichen wie folgt [35]:

- Hohlraumwachstum
- Hohlraum(neu-)bildung
- Hohlraumvereinigung
- Makroskopischer Bruch

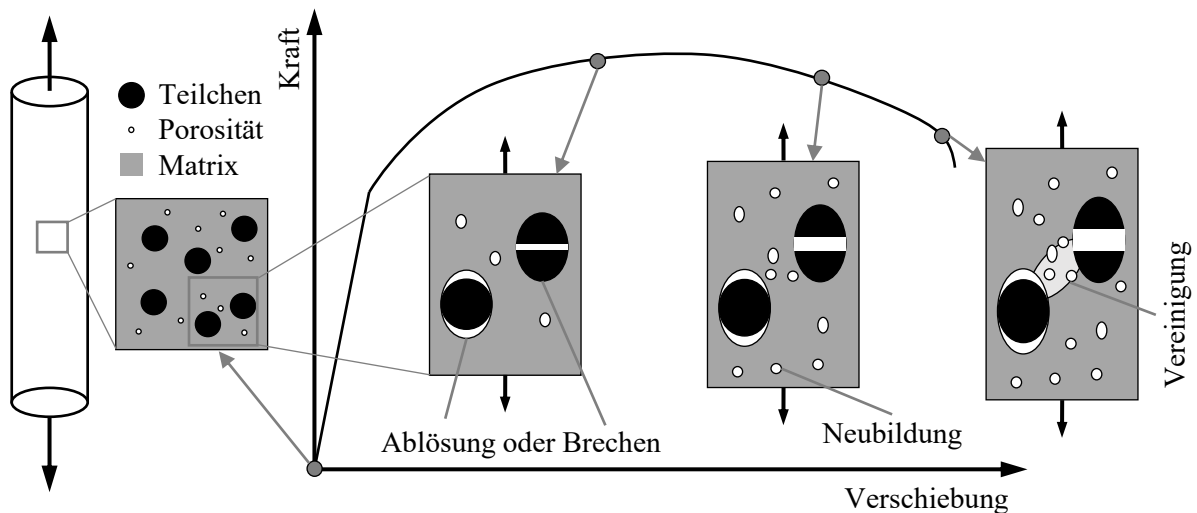


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung des Vorgangs der duktilen Schädigung durch intermetallische Phasen: Hohlraumbildung durch Ablösung der Matrix oder durch Bruch von großen Teilchen, Hohlraumwachstum und Neubildung an kleinen Teilchen, Hohlraumvereinigung wird beschleunigt durch Hohlraumwachstum an kleinen Teilchen (nach [45])

Abbildung 2-5 zeigt schematisch den Vorgang während verschiedener Stadien eines Zugversuchs. Dabei ist festzuhalten, dass Hohlraumneubildung vorrangig an großen Teilchen beginnt. Die Eigenschaften der Matrix bestimmen, ob die Teilchen brechen („harte“ Matrix) oder sich die Matrix vom Teilchen löst („weiche“ Matrix). Die in-situ Untersuchungen von *Achouri et al.* [46], dargestellt in Abbildung 2-6, zeigen beispielhaft den Vorgang des Ablösens in Abhängigkeit des Verlaufs der Kraft-Verschiebungskurve. Nach Überschreiten der Maximalkraft nimmt das Hohlraumwachstum stark zu. Zusätzlich dazu können sich neue Hohlräume an kleineren Teilchen und Ausscheidungen bilden (Abbildung 2-5). Bei steigender Verformung beginnen sich Hohlräume zu vereinigen, entweder durch Einschnürung im Ligament zwischen

zwei Hohlräumen oder durch Ausbildung eines Scherbandes im Ligament zwischen den Hohlräumen. Welcher Mechanismus vorliegt, ist durch die Anordnung der Hohlräume bedingt und wird in jedem Fall begünstigt, wenn im Ligament durch kleine Teilchen eine sekundäre Hohlraumpopulation entsteht, wie im Schema in Abbildung 2-5.

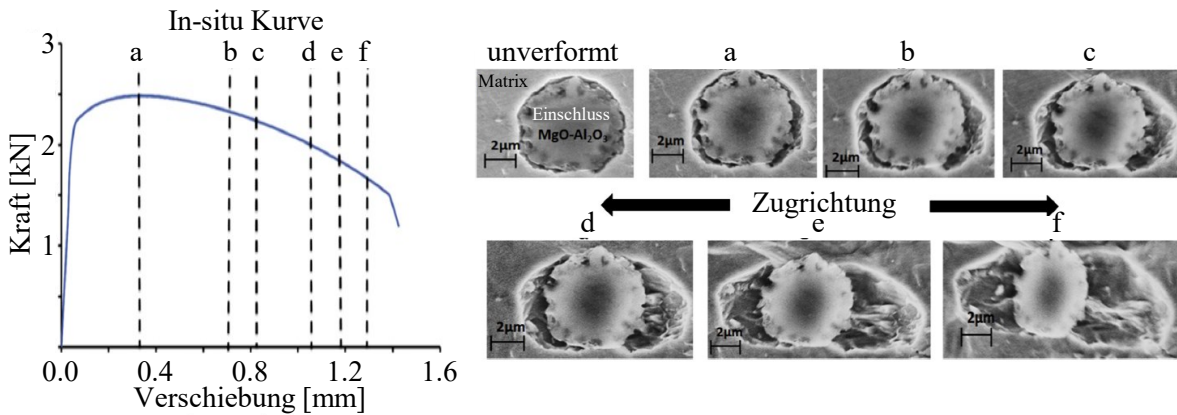


Abbildung 2-6: Hohlraumentwicklung um einen Einschluss während eines in-situ Zugversuchs an einem hochfesten niedrig legierten Stahl. Übersetzt aus [46]

Zudem zeigen neue Untersuchungen insbesondere bei Werkstoffen mit geringem Anfangshohlraumvolumen, dass bei Zugbelastung vor dem Hohlraumwachstum bereits Scherbänder schräg zur Belastungsrichtung auftreten können. In dem Fall kommt es erst bei sehr hohen Dehnungen zum Hohlraumwachstum trotz plastischer Deformation [47, 48].

### Schubbelastung

Im Bereich von  $\eta \approx 0$  sind die genauen Mechanismen noch Gegenstand der Forschung. Frühere Untersuchungen haben sich zumeist experimentell mit Hilfe von makroskopischen Proben und künstlich eingebrachten Hohlräumen [49] oder analytisch [50] mit dem Hohlraumwachstum beschäftigt. In neueren Beiträgen wird das Verhalten von Hohlräumen unter Schub zunehmend auch anhand von numerischen Untersuchungen an Einheitszellen [51, 52] und in-situ [46] untersucht. Im Allgemeinen wird wie unter Zugbelastung davon ausgegangen, dass Hohlraumbildung und -vereinigung die Schädigung verursachen. Im Detail unterscheiden sich die Mechanismen jedoch deutlich von den Abläufen unter Zugbelastung und sind wie folgt:

- Abflachung der Hohlräume bis hin zu Mikrorissen
- Verlängerung und Rotation der Mikrorisse
- Vereinigung der Mikrorisse
- Makroskopischer Bruch

Den Zustand bei beginnender Vereinigung von Hohlräumen zeigt schematisch Abbildung 2-7a. Hierbei bilden sich die Hohlräume wie im Zugversuch sowohl durch Ablösen der Matrix oder den Bruch von Teilchen. Allerdings ruft die Schubbelastung ein Abflachen der Hohlräume sowie eine Rotation selbiger hervor. Die zunehmende Rotation ist gut in den in-situ Untersuchungen von Achouri et al. [46] zu erkennen (Abbildung 2-7b). An den abgeflachten Enden der Hohlräume können zudem Mikrorisse entstehen (Abbildung 2-7a). Diese können

sich bei zunehmender Verformung und Wachstum vereinigen und so makroskopisch Risse erzeugen. Unter Umständen können die Hohlräume durch das Abflachen so weit zusammengedrückt werden, dass effektiv kein Hohlraum mehr vorhanden ist, sondern nur noch ein Riss. Neben der Vereinigung von Hohlräumen parallel zur Scherebene können sich bei geeigneter Hohlraumanordnung auch Hohlräume durch Ligamentbruch zwischen zwei Scherebenen vereinigen.

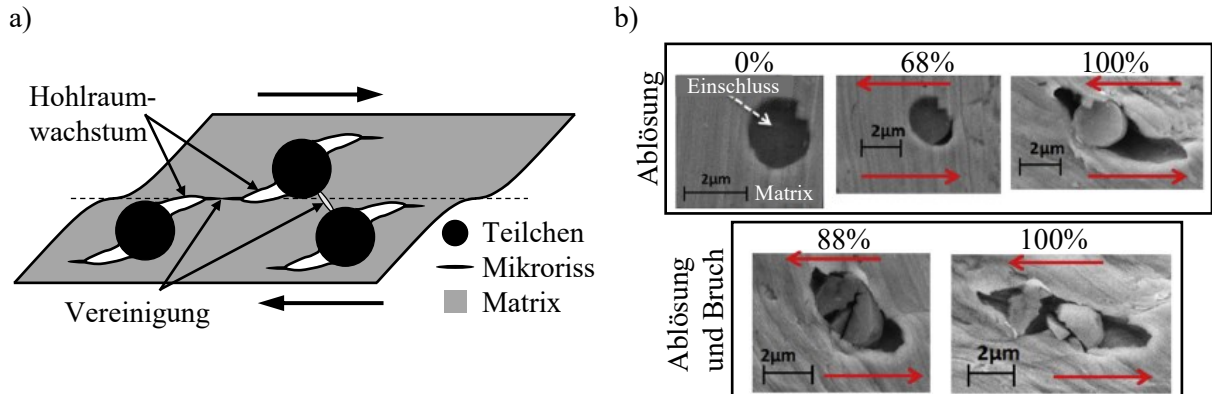


Abbildung 2-7: a) Hohlraumwachstum und Vereinigung unter Schub nach [53]  
 b) Hohlraumentwicklung durch Ablösung sowie Ablösung und Bruch um verschiedene Einschlüsse während eines in-situ Schubversuchs an einem hochfesten niedrig legierten Stahl. Die Prozentangaben entsprechen der zugehörigen globalen Verschiebung in Bezug auf die Bruchverschiebung. Übersetzt aus [46]

## 2.4 Modelle für duktile Schädigung

Obwohl die grundlegenden Mechanismen der duktilen Schädigung bekannt und seit langem erforscht sind, ist die Modellierung unter verschiedensten Material- und Belastungskombinationen immer noch eine Herausforderung, insbesondere sofern Hohlraumwachstum und Hohlraumvereinigung detailliert mitbeschrieben werden sollen [35]. Die meisten Modelle lassen sich unter anderem in mikrostrukturbasierte und phänomenologische Modelle einteilen.

### 2.4.1 Mikrostrukturbasierte Modelle

In diesen Modellansätzen ist das Ziel, das Versagen des Materials anhand der Vorgänge auf Mikrostrukturebene zu beschreiben. Vor allem für die duktile Schädigung von Metallen unter Zugbelastung, in der Hohlraumwachstum und Vereinigung maßgeblich für das Versagen verantwortlich sind, wurden entsprechende Modelle entwickelt. Genannt werden soll im Rahmen dieser Arbeit beispielhaft das am meisten verwendete Modell von Gurson [54]. Das Gurson-Modell für die Schädigung duktiler Werkstoffe basiert auf dem Hohlraumwachstum eines porösen Materials bei hohen Spannungsmehrachsigkeiten von  $\eta > 1/3$ . Durch Tvergaard und Needleman [55] wurde das Modell erweitert und berücksichtigt in seiner weit verbreiteten Form (GTN-Modell) das Hohlraumwachstum vorhandener und neugebildeter Poren im Material. Durch ein beschleunigtes Hohlraumwachstum wird die Hohlraumvereinigung bei zunehmender

Verformung ab einem kritischen Hohlraumvolumen abgebildet. Schädigung infolge Scherdeformation kann, bedingt durch die Änderung des vorliegenden Schädigungsmechanismus, jedoch nicht korrekt vorhergesagt werden. Daher haben eine Reihe von Autoren Erweiterungen des GTN-Modells vorgeschlagen [53, 56-59]. Alle Erweiterungen für niedrige Spannungsmehrachsigkeiten basieren jedoch auf phänomenologischen Beobachtungen oder geometrischen Überlegungen und sind damit nicht mehr vollständig für alle Spannungszustände mikrostrukturell begründet. Je nach Form und Erweiterung des Modells sind neun oder mehr Parameter zu kalibrieren.

Zwar können ein großer Teil davon anhand von Literaturwerten, einfachen Zugversuchen und Mikrostrukturuntersuchungen bestimmt werden, die Kalibrierung erweist sich dennoch selbst für homogene Werkstoffe als aufwändig und häufig nicht eindeutig. Im Rahmen dieser Arbeit sollen insbesondere auch die stark inhomogenen Festigkeitseigenschaften in einer Schweißnahtumgebung örtlich fein aufgelöst abgebildet werden, wodurch die Identifikation zahlreicher Parameter zusätzlich erschwert ist.

## 2.4.2 Phänomenologische Modelle

Um die Modellierung des duktilen Versagens zu vereinfachen, können phänomenologische Modelle verwendet werden. Im Gegensatz zu mikrostrukturbasierten Modellen können phänomenologische Modelle mit z.T. sehr wenigen Parametern auskommen. Eine häufig angewendete Methode ist es, eine Grenzkurve für die plastische Dehnung in Abhängigkeit der Spannungsmehrachsigkeit zu definieren. Beim Überschreiten der Grenzkurve tritt Materialversagen auf. Im einfachsten Fall ist diese Grenzdehnung  $\varepsilon_f$  konstant, unabhängig von der in der Probe vorliegenden Spannungsmehrachsigkeit. Da  $\eta$  jedoch einen erheblichen Einfluss auf das Versagensverhalten hat, ist dieser Ansatz ungeeignet, um eine Vielzahl von Probengeometrien und Belastungsarten zu beschreiben. Um die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Spannungsmehrachsigkeit zu berücksichtigen, gibt es verschiedene Funktionsansätze für den Verlauf von  $\varepsilon_f(\eta)$ .

Ein Beispiel hierfür liefert die *Richtlinie Nichtlinear* [60] des Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM). Hierin ist die Grenzkurve definiert durch

$$\varepsilon_f(\eta) = \begin{cases} \varepsilon_{f,min} + (\varepsilon_{f,ref,1} - \varepsilon_{f,min})e^{-\beta\eta} & \text{für } \eta \geq 0 \\ \varepsilon_{f,ref,1} & \text{für } \eta < 0 \end{cases} \quad (2-15)$$

wobei  $\varepsilon_{f,min}$ ,  $\varepsilon_{f,ref,1}$  und  $\beta$  werkstoffabhängige Parameter sind, die anhand verschiedener Kennwerte eines einachsigen Zugversuchs bestimmt werden können. Die minimal ertragbare Dehnung lässt sich für Aluminiumknetlegierungen mit Hilfe der Bruchdehnung  $A_5$  berechnen.

$$\varepsilon_{f,min} = 5 \% \quad \text{für } A_5 \geq 6 \% \quad (2-16)$$

Die Referenzdehnung  $\varepsilon_{f,ref,1}$  entspricht der wahren Bruchdehnung bei einer Spannungsmehrachsigkeit von null und ist anhand der Brucheinschnürung  $Z$  abschätzbar

$$\varepsilon_{f,ref,1} = \ln\left(\frac{1}{1-Z}\right), \quad (2-17)$$

sofern die Bestimmung anhand experimenteller Ergebnisse (Schub- oder Torsionsversuche) nicht möglich ist. Für den Exponenten  $\beta$  gibt die Richtlinie für Aluminiumknetlegierungen

$$\beta = -\frac{1}{\eta_{ref,2}} \ln\left(\frac{\varepsilon_{f,ref,2} - \varepsilon_{f,min}}{\varepsilon_{f,ref,1} - \varepsilon_{f,min}}\right) \quad (2-18)$$

an. Eine Abschätzung der Referenz-Spannungsmehrschsigkeit

$$\eta_{ref,2} = \frac{1}{6} \left( 1 + e^{1.44 \left( Z - \frac{A_g}{1+A_g} \right)} \right) \quad (2-19)$$

bei der zugehörigen Referenzdehnung

$$\varepsilon_{f,ref,2} = \frac{1}{3} (2A_g + Z) \quad (2-20)$$

ist ebenfalls in Abhängigkeit der Ergebnisse im einachsigen Zugversuch gegeben, worin  $A_g$  die Gleichmaßdehnung ist. Mit dieser Methode wird zu jedem Zeitpunkt unabhängig von der Verformungsgeschichte geprüft, ob die Grenzkurve überschritten ist.

Da sich die Spannungsmehrschsigkeit während eines Versuches ändern kann und damit auch die inkrementelle Schädigung bei plastischer Verformung, wird eine duktile Schädigung

$$D = \int f(\eta) d\varepsilon_{eq,pl} \quad (2-21)$$

eingeführt. Hierin wird das Inkrement der plastischen Vergleichsdehnung  $d\varepsilon_{eq,pl}$  mit einer Schädigungsfunktion  $f(\eta)$  gewichtet. Diese Wichtungsfunktion kann als Reziprok der Grenzdehnung aufgefasst werden.

$$f(\eta) = \frac{1}{\varepsilon_f(\eta)} \quad (2-22)$$

Bei einer über den Versuchsverlauf konstanten Spannungsmehrschsigkeit versagt das Material, wenn die plastische Vergleichsdehnung die Grenzdehnung bei der zugehörigen Spannungsmehrschsigkeit erreicht. Entsprechend ist definiert, dass Versagen eintritt, wenn die Schädigung den Wert eins erreicht.

Für den Verlauf von  $\varepsilon_f(\eta)$  und entsprechend  $f(\eta)$  werden im Folgenden zwei weitere Ansätze im Detail beschrieben. Die Kombination der Funktionen von *Rice* und *Tracey* [61] und *Cockcroft* und *Latham* [62] wurde als das einparametrische *Rice–Tracey/Cockcroft–Latham* (RTCL) Kriterium im gleichen Jahr von *Urban* [1] und *Törnqvist* [2] vorgestellt. Dieser Ansatz benötigt lediglich die Bruchdehnung  $\varepsilon_{f,ut}$  im einachsigen Zugversuch als zu kalibrierenden Parameter und liefert dadurch ein einfach anwendbares Schädigungsmodell.

Um die Materialeigenschaften bei Schubbelastung besser abbilden zu können, ist zusätzlich zum Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  die Bruchdehnung  $\varepsilon_{f,s}$  bei reinem Schub experimentell zu ermitteln. Eine entsprechende zweiparametrische Funktion wurde von *Lee* [63] präsentiert und als *Bao–Wierzbicki* (BW) Kriterium bezeichnet. Beide Ansätze berücksichtigen, dass bei mehrachsiger Druckbelastung keine Materialschädigung zu erwarten ist [44], indem bei entsprechender Spannungsmehrachsigkeit  $f(\eta \leq -1/3) = 0$  gilt.

Die Unterteilung der Funktion in mehrere Bereiche der Spannungsmehrachsigkeit ist für das RTCL-Kriterium

$$f_{RTCL}(\eta) = \begin{cases} 0 & \text{für } \eta \leq -1/3 \\ \frac{2}{\varepsilon_{f,ut}} \frac{1 + \eta\sqrt{12 - 27\eta^2}}{3\eta + \sqrt{12 - 27\eta^2}} & \text{für } -1/3 < \eta < 1/3 \\ \frac{1}{\varepsilon_{f,ut}} \frac{\exp\left(\frac{3}{2}\eta\right)}{1.65} & \text{für } \eta \geq 1/3 \end{cases} \quad (2-23)$$

und das BW-Kriterium

$$f_{BW}(\eta) = \begin{cases} 0 & \text{für } \eta \leq -1/3 \\ \frac{1 + 3\eta}{\varepsilon_{f,s}} & \text{für } -1/3 < \eta \leq 0 \\ \frac{1}{9(\varepsilon_{f,ut} - \varepsilon_{f,s})\eta^2 + \varepsilon_{f,s}} & \text{für } 0 < \eta < 1/3 \\ \frac{3\eta}{\varepsilon_{f,ut}} & \text{für } \eta \geq 1/3 \end{cases} \quad (2-24)$$

ähnlich. Für das RTCL- und das BW-Kriterium können die beiden Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  und  $\varepsilon_{f,s}$  aus den Gleichungen (2-21) und (2-23) bzw. (2-24) berechnet werden, wenn die Entwicklung der plastischen Vergleichsdehnung und der Spannungsmehrachsigkeit bekannt ist und Bruchversagen bei  $D = 1$  angenommen wird. Für das RTCL-Kriterium ergibt sich

$$\varepsilon_{f,ut} = \int \frac{\exp\left(\frac{3}{2}\eta\right)}{1.65} d\varepsilon_{eq,pl} \quad (2-25)$$

und für das BW-Kriterium

$$\varepsilon_{f,ut} = \int 3\eta d\varepsilon_{eq,pl} \quad (2-26)$$

sowie

$$\varepsilon_{f,s} = \int (1 + 3\eta) d\varepsilon_{eq,pl}. \quad (2-27)$$

Sofern die Spannungsmehrachsigkeit im Schubversuch in den Bereich  $0 < \eta < 1/3$  fällt, muss jedoch eine iterative Bestimmung des Parameters  $\varepsilon_{f,s}$  vorgenommen werden.

Sofern bereits bekannte Funktionen nicht geeignet sind, um vorliegende experimentelle Ergebnisse zu beschreiben, beschreiben *Bao* und *Wierzbicki* [64] eine allgemeine Vorgehensweise, um die gesuchte Grenzkurve mit einer neuen Funktion zu konstruieren:

1. Durchführung einer Reihe von Versuchen mit unterschiedlichen Probengeometrien bzw. Belastungen und Ermittlung von Kraft-Verschiebungskurven.
2. Numerische Simulation der Versuche.
3. Identifikation des Ortes der Rissinitiierung und der Bruchverschiebung für jeden Versuch.
4. Berechnung der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Entwicklung am Rissinitiierungsort für jeden Versuch.
5. Ermittlung von  $\varepsilon_{eq,pl}$  bei der Bruchverschiebung und Berechnung der mittleren Spannungsmehrachsigkeit für jeden Versuch.
6. Eintragen der Ergebnisse aus Schritt 5 im  $\varepsilon_f$ - $\eta$ -Diagramm sowie Konstruktion der Grenzkurve anhand der Punkte.

Die bisher beschriebene Methodik geht davon aus, dass die Spannungsmehrachsigkeit ausreicht, um die Abhängigkeit der Bruchdehnung vom Spannungszustand zu definieren. Im allgemeinen dreidimensionalen Fall kann  $\eta$  jedoch ungenügend sein, um den aktuellen Spannungszustand zu definieren. Zusätzlich muss der *Lode*-Winkel-Parameter  $\xi$  berücksichtigt werden. Dieser ist abhängig vom *Lode*-Winkel

$$\theta = \frac{1}{3} \arccos \left( \frac{3\sqrt{3}J_3}{2J_2^{2/3}} \right) \quad (2-28)$$

mit  $J_2$  und  $J_3$  als zweitem und drittem Spannungsdeviator und hat in der Literatur zwei unterschiedliche Definitionen. Sowohl die erste

$$\xi = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_{eq}^3} = \frac{3\sqrt{3}J_3}{2J_2^{2/3}} = \cos(3\theta) \quad (2-29)$$

als auch die zweite Definition

$$\xi = \frac{2(\sigma_2 - \sigma_3)}{\sigma_1 - \sigma_3} - 1 \quad (2-30)$$

schränken  $-1 \leq \xi \leq 1$  auf den gleichen Wertebereich ein, wobei die Werte zwischen Null und den Grenzen zwar ähnlich, aber unterschiedlich sind. Im Rahmen dieser Arbeit wird im Weiteren nur die erste Definition verwendet. Mit der hydrostatischen Spannung, der Vergleichsspannung und dem *Lode*-Winkel-Parameter ist ein dreidimensionaler Spannungszustand vollständig definiert. Diese drei Parameter stellen Zylinderkoordinaten im Hauptspannungsraum dar, wobei die hydrostatische Spannung als Zylinderachse und der Vergleichsspannung als Radius zu verstehen sind.

Für den ebenen Spannungszustand sind  $\eta$  und  $\xi$  abhängig voneinander. Die entsprechende Beziehung wurde von *Wierzbicki* und *Xue* [65] wie folgt definiert

$$\xi = -\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right), \quad (2-31)$$

wodurch die Definition der Bruchdehnung in Abhängigkeit einer dieser Parameter ausreichend ist. Für einen allgemeinen dreidimensionalen Spannungszustand gilt dies jedoch nicht. Verschiedene Arbeiten [66-71] haben gezeigt, dass die Bruchdehnung zusätzlich zur Spannungsmehrachsigkeit auch von dem *Lode*-Winkel-Parameter abhängen kann. Um dies zu berücksichtigen, wird auch die Schädigungsfunktion in Abhängigkeit von beiden Parametern

$$f(\eta, \xi) = \frac{1}{\varepsilon_f(\eta, \xi)} \quad (2-32)$$

definiert. Aus der Grenzkurve für die Dehnung wird dadurch eine Grenzfläche, aus der die Grenzkurve  $\varepsilon_f(\eta)$  als eine Projektion in die  $\varepsilon_f$ - $\eta$ -Ebene hervor geht (Abbildung 2-8).

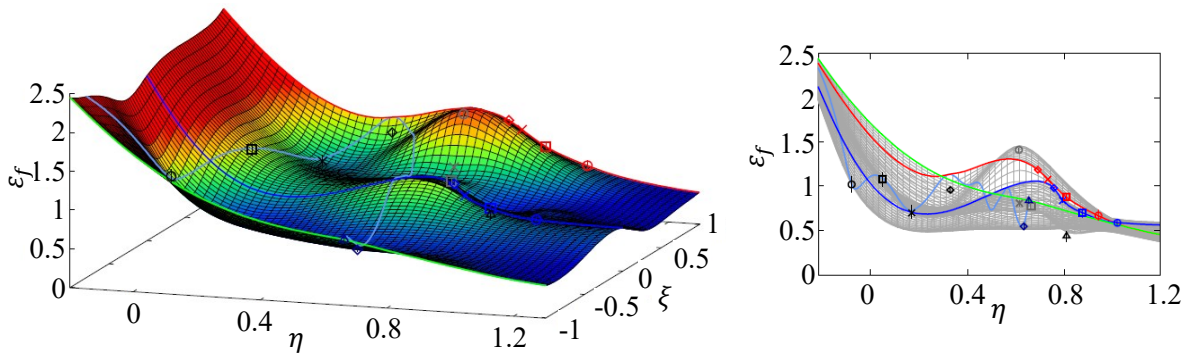


Abbildung 2-8: Projektion einzelner Kurven auf der Grenzfläche im  $(\eta, \xi, \varepsilon_f)$ -Raum in die  $(\eta, \varepsilon_f)$ -Ebene [69]

Die Abhängigkeit der Bruchdehnung vom *Lode*-Winkel-Parameter kann auf unterschiedliche Weise im Modell berücksichtigt werden. *Wierzbicki* und *Xue* [65] schlagen eine symmetrische Grenzfläche zur  $\xi = 0$  –Ebene vor, während die Grenzfläche nach *Bai* und *Wierzbicki* [66] parabelförmig asymmetrisch ist. Da die Grenzfläche sehr komplex sein kann, wurde von *Basaran* [69] ein Fit mittels biharmonischen Splines angewandt, welcher in Abbildung 2-8 links gezeigt ist.

## 2.5 Stand der Technik zur Modellierung geschweißter Aluminiumstrukturen

Da die Fugestellen einer geschweißten Aluminiumstruktur einen wesentlichen Einfluss auf das Tragverhalten hat, müssen diese in der Auslegung berücksichtigt werden. Dies kann im einfachsten Fall mittels Sicherheitsfaktoren und Festigkeitsbeiwerten geschehen [72, 73], die die geringere Festigkeit insbesondere der WEZ global abdecken. Dabei kann die Festigkeit im

weichgeglühten Zustand herangezogen werden. Diese Methoden sind dadurch häufig sehr konservativ ausgelegt, wodurch das volle Potential eines Bauteils bzw. Werkstoffes nicht ausgenutzt wird.

Eine genauere Abbildung des Bauteilverhaltens erlauben daher numerische Simulationen unter Berücksichtigung des lokalen Versagens der Fügestelle. Dieses wird in der Literatur unterschiedlich detailreich modelliert.

Insbesondere wenn es das Ziel ist, große Strukturen, wie Schiffssegmente zu simulieren, wird die Fügestelle stark vereinfacht. *Urban* [1] berücksichtigte in der Simulation von Axialdruckversuchen an geschweißten Aluminium-Kreuzstößen keine WEZ und SZ, zeigte aber an der Simulation von Box-Profilen unter Berücksichtigung einer festigkeitsreduzierten WEZ, dass dort Bruchversagen auftritt. Aufbauend darauf zeigten *Haris* und *Amdahl* [74] die Abhängigkeit des Beulverhaltens der Kreuzstöße von den Randbedingungen, ebenfalls ohne Berücksichtigung der WEZ und SZ. *Benson et al.* [5] und *Khedmati et al.* [6] zeigten unter Berücksichtigung einer festigkeitsreduzierten WEZ zudem, dass die Ausdehnung dieser einen deutlichen Einfluss auf die Traglast hat, jedoch ohne die Modellierung einer SZ und Bruchversagen.

Die Einteilung der WEZ in nur eine Zone ist jedoch sehr grob. Für eine detailliertere Modellierung der WEZ haben mehrere Autoren eine Vielzahl von Kleinproben parallel zur Schweißnaht entnommen und diese in Zugversuchen getestet. *Wang et al.* [11] haben in einem Abstand von je 4 mm Proben entnommen, die WEZ in 6 Zonen eingeteilt und das Verhalten der WEZ in Zugversuchen senkrecht zur Naht simuliert. *Gallais et al.* [12] entnahmen aus einer reibrührgeschweißten Stumpfnahht Proben für vier Zonen zwischen der Mitte der Schweißnaht und dem GWS, wodurch in numerischen Simulationen Dehnungsverteilungen in guter Übereinstimmung mit mittels Digitaler Bildkorrelation (engl. digital image correlation DIC) gemessenen Dehnungen erreicht wurden. Von beiden Autoren wurde das Bruchversagen der Proben lediglich im Querschnitt mit der geringsten Festigkeit bzw. höchsten Dehnung untersucht. *Simar et al.* [75] haben ebenfalls anhand von Kleinproben parallel zur Naht die Fließeigenschaften in der WEZ einer Reibrührschweißnaht bestimmt. Anhand von Mikrostrukturuntersuchungen und weiteren Annahmen wurde ein mikrostrukturbasiertes Schädigungsmodell kalibriert und die Schädigungsparameter als konstant in der gesamten Probe angenommen. Damit konnte eine gute Übereinstimmung der experimentellen und numerischen globalen Kraft-Verschiebungskurve senkrecht zur Naht erzielt werden.

In diesen Untersuchungen zeigte sich, dass im Zugversuch quer zur Naht die Lokalisation der Dehnungen im Bereich mit der geringsten Festigkeit, d.h. der WEZ, erfolgt. Damit einhergehend kommt es dort zu einem Anstieg der Spannungsmehrachsigkeit und zum Bruch. Diesen Umstand machten sich mehrere Autoren [14, 76, 77] zu Nutze und definierten für das Bruchversagen ein Kohäsivzonenmodell im Querschnitt mit der geringsten Festigkeit. Damit ließ sich das Versagen durch den bekannten Risspfad dort effizient auch für große Strukturen bestehend aus Plattenelementen mit großen Elementkantenlängen im Vergleich zur Plattendicke modellieren. Weiterhin sind Multi-Material-Modelle für Schalenelemente, wie von *Arif et al.* [78], ein vielversprechender Ansatz zur Abbildung der inhomogenen Materialeigenschaften innerhalb der WEZ mit großen Schalenelementen. *Arif et al.* haben in Schalenelementen mit erhöhter

Integrationspunktanzahl die Integrationspunkte je nach Entfernung zur Schweißnaht entweder auf Eigenschaften der WEZ oder des GWS zugreifen lassen. Dadurch konnten Maxima der Spannung und plastischen Dehnung in guter Übereinstimmung mit einem Referenz-Volumenmodell eines Biegeversuchs berechnet werden bei gleichzeitig deutlich größeren Elementkantenlängen und verringerter Rechenzeit.

Um die plastische Deformation in der WEZ möglichst detailliert und kontinuierlich abzubilden, ohne eine Vielzahl von Kleinproben anfertigen zu müssen, gibt es verschiedene Ansätze. Zum einen besteht die Möglichkeit, die Entwicklung der Festigkeitseigenschaften in der Schweißnahtumgebung anhand von Schweißprozesssimulationen abzuschätzen [8-10]. In diesen wird entweder anhand der Temperatur-Zeit-Entwicklung auf die Mikrostrukturentwicklung in der WEZ nach dem Ende der Simulation geschlossen oder unter Einsatz gekoppelt thermisch-mechanischer Modelle direkt eine Veränderung der Materialeigenschaften durch den Wärmeeintrag berechnet. Diese Simulationen sind allerdings sehr komplex und insbesondere die Anwendung gekoppelt thermisch-mechanischer Modelle auf die WEZ noch Gegenstand aktueller Forschung.

In neueren Ansätzen zur Modellierung der WEZ ist es häufig das Ziel, zum einen den experimentellen Aufwand der Fertigung einer Vielzahl von Kleinproben in verschiedenen Abständen parallel zur Naht zu minimieren und dabei zum anderen die Dehnungslokalisation der inhomogenen WEZ unter Zug abzubilden. Bereits *Zheng et al.* [13] platzierten eine Reihe von Dehnmessstreifen (DMS) auf der Probenoberfläche geschweißter Aluminiumbleche, um an verschiedenen Positionen in der Schweißnahtumgebung (SZ, WEZ und GWS) Spannungs-Dehnungskurven aufnehmen zu können. Dieser Ansatz lässt sich verfeinern, indem anstelle von DMS die digitale Bildkorrelation zum Einsatz kommt und damit die Dehnungsentwicklung an der Probenoberfläche wesentlich feiner aufgelöst werden kann [14, 15]. *Scheider et al.* [77] nutzen diesen Ansatz, um mit den aus der DIC gewonnenen Dehnungen ein ortsabhängiges Materialmodell iterativ zu kalibrieren. Die Parameter der jeweiligen Fließkurve wurden an 13 Stellen in der WEZ optimiert und dazwischen interpoliert, sodass nach einem Optimierungsprozess die in der DIC ermittelte Dehnungsverteilung quer zur Naht in verschiedenen Stadien des Zugversuchs korrekt abgebildet wurde. Durch diesen Ansatz genügt eine Probe zur Bestimmung der Verfestigungseigenschaften in der WEZ. Ebenfalls mittels numerisch iterativen Methoden haben *Hoang et al.* [79] die Fließeigenschaften erfolgreich in der WEZ bei bekanntem GWS und SZ anhand von Zugversuchen quer zur Naht bestimmt. Die örtlich fein aufgelösten Verfestigungsparameter wurden ausgehend von in Fließspannungen umgewerteten Härteprüfungen aus einer Härteverteilung numerisch iterativ bestimmt.

*Awang Draup et al.* [80] nutzen ebenfalls ein Härtemapping zur ortsabhängigen Festlegung der Dehngrenze in der Umgebung einer Reibrühr-Schweißnaht. Die Dehngrenze wurde hier jedoch nicht an geschweißten Proben bestimmt, sondern an separat gefertigten Kleinzugproben, welche einer schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung unterzogen wurden. Die notwendigen Parameter der Wärmebehandlung haben *Awang Draup et al.* für insgesamt vier Bereiche aus einer validierten thermomechanisch gekoppelten Simulation bestimmt. Zusätzlich zur Fließgrenze lieferten diese Zugversuche auch die anderen Parameter der Fließkurve nach *Ludwik*

(Tabelle 2-1) im Rahmen des verwendeten *Johnson-Cook*-Modells, welches eine temperatur- und dehnratenabhängige Erweiterung der Gleichung nach *Ludwik* darstellt. Während für die Fließgrenze eine lokal sehr fein aufgelöste Zuweisung über das Härtemapping erfolgte, wurden die anderen Parameter nicht interpoliert, sondern sind in einem gewissen Bereich als konstant angenommen worden. Durch die Bestimmung der *Johnson-Cook*-Parameter anhand von Versuchen mit klar definierten Wärmebehandlungen haben die Modellparameter eine klare Verbindung zur bekannten Mikrostruktur und beziehen sich damit nicht nur auf die speziell untersuchte Schweißnaht.

Allen beschriebenen Ansätzen mit sehr detaillierter Auflösung der Festigkeitseigenschaften in der WEZ ist gemein, dass die lokalen Dehnungen unter Zugbelastung besser abgebildet werden können als Modelle mit grober Einteilung der WEZ. Eine ganzheitliche Betrachtung in diesem Detailgrad, welche sowohl das Bruchversagen der SZ und des GWS als auch der WEZ und insbesondere auch unter niedriger Spannungsmehrachsigkeit betrachtet, ist jedoch nach aktuellem Kenntnisstand in der Literatur nicht zu finden. Die zu Beginn dieses Kapitels benannten Methoden sind zwar geeignet, um große Strukturen effizient zu modellieren, dies aber auf Kosten der detailgetreuen Abbildung des lokalen Versagens insbesondere in der WEZ, welches die zuletzt genannten Methoden leisten. Das Ziel dieser Arbeit ist es daher, mit Hilfe von Axialdruckversuchen die Erkenntnislücke zwischen Kleinproben auf der einen Seite und sehr großen Strukturen auf der anderen Seite zu schließen.



### 3 Experimentelle Methoden

In diesem Kapitel werden die experimentellen Methoden beschrieben, wie anhand von Kleinproben die mechanischen Eigenschaften der untersuchten (geschweißten) Aluminiumlegierung ermittelt wurden. Dazu zählen zum einen das Verfestigungsverhalten und zum anderen die duktile Schädigung bei unterschiedlichen Spannungszuständen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Aluminiumlegierung EN AW 6082 (BIKAR-Aluminium GmbH, Korbußen, Deutschland) untersucht. Die Legierung wurde in Form von 10 mm dicken Platten in dem Zustand T651 geliefert, d.h. entsprechend der DIN EN 515 [81] spitzengehärtet und gereckt. Als Schweißzusatzwerkstoff kam für alle Schweißnähte EN AW 4047 (MTC GmbH, Meerbusch, Deutschland) zum Einsatz. Die chemische Zusammensetzung des Ausgangs- und Schweißzusatzwerkstoffes ist in Tabelle 3-1 dargestellt. Die Legierungsbestandteile beider Werkstoffe wurden mittels optischer Emissionsspektroskopie (engl. Optical emission spectroscopy OES) bestimmt [29]. Zum Vergleich sind in Tabelle 3-1 ebenfalls die Normwerte nach DIN EN 573-3 [82] dargestellt.

*Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes und des Schweißzusatzwerkstoffes. Die Angaben sind der Massenanteil in Prozent. [29]*

Material	Quelle	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
EN AW 6082	OES	0.83	0.38	0.06	0.48	0.92	0.03	0.01
EN AW 6082	DIN EN 573-3	0.7–1.3	≤0.5	≤0.1	0.4–1.0	0.6–1.2	≤0.25	≤0.2
EN AW 4047A	DIN EN 573-3	11–13	0.6	0.3	0.15	0.1	-	≤0.2
Schmelzgut	OES	7.23	0.29	0.03	0.19	0.39	0.02	<0.01

#### 3.1 Fertigung geschweißter Platten

Um Proben für Versuche an der WEZ und der SZ anfertigen zu können, wurden Platten verschweißt. Dazu wurden zwei unterschiedliche Stumpfnahthgeometrien gewählt: V-Naht und Doppel-V-Naht. Alle Schweißungen wurden in der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt Mecklenburg-Vorpommern durchgeführt.

Zur integralen Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Schmelzgutes ist die Untersuchung des reinen Schweißzusatzwerkstoffes unzureichend. Sowohl die Untersuchung des Drahtes selbst als auch das Aufschmelzen des Drahtes und die anschließende Fertigung von Zugproben aus diesem unter Laborbedingungen führt zu nicht aussagekräftigen Ergebnissen, da sich im Schmelzbad der Schweißzusatzwerkstoff und der GWS teilweise vermischen. Dies ist in Tabelle 3-1 beispielsweise anhand des niedrigeren Si-Gehalts und anhand des erhöhten

Mg-Gehalts im Schmelzgut gegenüber den Normwerten zu erkennen. Daher muss die Untersuchung des Schmelzgutes anhand von Proben erfolgen, die direkt aus der Naht geschweißter Aluminiumplatten gefertigt sind. Um genügend Material für eine Fertigung von Rundproben zu erhalten, wurde die Stumpfnahse als V-Naht ausgeführt. Die Schweißung erfolgte entsprechend der Schweißanweisung in Abbildung A 1 im Anhang.

Um die mechanischen Eigenschaften der Wärmeeinflusszone anhand von Stumpfnähten zu untersuchen, wurden Stumpfnähte mittels Doppel-V-Nähten gefertigt. Ziel dieser Schweißgeometrie ist es, möglichst vergleichbare Eigenschaften zu den K-Nähten in einem Kreuzstoß (Kapitel 6.1) zu erzeugen. Um sicher zu stellen, dass die gesamte Wärmeeinflusszone in Flachzugproben im Messbereich erfasst werden kann, wurden Platten mit 330 mm Breite (Abbildung 3-1) gefertigt. Für die Fertigung von Schubproben wurden Platten mit der gleichen Breite, wie bei den Kreuzstößen verwendet (160 mm Breite der geschweißten Platte). Die Schweißanweisung, nach welcher die Fertigung der Doppel-V-Nähte erfolgte, zeigt Abbildung A 2 im Anhang.

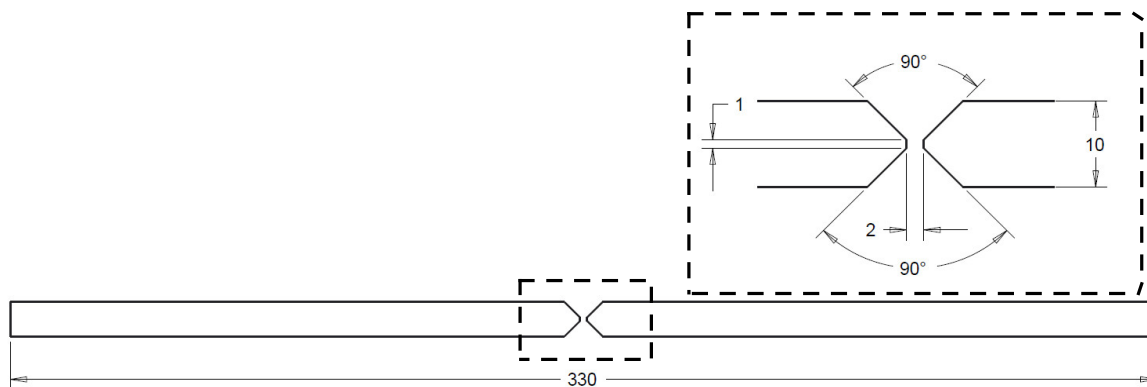


Abbildung 3-1: Geometrie der Doppel-V-Stumpfnähte, Breite 330 mm [29]

Um die Größe der Wärmeeinflusszone abzuschätzen, wurden vom Lehrstuhl für Werkstofftechnik im Rahmen eines gemeinsamen Projekts von den geschweißten Platten Schliffe senkrecht zur Schweißnaht angefertigt und an diesen die Härteprüfung durchgeführt (Abbildung 3-2). Die Prüfung erfolgte mit einer Mikrohärteprüfmaschine des Typs HMV-2 der Firma Shimadzu (Kyoto, Japan). Der Härteverlauf in der Plattenmittelebene zeigt einen typischen Verlauf für spitzengealterte hochfeste Aluminiumlegierungen. Die Schmelzzone, die vorwiegend aus dem Schweißzusatzwerkstoff besteht, weist im Mittel 70 HV1 sowie eine geringere Härte als der Grundwerkstoff auf (ca. 99 HV1). In der Wärmeeinflusszone direkt angrenzend zur SZ ist die Härte mit  $> 80$  HV1 zunächst höher als in der SZ, sinkt jedoch mit steigender Entfernung zur SZ ab. Das Minimum der Härte in der WEZ mit 55 – 60 HV1 wird auf beiden Seiten der Schweißnaht in einer Entfernung von ca. 8 mm von der Schweißnahtmitte erreicht und ist damit niedriger als die Härte der SZ. Bevor ein konstantes Niveau der Härte des GWS in einem Abstand von ca. 45 – 50 mm zur SZ-Mitte erreicht wird, steigt die Härte auf ein Maximum von ca. 109 HV1 an. Dieser Anstieg auf einen höheren Härtewert als im GWS deutet darauf hin, dass der Wärmeeintrag zu einer weiteren Festigkeitssteigerung geführt hat und damit der GWS sein volles Auslagerungspotential trotz T6-Zustand noch nicht ausgeschöpft hatte [29].

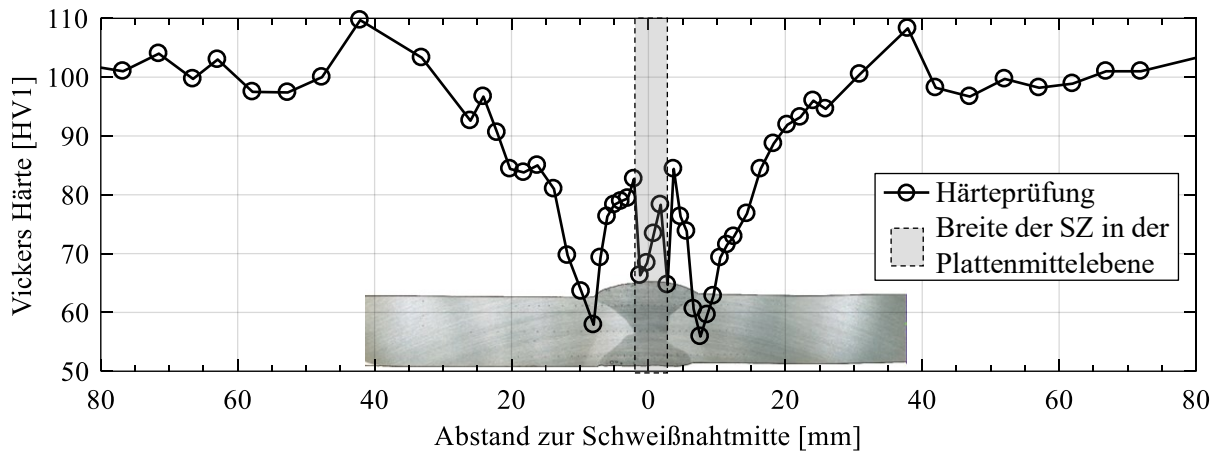


Abbildung 3-2: Härteverlauf senkrecht zu einer Doppel-V-Stumpfnah in der Plattenmittelebene. Daten aus [29]

### 3.2 Digitale Bildkorrelation

Im Rahmen dieser Arbeit wird für eine Vielzahl von Experimenten die digitale Bildkorrelation (engl. Digital image correlation DIC) zur Messung von Verschiebungen und Dehnungen an der Oberfläche von Proben eingesetzt. Die Methode basiert auf dem Vergleich mehrerer Bilder, die während eines Versuchs von der Probe aufgenommen werden. Es wird für jedes Bild ein Vergleich mit einem Referenzbild durchgeführt und dabei individuelle Punkte auf der Probenoberfläche anhand der Bewegung von Mustern verfolgt. Aus dem Unterschied der Position dieser Muster im Vergleich zu einem Referenzbild wird dann die Verschiebung dieses Musters bestimmt. Diese Messtechnik bietet im Vergleich zu konventionellen Methoden, wie der Applikation von DMS und physischen Extensometern einige Vor-, aber auch Nachteile. Die DIC ist dann besonders gut geeignet, wenn entweder große lokale Dehnungen gemessen werden sollen oder die Probengeometrie die Anbringung eines physischen Extensometers für die Messung globaler Deformationen erschwert. Während DMS nur vereinzelt auf einer Probe angebracht werden können und je nach Bauart üblicherweise bei Dehnungen von mehr als 5 % versagen, liefert die DIC auf der gesamten untersuchten Probenoberfläche Datenpunkte und kann Dehnungen über 100 % erfassen. Dies ist insbesondere für die in dieser Arbeit untersuchten großen lokalen plastischen Deformationen von Interesse. Zudem können besondere Probengeometrien die Applikation von physischen Extensometern zur Aufnahme globaler Kraft-Verschiebungskurven erschweren bis unmöglich machen. Durch die Verfolgung einzelner Punkte können mittels DIC hingegen beliebige virtuelle Extensometer auch an komplizierteren Probengeometrien angebracht werden. Nachteilig gegenüber den konventionellen Methoden sind die unter Umständen aufwändigere Versuchsvorbereitung und Auswertung. Durch das Präparieren der Probenoberfläche und Ausrichten der Kamera(s) sowie die aufwändigere Aufbereitung der Daten nach dem Versuch sind zusätzliche Arbeitsschritte notwendig im Vergleich zur Applikation eines physischen Extensometers an einer genormten Probe. Zudem muss für die Messung kleiner lokaler Dehnungen mit hoher Genauigkeit bei der DIC viel Wert auf die individuelle Ver-

suchsvorbereitung und Durchführung gelegt werden. Sofern die Präparation der Probenoberfläche nicht zum gefilmten Bildausschnitt passt und ggf. Kameraeinstellung, Belichtungszeit oder Bildschärfe ungünstig gewählt werden, kann das Messrauschen insbesondere kleine lokale Dehnungen überdecken.

Insgesamt ist die DIC im Rahmen dieser Arbeit für eine Vielzahl von Versuchen sehr gut geeignet, da in allen Versuchen große lokale Dehnungen auftreten und gleichzeitig bei vielen Proben keine physischen Extensometer angebracht werden können. Zudem sollen die gemessenen lokalen Dehnungen zur Validierung von Finite-Elemente Simulationen herangezogen werden. Daher soll in diesem Kapitel die Theorie für die DIC kurz dargestellt werden. Es kam ausschließlich die Software VIC-2D 6 und VIC-3D 7 der Firma Correlated Solutions (Irmo, USA) zum Einsatz, daher beziehen sich die im Folgenden dargelegten Abläufe auf diese Software.

Bei der digitalen Bildkorrelation erfolgt eine Grauwertanalyse von Kameraaufnahmen eines Versuchs. Um die Verfolgung einzelner Punkte auf der Probenoberfläche zu ermöglichen, muss ein möglichst kontrastreiches Muster der Probenoberfläche vorhanden sein, welches in jedem Bild wiedererkannt wird. Dies wird typischerweise mittels schwarzer Punkte (engl. speckle) auf einer weißen Grundierung realisiert und ist schematisch in Abbildung 3-3a dargestellt. Ein Raster aus kleineren quadratischen Flächen (den sogenannten Subsets) unterteilt den untersuchten Bereich auf der Probe. Anstelle anhand einzelner Pixel erfolgt die Verfolgung der Punkte auf der Oberfläche anhand dieser Subsets, wobei jedes Subset in der Mitte genau einen Datenpunkt des Ergebnisses liefert. Der Abstand zwischen zwei Datenpunkten ist durch die Schrittweite definiert. Die Schrittweite kann geringer sein als die Subset-Größe, wodurch es zu einer Überlagerung von Subsets kommt. Die geringstmögliche Schrittweite beträgt ein Pixel, jedoch sind dadurch zwei benachbarte Subsets nahezu identisch und die Auswertung liefert im Vergleich zum zusätzlichen Rechenaufwand keine wesentliche Verbesserung der Ergebnisse. Für die meisten Fälle empfiehlt der Hersteller der Software eine Schrittweite, die in etwa einem Viertel der Subset-Größe entspricht, um optimale Ergebnisse zu erhalten.

Für jedes Subset bzw. jeden Datenpunkt werden für jedes Bild die Verschiebungen im Vergleich zu einem Referenzbild zunächst in der Einheit Pixel bestimmt. Dies erfolgt, indem das einzigartige Speckle-Muster jedes Subsets durch Herausrechnen von Verformung und Deformationen in jedem Bild gesucht und die neue Position bestimmt wird. Dabei ist anzumerken, dass die Deformation eines Subsets selbst nicht in das Ergebnis für eine Dehnungsberechnung eingeht. Stattdessen wird das Gitter aus Datenpunkten ähnlich wie die Knoten eines Finite-Elemente-Netzes behandelt (Abbildung 3-3b). Je drei Datenpunkte werden zu den Knoten eines dreieckigen Elementes. Anhand der Verschiebung der Knoten wird die Dehnung des Elementes berechnet und die gewichtete Mittelung aller angrenzenden Element-Dehnungen ergibt den Wert für die Dehnung an einem Datenpunkt. Zusätzlich werden die Dehnungswerte mit Hilfe einer Gewichtsfunktion über die Entfernung mehrerer Datenpunkte gemittelt. In allen Untersuchungen in dieser Arbeit wurde ein Gauß-Filter eingesetzt, der dem aktuellen Datenpunkt das höchste Gewicht zuweist. Die bisher beschriebene Methodik ist sowohl für die 2D als auch die

3D-Analyse gültig, liefert aber nur Ergebnisse für die dimensionslose Dehnung bzw. Verschiebungen in der Einheit Pixel. Zur Messung von Verschiebungen in beispielweise Millimeter ist zusätzlich eine Skalierung der Pixel notwendig. Weiterhin benötigt die 3D-Bildkorrelation im Vergleich zu der 2D-Auswertung einen zusätzlichen Korrelationsschritt, da zunächst die Bilder beider Kameras untereinander abgeglichen werden müssen, bevor die eigentliche Korrelation mit dem Referenzbild erfolgt. Damit dieser Schritt möglichst fehlerfrei ablaufen kann, muss eine spezielle Kalibrierungsroutine ausgeführt werden, anhand derer die relative Position der Kameras zueinander bestimmt wird.

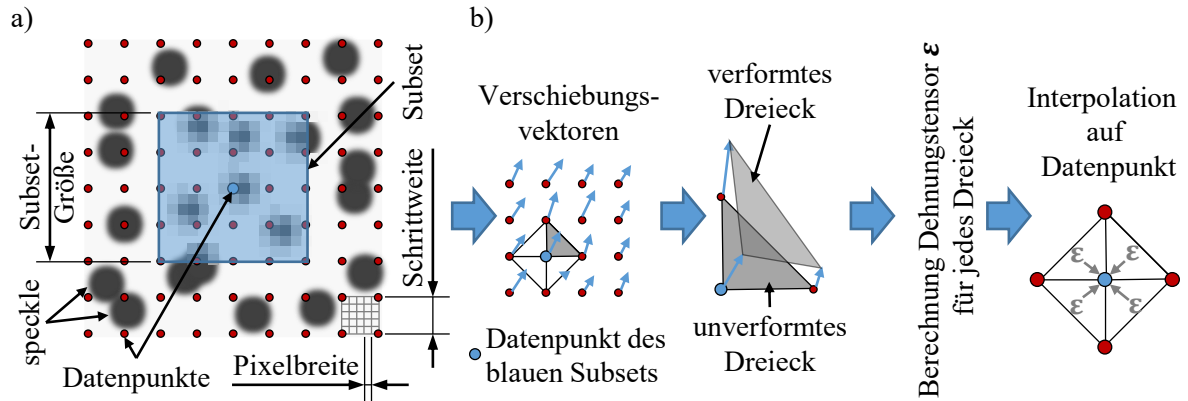


Abbildung 3-3: Bestimmung der Dehnung mit der Software VIC-2D und VIC-3D nach [83]:

a) Wesentliche Parameter der DIC in einem schematischen Speckle-Muster

b) Berechnung der Dehnungen an einem Datenpunkt aus den Verschiebungsvektoren von umliegenden Datenpunkten

Prinzipbedingt kann selbst mit einer 3D-Bildkorrelation zwar die Verschiebung, nicht jedoch die Dehnung senkrecht zur Probenoberfläche bestimmt werden. Diese gehen jedoch auch in die Berechnung einer Vergleichsdehnung ein, welche essenziell zur Bewertung von Eigenschaften, wie Verfestigung und Bruchdehnung, ist. Um die Dehnungen in Dickenrichtung zu berücksichtigen, kann an der Probenoberfläche Volumenkonstanz bei plastischer Deformation angenommen werden. Unter Berücksichtigung des an der Oberfläche vorliegenden ebenen Spannungszustands lässt sich  $\varepsilon_3$  aus den beiden messbaren Hauptdehnungen mit

$$\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) \quad (3-1)$$

berechnen. Eingesetzt in Gleichung (2-7) ergibt sich für die Vergleichsdehnung

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2}. \quad (3-2)$$

Insbesondere bei großen plastischen Verformungen sind die Unterschiede zur plastischen Vergleichsdehnung gering, da der Anteil der elastischen Dehnungen an der Gesamtdehnung vernachlässigt werden kann. Damit ist eine richtungsunabhängige Vergleichsgröße zwischen DIC und numerischer Simulation gegeben, die zudem eine Näherung für die plastische Vergleichsdehnung liefert, welche für das duktile Materialverhalten entscheidend ist.

### 3.3 Zugversuche

Zur Bestimmung der Fließkurve und der Bruchdehnung von Metallen werden typischerweise gekerbte und ungekerbte Zugproben eingesetzt. Durch die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften im Grundwerkstoff und in der Schweißnahtumgebung müssen sowohl Versuche am GWS als auch in der SZ und WEZ durchgeführt werden.

#### 3.3.1 Probengeometrie und Durchführung der Versuche

Eine Übersicht über die Probengeometrien für die verschiedenen untersuchten Materialbereiche befindet sich in Tabelle 3-2.

Tabelle 3-2: Übersicht über verwendete Probengeometrien für unterschiedliche Materialbereiche. Angaben in mm. [29]

	Ungekerbt [Nennquerschnitt × Messlänge]	Gekerbt [(innen außen) Kerbradius]
Grundwerkstoff	Rund: $\text{Ø}8 \times 40$	Rund: ( $\text{Ø}5 \text{Ø}10$ ); R2, R4, R12
Schweißgut	Rund: $\text{Ø}6 \times 30$	Rund: ( $\text{Ø}6 \text{Ø}9$ ); R4, R12
WEZ	Flach: $25 \times 6 \times 100$	Flach: ( $25 50$ ) $\times 6$ ; R10, R40

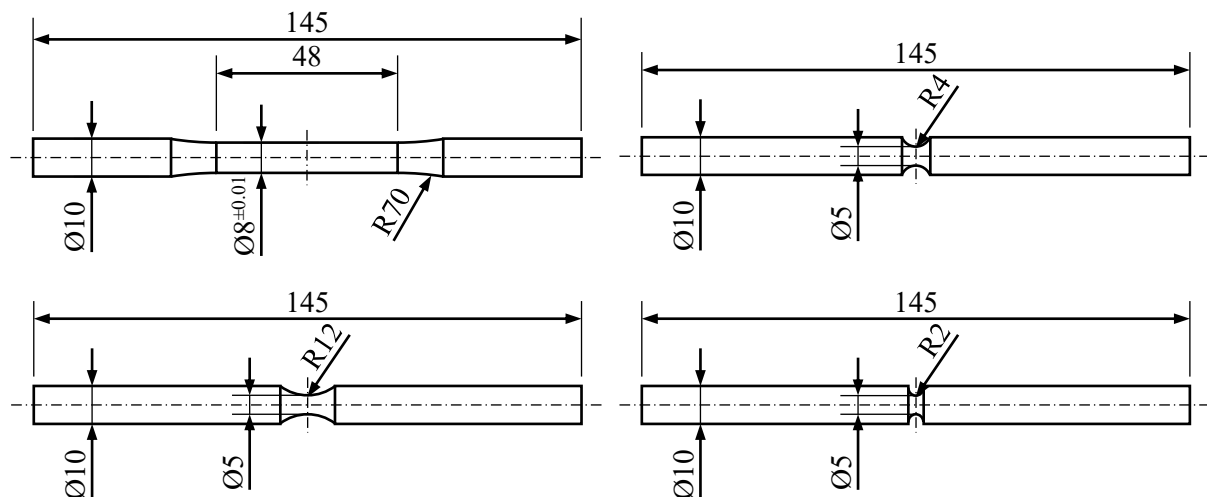


Abbildung 3-4: Technische Zeichnungen ungekerbter und gekerbter Rundzugproben des GWS

Aus dem GWS wurden zunächst ungekerbte Rundzugproben gefertigt. Die Abmessungen entsprechen den Vorgaben der DIN 50125 [84]. Zur Überprüfung der Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Walzrichtung wurden sowohl Proben in Walzrichtung (d.h. Probenachse parallel zur Walzrichtung ( $0^\circ$ ), diagonal ( $45^\circ$ ) und senkrecht zur Walzrichtung ( $90^\circ$ )) entnommen. Gekerbte Rundzugproben (Abbildung 3-4) mit drei unterschiedlichen Kerbradien dienen der Bestimmung der Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Spannungsmehrachs-

keit bzw. der Validierung von Bruchkriterien. Alle Proben wurden in einer 50 kN servohydraulischen Prüfmaschine quasi-statisch mit einer Verfahrensgeschwindigkeit von 0.01 mm/s weggesteuert bis zum Bruch belastet. Die Längenänderung wurde mit einem Extensometer mit der Messbasis 39.4 mm gemessen und die Zylinderkraft aufgezeichnet. [29]

Um die SZ zu prüfen, kamen ebenfalls Rundproben zum Einsatz. Diese wurden aus den mittels V-Naht geschweißten Platten gefertigt. Die geplante Probenentnahme ist in Abbildung 3-5a skizziert. Durch die manuelle Schweißung und Probenentnahme kann jedoch nicht gewährleistet werden, dass die Proben ausschließlich aus dem Schweißzusatzwerkstoff bestehen [29]. Entsprechend ist in den gefertigten Proben ein geringer Anteil des GWS bzw. der WEZ enthalten (siehe Abbildung 3-8a). Diese Inhomogenität ist aber durchaus gewünscht, da die exakte Abgrenzung von SZ und WEZ in den Simulationen nicht im Detail für jede Schweißnaht angepasst werden soll. Stattdessen kann eine integrale Prüfung der Schmelzzone auf diese Weise die Festigkeitseigenschaften für eine idealisiert homogene Zone liefern. Ähnlich wie beim GWS wurden Rundproben gekerbt sowie ungekerbt gefertigt (siehe Abbildung 3-5b). Auch hier erfolgte eine quasi-statische, weggesteuerte Belastung bis zum Bruch mit einer Geschwindigkeit von 0.01 mm/s, bei der die Zylinderkraft vom System aufgezeichnet wurde. Bei allen Versuchen kam ein Extensometer mit einer Messbasis von 30 mm zum Einsatz.

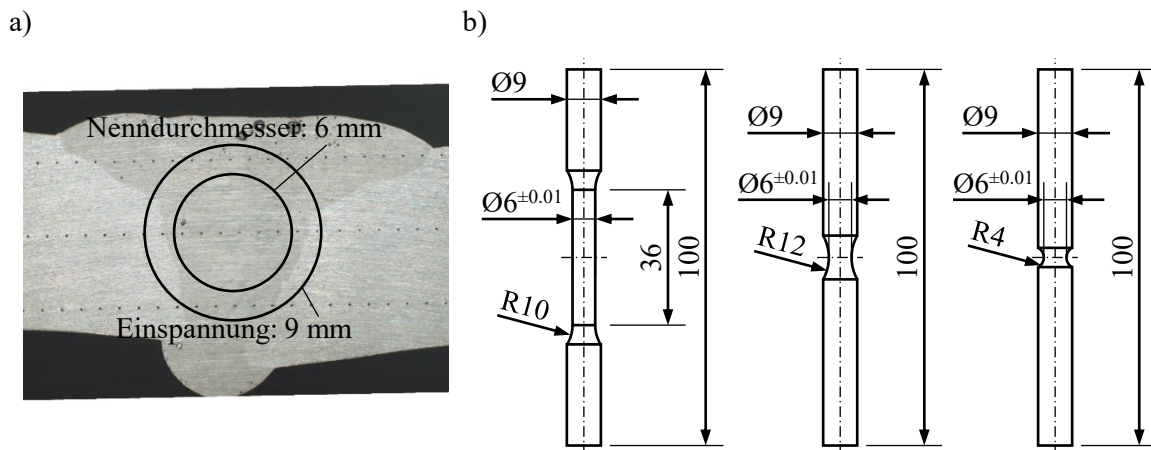


Abbildung 3-5: a) Probenentnahme der SZ-Zugproben aus geschweißten Platten  
b) Technische Zeichnungen der SZ-Zugproben

Für Zugversuche zur Prüfung der WEZ wurden Flachzugproben aus mittels Doppel-V-Naht geschweißten Platten gefertigt. Die Geometrie der gekerbten und ungekerbten Proben ist in Abbildung 3-6 dargestellt. Um den Schweißverzug der Platten zu entfernen, wurden die Proben beidseitig auf eine Dicke von 6 mm abgefräst. Die Länge des Messbereichs der ungekerbten Probe wurde so gewählt, dass beidseitig der Schweißnaht die gesamte Wärmeeinflusszone mit konstantem Querschnitt geprüft wird. Dadurch wird gewährleistet, dass die Probe im Querschnitt mit der niedrigsten Zugfestigkeit versagt. Anhand des Ergebnisses aus der Härteprüfung (Abbildung 3-2) wurden die Kerben der gekerbten Zugproben so platziert, dass der kleinste Querschnitt einen Abstand von 10 mm zur Schweißnahtmitte aufweist. Zur Messung der Verschiebungen auf der Oberfläche stand aufgrund der großen Abmessungen kein Extensometer zur Verfügung. Stattdessen wurde die digitale Bildkorrelation eingesetzt. Für alle Versuche wurden 5 MP-Kameras ( $2448 \times 2048$  Pixel) angewendet. Anhand eines Vorversuches und der

Härteprüfung wurde der Bildausschnitt so gewählt, dass die Messbasis eines virtuellen Extensometers um die Schweißnahtmitte bzw. um den Kerbgrund herum 65 mm Ausgangslänge aufweisen kann und gleichzeitig eine möglichst hohe Auflösung der WEZ erzielt wird. 65 mm Ausgangsmesslänge (symmetrisch 32.5 mm Abstand zur Mitte der SZ) sind ausreichend, um die beiden Messpunkte des virtuellen Extensometers in einen Bereich mit einer Härte von mindestens 100 HV1 zu platzieren (siehe Abbildung 3-2). Zwar ist dort noch eine Beeinflussung des Ausgangszustandes durch die Schweißwärme vorhanden, allerdings ist zu erwarten, dass dieser und weiter entfernte Bereiche im Zugversuch quer zur Naht keine plastische Deformation erfährt. Dies legt die Korrelation zwischen Härteverlauf und Fließgrenze nahe, wonach die wesentlich geringere Härte in der WEZ und SZ auf eine wesentlich geringere Fließgrenze und damit eine Dehnungslokalisierung dort hindeutet. Innerhalb der WEZ erfolgte eine zusätzliche Unterteilung mittels virtueller Extensometer mit 9 mm (Zone 2, Z2) und 12 mm (Zone 1, Z1) Messbasis. Damit lösten die Kameras die Probenoberfläche mit 32.5 Pixel/mm auf. Für die DIC wurden die Proben mit einem schwarzen Speckle-Muster auf weißem Lack versehen. Das Muster mit Punktgrößen von hauptsächlich  $4 \times 4$  Pixeln wurde mit einer Subsetgröße von  $35 \times 35$  Pixel (d.h. 1.067 mm) und einer Schrittweite von 7 Pixel (d.h. 0.215 mm) ausgewertet. Die Versuche wurden mit einer 100 kN servohydraulischen Prüfmaschine (MTS) weggesteuert (quasi-statisch, Verfahrensgeschwindigkeit 0.02 mm/s) durchgeführt und die Zylinderkraft aufgezeichnet. [29]

Allen hier beschriebenen Versuchen ist ein Aufbringen einer Druckkraft von 100 N vor Beginn des quasi-statischen Zugversuches gemein. Dies hat den Zweck, dass in der Auswertung der Kraftnulldurchgang ermittelt und damit die Kraft-Verschiebungskurve genullt werden kann.

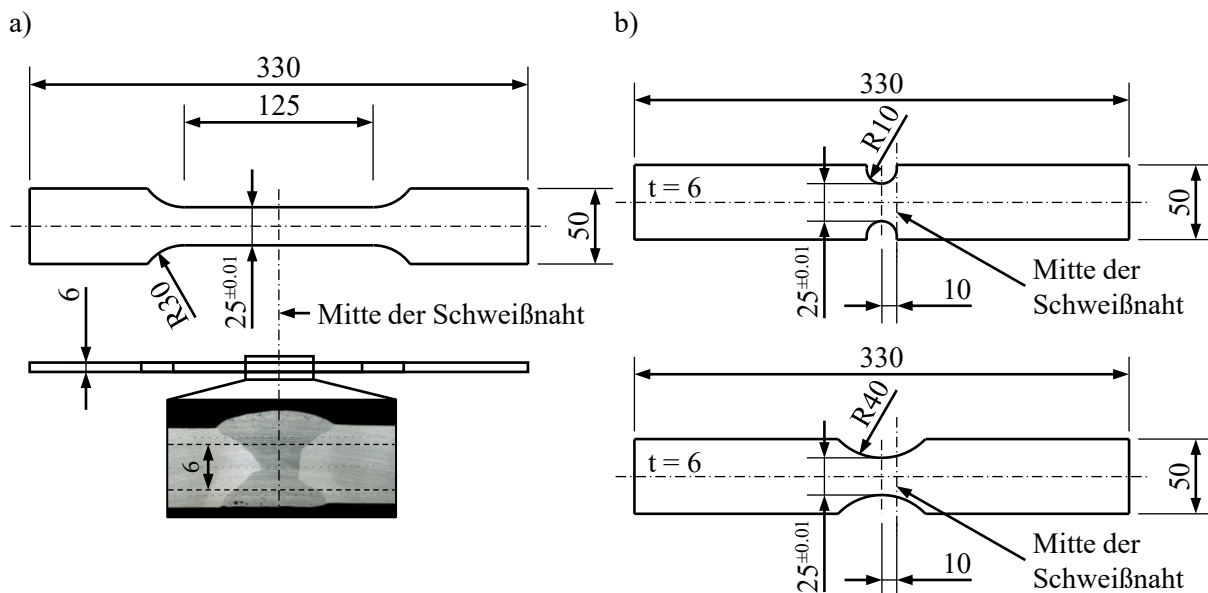


Abbildung 3-6: a) Entnahme der Flachzugproben aus geschweißten Platten und technische Zeichnung der ungekerbten Proben. Übersetzt aus [29]  
b) Technische Zeichnungen der gekerbten geschweißten Zugproben. Übersetzt aus [29]

### 3.3.2 Ergebnisse

Als Ergebnis eines Zugversuches lag die Kraft-Verschiebungskurve in Form der Zylinderkraft und der Extensometerverschiebung vor. Der Nullpunkt der Verschiebung wurde hierbei auf den Punkt des Kraftnulldurchgangs festgelegt. Anschließend erfolgte eine Mittelung aller Kurven einer Versuchsreihe. Dafür wurden zunächst ausreichend Verschiebungswerte zwischen Null und der maximal in allen Versuchen aufgetretenen Verschiebung festgelegt, um auch den linearen Anstieg zu Beginn der Versuche mit mehreren zehn Werten auflösen zu können. Mittels linearer Interpolation wurden die zu diesen Verschiebungen zugehörigen Kraft-Werte zwischen den gemessenen Kraftwerten bestimmt. Die Mittelung aller Kraftwerte verschiedener Kurven bei gleichem Verschiebungswert resultierte in einer einzigen gemittelten Kraft-Verschiebungskurve für die gesamte Versuchsreihe sowie einer einzigen gemittelten technischen Spannungs-Dehnungskurve (Abbildung 3-7). Anhand letzterer wurden anhand der ungekerbten Zugversuche für die drei Materialbereiche wesentliche Festigkeitseigenschaften bestimmt.

Da keine ausgeprägte Streckgrenze vorliegt, wurde die 0.2 %-Dehngrenze  $R_{p0.2}$  mit Hilfe des Elastizitätsmoduls  $E$  bestimmt. Zur Ermittlung von  $E$  kam eine lineare Regression zum Einsatz. Dafür wurden alle Messwerte beginnend am Ursprung mit einbezogen, solange das Bestimmtheitsmaß  $R^2$  der linearen Regression oberhalb des Grenzwertes  $R^2 > 0.9995$  lag. Der Anstieg dieser Regressionsgeraden entspricht  $E$ . Mit diesem  $E$  erfolgte auch die Berechnung der Bruchdehnung  $A_5$  und der Gleichmaßdehnung  $A_g$ .

Zusätzlich zur Auswertung der technischen Spannungs-Dehnungskurven ließ sich die Bruch-einschnürung  $Z_5$  anhand der Vermessung von Bruchflächen bestimmen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3-1 dargestellt. Der Grundwerkstoff und die Schmelzzone erfüllen die Mindestanforderungen der jeweiligen Norm hinsichtlich der Festigkeitsparameter. Weiterhin zeigt sich anhand der Ergebnisse des GWS, dass die Walzrichtung nur einen geringen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften aufweist. Zwar zeigt sich bei der Bruchdehnung eine größere Richtungsabhängigkeit als bei den anderen gemessenen Parametern, jedoch ist die Bruchdehnung auch im Allgemeinen einer größeren Streuung unterworfen. Daher wird die Richtungsabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt und der Werkstoff als isotrop mit den Eigenschaften der 0° Richtung angenommen.

Zu den Versuchsergebnissen der WEZ ist anzumerken, dass diese nur als Vergleichswerte angesehen werden können und zur weiteren Kalibrierung von Bruchkriterien dienen. Die zugehörigen Proben sind im Gegensatz zum GWS nicht homogen. Die Inhomogenität führt bereits bei sehr geringen Verschiebungen zu Dehnungslokalisationen in Bereichen mit der niedrigsten Fließgrenze, wodurch die Probe nahezu keine Gleichmaßdehnung erfährt. Infolgedessen beschränkt sich die Gesamtdehnung der Probe durch die geringe Festigkeit der WEZ auf einen sehr kleinen Bereich. Dies schränkt die Aussagefähigkeit der Bruchdehnung  $A_5$  und der Gleichmaßdehnung  $A_g$  ein. Die angegebenen Werte für  $A_g$  und  $A_5$  sind dennoch nach der üblichen Berechnung aus der technischen Spannungs-Dehnungskurve bestimmt worden. Insgesamt ist zu erkennen, dass die WEZ die geringste Zugfestigkeit und die SZ die geringste Bruch-einschnürung aufweist, während der GWS die höchsten Werte erreicht.

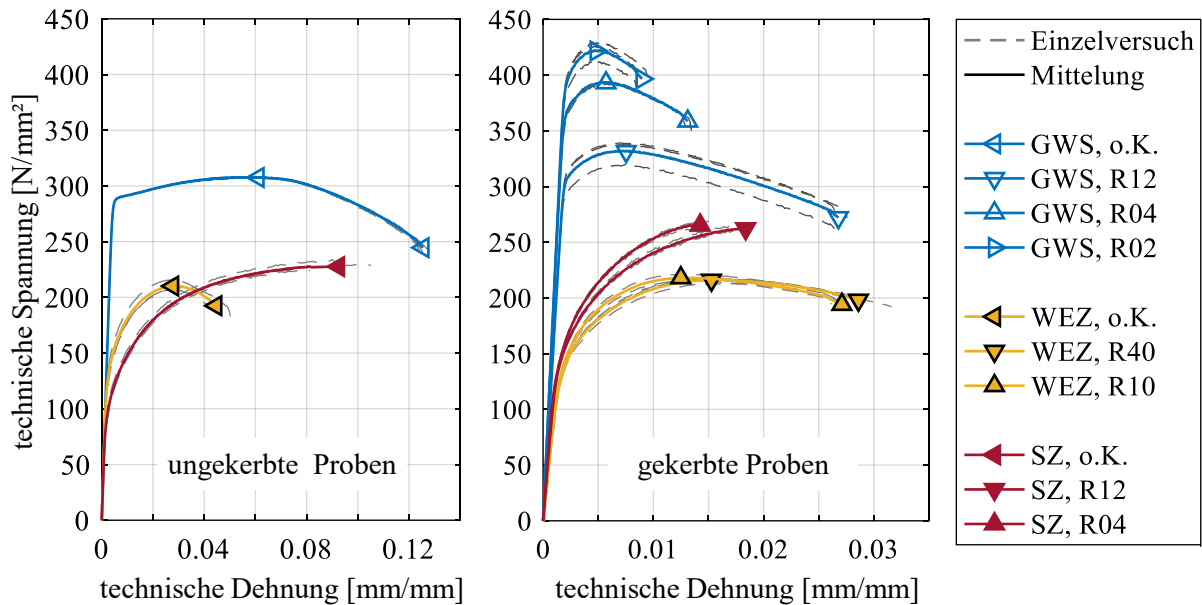
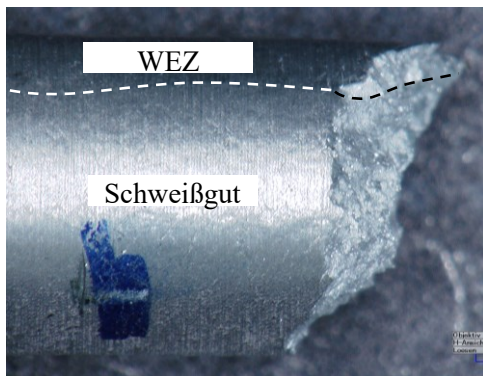


Abbildung 3-7: Technische Spannungs-Dehnungskurven aus Zugversuchen an ungekerbten (links) und gekerbten (rechts) Proben des GWS, der WEZ und der SZ. Die Marker auf den gemittelten Kurven zeigen das Erreichen der Maximalkraft und der Bruchverschiebung an.

Dabei weist die geringe Brucheinschnürung der SZ (Abbildung 3-8a) auf ein sprödes Bruchverhalten hin. Dies zeigt sich auch in der technischen Spannungs-Dehnungskurve der ungekerbten Versuche, in welcher kein Kraftabfall vor dem Bruchversagen zu beobachten ist. Die geringe Duktilität der SZ lässt sich anhand einer Vielzahl kleiner Poren begründen (Abbildung 3-8b), die die globale plastische Verformung behindern.

a)



b)



Abbildung 3-8: Rundproben der SZ

- a) Zugprobe mit geringem Anteil WEZ nach einem Versuch ohne deutliche Brucheinschnürung  
b) Schliffbild einer unbelasteten Probe [85]

Abbildung 3-7 zeigt neben den technischen Spannungs-Dehnungskurven der Versuche an ungekerbten Proben auch die Kurven der Versuche an gekerbten Proben. Für den GWS ist ein deutlicher Anstieg der maximalen technischen Spannung mit sinkendem Kerbradius zu erkennen. Für die SZ ist dieser Effekt insbesondere zwischen den beiden verschiedenen Kerbradien weniger deutlich ausgeprägt. Im Vergleich zur ungekerbten Probe erreichen die gekerbten Proben jedoch höhere technische Spannungen.

*Tabelle 3-3: Mechanische Eigenschaften des GWS, der SZ parallel zur Schweißrichtung und der WEZ senkrecht zur Schweißrichtung. Alle Ergebnisse sind aus je drei Versuchen gemittelt. Die Ergebnisse für den GWS, außer für  $Z_5$  und  $A_g$ , sind [29] entnommen.*

Material	Datenursprung	$E$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$A_5$ [%]	$A_g$ [%]	$Z_5$ [%]
EN AW 6082 T651 (GWS)	Zugversuch (0°)	70800	308	289	12.2	5.0	44.1
	Zugversuch (45°)	70000	303	278	13.0	-	-
	Zugversuch (90°)	71300	308	284	11.5	-	-
	DIN EN 485-2 [86]	70000	300	255	9.0	-	-
EN AW 4047 Geschweißt (SZ parallel )	Zugversuch (geschweißte SZ)*	67300	227	111	8.9	8.9	9.1
	DIN EN 1732-2 [87]	70000	130	60	5	-	-
EN AW 6082 Geschweißt (WEZ senkrecht)	Zugversuch (90° zur SZ)	70200	210	148	4.2	2.6	25.4
* Die Proben für die experimentell ermittelten Werte für EN AW 4047 beinhalten fertigungsbedingt einen geringen Teil EN AW 6082 der WEZ							

Im Gegensatz zur SZ und zum GWS ist die maximale technische Spannung für die WEZ hingegen nahezu identisch für alle untersuchten Probengeometrien. Dies deutet darauf hin, dass die Inhomogenität des Werkstoffes in der WEZ einen größeren Einfluss auf den Spannungszustand in der Probe hat, als die Probengeometrie [29].

### 3.4 Schubversuche

Da von einem einachsigen Zugversuch nur bedingt auf das Materialverhalten unter Schubbelastung geschlossen werden kann, ist es notwendig, separate Schubversuche durchzuführen. Die Ergebnisse können dann verwendet werden, um Parameter von Schädigungsmodellen zu kalibrieren, die nicht aus Mikrostrukturuntersuchungen und Zugversuchen gewonnen werden können.

#### 3.4.1 Stand der Technik

Zur Untersuchung eines Werkstoffes unter Schubbelastung, haben sich je nach Anwendung verschiedene experimentelle Methoden entwickelt. Zunächst ist hierbei die Probengeometrie und Vorgehensweise nach entsprechenden Normen zu nennen:

- ASTM B0769: Schubversuche zum Abscheren von zylindrischen Proben quer zur Probenachse [88]
- ASTM B0831: Schubversuche zum Testen von dünnen Aluminiumplatten [89]

Während die Norm ASTM B0769 das primäre Ziel hat, den Werkstoff von Verbindungselementen wie Nieten zu testen, ist der Versuchsaufbau der ASTM B0831 besser geeignet, um die Schädigungsparameter in Platten zu bestimmen. Durch die Norm ist jedoch nur vorgeschrieben, die maximale Kraft  $F_{max}$  zu bestimmen und daraus die mittlere Schubfestigkeit

$$S_m = \frac{F_{max}}{A} \quad (3-3)$$

anhand der Querschnittsfläche  $A$  zu berechnen. Für eine normgerechte Probe ohne Kerbe in Dickenrichtung (Abbildung 3-9a) werden keine Angaben gemacht, wie globale Verschiebungen bzw. globale Dehnungen zu bestimmen sind. Dies ist jedoch notwendig, um im Vergleich mit numerischen Simulationen Bruchkriterien zu kalibrieren. Lokale Dehnungen sollen nach der Norm mit Hilfe digitaler Bildkorrelation auf der Oberfläche gemessen werden. Weiterhin ist es aufgrund des Versuchsaufbaus in einer einachsigen Zugmaschine nicht möglich, reinen Schub im Nennquerschnitt zu erzeugen, da der Nennquerschnitt rotiert und damit einen Zugeinfluss erfährt. Um diese Probleme zu minimieren, schlägt die Norm eine modifizierte Probengeometrie vor, in welcher die Probe lediglich 2 mm dick ist und der Nennquerschnitt nochmals durch beidseitige Nuten auf eine Dicke von 1 mm reduziert wird. In Kombination mit nur 1 mm Breite und 6.35 mm Länge des Messbereichs wird der Einfluss einer Momenteinleitung im Messquerschnitt reduziert.

In der Literatur sind außerdem eine Vielzahl verschiedener Proben und Vorrichtungen zu finden, um Schubversuche durchzuführen:

- „Standard“-Proben mit und ohne Kerbe in Dickenrichtung [88, 90, 91],
- Torsionsproben zylindrisch gekerbt [92] oder eben gekerbt [93],
- „Butterfly“-Proben [69, 94, 95],
- „M/H“-Proben mit mehreren Messbereichen [96-98],
- Kreuzförmige Proben für mehrachsige Prüfmaschinen mit einem oder mehreren Messbereichen [99, 100] und
- Proben in Vorrichtungen mit verschiedenen Lastwinkeln [69, 95, 101].

Dabei haben die unterschiedlichen Versuche unterschiedliche Vorzüge. Insbesondere die „Standard“-Proben (Abbildung 3-9a) sind relativ einfach zu fertigen und zu prüfen, aufgrund von Tests mit einachsigen Zugprüfmaschinen. Um die Rotation zu vermindern, können symmetrische Proben mit zwei Schubzonen gefertigt werden, welche einem M bzw. H ähneln (Abbildung 3-9b). Diese Probengeometrie ist jedoch aufwändiger in der Fertigung. Einen anderen Ansatz zur Erzeugung reinen Schubs bieten Torsions-Versuche. Es können entweder gekerbte zylindrische Proben eingesetzt werden oder ebene Proben mit Kerbe. Bei Letzteren wird ein innerer Bereich gegen einen äußeren rotiert, wobei das Versagen in einer kreisförmig umlaufenden Kerbe erzeugt wird (Abbildung 3-9d). Insbesondere ebene Torsionsproben erfordern eine spezielle Prüfvorrichtung.

Allen bisher genannten Methoden ist gemein, dass das Schubversagen zwar im kleinsten Probenquerschnitt, aber dennoch an einem nicht genau definierten Ort initiiert. Im Vergleich zu gekerbten Zugproben ist daher die Auswertung der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Entwicklung zur Kalibrierung von Bruchkriterien in numerischen Simulationen erschwert. Daher wurden sogenannte „Butterfly“-Proben (Abbildung 3-9e) von mehreren Autoren vorgeschlagen, welche zweifach gekerbt sind, sowohl in Dicken-Richtung als auch in Längs-Richtung. Damit wird die größte plastische Deformation im Versuch auf die Probenmitte beschränkt. Diese Proben können auch in speziellen Vorrichtungen eingesetzt werden, die eine Überlagerung von Schub und Zug, bzw. Druck ermöglichen, indem die Probe rotiert und damit die Lastrichtung geändert wird. Die Rotation erfolgt meistens inkrementell durch das Einspannen der Proben mittels verschiedener Bohrlöcher in der Probe direkt (Abbildung 3-9c) oder mittels vergleichbaren Bohrlochmustern in separaten Vorrichtungen für die Lasteinleitung.

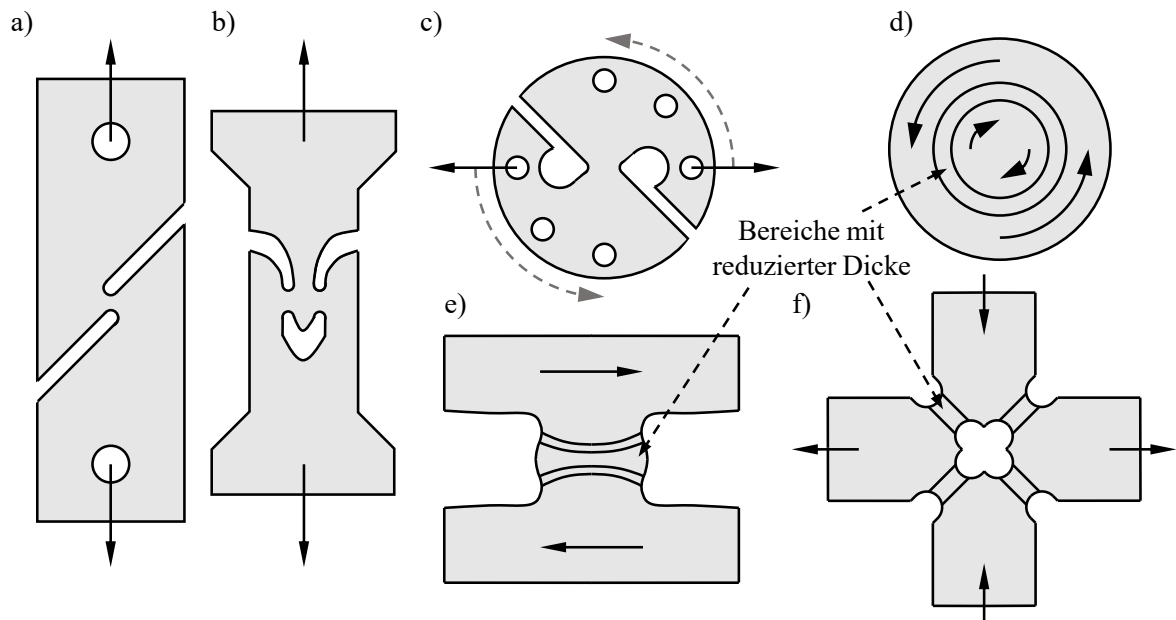


Abbildung 3-9: Skizzen verschiedener Beispiele für Schubprobengeometrien in der Literatur

- a) „Standard“-Probe ohne Kerbe in Dickenrichtung nach [89]
- b) M-förmige Probe nach [98]
- c) Probe für Tests unter verschiedenen Winkeln nach [101]
- d) Ebene Torsionsprobe mit Kerbe in Dickenrichtung nach [93]
- e) „Butterfly“-Probe nach [95]
- f) Kreuzförmige Probe für Biaxial-Prüfmaschine nach [100]

Weiterhin ist es möglich, mittels biaxialen Prüfmaschinen und geeigneten Probengeometrien Schubversagen (Abbildung 3-9f) hervorzurufen. Die Kontrolle der Kräfte in zwei Achsen erlaubt die Erzeugung des gewünschten Spannungszustandes mit hoher Genauigkeit. Weitere Probengeometrien für biaxiale Prüfmaschinen sind zu finden in [100].

### 3.4.2 Schubprobe basierend auf CTS-Proben

Viele Probengeometrien in der Literatur sehen eine beidseitige Einkerbung in Dickenrichtung vor, um die maximale Schubspannung im gewünschten Messbereich zu maximieren und den Ort des Versagens zu definieren. Ziel dieser Arbeit ist es jedoch, nicht nur einen homogenen Grundwerkstoff zu untersuchen, sondern auch die Wärmeeinflusszone und das Schmelzgut einer Schweißnaht. Während in der Schmelzzone die mechanischen Eigenschaften durch die verschiedenen Schweißlagen und etwaige Poren und Lunker inhomogen sein können, weist die WEZ durch den unterschiedlichen Wärmeeintrag im Abstand zur Schmelzzone eine hohe Inhomogenität bzgl. der mechanischen Eigenschaften auf. Diese Inhomogenitäten sollen in der Schmelzzone insgesamt und in der WEZ in Dickenrichtung nicht im Detail, sondern integral im Materialmodell berücksichtigt werden. Im Umkehrschluss bedeutet dies, dass bei der Auswahl bzw. dem Design einer Probengeometrie sehr dünne Querschnitte, wie sie durch ein beidseitiges Einkerven in Dickenrichtung auftreten, ausgeschlossen sind. Bedingt durch etwaigen Verzug geschweißter Platten muss die Probendicke im Vergleich zur Ausgangsplattendicke ohnehin etwas reduziert werden. Dies ist notwendig, um geometrisch identische ebenen Proben zu erhalten und die Einleitung von Biegemomenten infolge des Schweißverzuges zu vermeiden. Eine weitere Reduktion der Probendicke durch Kerben in Dickenrichtung führt daraufhin zu einer nicht mehr integralen Prüfung der mechanischen Eigenschaften in diesem Bereich der Schweißnahtumgebung. Daher kommen insbesondere „Butterfly“-Proben trotz ihrer guten Eignung für die Kalibrierung von Bruchkriterien in der WEZ und SZ nicht in Frage.

Neben der bauteilnahen Probendicke im kleinsten Querschnitt sind zur Prüfung des GWS, der WEZ und der SZ unter Schubbelastung im Rahmen dieser Arbeit folgende Anforderungen an die zu verwendende Schubprobe relevant:

- Prüfung in einachsiger Zugprüfmaschine
- Erzeugung eines möglichst reinen Schubspannungszustandes ( $\eta = 0$ ,  $\xi = 0$ )
- Möglichkeit, verschiedene Spannungszustände im kleinsten Querschnitt zu erzeugen
- Geringer Materialverbrauch bei der Fertigung aus geschweißten Platten

Um mit einer Probengeometrie verschiedene Spannungszustände erzeugen zu können, muss die Belastung variiert werden. Dies kann beispielsweise in einer multiaxialen Prüfmaschine erfolgen, indem die Last der verschiedenen Achsen relativ zueinander variiert wird. Für eine einachsige Prüfmaschine ist dies jedoch nicht möglich, daher muss eine Änderung des Spannungszustandes durch Änderung der Lasteinleitung erfolgen. In Kombination mit den anderen Anforderungen schließt dies die Verwendung einer aus der Literatur bekannten Probengeometrie aus. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit eine neue Probengeometrie für die Anwendung in einer Vorrichtung zur Änderung des Lastwinkels entwickelt.

#### *Vorrichtung zur Prüfung unter verschiedenen Lastrichtungen*

Probengeometrien und Prüfabläufe zur Prüfung einer Probe unter variablen Lastrichtungen sind bereits seit den 1970er-Jahren (Abbildung 3-9c) in Verwendung [69, 95, 101, 102] und wurden

für die unterschiedlichen Anwendungsfälle von verschiedenen Autoren immer wieder angepasst und modifiziert. Für eine möglichst flexible Versuchsdurchführung wird hier die Vorrichtung von *Richard* [102] verwendet. Mit dieser wird die Last einer einachsigen Zugprüfmaschine über eine Sichel mit mehreren Bohrungen, die unterschiedliche Lastachsen ermöglichen, auf eine Probe übertragen. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 3-10a dargestellt. Durch die Anordnung der Bohrungen in  $15^\circ$ -Schritten ermöglicht die Vorrichtung eine Belastung zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$  im Vergleich zu einer Referenzachse in sieben Inkrementen. Hierbei sei angemerkt, dass die in dieser Arbeit verwendete und in Abbildung 3-10a gezeigte Notation der Winkel von der Notation nach [102] abweicht. Nach [102] wird die in Abbildung 3-10a gezeigte  $0^\circ$ -Einstellung mit  $90^\circ$  bezeichnet und die  $90^\circ$ -Einstellung mit  $0^\circ$ . Die Kraftübertragung von der Sichel auf die Probe erfolgt mittels sechs Bolzen, die in länglichen Aussparungen mittels Hülsen geführt werden. Diese fungieren als Loslager und gewährleisten, dass die Kraftübertragung der mittleren und äußeren Bolzen in Richtungen senkrecht aufeinander erfolgt. Die Ausrichtung der „Lager“ ist Abbildung 3-10b dargestellt.

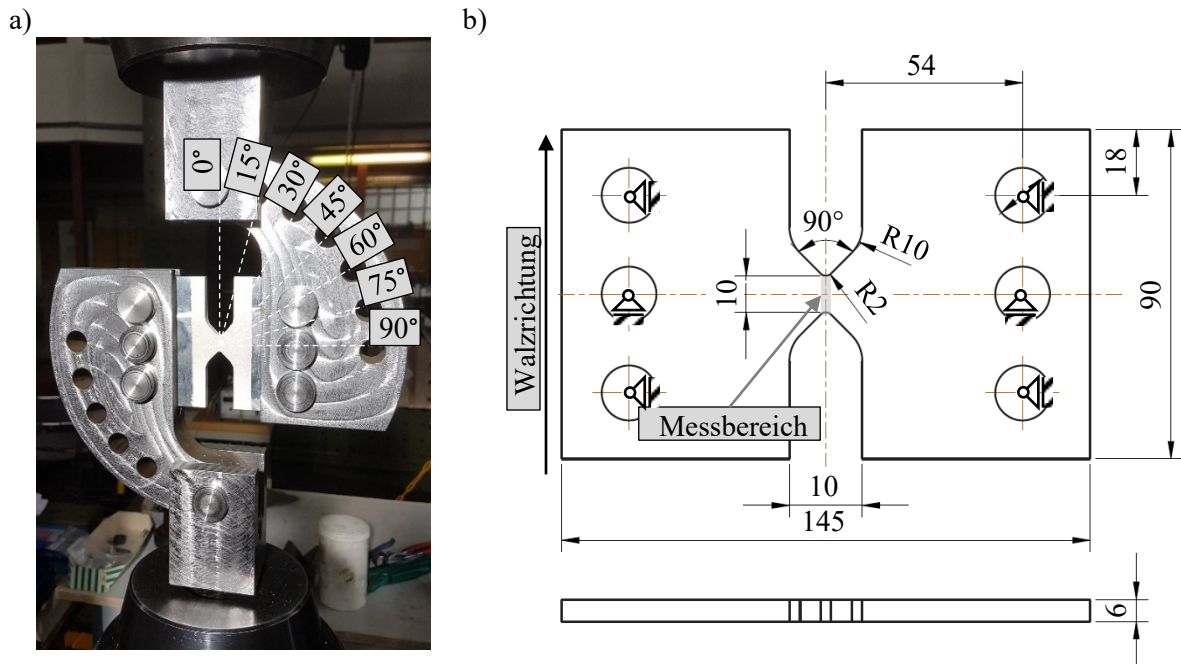


Abbildung 3-10: a) Vorrichtung für Schubversuche in einachsiger Prüfmaschine [103]  
 b) Technische Zeichnung einer symmetrischen Schubprobe mit eingezeichneter Lagerausrichtung [103]

### Symmetrische Probe

Für diese Vorrichtung schlägt *Richard* in [102] eine Probengeometrie für Zug- und Schubversuche (engl. compact tension shear, CTS-Probe) vor, die auf früheren Arbeiten basiert [104]. In Anlehnung an die Arbeiten von *Richard* soll das Ziel, einen großen Bereich in der Probe mit einem idealen Schubspannungszustand erzeugen zu können und andere Belastungen in eine Probe einleiten zu können, beibehalten werden. Dieses Ziel soll für quasi-statische Versuche mit einer Probe ohne scharfe Kerbe in Kombination mit der Vorrichtung zur Lasteinleitung

erreicht werden. Deshalb wird von der Probengeometrie aus [102] das für die Vorrichtung nötige Lochbild und die Außenkontur beibehalten. Im Messbereich ist eine Anpassung der Geometrie notwendig, da für quasi-statische Versuche bis zum Bruch zu große Kräfte notwendig sind. Statt einer einseitigen scharfen Starterkerbe wird die Probe beidseitig mit einem Kerbradius von 2 mm eingekerbt und die Kerbe mit einem Öffnungswinkel von  $90^\circ$  auslaufend zum Probenrand versehen (analog zu [101]), um die Kerbwirkung zu reduzieren. Mittels numerischer Simulationen wurde die Geometrie so ausgelegt, dass im Messbereich ein möglichst großer Bereich mit konstanter Spannungsmehrachsigkeit und Schubspannung auftritt (Abbildung 3-11a). Als Ergebnis ergibt sich die Geometrie in Abbildung 3-10a. Die Abmessungen sind ähnlich zu der Probengeometrie von Arcan et al. [101]. Arcan et al. untersuchten ihre Proben mittels Spannungsoptik und Dehnmessstreifen und konnten ebenfalls einen großen Bereich mit konstanten Spannungen im kleinsten Querschnitt messen.

Zur Messung der Verformung der Probe kann der Zylinderweg der Prüfmaschine nur bedingt herangezogen werden, da die Steifigkeit der gesamten Vorrichtung zu gering ist, um vernachlässigt zu werden. Stattdessen kann die Verformung im kleinsten Querschnitt anhand der Verschiebungsdifferenz zweier Messpunkte auf der Probenoberfläche entsprechend der Skizze in Abbildung 3-11b charakterisiert werden.

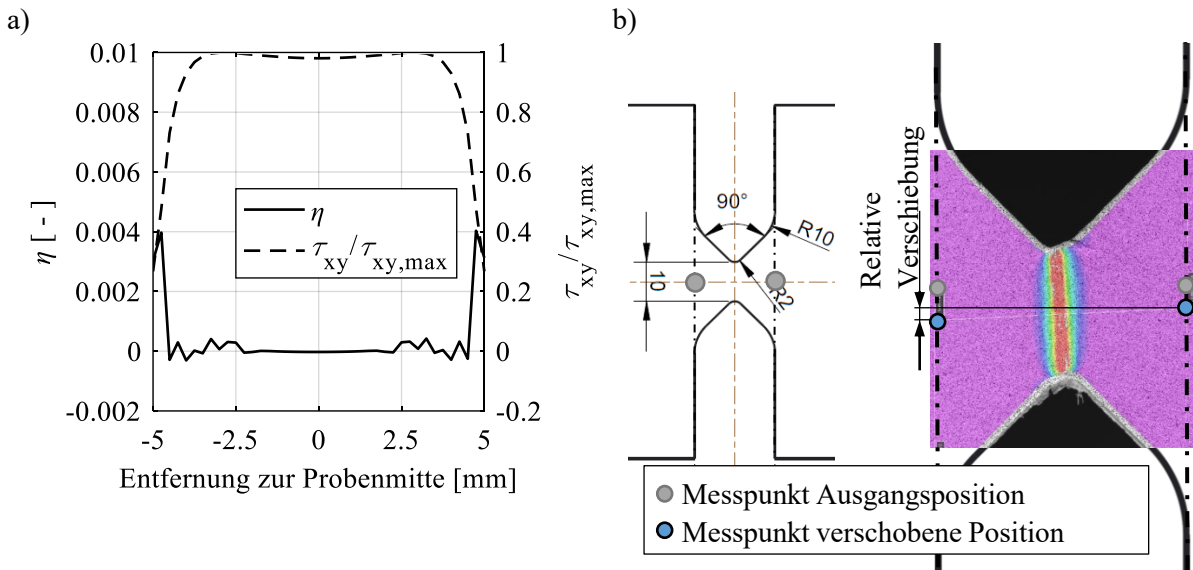


Abbildung 3-11: a) Normierter Schubspannungs- ( $\tau_{xy}/\tau_{xy,max}$ ) und Spannungsmehrachsigkeitsverlauf im kleinsten Querschnitt entlang der Symmetrieebene der Schubprobe bei geringer elastischer Verformung und  $0^\circ$  Sichelausrichtung  
b) Messung der globalen Relativverschiebung bei Schubversuchen. Übersetzt aus [103]

### Asymmetrische Probe

Um ein Ausbeulen der gesamten Vorrichtung bzw. der Probe während eines Versuches zu vermeiden, werden die Zylinder bei diesen Versuchen ausschließlich auseinandergefahren. Das Auseinanderfahren bedeutet, dass im kleinsten Querschnitt nur Spannungsmehrachsigkeiten

von  $\eta \geq 0$  erzeugt werden können. Um dennoch Druckspannungen und damit  $\eta < 0$  im kleinsten Querschnitt hervorzurufen, bietet sich eine Modifikation der Probengeometrie hin zu einer asymmetrischen Probe an. Durch die Rotation des Messbereichs um  $45^\circ$  relativ zur Längsachse der Proben (Abbildung 3-12a) kann bei geeigneter Wahl der Sichelausrichtung Druck im kleinsten Querschnitt erzeugt werden. Die Messung der globalen Verformung erfolgt analog zu den symmetrischen Proben durch die Verfolgung zweier Punkte auf der Probenoberfläche und der Berechnung der Verschiebungsdifferenz in Richtung der Versuchsstand-Zugachse (Abbildung 3-12b).

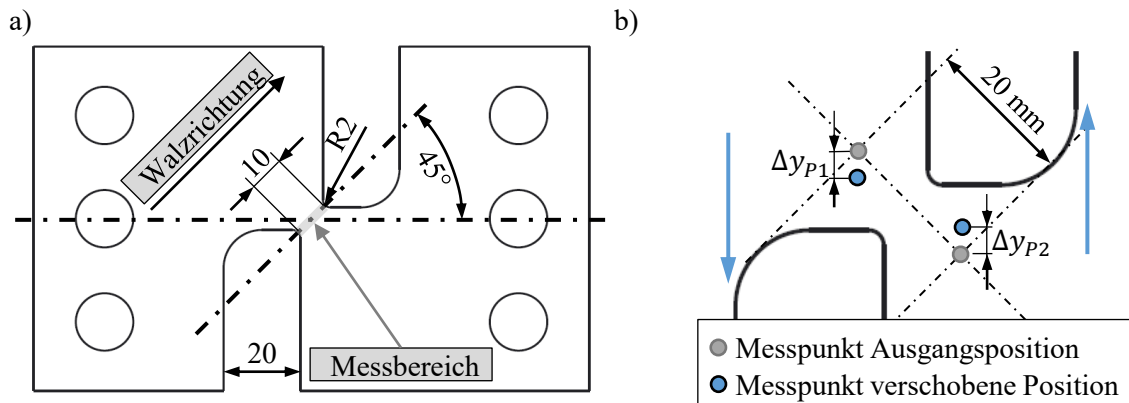


Abbildung 3-12: a) Skizze der asymmetrischen Schubprobe

b) Messung der globalen Relativverschiebung bei Versuchen mit der asymmetrischen Schubprobe am Beispiel des Lastwinkels  $0^\circ$

Durch die Rotation des kleinsten Probenquerschnitts relativ zur Außenkontur der Probe wird im Messbereich in dieser Probe beim Einstellen eines Lastwinkels von  $45^\circ$  der gleiche Spannungszustand hervorgerufen, wie in der symmetrischen Probe und einem Lastwinkel von  $0^\circ$ . Entsprechend rufen die Lastwinkel  $< 45^\circ$  eine Überlagerung von Schub- und Druckspannungen und die Lastwinkel  $> 45^\circ$  eine Überlagerung von Schub- und Zugspannungen hervor. Zur Verdeutlichung sind in Abbildung 3-13 die Bewegung der Messpunkte bei Lastwinkeln von  $0^\circ$  (Druck + Schub),  $45^\circ$  (nur Schub),  $90^\circ$  (Schub + Zug) und  $135^\circ$  (entspricht einer gekerbten Flachzugprobe) dargestellt. Dabei ist anzumerken, dass Lastwinkel  $> 90^\circ$  bedeuten, dass die Sichel spiegelverkehrt (im Vergleich zur Abbildung 3-13 rechts) im Versuchsaufbau eingesetzt werden, wodurch theoretisch auch bis zu  $180^\circ$  getestet werden könnte. Die Einstellungen  $> 135^\circ$  rufen jedoch zu den Einstellungen von  $90^\circ$  bis  $120^\circ$  äquivalente Beanspruchungen hervor und werden daher nicht weiter betrachtet.

Mit den beiden vorgestellten Proben in Kombination mit der Vorrichtung können auch die Anforderungen an die Versuche geschweißter Proben erfüllt werden. Durch die Trennung der variablen Lasteinleitung mittels der Sichel von der Probe kann Letztere vergleichsweise kompakt sein und damit Probenmaterial eingespart werden. Insbesondere die symmetrische Probe eignet sich außerdem für Versuche an geschweißten Proben, da die Bohrungen für die Lasteinleitung parallel zum Messbereich, d.h. parallel zur Schweißnaht, und damit außerhalb des Bereichs der SZ und WEZ angeordnet sind. Damit wird eine Lasteinleitung in durch die Schweißung geschwächten Materialbereiche vermieden. Zudem hilft die Krafteinleitung durch die massiven

Sicheln bei der Reduktion der Rotation des Messquerschnittes und damit bei der Beibehaltung des gewünschten Spannungszustandes ähnlich einer Kerbe in Dickenrichtung.

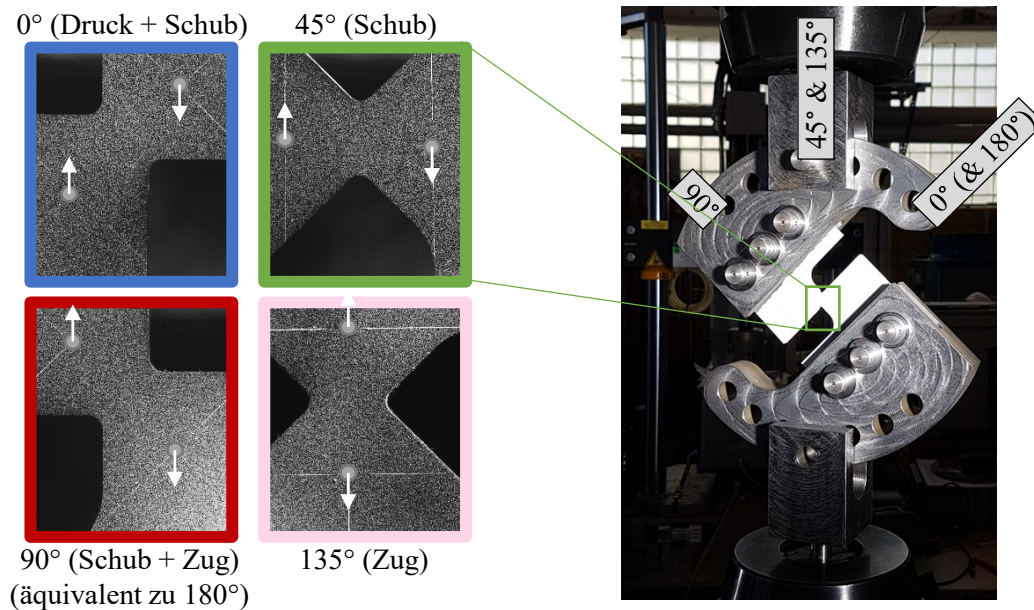


Abbildung 3-13: Bewegung der Messpunkte auf asymmetrischen Schubproben im Versuch bei verschiedenen Lastwinkeln

### 3.4.3 Probenfertigung und Versuchsdurchführung

Aus dem Grundwerkstoff wurden sowohl symmetrische als auch asymmetrische Proben gefertigt. Die asymmetrischen Proben kamen für Versuche unter verschiedenen Lastwinkeln zum Einsatz, um den Einfluss des Spannungszustandes auf das mechanische Verhalten im Detail zu untersuchen.

Für die SZ und die WEZ wurde hingegen auf die Fertigung beider Probentypen verzichtet und ausschließlich symmetrische Proben verwendet. Durch die diagonale Anordnung des Messbereichs in den asymmetrischen Proben würden sich die Bohrungen für die Krafteinleitung in der SZ bzw. WEZ befinden und damit in einem geschwächten Bereich. Zudem ist der Test verschiedener Lastwinkel für die SZ und WEZ für die in dieser Arbeit geplante Anwendung nicht notwendig, weshalb die zusätzlichen Lastwinkel-Einstellungen, die die asymmetrischen Proben bieten, im Gegensatz zum GWS nicht gebraucht werden.

Die Ausgangsplatten für die Fertigung waren 10 mm dicke Platten des GWS und mittels Doppel-V-Naht verschweißte Platten (siehe Kapitel 3.1) für die WEZ und SZ. Alle Schubproben wurden entsprechend der technischen Zeichnungen so gefertigt, dass der kleinste Querschnitt in Walzrichtung der Ausgangsplatten ausgerichtet ist (siehe Abbildung 3-10a und Abbildung 3-12a). Während der kleinste Querschnitt der SZ-Proben genau mittig in der Schweißnaht platziert wurde, war der kleinste Querschnitt in den WEZ-Proben um 10 mm zur SZ-Mitte versetzt.

Das beidseitige Abfräsen aller Proben auf 6 mm Dicke gewährleistete durch die Reduktion der auftretenden Maximalkraft, dass die quasi-statische Belastung bis zum Bruch ohne Beschädigung der Vorrichtung erfolgen konnte. Bei den aus geschweißten Platten hergestellten Proben wurde durch das Abfräsen außerdem der Schweißverzug entfernt. Im Test der SZ ist durch das Entfernen der Überhöhung der Schweißnaht zudem gewährleistet, dass der Bruch in der SZ erfolgt und nicht in der angrenzenden WEZ mit geringerer Materialdicke und Zugfestigkeit.

Insgesamt wurden 37 Proben getestet. Alle symmetrischen Proben, d.h. je drei Proben des GWS, der WEZ und der SZ, wurden unter einem Lastwinkel von  $0^\circ$  getestet. Je drei Versuche an asymmetrischen Proben des GWS wurden mit allen neun Lastwinkleinstellungen zwischen  $0^\circ$  und  $120^\circ$  in  $15^\circ$  Schritten durchgeführt. Dazu kam ein Versuch mit Lastwinkel  $135^\circ$ , welcher mit der asymmetrischen Probe einem Zugversuch mit einer gekerbten Flachzugprobe entspricht.

Alle Versuche wurden quasi-statisch mit einer 100 kN servohydraulischen Prüfmaschine (MTS) quasi-statisch (0.01 mm/s Verfahrensgeschwindigkeit) durchgeführt und die Zylinderkraft während der Versuche aufgezeichnet. Zur Verfolgung der Messpunkte auf der Probenoberfläche und zur Messung lokaler Dehnungen kam die DIC zum Einsatz. Die Proben wurden dazu einseitig mittels einer Airbrush-Pistole mit einem Speckle-Muster aus schwarzen Punkten auf weißer Grundierung versehen. Die für alle symmetrischen Proben (GWS, WEZ und SZ) verwendeten 12 MP-Kamera ( $4096 \times 3000$  Pixel) lösten die Probenoberfläche mit rund 118 Pixel/mm auf. Die für die asymmetrischen Proben (nur GWS) eingesetzte 5 MP-Kamera ( $2448 \times 2048$  Pixel) erzielte eine Auflösung von 82.9 Pixel/mm. In der Auswertung mit der Software Vic-2D 6 wurden in allen Versuchen Subsets mit einer Größe von  $29 \times 29$  Pixel (d.h. 0.245 mm bei 12 MP und 0.354 mm bei 5 MP) und einer Schrittweite von 7 Pixel (d.h. 0.059 mm bei 12 MP und 0.086 mm bei 5 MP) verfolgt.

#### 3.4.4 Ergebnisse

Die Kraft-Verschiebungskurven, welche sich aus den Versuchen an symmetrischen Proben mit einem Lastwinkel von  $0^\circ$  ergeben haben, zeigt Abbildung 3-14. Die gemittelten Kurven wurden hierbei analog zu den gemittelten Kurven der Zugversuche bestimmt.

Anhand der Kraft-Verschiebungskurven wird deutlich, dass der Grundwerkstoff auch unter Schubbelastung die höchste Festigkeit aufweist, während die Wärmeeinflusszone die geringste Maximalkraft erreicht. Der Unterschied zwischen SZ und WEZ ist jedoch weniger eindeutig als in den Zugversuchen. Außerdem bestätigt sich anhand der geringen Bruchverschiebung der SZ die geringe Duktilität dieser Zone. Die größte Bruchverschiebung erreicht im Gegensatz zu den Zugversuchen die WEZ. Dies deutet auf eine hohe Duktilität der WEZ unter Schubbelastung in einem Abstand von 10 mm zur Mitte der Schweißnaht hin. Durch die Ausrichtung der WEZ entlang der Lastrichtung und des kleinsten Querschnitts ist anzunehmen, dass die Inhomogenität des Werkstoffes einen geringeren Einfluss auf den Spannungszustand in der Probe hat, als in den Zugversuchen. Daher zeigen die Ergebnisse, dass die WEZ in 10 mm Abstand

zur Mitte der Schweißnaht zwar deutlich an Festigkeit gegenüber dem GWS verliert, aber keine Duktilität.

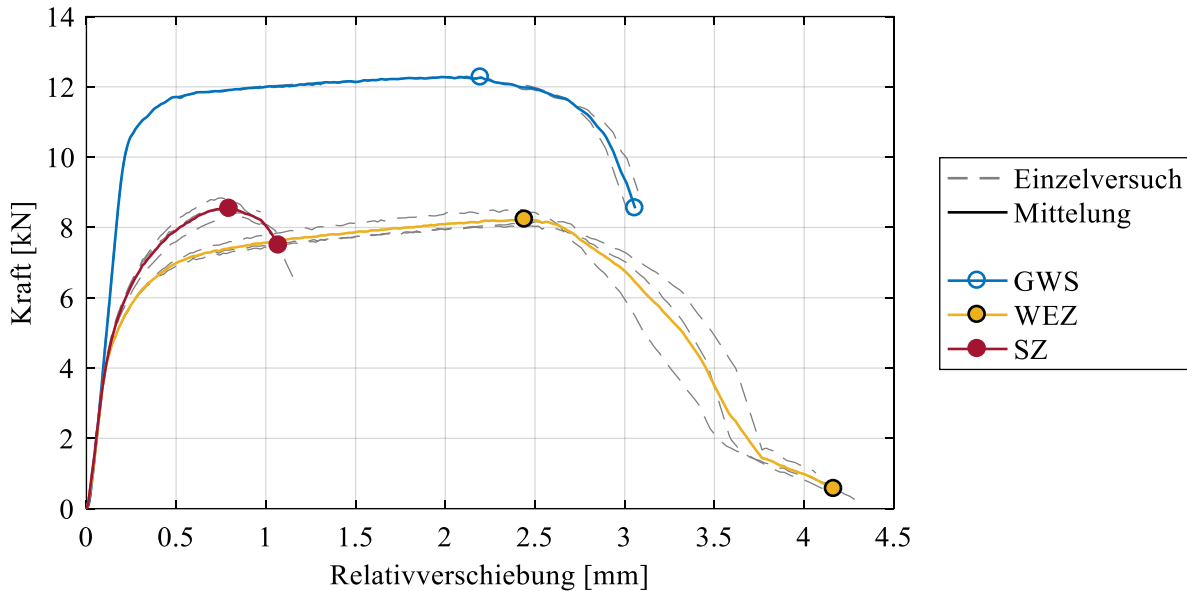


Abbildung 3-14: Kraft-Verschiebungskurven der Versuche an symmetrischen Schubproben des GWS, der WEZ und der SZ bei einem Lastwinkel von  $0^\circ$ . Die Marker auf den gemittelten Kurven zeigen das Erreichen der Maximalkraft und der Bruchverschiebung an.

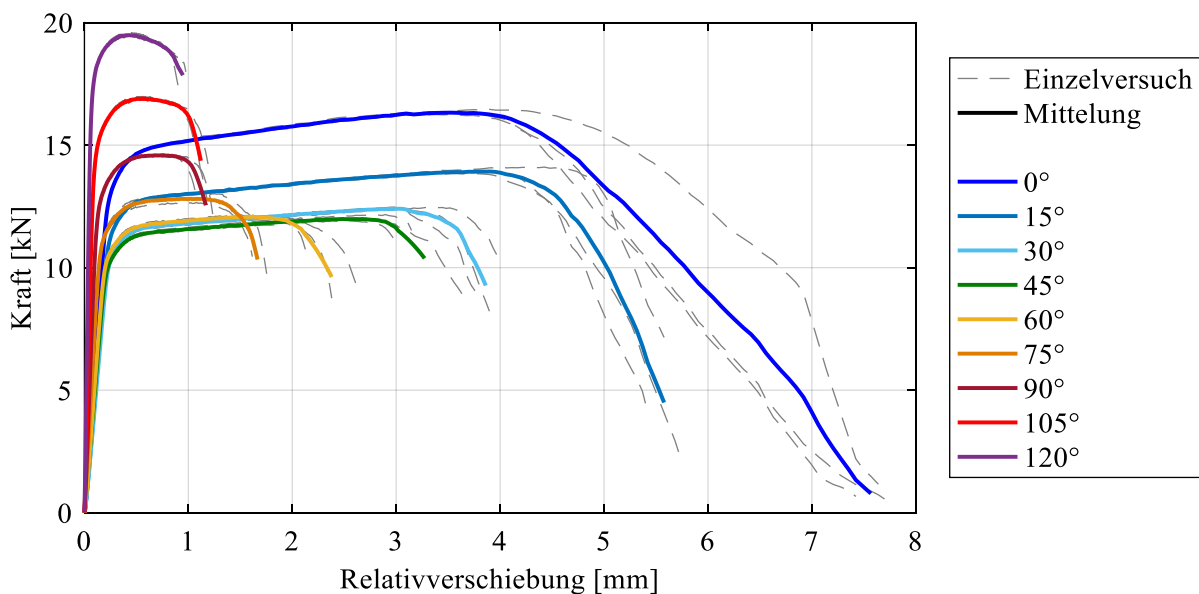


Abbildung 3-15: Kraft-Verschiebungskurven der Versuche an asymmetrischen Schubproben des GWS unter verschiedenen Lastwinkeln

Die Ergebnisse der Versuche an asymmetrischen Proben des GWS unter verschiedenen Lastwinkeln sind in Form der Kraft-Verschiebungskurven in Abbildung 3-15 dargestellt. Der Versuch mit dem Lastwinkel von  $135^\circ$  wurde aufgrund der Maximalkraft von  $> 21$  kN abgebrochen, um eine Beschädigung der Belastungsvorrichtung zu vermeiden und ist daher nicht weiter ausgewertet worden. Es zeigt sich, dass beginnend bei  $0^\circ$  mit einem steigenden Lastwinkel, d.h.

mit sinkendem Druck- bzw. Schubanteil an der Belastung, die Bruchverschiebung sinkt. Zudem nimmt die erreichte Maximalkraft bis zum Erreichen eines Winkels von  $45^\circ$  ab und steigt danach wieder an. Bei dem Lastwinkel von  $45^\circ$  ist der kleinste Querschnitt der asymmetrischen Probe so ausgerichtet, wie der kleinste Querschnitt in den Versuchen mit der symmetrischen Probe und  $0^\circ$  Lastwinkel.

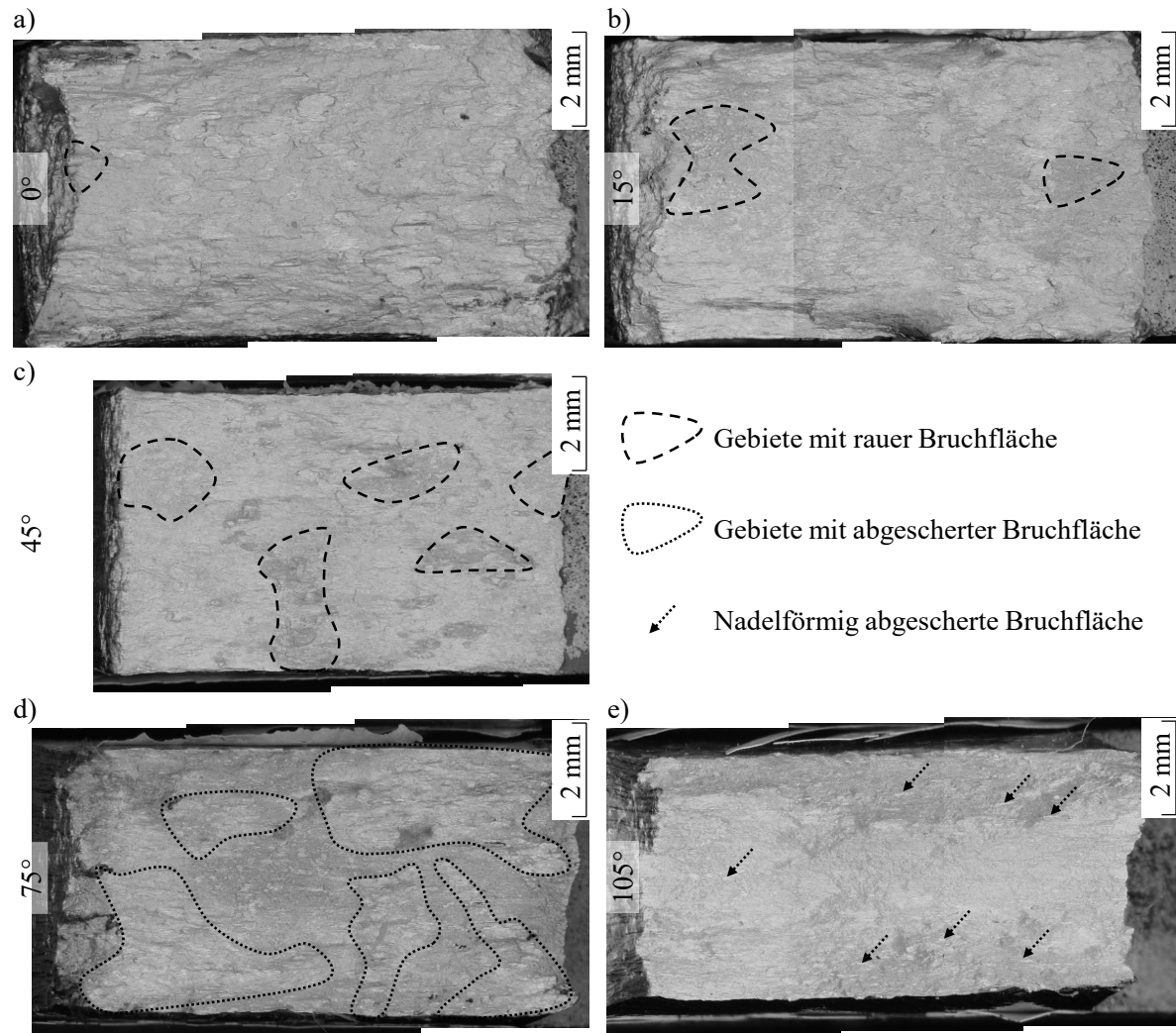


Abbildung 3-16: Bruchflächen asymmetrischer Proben nach Versuchen mit unterschiedlichen Lastwinkeln

- a)  $0^\circ$ , fast ausschließlich abgeschserte Bereiche
- b)  $15^\circ$ , hauptsächlich abgeschserte Bereiche
- c)  $45^\circ$ , hauptsächlich abgeschserte Bereiche
- d)  $75^\circ$ , teils abgeschserte, teils raue Bereiche
- e)  $105^\circ$ , fast ausschließlich raue Bereiche

Um einen Überblick über die erzielten Spannungszustände in den asymmetrischen Proben zu erhalten, können die Bruchflächen näher untersucht werden. Abbildung 3-16 zeigt eine Auswahl von Bruchflächen, die nach Versuchen mit unterschiedlichen Lastwinkeln entstanden sind. Höher aufgelöste Bilder dieser Versuche und von Versuchen mit den anderen Lastwinkeln sind im Anhang (Abbildung A 7, Abbildung A 8 und Abbildung A 9) zu finden. Alle Bruchflächen wurden mit der gleichen Vergrößerung aufgenommen. Dadurch wird beim Vergleich der

Bruchflächen deutlich, dass die resultierende Probendicke mit zunehmendem Lastwinkel abnimmt. Während die Probendicke bei einem Lastwinkel von  $0^\circ$  (Abbildung 3-16a) am Ende des Versuchs größer als die Nenndicke von 6 mm ist, zeigt die Probe nach einem Versuch mit einem Lastwinkel von  $105^\circ$  (Abbildung 3-16e) eine deutliche Verringerung der Dicke gegenüber der Nenndicke. Bei einem Lastwinkel von  $45^\circ$  (Abbildung 3-16c) ist die Veränderung der Probendicke gegenüber dem unverformten Zustand vernachlässigbar. Dies deutet darauf hin, dass das Ziel, mit Lastwinkeln  $< 45^\circ$  Druckspannungen in den kleinsten Querschnitt einzuleiten, erreicht wurde. Die unveränderte Probendicke beim Lastwinkel von  $45^\circ$  lässt schlussfolgern, dass hauptsächlich eine Schubbeanspruchung vorgelegen haben muss, während die Querschnittsverminderung bei Winkeln von  $> 45^\circ$  einen Zugeinfluss vermuten lassen.

Dieses Ergebnis anhand der Probendicke wird durch eine detailliertere Betrachtung der Bruchflächen unterstützt. Bei einem Lastwinkel von  $0^\circ$  (Abbildung 3-16a) weist die Bruchfläche nahezu ausschließlich glatte Flächen auf, welche durch ein Abscheren bei gleichzeitigem Druckeinfluss entstanden sein müssen. Lediglich im Kerbgrund gibt es einen Bereich, welcher eine raue Oberfläche aufweist und auf einen Zugeinfluss im Kerbgrund hindeuten kann. Bei einem Lastwinkel von  $15^\circ$  (Abbildung 3-16b) ist der Großteil der Bruchfläche durch glatte Flächen gekennzeichnet, welche allerdings in der Mitte der Probe weniger deutlich Spuren eines Druckeinflusses zeigen als bei der Probe mit Lastwinkel  $0^\circ$ . Die Bruchfläche der Probe mit einem Lastwinkel von  $45^\circ$  (Abbildung 3-16c) weist hauptsächlich abgescherte Flächen auf. Im Bereich der Plattenmittelebene treten jedoch auch einige Bereiche mit rauer Oberfläche auf, die auf einen gewissen Zugeinfluss schließen lassen. Bei einem Lastwinkel von  $75^\circ$  (Abbildung 3-16d) zeigt die Bruchfläche etwa zur Hälfte abgescherte und zur anderen Hälfte raue Bereiche. Daher ist davon auszugehen, dass hier Zug- und Schubspannungen überlagert aufgetreten sind. Bei weiter steigendem Lastwinkel nehmen die Anteile der abgescherten Bereiche auf der Bruchfläche ab, sodass bei einem Lastwinkel von  $105^\circ$  (Abbildung 3-16e) nur noch einige naddelförmig abgescherte Bereiche erkennbar sind. Dies verdeutlicht, dass der Schubeinfluss unter dieser Belastung nur noch gering gegenüber dem Zugeinfluss ist.

### 3.5 Zwischenfazit

Für eine grundlegende Materialcharakterisierung des Grundwerkstoffs, der Schmelzzone und der Wärmeeinflusszone sind Zugversuche an ungekerbten Proben durchgeführt worden. Diese Untersuchungen zeigen, dass sich die vorliegenden Schweißverbindungen wie vergleichbare Aluminium-Schweißverbindungen in der Literatur verhalten. Dies bedeutet, dass der Grundwerkstoff im spitzengehärteten Zustand die besten Festigkeitseigenschaften aufweist. In der Schmelzzone ist die Zugfestigkeit gegenüber dem GWS reduziert, aber dennoch höher als im schwächsten Bereich der Wärmeeinflusszone.

Gekerbte Proben des GWS und der SZ zeigen im Zugversuch das typische Verhalten homogener Werkstoffe mit einer ansteigenden maximalen technischen Spannung bei kleiner werdenden Kerbradius. Im Gegensatz dazu stehen die Ergebnisse der WEZ, bei denen unterschiedliche

Kerbradien kaum einen Einfluss auf die maximale technische Spannung haben. Dies weist darauf hin, dass die Inhomogenität der WEZ einen großen Einfluss auf den Spannungszustand in Zugversuchen quer zur Naht hat, während der Einfluss der geometrischen Kerbe dem gegenüber geringer ausfällt.

Zur Untersuchung der verschiedenen Materialbereiche unter Schubbelastung wurden Versuche an einer neuen symmetrischen Probe durchgeführt. Diese Versuche verdeutlichen, dass auch unter Schubbelastung eine deutlich geringere Festigkeit in der SZ und WEZ gegenüber dem GWS vorliegt. Zudem zeigen diese Schubversuche, dass die WEZ im Bereich der niedrigsten Zugfestigkeit eine hohe Duktilität beibehält, während die SZ deutlich geringere plastische Deformationen als der GWS und die WEZ ertragen kann.

Für die Untersuchung des Einflusses des Spannungszustandes auf das Bruchverhalten wurden weiterhin Versuche an neuen asymmetrischen Proben und mit variablem Lastwinkel am GWS durchgeführt. Die Auswertung der Bruchflächen zeigt, dass in diesen Versuchen das Ziel, verschiedene Spannungszustände zu erzeugen, erreicht wurde. Durch die Variation des Lastwinkels konnten in der Probe Überlagerungen von Druck- bzw. Zugspannungen mit Schubspannungen erzeugt werden.

Insgesamt liefern die Ergebnisse aus diesem Kapitel die Basis, um mit Hilfe von numerischen Simulationen Bruchkriterien zu kalibrieren und den Einfluss des Spannungszustandes auf das Versagen im Detail zu untersuchen.



## 4 Entwicklung eines kontinuierlich ortsabhängiges Materialmodells

Bei konventionellen Methoden zur Beschreibung der Fließkurven in der Wärmeeinflusszone müssen viele einzelne Proben aus geschweißten Platten entnommen werden, bei denen die tatsächliche Wärmebehandlung zum einen nicht homogen und zum anderen nur schwer nachvollziehbar ist. Daher muss dieser Vorgang für veränderte Schweißparameter wiederholt werden, um die ortsabhängigen mechanischen Eigenschaften zu bestimmen. Um diesen Versuchsaufwand zu minimieren, wird insbesondere die WEZ häufig zu einer oder zwei homogenen Zone vereinfacht. Dies kann jedoch unter Umständen zu einer zu ungenauen Abbildung des Fließ- und Bruchverhaltens in der WEZ führen [29, 103].

Zur Beschreibung der lokalen mechanischen Eigenschaften soll in diesem Kapitel daher eine neue Methode beschrieben werden, die insbesondere in der Wärmeeinflusszone örtlich fein aufgelöst mechanische Eigenschaften zur Verfügung stellt. Dazu werden Kleinproben mit in der WEZ auftretenden Temperatur-Zeit-Verläufen wärmebehandelt. An diesen Kleinproben können dann die mechanischen Eigenschaften, hier insbesondere die Fließkurve, bestimmt werden. Die entsprechende Härte einer solchen wärmebehandelten Probe erlaubt die Zuordnung zu einer gemessenen Härte in einem realen Bauteil und damit auch die Zuordnung der entsprechenden Fließkurve. Die Methodik soll im Folgenden im Detail beschrieben werden.

### 4.1 Bestimmung der Fließkurven an wärmebehandelten Rundproben

Für das neue Materialmodell sollen Fließkurven verwendet werden, die sich einem Ort in der WEZ zuordnen lassen. Diese Fließkurven werden an Kleinproben bestimmt, welche einer schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung unterzogen wurden.

#### 4.1.1 Aufnahme von Temperatur-Zeit-Verläufen in der Nähe einer Schweißnaht

Für die Bestimmung der in der Schweißnahtumgebung auftretenden Temperatur-Zeit-Verläufe, wurden diese zunächst während eines realen Schweißvorgangs im Rahmen eines gemeinsamen Projekts durch den Lehrstuhl für Werkstofftechnik gemessen. Die im folgenden erläuterten Vorgehensweisen und Ergebnisse an der gleichen Charge des in dieser Arbeit untersuchten GWS wurden in der Veröffentlichung von *Wiechmann et al.* beschrieben [29].

Die Messung der Temperatur während des Schweißprozesses erfolgte mittels in Bohrungen versenkter Temperaturmessfühler mit einem Durchmesser von 0.5 mm (Type K, Thermo Thermofühler GmbH, Lindlar, Deutschland). Dazu wurde ein T-Stoß mittels K-Naht verschweißt, die entsprechende Geometrie mit den Bohrungen zeigt Abbildung 4-1. Die Länge des T-Stoßes

betrug 240 mm. Zweimal fünf Bohrungen in 80 mm und 160 mm Entfernung vom Ende des T-Stoßes erlaubten das Einbringen von Temperaturmessfühlern in das Bauteil. Zwischen den Schweißungen der vier Lagen konnte sich die Probe jeweils auf unter 100 °C abkühlen. Die Schweißanweisung, nach welcher die Schweißung erfolgte, ist im Anhang in Abbildung A 3 zu finden. Während jeder Schweißlage wurde die Temperatur an den Messfühlern aufgezeichnet.

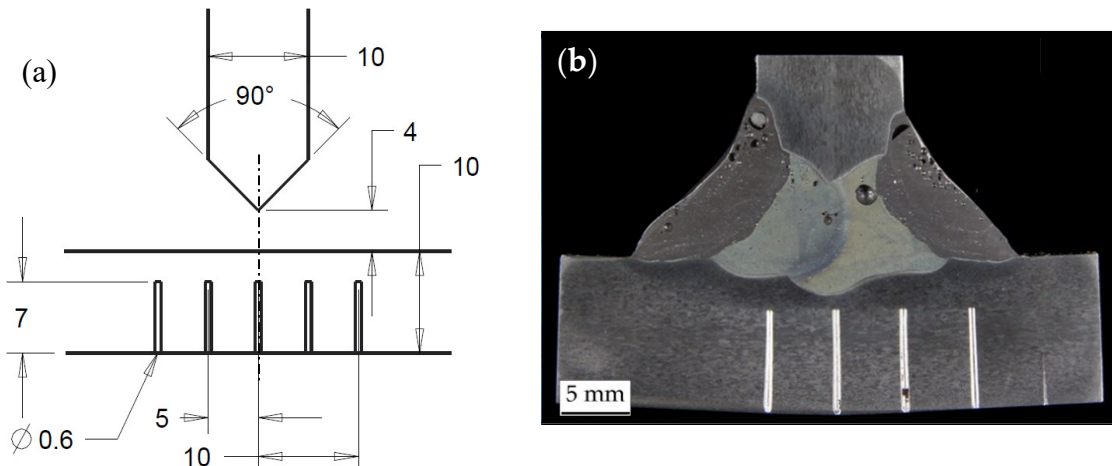


Abbildung 4-1: Positionierung von Temperaturmessfühlern in einem T-Stoß [29]

a) Technische Zeichnung des T-Stoßes mit Bohrungen für die Messfühler

b) Makro-Aufnahme eines Schliffbildes vom geschweißten T-Stoß mit der realen Position der Bohrungen

Nach dem Schweißvorgang wurde ein Schliffbild des Querschnittes des T-Stoßes angefertigt (Abbildung 4-1b), um die tatsächliche Position der Bohrungen und Temperaturmessfühler zu ermitteln. Anhand des Schliffs wurde die kürzeste Entfernung des Endes jeder Bohrung zu jeder Schweißlage bestimmt. Die Ergebnisse der Temperaturmessungen sind in Abbildung 4-2a in Abhängigkeit des Abstands zur Schmelzzone aufgetragen. Die dargestellten Parameter sind die mittlere Heizrate, Kühlrate und die Maximaltemperatur. Abbildung 4-2b zeigt einen prinzipiellen Temperatur-Zeit-Verlauf in der WEZ und die Definition der drei Parameter. Hierbei sei angemerkt, dass die mittlere Heiz- und Kühlrate den tatsächlichen Verlauf zu einem linearen Verlauf vereinfachen. Während bei der Erwärmung ein linearer Verlauf den gemessenen Verlauf gut abbildet, erfolgt das Abkühlen nach dem newtonschen Abkühlgesetz (d.h. nichtlinear). Relevant beim Abkühlen ist das Erreichen von 200 °C oder weniger, da bei niedrigeren Temperaturen keine Veränderungen der Mikrostruktur mehr zu erwarten sind. Zudem kühlt die WEZ durch die geringe Größe der verschweißten Platten ab ca. 200 °C nur sehr langsam ab. Die mittlere Kühlrate wird daher vereinfachend zwischen der Maximaltemperatur und 200 °C berechnet. In Abbildung 4-2a zeigt sich, dass bei steigendem Abstand zur SZ alle drei bestimmten Parameter abnehmen. Dabei wurden Heizraten von 25-118 K/s, Maximaltemperaturen von 229-516 °C und Kühlraten von 3.5-15 K/s gemessen. [29]

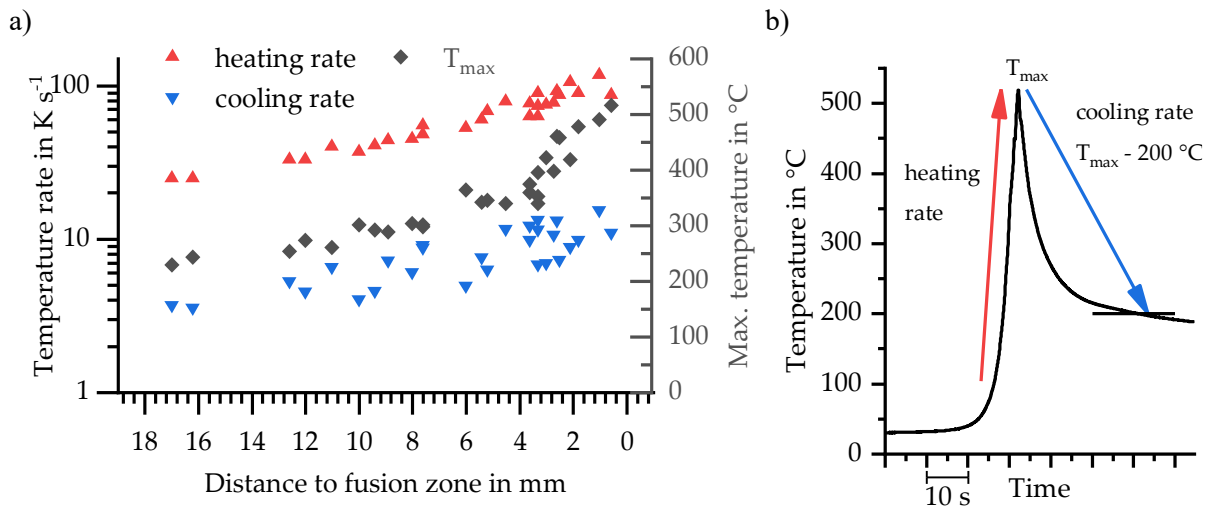


Abbildung 4-2: a) Gemessene Heiz- und Kühlraten sowie Maximaltemperaturen in Abhängigkeit des Abstands zur SZ [29]  
 b) Typischer Temperatur-Zeit-Verlauf in der WEZ [29]

#### 4.1.2 Experimentelle Methoden

Die in diesem Kapitel beschriebene Auswahl von Parametern und die Versuchsdurchführung erfolgten durch den Lehrstuhl für Werkstofftechnik. Zusätzlich zu den folgenden Ausführungen sind weitere Details in [29] zu finden.

Zur Bestimmung von Fließkurven für diskrete Wärmebehandlungen wurde aus den zuvor beschriebenen Messungen Parametersätze aus Heiz- und Kühlrate sowie Maximaltemperatur gewählt, die den Temperatur-Zeit-Verlauf in verschiedenen Abständen zur Schweißnaht abbilden. Die ausgewählten Kombinationen sind Tabelle 4-1 zu entnehmen, wobei die Maximaltemperatur des unbehandelten GWS der Raumtemperatur (RT) entspricht.

Tabelle 4-1: Parameter der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung [29]

Abstand zur SZ [mm]	Maximaltemperatur [ $^{\circ}\text{C}$ ]	Heizrate [ $\text{K/s}$ ]	Kühlrate [ $\text{K/s}$ ]
0	>660	-	-
ca. 2	500	100	10
ca. 4	425	75	10
ca. 8	325	50	8
ca. 16	225	25	4
-	RT (GWS)	-	-

Diese Wärmebehandlung wurde dann auf zylindrische Kleinproben (Durchmesser 5 mm, Länge 10 mm) des GWS aufgebracht. Dies erfolgte im Abschreck- und Umformdilatometer des Typs Bähr 805 A/D (Abbildung 4-3). In diesem wird eine Probe induktiv mittels einer Spule geheizt. Eine zweite Spule dient der Kühlung bzw. Abschreckung der Proben mit einem Inertgas, welches durch Öffnungen in der Spule austritt. Im Versuch wird der Soll-Temperatur-Zeit-

Verlauf durch Regelung der Heizung und Kühlung anhand gemessener Ist-Werte eines Temperatursensordülers eingehalten.

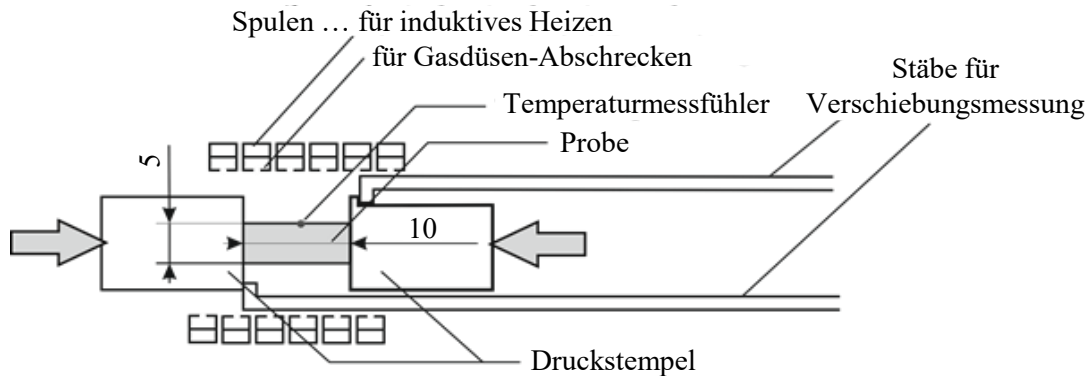


Abbildung 4-3: Aufbau des Abschreck- und Umformdilatometers mit zylindrischer Probe. Übersetzt aus [29]

Nach der Wärmebehandlung wurden die Proben zunächst sieben Tage kaltausgelagert und die Mikrohärtigkeit bestimmt. Längere Kaltauslagerungen haben einen vernachlässigbaren Effekt auf die mechanischen Eigenschaften [29]. Im Anschluss wurden ebenfalls im Dilatometer Stauchversuche durchgeführt. Zur Verminderung der Reibung kam eine dünne Molybdän-Platte zwischen den wärmebehandelten Proben und den Keramik-Druckstempeln zum Einsatz. Die Stauchversuche erfolgten mit einer Verfahrgeschwindigkeit von 1 mm/s bis zu einem Weg von 2 mm beim Grundwerkstoff und 3 mm bei allen anderen Versuchen. Das System zeichnete während des Versuchs die Zylinderkraft und die Verschiebung auf. Die Messung der Verschiebung erfolgt in dem Dilatometer, indem die Position der Stirnflächen mittels Stangen direkt an den Druckstempeln abgenommen wird.

#### 4.1.3 Auswertung der Experimente

Aus den Stauchversuchen ergeben sich Kraft-Verschiebungskurven [105], welche sich in technische Spannungs-Dehnungskurven umrechnen lassen. Diese Kurven weisen einen Einlaufbereich zu Beginn des Versuchs auf, der in einen linearen Anstieg von 37 GPa beim GWS übergeht. Die linearen Anstiege der Kurven aus Versuchen mit anderen Wärmebehandlungen sind in Tabelle 4-2 dargestellt. Diese Anstiege der Spannungs-Dehnungskurven sind geringer als der Elastizitätsmodul von Aluminiumlegierungen von ca. 70 GPa. Dieser Unterschied entspricht den Ergebnissen in der Literatur an ähnlichen Versuchen und Probengrößen durch Liu et al. [106], die im Stauchversuch 49 GPa als linearen Anstieg für EN AW 2024 bestimmt haben. Liu et al. haben den Unterschied zum Elastizitätsmodul mit Hilfe von numerischen Simulationen auf eine nicht optimal parallele Ausrichtung der Druckplatten zu den Stirnflächen der Proben zurückgeführt. Dieser Effekt kann auch zu Stande kommen, wenn die Fertigung keine optimal parallelen Stirnflächen der Probe erzeugt hat [106]. Eine nicht perfekte Ausrichtung der Stirnflächen zu den Druckplatten ist auch für die vorliegenden Ergebnisse plausibel und erklärt damit den Unterschied zwischen gemessenem linearen Anstieg und Elastizitätsmodul. Außerdem können bereits durch geringe Schrägstellungen der Druckplatte zur Probenstirnfläche bereits

asymmetrische Spannungsverteilungen in der Probe entstehen, mit einer lokalen Spannungs- und Dehnungsspitze am ersten Kontaktpunkt (Abbildung 4-4 rechts). Das Ende des Einlaufbereichs zeigt dabei den Punkt im Versuch an, ab dem die Druckplatten vollständigen Kontakt mit den Stirnflächen der Proben aufweisen [106]. Um den Einfluss einer etwaigen Schrägstellung gering zu halten, kann ein großes Verhältnis von Länge zu Durchmesser für die Probe gewählt werden [107], dann besteht jedoch die Gefahr des Ausbeulens bei großen Verformungen und war für die vorliegenden Versuche keine Option.

Tabelle 4-2: In den Stauchversuchen bestimmte lineare Anstiege

Wärmebehandlung	GWS	$T_{max} = 225\text{ °C}$	$T_{max} = 325\text{ °C}$	$T_{max} = 425\text{ °C}$	$T_{max} = 500\text{ °C}$	SZ
Anstieg [GPa]	37	43	43	49	51	17

Eine Parameterstudie mit einem Finite Elemente (FE) 3D-Halbmodell und Schrägstellung einer Druckplatte (analog zur Skizze in Abbildung 4-4) zeigt den Einfluss des Schrägstellungswinkels  $\phi$  auf den Anfangsbereich der Spannungs-Dehnungskurve der vorliegenden Stauchversuche. Die Simulationen wurden mit Achtknoten-Hexaeder-Elementen mit einer Elementkantenlänge EKL = 0.125 mm voll integriert durchgeführt. Hierbei wurde nur die Schrägstellung der Druckplatte variiert, während die Probengeometrie als ideal angenommen wurde, um die Modellbildung gegenüber der Variation der Probengeometrie (d.h. Nicht-Parallelität der Stirnflächen) zu vereinfachen. Ohne Schrägstellung ( $\phi = 0$ ) gibt es keinen Einlaufbereich und der lineare Anstieg entspricht dem Elastizitätsmodul von 70 GPa (Abbildung 4-4 links). Mit steigendem Winkel wird der Einlaufbereich größer und der lineare Anstieg kleiner. Der Einlaufbereich ist mit einem Winkel von  $\phi = 0.5^\circ$  und der lineare Anstieg mit einem Winkel von  $\phi = 0.7^\circ$  am besten durch das Modell abgebildet. Bei einem Winkel von  $\phi = 0.7^\circ$  ist insgesamt die beste Übereinstimmung der experimentellen und numerischen Ergebnisse zu beobachten, daher wird dieses Ergebnis nachfolgend als Referenz herangezogen.

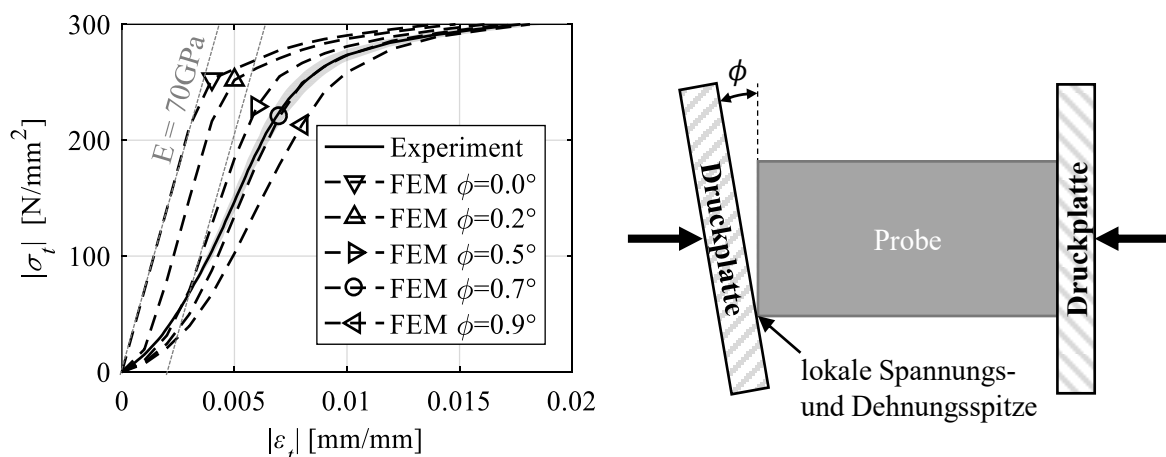


Abbildung 4-4: Einfluss der Schrägstellung zwischen Stirnfläche der Stauchprobe und Druckplatte auf die Spannungs-Dehnungskurve. Die experimentelle Kurve ist die Mittelung aus drei Versuchen und mit dem experimentellen Streuband dargestellt.

Zusätzlich zu einer etwaigen Schrägstellung verhindert die Reibung zwischen den Druckstempeln und der Probe in Stauchversuchen zudem, dass sich wie in Zugversuchen ein Bereich mit

einer Gleichmaßdehnung ausbildet. Stattdessen bauchen die Stauchproben bereits unmittelbar nach Versuchsbeginn aus, wobei ein geringerer Reibkoeffizient zu einer geringeren Ausbauchung führt. Stauchversuche, in denen prinzipiell keine oder kaum Reibung auftritt, sind zwar durch geeignete Probengeometrien bzw. Versuchsaufbauten [108] oder Schmierungen [109] möglich, konnten hier allerdings aus versuchstechnischen Gründen nicht angewendet werden.

Um den Einfluss der Reibung zu untersuchen, wurde für eine weitere Parameterstudie ein achsensymmetrisches FE-Halbmodell der Zylinderprobe erstellt (quadratische Vierknoten-Elemente, voll integriert, Elementkantenlänge EKL = 0.125 mm). In diesem Modell erfolgte der Stauchvorgang mittels einer reibbehafteten Druckplatte, wodurch der Reibkoeffizient zwischen den Druckplatten und einer Probe ausgehend von Erfahrungswerten und anhand einer Parameterstudie bestimmt werden konnte. Die Molybdänplatte zur Verringerung der Reibung zwischen Probe und Stempel wurde aufgrund der geringen Dicke nicht im Modell mit berücksichtigt, stattdessen ist der Effekt der Platte im eingestellten Reibkoeffizienten enthalten. In dieser Untersuchung mit einem Reibkoeffizienten von 0.10 weist das Modell eine ähnliche Ausbauchung auf, wie die entsprechenden Experimente. Daher wurden alle weiteren Simulationen ebenfalls mit diesem Koeffizienten durchgeführt.

Insgesamt zeigen die Ergebnisse, dass Reibung und Schrägstellungen in den Versuchen aufgetreten sind. Für die Ermittlung der wahren Spannungen und Dehnungen bedeutet dies, dass die Gleichungen (2-1) und (2-2) streng genommen nicht gültig sind. Durch die Minimierung der Reibung und eine gute Ausrichtung der Probe liefern die beiden Gleichungen jedoch gute Näherungslösungen für die wahren Spannungen und Dehnungen. Allerdings ist dabei zu beachten, dass sich aufgrund des Stauchversuchs negative Werte für Spannung und Dehnung ergeben. Zur weiteren Ermittlung der Fließkurve mit den Gleichungen (2-3) bis (2-5) wurden entsprechend die Beträge der wahren Spannung und Dehnung verwendet.

#### 4.1.4 Numerische Iteration der Fließkurven und Extrapolation mit einer analytischen Beziehung

Um die Näherungslösung für die Fließkurven nach Gleichungen (2-1) bis (2-5) zu bewerten, wurde die berechnete Fließkurve für den GWS in einer numerischen Simulation des Stauchversuchs verwendet. Diese Simulation wurde mit dem achsensymmetrischen Modell unter Berücksichtigung der Reibung aber ohne Berücksichtigung der Schrägstellung durchgeführt. Um den Effekt der Schrägstellung auf die Kraft-Verschiebungskurve in der Simulation zu berücksichtigen, wurde anstelle des tatsächlichen Elastizitätsmoduls von 70 GPa der jeweils experimentell ermittelte lineare Anstieg als Elastizitätsmodul im Modell verwendet (Tabelle 4-2). Damit ergab sich im Modell und Experiment die gleiche Steigung, jedoch ist die experimentelle Kraft-Verschiebungskurve um den Einlauf gegenüber der berechneten Kurve verschoben. Zur Berücksichtigung dieses Offsets wurde der Nullpunkt des Wegs auf den Schnittpunkt der Tangente am linearen Anstieg mit der Weg-Achse verschoben.

Abbildung 4-5a zeigt, dass die Simulation mit der analytisch bestimmten Fließkurve insbesondere auch für hohe technische Dehnungen eine gute Näherung der technischen Spannungs-Dehnungskurve liefert. Die geringen Abweichungen auch bei hohen Dehnungen liegen darin begründet, dass die Proben in Stauchversuchen im Gegensatz zu Proben in Zugversuchen zwar ausbauchen, aber keine so starke Dehnungslokalisation auftritt.

Um möglichst genaue Fließkurven zu erhalten, kann die Näherungslösung mit Hilfe von iterativen numerischen Simulationen verbessert werden. Nach nur einem Iterationsschritt mit der Methode nach *Bao* (siehe Kapitel 2.3.1) liefert die Simulation eine technische Spannungs-Dehnungskurve, die innerhalb des Streubands der Experimente liegt (Abbildung 4-5b).

Zur Validierung dieser Methode (axialsymmetrisches Modell ohne Druckplattenschrägstellung und verringerter Elastizitätsmodul) ist in Abbildung 4-5b außerdem eine technische Spannungs-Dehnungskurve einer Rechnung mit derselben Fließkurve mit Volumenelementen,  $E = 70$  GPa und Plattenschrägstellung dargestellt. Für diesen Vergleich wurde auch die Kurve des Volumenmodells analog zu den Experimenten auf der Weg-Achse verschoben, um einen Versatz durch den Einlaufbereich zu berücksichtigen. Es zeigt sich, dass beide Simulationen mit gleicher Fließkurve (hier nach einer Iteration) nahezu identische technische Spannungs-Dehnungskurven innerhalb des experimentellen Streubandes liefern. Daher wird für die iterative Bestimmung der Fließkurven für alle Wärmebehandlungen das axialsymmetrische Modell verwendet, um den Rechenaufwand gering zu halten.

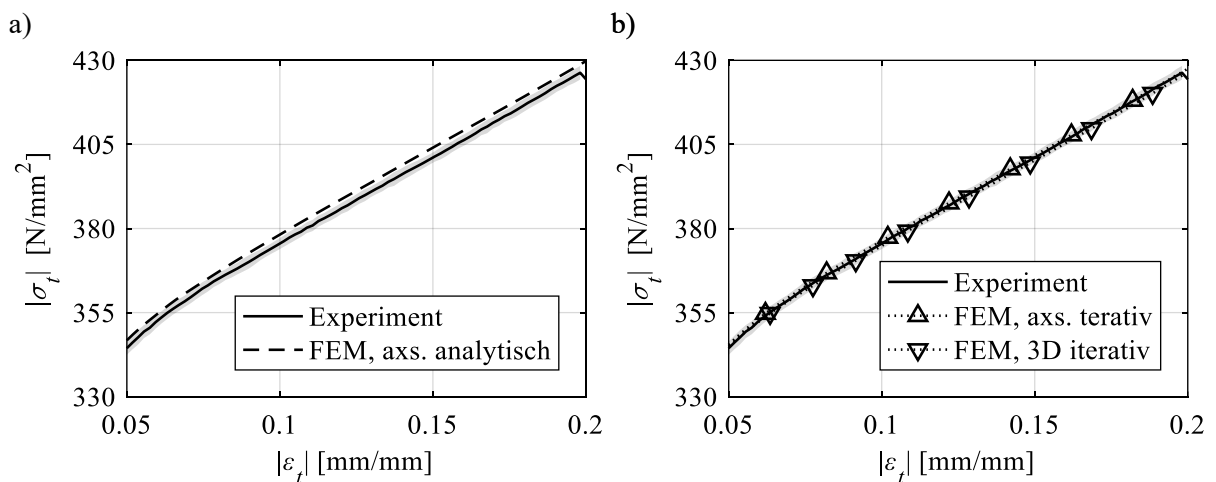


Abbildung 4-5: Vergleich der Spannungs-Dehnungskurven von Experiment (inkl. Streuband) und  
a) FE-Simulationen mit axialsymmetrischem (axs.) Modell unter Verwendung der analytisch berechneten Fließkurve und  $E = 37$  GPa  
b) FE-Simulationen mit axialsymmetrischem Modell ( $E = 37$  GPa) sowie Modell mit Volumenelementen (3D;  $E = 70$  GPa) mit derselben iterativ bestimmten Fließkurve

Für alle Wärmebehandlungen genügten ein oder zwei Iterationsschritte, um im gesamten Kurvenverlauf mit Ausnahme des Übergangs zwischen elastischem und elastisch-plastischem Bereich eine Abweichung von 0.5 % oder weniger zu den gemittelten experimentellen Ergebnissen zu erhalten, woraufhin die Iteration abgebrochen wurde. Die iterativ erhaltenen Fließkurven

für alle untersuchten Wärmebehandlungen sind in Abbildung 4-6 dargestellt. Die Kurven konnten bis zu einer Dehnung von ca. 45 % bzw. 25 % für den GWS bestimmt werden.

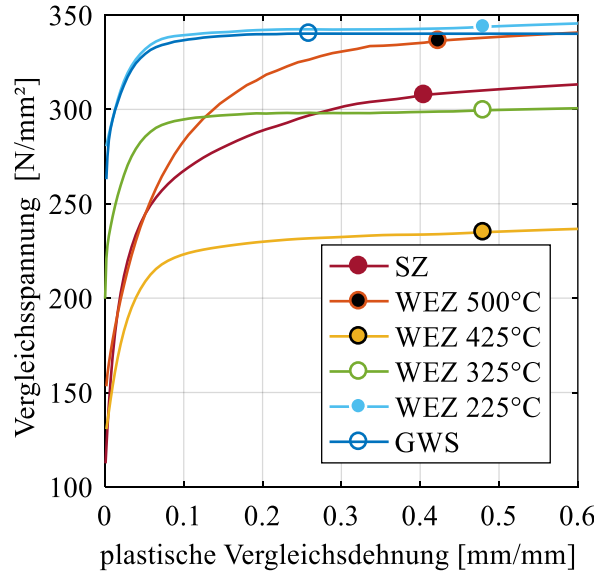


Abbildung 4-6: Fließkurven nach verschiedenen Wärmebehandlungen, iterativ bestimmt anhand von Stauchversuchen und extrapoliert anhand Gleichung (4-1). Die Marker stellen den Beginn der Extrapolation dar.

Da in Schub- und Zugversuchen durch starke Dehnungslokalisationen auch größere Dehnungen auftreten können, wurden die Kurven mit einer analytischen Beziehung extrapoliert. Da die numerisch iterativ bestimmten Fließkurven das Materialverhalten sehr gut bis zum Ende der experimentellen Daten abbilden, sollten diese auch vollständig in das Gesamtergebnis der Fließkurve eingehen. Unter der Annahme, dass sich die Verfestigung bei großen Dehnungen nach einer Potenzfunktion verhält, wurde die Gleichung nach *Hollomon* (siehe auch Tabelle 2-1)

$$\sigma = K \cdot \varepsilon_{pl}^n \quad (4-1)$$

verwendet. Da es im Stauchversuch keinen markanten Punkt, wie den Beginn der Einschnürung im Zugversuch, gibt, kann das *Considère*-Kriterium nicht angewandt werden, um die Parameter der Funktion zu berechnen. Stattdessen wurden die Parameter mit Hilfe des letzten experimentell bestimmten Punkts ( $\varepsilon_{pl,end}$ ,  $\sigma_{end}$ ) ermittelt. Zudem sollte die Extrapolationsfunktion an diesem Punkt den experimentellen Anstieg  $\sigma'_{end}$  aufweisen. Mit der Ableitung der Gleichung (4-1)

$$\sigma' = K \cdot n \varepsilon_{pl}^{n-1} \quad (4-2)$$

ergibt sich ein Gleichungssystem mit zwei Gleichungen und den beiden Unbekannten  $K$  und  $n$ , welches sich mit

$$n = \frac{\sigma'_{end} \varepsilon_{pl,end}}{\sigma_{end}} \quad (4-3)$$

und

$$K = \exp\left(\frac{\sigma_{end} \log(\sigma_{end}) - \sigma'_{end} \varepsilon_{pl,end} \log(\varepsilon_{pl,end})}{\sigma_{end}}\right) \quad (4-4)$$

lösen lässt. Mit der Gleichung (4-1) und den Parametern nach Gleichungen (4-3) und (4-4) wurden entsprechend alle Fließkurven bis zu einer gewünschten Dehnung von  $\varepsilon_{eq,pl} = 2$  extrapoliert, ohne die bereits iterativ bestimmten Werte zu ändern. Das Ergebnis für alle untersuchten Wärmebehandlungen zeigt Abbildung 4-6.

## 4.2 Korrelation zwischen Härteprüfung und ortsabhängiger Fließkurve

Die Härteprüfung in der Schweißnahtumgebung wird in vielen Fällen als Indikator für die Festigkeitseigenschaften herangezogen. Dabei wird eine geringe Härte auch mit geringer Festigkeit assoziiert. Eine Abschätzung der Dehngrenze anhand der Vickershärte  $HV$  kann für ausscheidungsgehärtete Al-Mg-Si-Legierungen beispielsweise nach

$$R_{p0.2}(\text{MPa}) = 3 \cdot HV - 48.1 \quad (4-5)$$

[110, 111] und der Zugfestigkeit nach

$$R_m(\text{MPa}) = 2.6 \cdot HV + 39.8 \quad (4-6)$$

erfolgen [111]. Diese direkte Umwertung ohne Berücksichtigung weiterer Faktoren ist jedoch nicht immer eindeutig möglich, da das Ergebnis der Härteprüfung von komplexen elastisch-plastischen Vorgängen abhängt [112]. Dies zeigt sich auch in der WEZ der hier untersuchten Legierung, da dort mehrfach gleiche Härtewerte das Ergebnis der Prüfung sind. Durch die unterschiedlichen Abstände der Punkte mit gleichem Härtewert zur Schweißnaht können unterschiedliche Mikrostrukturen und damit auch ein unterschiedliches Fließ- und Verfestigungsverhalten vorliegen. Hierbei haben die Untersuchungen des Lehrstuhls für Werkstofftechnik im Rahmen des gemeinsamen Projekts gezeigt, dass die Mikrostruktur hauptsächlich durch die erreichte Maximaltemperatur beeinflusst wird [29]. Bei bekannter Maximaltemperatur kann daher auf die Fließkurve und die Härte geschlossen werden.

Dies bedeutet im Umkehrschluss, dass eine Fließkurve, welche mittels schweißprozessähnlicher Wärmebehandlung bestimmt wurde, einem bestimmten Abstand zur SZ zugewiesen werden kann, wenn die erreichte Maximaltemperatur an jedem Ort bekannt ist. Exemplarisch sind in Abbildung 4-7a die Maximaltemperaturen der in Kapitel 4.1.2 ausgewählten schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen eingetragen, um eine Abschätzung des jeweiligen Abstandes zur SZ zu erhalten. Die abgeschätzten Abstände sind in Tabelle 4-3 dargestellt. Allerdings müssten für eine andere Schweißnahtgeometrie oder für andere Schweißparameter ebenfalls Temperaturmessungen an verschiedenen Orten vorliegen, um zu ermitteln, in welchem Abstand zur SZ welche Temperatur-Zeit-Verläufe vorliegen. Dies ist jedoch sehr aufwändig und kann vermieden werden, indem zu den schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen Härtewerte

ermittelt werden, welche sich wiederum über die Maximaltemperatur ebenfalls einem Abstand zur SZ zuordnen lassen.

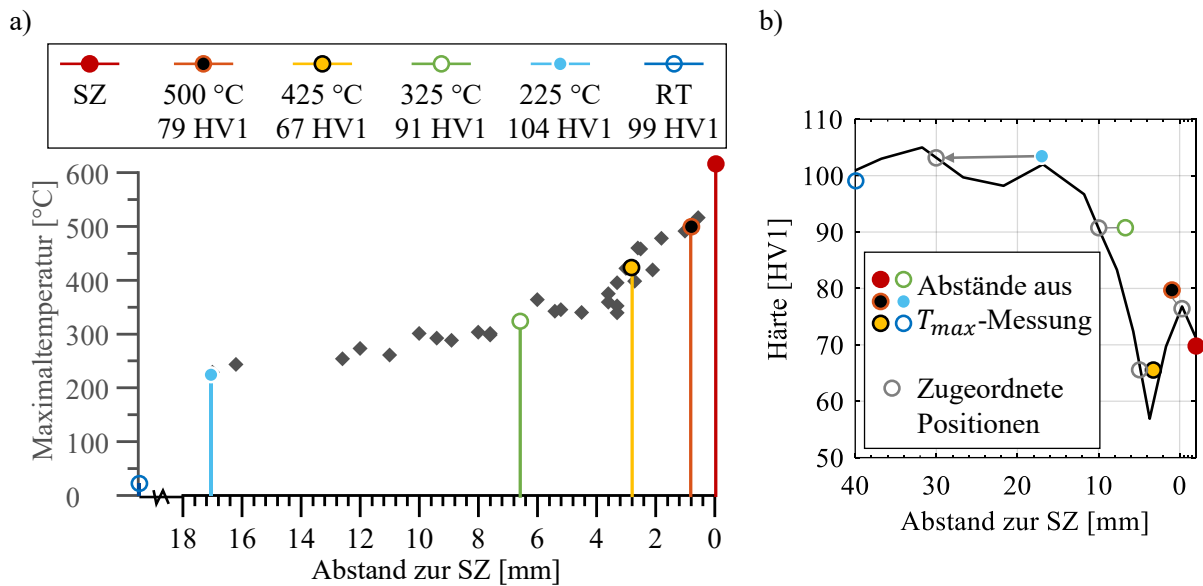


Abbildung 4-7: Zuordnung der Ergebnisse der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung zu einem Abstand zur SZ im T-Stoß

- a) Abschätzung der Abstände relevanter Wärmebehandlungszustände zur Schmelzzone anhand der  $T_{max}$ -Messung ( $T_{max}$ -Daten aus [29])
- b) Abstand der Wärmebehandlungszustände entsprechend Tabelle 4-3 zur SZ im Vergleich zum Härteverlauf im T-Stoß sowie Zuordnung derselben Wärmebehandlungszustände zu Punkten auf dem Härteverlauf

Zusätzlich zu den bereits beschriebenen Wärmebehandlungen aus Kapitel 4.1 wurden daher durch den Lehrstuhl für Werkstofftechnik weitere Proben schweißprozessähnlich wärmebehandelt und anschließende Härteprüfungen an allen Proben durchgeführt [113]. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4-8 dargestellt und zeigen, dass das Minimum der Härte bei  $T_{max} = 450$  °C erreicht wird.

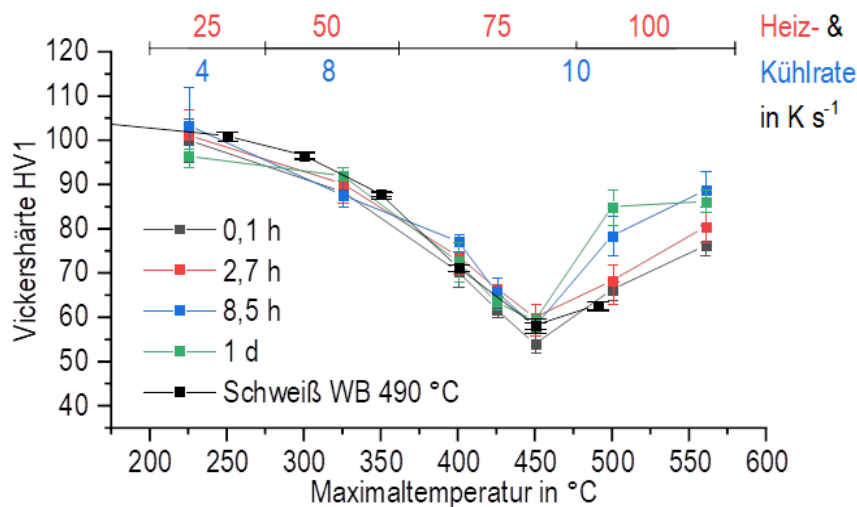


Abbildung 4-8: Vickershärte nach verschiedenen schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen und Keltauslagerungsdauern [113]

Für die Wärmebehandlungen, für die in Kapitel 4.1 Fließkurven bestimmt wurden, ergaben sich die Härtewerte in Tabelle 4-3. Diese Kombinationen aus Wärmebehandlung, Härte und Abstand sind Abbildung 4-7b mit einem Härteverlauf, welcher an einem T-Stoß bestimmt wurde, in einem Härte-Abstandsdiagramm dargestellt. Dabei zeigt sich, dass die Punkte, welche sich aus Tabelle 4-3 ergeben, mit geringer Abweichung nicht auf dem Härteverlauf liegen. Daher müssen die bekannten Fließkurven über ihre zugehörige Härte jedem schweißnahtspezifischen Härteverlauf neu zugeordnet werden. Dies ist beispielhaft in Abbildung 4-7b abgebildet und stellt das Ergebnis der Zuordnung der Fließkurven zu den entsprechenden Abständen für diese Schweißnaht dar. Der Vorgang der Zuordnung soll im Folgenden näher erläutert werden.

*Tabelle 4-3: Härte [113] nach schweißprozessähnlicher Wärmebehandlung und Abschätzung des Abstandes zur SZ aus  $T_{max}$ -Messung*

Maximaltemperatur [°C]	Härte [HV1]	Abstand zur SZ [mm]
>660 (SZ)	70	0
500	79	0.8
425	67	2.8
325	91	6.3
225	104	17
RT (GWS)	99	

Zunächst wird als Ausgangspunkt der Zuweisung ein Punkt auf dem Härteverlauf innerhalb der SZ definiert. Für Stumpfnähte ist dieser Ausgangspunkt die Mitte der Schweißnaht. Für einen T-Stoß befindet sich der Ausgangspunkt in einem frei wählbaren Abstand zur Grenze von der SZ zur WEZ. Dieser Abstand ist für alle Untersuchungen in dieser Arbeit auf 2.5 mm festgelegt worden und entspricht der halben minimalen Breite der SZ in Stumpfnähten.

Die Fließkurve der SZ wird anschließend allen gemessenen Härtewerten bis zu einem Abstand von 2.5 mm vom Ausgangspunkt zugewiesen, da die Fließkurve innerhalb der SZ idealisiert als homogen angenommen wird. Der Abstand von 2.5 mm ergibt sich erneut aus der halben minimalen Breite der SZ in Stumpfnähten und wird auch für den T-Stoß verwendet. Weitere Details zur genauen Festlegung der Ausgangspunkte bei komplexeren Probengeometrien sind in Kapitel 4.3.3 zu finden.

Alle anderen Wärmebehandlungszustände werden einem Punkt im Härteverlauf zugewiesen, welcher die entsprechende Härte aufweist. Allerdings können die Härtewerte der bekannten Fließkurven mehrfach in einem Härteverlauf, wie dem in Abbildung 4-7b, auftreten. Daher muss die Abfolge in Abhängigkeit der Maximaltemperaturen bei der Zuordnung berücksichtigt werden. Dies wird insbesondere in der Umgebung des globalen Minimums des Härteverlaufs von < 60 HV1 im T-Stoß deutlich. Die schweißprozessähnliche Wärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur von 425 °C resultiert in einer Härte von 67 HV1, welche auf beiden Seiten dieses globalen Minimums auftritt. Zur Bestimmung der Seite können die Ergebnisse in Abbildung 4-8 berücksichtigt werden. Es zeigt sich, dass die Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 425$  °C zu einer höheren Härte führt als die Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 450$  °C. Entsprechend muss

das Härteminimum, welches bei einer höheren Maximaltemperatur erzeugt wird, dichter an der SZ liegen als die Härte nach der Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 425\text{ °C}$ . Damit ist die Zuordnung der Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 425\text{ °C}$  zum Härteverlauf eindeutig.

Weiterhin ist auffällig, dass das lokale Härtemaximum von 79 HV1 für  $T_{max} = 500\text{ °C}$  im Härteverlauf des T-Stoßes nicht erreicht wird. Jedoch zeigt ein detailliertes Härtemapping (Anhang, Abbildung A 11) nach einem Axialdruckversuch, dass angrenzend zur SZ fast ausnahmslos ein schmales Band mit erhöhter Härte zu finden ist. Daher sollen die Ergebnisse für  $T_{max} = 500\text{ °C}$  bei der Zuweisung berücksichtigt werden, sofern sich ein lokales Maximum im Rahmen von 5 % von 79 HV1 finden lässt, um eine gewisse Prüfsicherheit zu berücksichtigen. Damit lässt sich  $T_{max} = 500\text{ °C}$  wie in Abbildung 4-7b gezeigt zuordnen. Die Suche nach einem zugehörigen Extrempunkt wird für alle Wärmebehandlungen ohne passende Kombination aus Härtewert und Verlauf durchgeführt.

Diese Vorgehensweise kann prinzipiell auf verschiedene Schweißnahtgeometrien angewandt werden, sofern eine Härteverteilung im Abstand zur SZ für die entsprechende Schweißnahtgeometrie vorliegt. Durch die Zuordnung ausgewählter Wärmebehandlungen liegen anschließend für diskrete Abstände zur SZ die jeweiligen Fließkurven vor.

### 4.3 Ortsabhängige Interpolation der mechanischen Eigenschaften

Als Ergebnis der Zuordnung einer schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung zu einem Härteverlauf liegt der gesamte Parametersatz, bestehend aus Härte, Wärmebehandlung, Fließkurve und etwaige Schädigungsparameter in Abhängigkeit des Abstandes zur spezifischen Schweißnaht vor. Insbesondere die Fließkurve und die Schädigungsparameter müssen für ein numerisches Modell ebenfalls in den Bereichen zwischen den bekannten Fließkurven definiert werden. Im einfachsten Fall könnten die Fließkurven direkt linear interpoliert werden. Dies hätte jedoch zur Folge, dass insbesondere Extrempunkte, die der örtlich feiner aufgelöste Härteverlauf zeigt, unter- bzw. überschätzt werden können. Insbesondere das globale Minimum der Härte wird durch die Wärmebehandlung der Stauchproben nicht gesichert erreicht. Jedoch ist die minimale Festigkeit in der WEZ entscheidend für das Fließverhalten der WEZ als Ganzes und soll deshalb mit im Modell abgebildet werden. Die entsprechende Vorgehensweise ist im Folgenden am Beispiel der mittels Doppel-V-Naht verschweißten Platte (Abbildung 3-2) erklärt und die Übertragung auf FE-Modelle allgemein beschrieben.

#### 4.3.1 Indirekte Interpolation der Fließkurven

Die Härteprüfung an der Doppel-V-Stumpfnahht ergibt für beide Seiten der Naht einen ortsabhängigen Härteverlauf. Beide Verläufe werden zunächst gemittelt (Abbildung 4-9). Abbildung 4-9 zeigt zudem die Zuordnung der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen zu der Mittelung. Weiterhin wird der gemittelte Härteverlauf für einen Zwischenschritt der Interpolation

idealisiert. Ziel ist es, den prinzipiellen Verlauf der Härte zu erfassen, ohne dass kleine Schwankungen wie bei ca. 25 mm Abstand zur SZ-Mitte in Abbildung 4-9 berücksichtigt werden. Diese Schwankungen würden im Interpolationsergebnis zu Steifigkeitsschwankungen und entsprechend zu Dehnungsgradienten führen, welche in Experimenten an den vorliegenden geschweißten Verbindungen nicht zu beobachten sind [103]. Für die Idealisierung des Härteverlaufs werden Stützstellen definiert und zwischen diesen linear interpoliert. Abbildung 4-9 zeigt, dass zum einen alle schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen und der zur SZ gehörende Punkt im Abstand von 2.5 mm als Stützstellen ausgewählt werden. Zudem erfolgt die Identifikation aller globalen und lokalen Extrempunkte im Härteverlauf. Alle Extrempunkte mit einer Prominenz größer als 5 % der maximalen Härte gehen als Stützstellen in die Idealisierung ein. Infolgedessen ist die Schwankung in der Härte bei etwa 25 mm Abstand nicht berücksichtigt. Um für beliebig große Abstände Fließkurven interpolieren zu können, wird eine weitere Stützstelle in einem für die spätere Anwendung ausreichend großen Abstand zur SZ festgelegt. Dieser fiktive Stützpunkt erhält die Fließkurve und die Härte der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung, die dem Härteverlauf im größten Abstand zur SZ zugeordnet werden konnte, d.h. im Beispiel in Abbildung 4-9 die Fließkurve und Härte des GWS. Dadurch sind im Modell bei großen Abständen, für die nicht notwendigerweise eine Härteprüfung vorliegen muss, konstant die Eigenschaften des GWS hinterlegt.

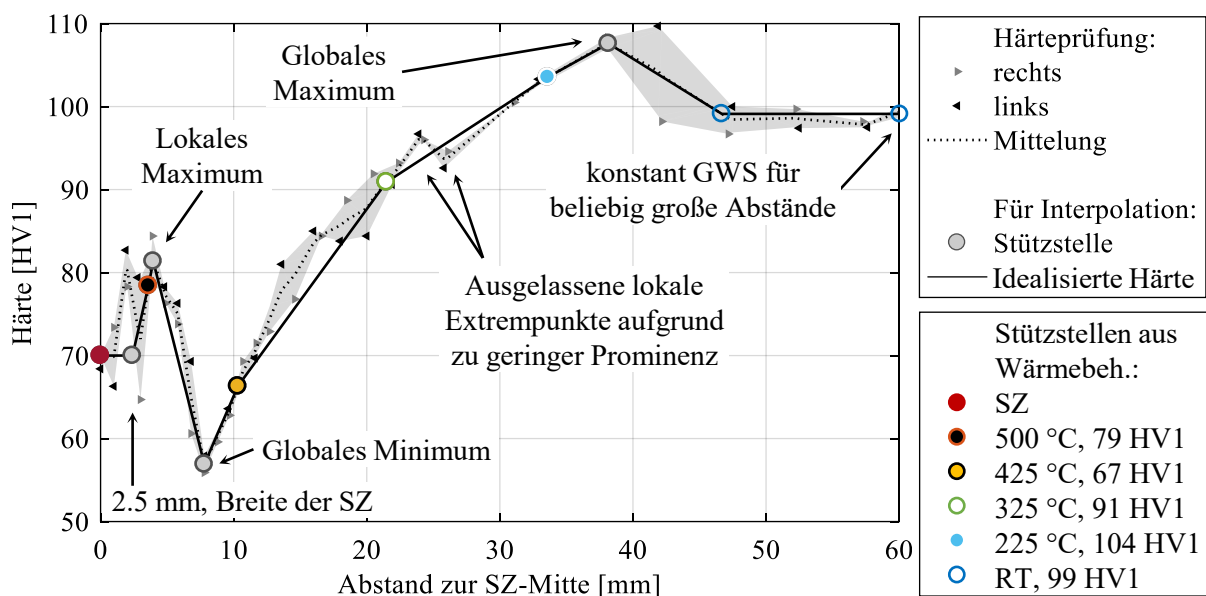


Abbildung 4-9: Bestimmung der Stützstellen des idealisierten Härteverlaufs für die indirekte Interpolation an einer Stumpfnah. Die geprüften Härteverläufe zu beiden Seiten der Stumpfnah sind gemittelt. Der Mittelung sind die schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen zugewiesen.

Die sich aus der Zuordnung ergebende Ortsabhängigkeit der Fließkurven verdeutlicht Abbildung 4-10 oben links. Abbildung 4-10 zeigt weiterhin die Vorgehensweise zur indirekten ortsabhängigen Interpolation der Fließkurven. Zunächst werden alle Fließkurven auf ihre zugehörige Härte normiert, um einen von der plastischen Dehnung abhängigen Umrechnungsfaktor zwischen Fließspannung und Härte zu erhalten (Abbildung 4-10, Schritt 1). Zwischen diesen

örtlich diskret vorliegenden auf die Härte normierten Fließkurven wird dann mit einer geeigneten Auflösung örtlich interpoliert (Abbildung 4-10, Schritt 2). Die Abstände zwischen den interpolierten Kurven werden dabei so klein gewählt, dass alle Stützstellen des idealisierten Härteverlaufs enthalten sind und dass mehrere Kurven pro Elementkantenlänge eines geplanten FE-Modells vorhanden sind. Im letzten Schritt (Abbildung 4-10, Schritt 3) wird jeder Punkt auf der normierten Fließfläche mit dem zugehörigen Wert des idealisierten Härteverlaufs am entsprechenden Abstand multipliziert, um für jeden Ort eine individuelle Fließkurve zu erhalten.

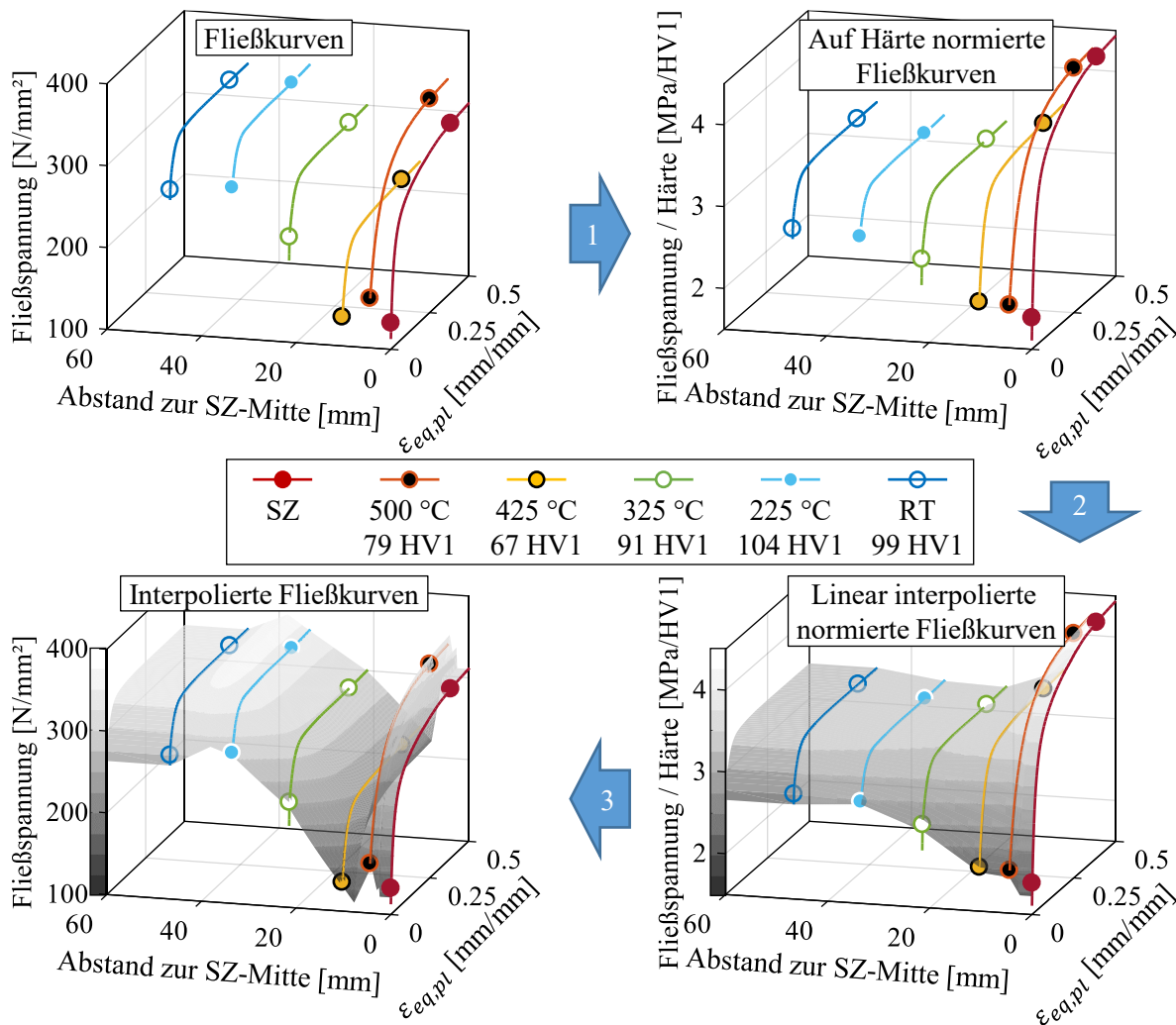


Abbildung 4-10: Ablauf der Interpolation von Fließkurven anhand von Härteprüfungen an einer Stumpfnahht

- 1) Normierung der Fließkurven auf den zugehörigen Härteverlauf
- 2) Lineare Interpolation der normierten Fließkurven auf unbekannte Abstände
- 3) Multiplikation der interpolierten normierten Fließkurven mit idealisiertem Härteverlauf

In Abbildung 4-10 unten links ist das Ergebnis der indirekten Interpolation gezeigt. Die zusätzlichen Schritte der Interpolation haben dabei die originalen Fließkurven aus den schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen nicht verändert (vgl. Abbildung 4-10 oben links und unten links). Die indirekte Interpolation mit Hilfe des Härteverlaufs führt jedoch dazu, dass zwischen

den experimentell ermittelten Fließkurven die für das Verhalten der WEZ entscheidenden Extrempunkte besser abgebildet werden können als mit einer direkten Interpolation. Im Ergebnis in Abbildung 4-10 unten links führt dies dazu, dass die Fließkurve der Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 425\text{ °C}$  nicht das globale Minimum der Fließspannung darstellt, wie es bei einer direkten Interpolation der Fall gewesen wäre. Stattdessen befindet sich das globale Minimum der Fließspannung am Ort des globalen Härteminimums. Durch die Idealisierung des Härteverlaufs für den Schritt 3 ist zudem der prinzipielle Verlauf der mechanischen Eigenschaften gut erfasst, ohne dass unplausibel starke Inhomogenitäten auftreten.

#### 4.3.2 Indirekte Interpolation von Schädigungsparametern

Ziel des neuen Materialmodells ist es, die Inhomogenitäten in der WEZ möglichst detailreich und gleichzeitig effizient abzubilden. Dazu gehört auch die Bereitstellung eines ortsabhängigen Schädigungsmodells. Dafür muss die wärmebehandlungsabhängige und damit ortabhängige Verteilung von Schädigungsparametern in der Schweißnahtumgebung ebenfalls bekannt sein. Aufgrund der Inhomogenität in der WEZ kann der Aufwand zur örtlich fein aufgelösten Bestimmung dieser Parameter sehr hoch werden, da der Kalibrierprozess je nach Modell bereits für einen einzigen homogenen Werkstoff komplex sein kann. Daher sollen die phänomenologischen Kriterien RTCL und BW (siehe Kapitel 2.4.2) angewandt werden, welche mit einem bzw. zwei Parametern einen vertretbaren Kalibrieraufwand benötigen.

Untersuchungen zeigen weiterhin, dass Schädigungsparameter für verschiedene Wärmebehandlungszustände einer 6xxx Aluminium-Legierung konstant sein können [75, 114], was Potential für eine vereinfachte ortsabhängige Festlegung von Schädigungsparametern bietet. Dies lässt sich damit erklären, dass sich die Größe und Verteilung der hohlrauminduzierenden Ausscheidungen durch die Wärmebehandlung nicht ändert, weil diese bereits beim Abkühlen aus der Schmelze oder beim Hochglühen gebildet werden. Lediglich die Fließeigenschaften des Matrixmaterials ändern sich durch die Veränderung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen im Nanometer-Bereich [114, 115]. Allerdings können sich in der vorliegenden Legierung EN AW 6082 T6 in der WEZ beim Schweißprozess deutlich größere Teilchen bilden als bei konventioneller Auslagerung, wodurch die Schädigungsparameter in der WEZ nicht konstant bleiben.

Daher sollen die Schädigungsparameter des RTCL- und des BW-Kriteriums analog zu den Fließkurven örtlich interpoliert werden. Jedoch verhalten sich Härte und Schädigungsparameter anders zueinander als die Fließspannung zur Härte. Eine Erhöhung der Parameter des RTCL- und BW-Kriteriums entspricht effektiv einer Steigerung der Duktilität, eine Steigerung der Härte hingegen eine Steigerung der Festigkeit. Typischerweise sinkt die Duktilität jedoch, wenn ein Material verfestigt (mit Ausnahme der Feinkornverfestigung, bei der sich beide Eigenschaften verbessern). Daher wird im Rahmen des vorliegenden neuen Materialmodells ein inverser Zusammenhang zwischen Schädigungsparameter und Härte angenommen. Anstelle einer Normierung, wie bei den Fließkurven (siehe Schritt 1 in Abbildung 4-10), erfolgt eine Skalierung der Parameter mit der Härte und anschließend die lineare Interpolation der skalierten Parameter

(Schritt 2). Um interpolierte Parameter zu erhalten, werden die skalierten Parameter im nächsten Schritt durch die an der jeweiligen Position vorliegende idealisierte Härte geteilt (anstelle multipliziert wie in Abbildung 4-10 Schritt 3). Damit liegen für die Modellierung des Schädigungsverhaltens ortsabhängig fein aufgelöste Schädigungsparameter vor, aus welchen die Grenzkurve des jeweiligen Modells für jeden Ort konstruiert werden kann.

Aus den Stauchversuchen allein ist es nicht möglich, phänomenologische Bruchkriterien zu kalibrieren. Stattdessen sind weitere Versuche mit verschiedenen Spannungszuständen notwendig. Allerdings war es aus versuchstechnischen Gründen nicht möglich, gesamte Zug- und Schubproben in üblichen Dimensionen einer entsprechenden schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung zu unterziehen. Daher werden die Schädigungsparameter für die WEZ und für die SZ anhand von geschweißten Platten bestimmt. Dabei ist die detaillierte Auflösung verschiedener Bereiche innerhalb der WEZ nicht möglich, sodass sich auf die Bestimmung der Schädigungsparameter des GWS, der WEZ im Zugfestigkeitsminimum (bzw. Härteminimum) und der SZ beschränkt wird. Damit liegen die Schädigungsparameter in der WEZ nicht zwangsweise am Ort einer bekannten schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung vor.

Auf die konkret durchgeführten Experimente und die Parameteridentifikation wird in Kapitel 5 im Detail eingegangen.

#### 4.3.3 Übertragung der ortsabhängigen Materialparameter auf FE-Modelle

Als Ergebnis der Interpolationen von Fließkurven und Schädigungsparametern liegen alle Modellparameter in Abhängigkeit eines Abstandes zu einer Schweißnaht vor. Da dies auch einer Abhängigkeit von der Maximaltemperatur entspricht, ist für die Übertragung der Modellparameter auf ein Bauteil die kürzeste Entfernung jedes Punktes zur nächstgelegenen Schweißnaht gesucht. Dafür wird am Ort einer Schweißnaht eine Hilfsgeometrie, wie zum Beispiel eine Ebene, mit geeigneter Ausrichtung definiert, zu der der kürzeste Abstand jedes Punktes berechnet werden kann.

Die Zuweisung des ortsabhängigen Materialmodells auf ein FE-Modell lässt sich daher am einfachsten realisieren, indem die Schweißrichtung und Plattenebene auf die Achsen und Ebenen des globalen Koordinatensystems ausgerichtet sind. Für zwei mittels Stumpfnah gefügte Platten kann ein FE-Modell beispielsweise so ausgerichtet werden, dass die Schweißrichtung in  $y$ -Richtung und die Ausrichtung der geschweißten Platten parallel zur  $x$ - $y$ -Ebene vorliegt. Damit befindet sich die Schweißnahtmitte in der  $y$ - $z$ -Ebene. In diesem Fall entspricht der kürzeste Abstand jedes Punktes zur Schweißnahtmitte einfach dem Betrag der  $x$ -Koordinate.

Für komplexere Schweißnahtgeometrien, wie eine K-Naht in einem T-Stoß genügt diese Vereinfachung nicht mehr aus. Stattdessen muss die Schweißnahtgeometrie detaillierter und räumlich begrenzt abgebildet werden. Dies erfolgt im Rahmen dieser Arbeit mittels räumlich begrenzter Ebenen (d.h. Rechtecke) und Geraden (d.h. Strecken). In jedem Fall werden einem Element die Modellparameter zugewiesen, die zu dem kürzesten Abstand zu der nächstgelegenen vorab definierten Hilfsgeometrie (d.h. Schweißnaht) gehören. Zur Veranschaulichung zeigt

Abbildung 4-11 eine schematische Darstellung eines fiktiven Bauteils, welches mittels drei unterschiedlicher Schweißnähte gefügt wurde. Die Schweißnähte selbst sind nicht dargestellt, aber die Positionen dieser sind eingezeichnet. In dem Bauteil befinden sich zwei Stumpfnähte, welche durch eine gemeinsame Ebene definiert werden können. Die beiden Kehlnähte sind durch zwei Geraden und die K-Naht durch ein Rechteck idealisiert. In diesem Beispiel sind die Hilfsgeometrien jeweils in die Schweißnahtwurzel gelegt. Für die Beispielpunkte P1 bis P7 in der Abbildung sind die kürzesten Strecken zu den verschiedenen Hilfsgeometrien eingezeichnet und entsprechend der Legende die nächstgelegene Hilfsgeometrie gekennzeichnet. Je nach Idealisierung der Schweißnaht wird folgendes berechnet, wobei in Klammern beispielhaft Punkte in Abbildung 4-11 angegeben sind, bei denen die die entsprechende Berechnung zum geringsten Abstand aller Hilfsgeometrie führt:

- Ebene:
  - o geringster senkrechter Abstand zur Ebene (P2, P4)
- Strecke:
  - o geringster senkrechter Abstand zur zugehörigen Gerade, wenn der Lotpunkt zwischen den Endpunkten der Strecke liegt (P5, P7)
  - o sonst: Abstand zum nächstgelegenen Endpunkt (P6)
- Rechteck:
  - o geringster senkrechter Abstand zur Ebene des Rechtecks, wenn der Lotpunkt innerhalb des Rechtecks liegt (P1)
  - o sonst: geringster Abstand zur nächstgelegenen der vier begrenzenden Strecken analog zum Vorgehen für eine Strecke (P3)

In dieser Arbeit wird das neu entwickelte Modell ausschließlich in LS-DYNA auf reduziert integrierte Elemente mit nur einem Integrationspunkt angewandt. Um die Programmierung eines eigenen Materialmodells zu vermeiden, wurde eine MATLAB-Routine geschrieben, die die relevanten Modelldaten, wie Position der Knoten und Zuordnung der Knoten zu den Elementen aus der Modelldatei (.k-Datei) ausliest. Zur Bestimmung des Abstands eines Elements zu einer Schweißnaht wird vereinfacht als Position des Elements die Mittelung aller Knotenkoordinaten berechnet. Diese Näherung ist im Rahmen dieser Arbeit ausreichend, da durch die Vernetzung gewährleistet wird, dass alle Elemente in der Schweißnahtumgebung prismenförmig mit möglichst geringer Abweichung zum Quader sind. Damit liegt der einzige Integrationspunkt mittig im Element vor.

Nach Bestimmung der Position des Elements und Berechnung des Abstandes des Elements zur nächstgelegenen Schweißnaht wird entsprechend dieses Abstandes für das Element die Fließkurve festgelegt. Für das Element wird dann in dem FE-Modell bzw. genauer in der .k-Datei des Modells eine individuelle Materialkarte mit den ortsabhängigen Eigenschaften angelegt. Je nach Schädigungsmodell werden in diesem Schritt zudem die entsprechenden Schädigungsparameter ausgelesen und ebenfalls in der individuellen Materialkarte hinterlegt (RTCL-Kriterium), bzw. die Grenzkurve selbst aus den Parametern erstellt (BW-Kriterium).

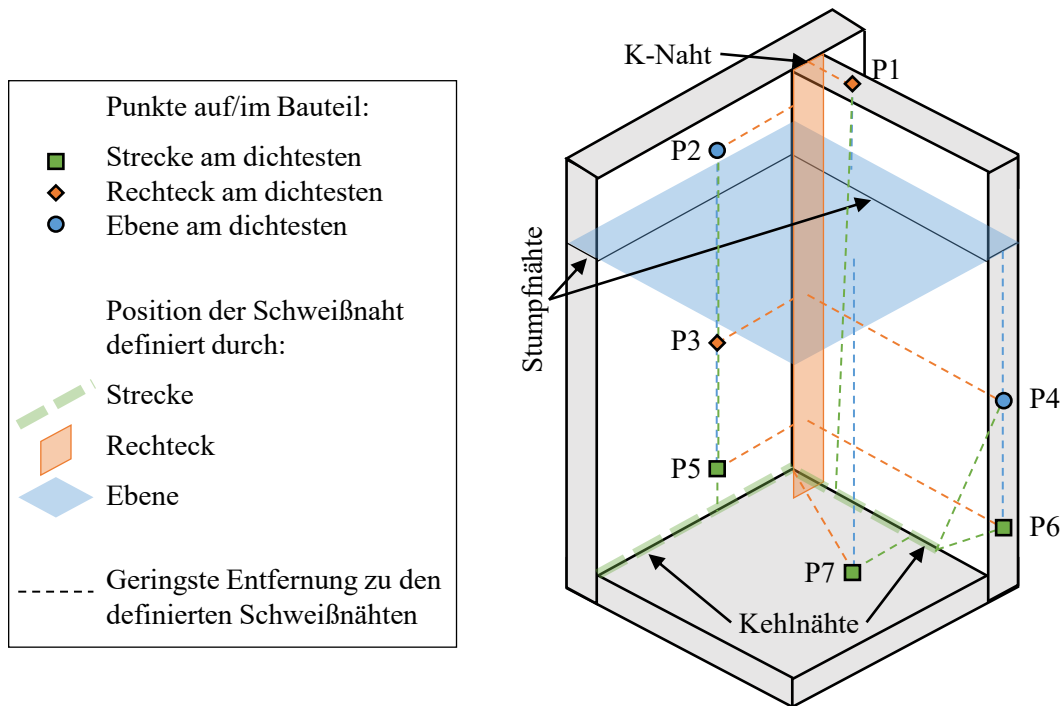


Abbildung 4-11: Schematische Darstellung eines mittels mehrerer Schweißnähte gefügten fiktiven Bauteils. Die Schweißnähte sind durch unterschiedliche Hilfsgeometrien idealisiert und die kürzeste Entfernung von beispielhaften Punkten auf bzw. im Bauteil zu den verschiedenen Hilfsgeometrien eingezeichnet.

#### 4.4 Zwischenfazit

In diesem Kapitel wurde ein neues kontinuierlich ortsabhängiges Materialmodell auf Basis von schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen und Härteprüfungen (KWH-Modell) entwickelt. Durch die Bestimmung der Fließkurven an wärmebehandelten Kleinproben sind die Fließkurven einer eindeutigen Mikrostruktur zugeordnet und damit zunächst unabhängig von einer Position in einer inhomogenen Schweißnahtumgebung. Da die Mikrostruktur und damit die Festigkeitseigenschaften und die Härte maßgeblich von der erreichten Maximaltemperatur abhängt, ist es möglich, die Fließkurven anhand der zugehörigen Härte einer Position auf einer schweißnahtspezifischen Härteverteilung zuzuweisen. Durch eine indirekte örtliche Interpolation der Fließkurven mit Berücksichtigung des Härteverlaufs können die für das globale Verhalten einer Probe wichtigen Extrempunkte der Festigkeit detailliert abgebildet werden. Durch zusätzliche Versuche zur Kalibrierung von Schädigungsparametern und nachfolgender Interpolation dieser liegt damit ein örtlich fein aufgelöstes Materialmodell vor. Dieses kann über einen vergleichsweise einfach zu bestimmenden Härteverlauf auf beliebige andere Schweißnähte des gleichen Werkstoffs übertragen werden, ohne dass erneut Fließkurven und Schädigungsparameter ermittelt werden müssen.

## 5 Parameteridentifikation für Material- und Schädigungsmodelle

In diesem Kapitel wird die Parameteridentifikation für die verwendeten Material- und Schädigungsmodelle beschrieben. Zum einen wird dies für die Schweißnahtumgebung anhand eines 4-Zonen-Modells durchgeführt, in welchem geschweißte Bauteile in vier Zonen (GWS, SZ und zwei Zonen in der WEZ) eingeteilt werden. Zum anderen erfolgt die Parameterbestimmung auch für das in Kapitel 4 beschriebene neu entwickelte KWH-Modell. Zudem wird im Rahmen dieses Kapitels der Einfluss des Spannungszustands auf das Verhalten des Grundwerkstoffs mit Hilfe von numerischen Simulationen im Detail untersucht.

### 5.1 Parameteridentifikation anhand von Zugversuchen

Wie Tabelle 3-2 zeigt, kamen für die verschiedenen Materialbereiche unterschiedliche Geometrien sowohl für gekerbte als auch ungekerbte Proben zum Einsatz. Die Versuche an diesen Proben sollen mittels Finiter Elemente Methode (FEM) simuliert werden, um zusätzlich zu den Experimenten Informationen über den lokalen Spannungs- und Dehnungszustand zu erhalten.

#### 5.1.1 FE-Modelle

Die verwendeten Probengeometrien lassen sich in den Kategorien Rundzugproben und Flachzugproben unterscheiden. Innerhalb beider Kategorien ist die prinzipielle Modellbildung gleich und wird daher auch nicht für jedes Modell, sondern im Folgenden allgemein beschrieben. Auf die verwendeten Elementkantenlängen (EKL) wird im Rahmen einer Konvergenzstudie in Kapitel 5.1.2 eingegangen.

##### *Rundzugproben*

Rundzugproben kamen für den GWS und die SZ zum Einsatz. Beide Materialien werden im Rahmen dieser Arbeit sowohl als homogen als auch isotrop angesehen. Dadurch ist die Vereinfachung der Modelle durch Berücksichtigung von Symmetrien möglich. Die Rotationssymmetrie erlaubt die Verwendung achsensymmetrischer Elemente. Weiterhin kann Spiegelsymmetrie ausgenutzt werden, sodass ein achsensymmetrisches Halbmodell entsteht (Abbildung 5-1). Alle Rundproben wurden mittels eines parametrisierten Skriptes in Marc Mentat so erstellt, dass einerseits alle Elemente im Messbereich der Probe möglichst quadratisch sind. Andererseits wurden Knoten auf der Probenoberfläche so platziert, dass die Positionen dieser Knoten dem jeweiligen experimentell verwendeten Extensometer entspricht. Das bedeutet, dass bei einer Messbasis von 39.4 mm der zugehörige Knoten auf der Oberfläche der Probe die  $x$ -Koordinate  $39.4/2 \text{ mm} = 19.7 \text{ mm}$  erhält. Um in der Simulation eine Einschnürung in der Symmetrieebene

hervorzurufen, wurde eine Imperfektion der Geometrie in Form einer Reduktion des Probenradius von 0.1 % eingebracht.

Eine globale Verschiebung wurde auf das FE-Modell aufgebracht, indem alle Knoten am Probenende als Starrkörper mit einem Master-Knoten verschoben wurden. An diesem Master-Knoten wurde auch die Kraft während der Simulation ausgelesen. Alle Rechnungen erfolgten mit voll integrierten Vier-Knoten-Elementen.

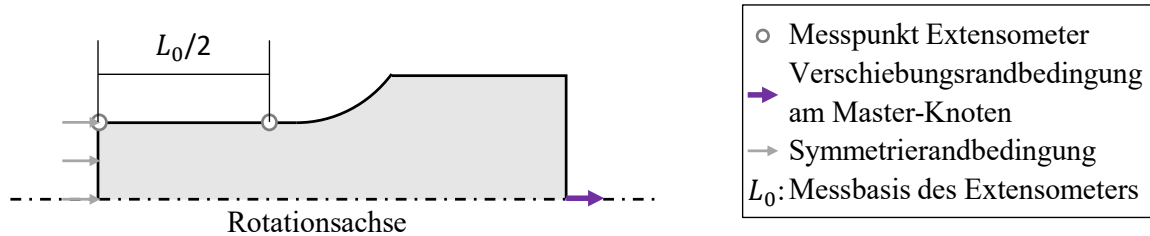


Abbildung 5-1: Schematische Darstellung eines rotationssymmetrischen FE-Halbmodells einer ungerkerbten Zugprobe mit zugehörigen Randbedingungen und Messpunkten für die Verschiebung

### Flachzugproben

Alle Flachzugproben wurden aus geschweißten Platten gefertigt, um die Eigenschaften der WEZ zu ermitteln. Dementsprechend lag in diesen Proben kein homogener Werkstoff vor, wodurch die geometrische Symmetrie in Zugrichtung nicht im FE-Modell berücksichtigt werden konnte. Durch das beidseitige Abfräsen der Proben auf eine Dicke von 6 mm sind die Materialeigenschaften näherungsweise symmetrisch zur Plattenmittelebene und werden idealisiert als in Dickenrichtung homogen angenommen. Unter Berücksichtigung der Symmetrie senkrecht zur Zugrichtung sind Viertelmodelle entstanden (siehe Abbildung 5-2a), auf die an beiden Probenenden eine Verschiebung auf alle Knoten aufgebracht wurde. Analog zu den Rundzugproben wurden auch hier Knoten auf der Probenoberfläche so platziert, dass das Auslesen der Knotenverschiebungen an diesen dem jeweiligen Extensometer im Experiment entspricht. Die Vernetzung erfolgte mittels Acht-Knoten-Hexaeder Elementen.

Um die inhomogenen Materialeigenschaften der Schweißnaht im Modell zu berücksichtigen, wurde für das gleiche FE-Netz zum einen das KWH-Modell verwendet, welches in Kapitel 4 entwickelt wurde, und zum anderen ein konventionelles 4-Zonen-Modell (Abbildung 5-2a). Die Einteilung der Zonen ist in Abbildung 5-2b abgebildet und aus [29] übernommen. Eine Einteilung der WEZ in die zwei Zonen Z1 und Z2 hat den Hintergrund, dass die hohe Inhomogenität in der WEZ und insbesondere das Minimum dadurch genauer erfasst werden soll als mit nur einer Zone. Hierbei liegt in der Z1 die geringste Festigkeit vor.

Für das 4-Zonen-Modell wurden alle Simulationen mit Marc Mentat mit voll integrierten Elementen implizit gerechnet. Für das KWH-Modell kamen reduziert integrierte Elemente in expliziten Rechnungen in LS-DYNA zum Einsatz mit identischen Randbedingungen zum 4-Zonen-Modell. Das vernetzte Viertel-Modell mit den Dehngrenzen nach dem KWH-Modell (entsprechend Abbildung 4-10) zeigt Abbildung 5-3.

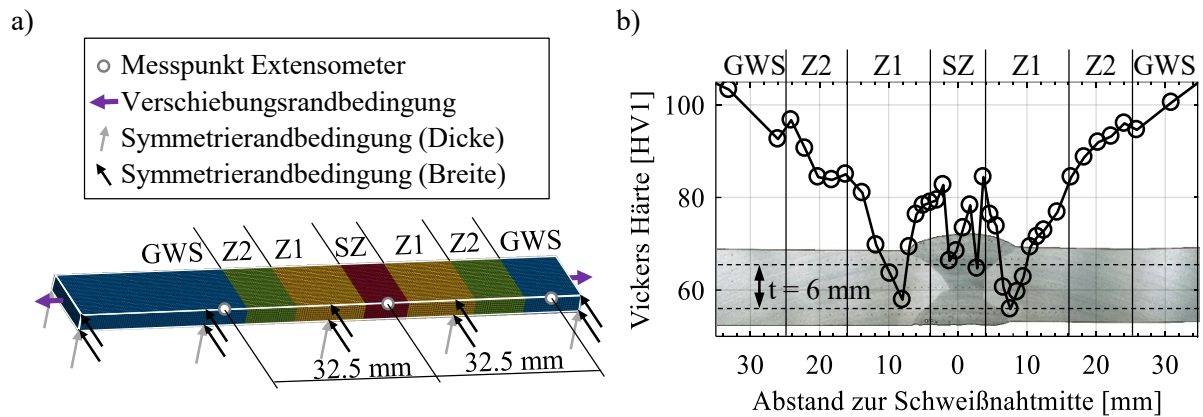


Abbildung 5-2: a) FE-Viertelmodell einer ungekerbten Zugprobe mit 4-Zonenmodell  
b) Einteilung der Schweißnahtumgebung in 4 Zonen nach [29]

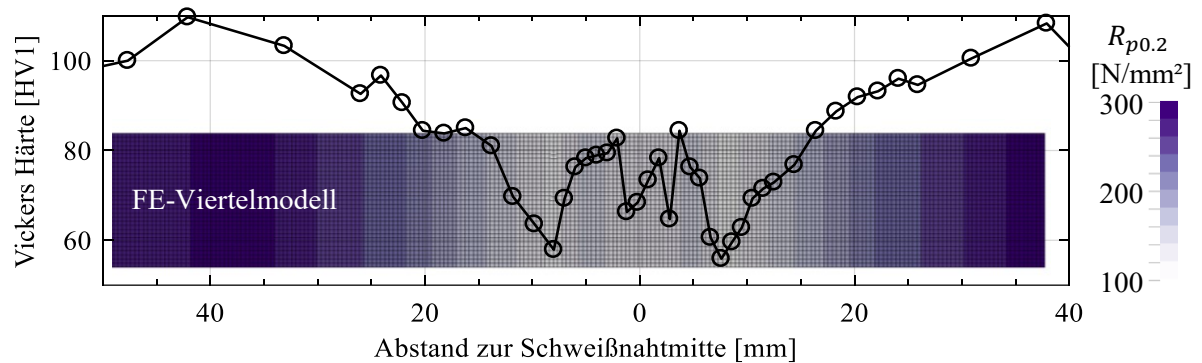


Abbildung 5-3: Verteilung der Dehngrenze nach KWH-Modell im FE-Viertelmodell im Vergleich zum Härteverlauf

### 5.1.2 Bestimmung von Fließkurven für das 4-Zonen-Modell

Für das KWH-Modell liegt die Verteilung der Fließkurven in der Umgebung der untersuchten Stumpfnahht entsprechend der Ergebnisse aus Kapitel 4.3.1 (Abbildung 4-10) vor. Im Gegensatz dazu wurden für das konventionelle 4-Zonen-Modell die in Kapitel 3.3 beschriebenen Zugversuche zur Bestimmung der Fließkurven herangezogen. Anhand des Beispiels des GWS wird die Vorgehensweise im Detail erläutert.

Anhand der gemittelten Kraft-Verschiebungskurven erfolgte nach Umrechnung in die technische Spannungs-Dehnungskurve zunächst die analytische Berechnung der Fließkurve mittels Gleichungen (2-1) bis (2-5). Diese ist bis zum Einsetzen der Einschnürung gültig und wurde für höhere Dehnungen numerisch iterativ mit der Vorgehensweise nach Bao [42] entsprechend der Ausführungen in Kapitel 2.3.1 bestimmt. Dazu wurde dem FE-Modell des Zugversuchs zunächst die analytisch berechnete Fließkurve bis zum Beginn der Einschnürung zugewiesen. Als initiale Annahme für den weiteren Kurvenverlauf wurde ideal-plastisches Verhalten durch eine horizontale Extrapolation des letzten bekannten Punktes realisiert (Abbildung 5-4a). Dieses Verhalten ist für den vorliegenden Werkstoff nicht wahrscheinlich, da der Verlauf der Fließkurve auf zunehmende Verfestigung hindeutet, verdeutlicht aber am Beispiel des GWS das ite-

relative Vorgehen nach *Bao* [42]. Die daraus resultierende Kraft-Verschiebungskurve liegt deutlich unterhalb der experimentell ermittelten Kurve (Abbildung 5-4b). Abbildung 5-4b zeigt, dass das iterative Anpassen der Fließkurve nach acht Schritten zu einer Fließkurve führt, mit welcher die simulierte Kraft-Verschiebungskurve vollständig innerhalb des experimentellen Streubandes liegt. Entsprechend wurde nach acht Iterationsschritten abgebrochen. Um die Anzahl der Iterationsschritte zu reduzieren, kamen für alle anderen iterativ mit dieser Methode bestimmten Kurven keine ideal-plastischen Extrapolationen nach Beginn der Einschnürung zum Einsatz, sondern als erste Näherung die Berechnungsergebnisse nach Gleichungen (2-1) bis (2-5). Dadurch genügten in allen weiteren Fällen maximal drei Iterationsschritte zur Bestimmung der Fließkurve.

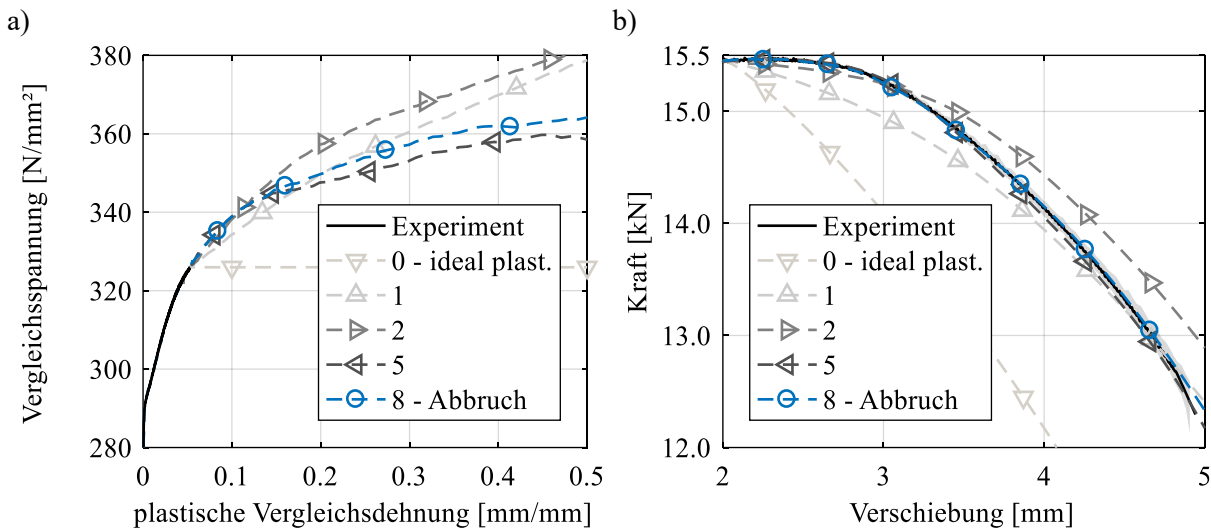


Abbildung 5-4: Iterative Bestimmung der Fließkurve des GWS mit ausgewählten Zwischenschritten  
a) Fließkurve  
b) Kraft-Verschiebungskurve nach Überschreiten der Maximalkraft

Weiterhin soll das Beispiel des GWS die Abhängigkeit der Fließkurven von der Elementgröße aufzeigen. Die zuvor beschriebene Vorgehensweise wurde an einem Modell mit einer Elementkantenlänge von  $\text{EKL} = 0.125 \text{ mm}$  durchgeführt. Abbildung 5-5a zeigt den Einfluss steigender EKL auf das Iterationsergebnis für den GWS. Die Fließkurven für  $0.125 \text{ mm} \leq \text{EKL} \leq 0.5 \text{ mm}$  unterscheiden sich bis zu einer Dehnung von ca. 40 % kaum. Mit diesen EKL konnte die Einschnürung in Übereinstimmung mit den Experimenten abgebildet werden. Außerdem trat bei  $\text{EKL} = 0.125 \text{ mm}$  nur noch eine vernachlässigbare Änderung der maximalen lokalen Dehnungen im Inneren der Probe im Vergleich zur  $\text{EKL} = 0.25 \text{ mm}$  auf. Entsprechend das Ergebnis der Konvergenzstudie, dass die  $\text{EKL} = 0.125 \text{ mm}$  und die zugehörige Fließkurve verwendet werden können. Damit haben die Elemente eine Kantenlänge von  $1/32$  des Probenradius. Diese Anzahl an Unterteilungen für den kleinsten Probenquerschnitt wird für alle Zugproben gewählt, sodass für die Flachzugproben eine EKL von  $12.5/32 \text{ mm} = 0.39 \text{ mm}$  verwendet wird.

Im Gegensatz dazu zeigen die iterativ bestimmten Fließkurven für  $\text{EKL} > 0.500 \text{ mm}$  in Abbildung 5-5a ein nicht-physikalisches Verhalten, da bei hohen Dehnungen eine Entfestigung auftreten müsste, um die Kraft-Verschiebungskurve korrekt abbilden zu können. Dies ist jedoch

vor Eintreten des Bruchversagens für diese Legierung in diesem Ausmaß unplausibel. Stattdessen sind die Elemente so groß, dass die Einschnürung der Proben nicht korrekt geometrisch abgebildet werden kann. Entsprechend wird das Absinken der Kraft-Verschiebungskurve bei der Iteration durch eine Entfestigung der Fließkurve erreicht.

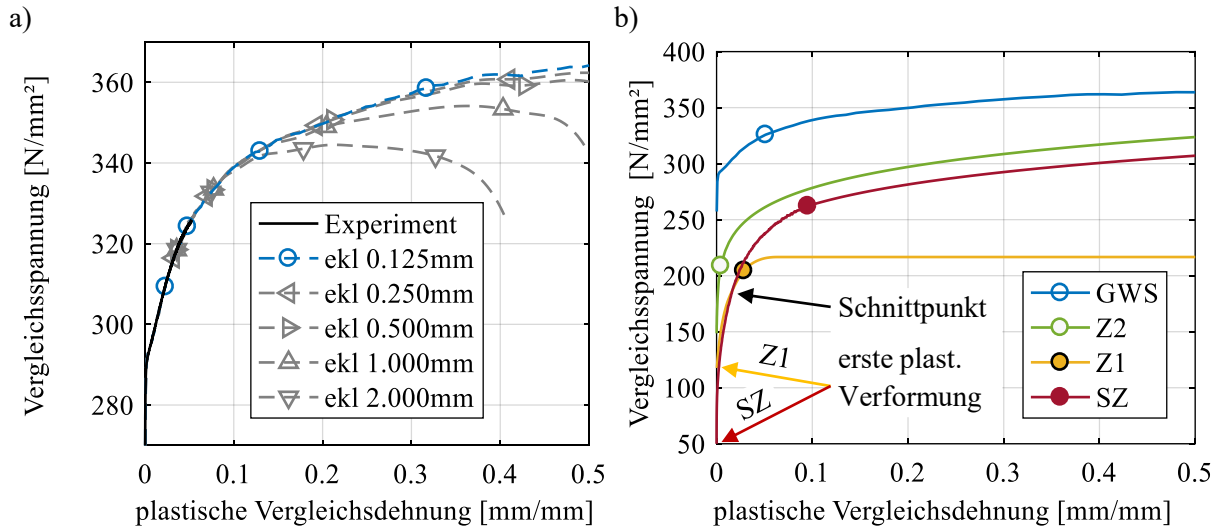


Abbildung 5-5: a) Elementkantenlängenabhängigkeit der Fließkurve des GWS  
b) Fließkurven des 4-Zonenmodells. Die Marker zeigen den Punkt, ab dem die Fließkurven nicht mehr direkt aus experimentellen Ergebnissen errechnet wurden.

Für die Ermittlung der Fließkurve in der SZ anhand der durchgeführten Zugversuche ist keine Iteration notwendig, da die SZ-Proben ohne das Auftreten einer Einschnürung spröde brechen (siehe Abbildung 3-7). Entsprechend genügt die Anwendung der Gleichungen (2-1) bis (2-5) auf die gemittelte technische Spannungs-Dehnungskurve aus.

Nachdem die Fließkurven des GWS und der SZ bekannt sind, ist es möglich, die Fließkurven in der WEZ numerisch iterativ anhand der geschweißten Flachzugproben zu bestimmen. Die WEZ wird im Rahmen des 4-Zonen-Modells in zwei Bereiche (Z1 und Z2) eingeteilt, die separate mechanische Eigenschaften erhalten. Um analog zum GWS und zur SZ anhand einer Kraft-Verschiebungskurve eine erste Näherung für die Fließkurve berechnen zu können, wurden mittels DIC zusätzliche virtuelle Extensometer auf der Probenoberfläche in den Zugversuchen ausgewertet. Diese virtuellen Extensometer wurden auf der Probenoberfläche auf der Seite des Bruchversagens so platziert, dass die Messbasis und der Ort der Extensometer der Länge und Position der Z1 bzw. Z2 auf der Probe entspricht. Mit der Zylinderkraft ergibt sich eine zonenspezifische Kraft-Verschiebungskurve, anhand der die jeweilige Fließkurve analytisch bis zum Erreichen der Maximalkraft errechnet werden kann. Aufgrund der Tatsache, dass es in der Z2 zu keiner Einschnürung kommt, wurde die weitere iterative Bestimmung der Fließkurve nur für die Z1 durchgeführt. Dazu wird den vier Zonen im Modell des Zugversuches die jeweils bekannte Fließkurve des GWS, der SZ und der Z2 zugewiesen. Die Fließkurve der Z1 ergibt sich analog zum GWS aus der Iteration, sodass die globale Kraft-Verschiebungskurve der Simulation an die Kurve des Experiments angenähert wird.

Damit liegen für alle vier Zonen Fließkurven bis zu unterschiedlichen maximalen Dehnungen vor. Bedingt durch die geringe Verformung der Z2 im Versuch ist dort die Fließkurve nur bis ca. 2 % bekannt, während die Fließkurve des GWS nach der Iteration bis ca. 60 % vorliegt. Um für die SZ und die Z1 die Fließkurven zu extrapolieren, wurde das *Considère*-Kriterium angenommen und die Kurven nach Gleichung (2-11) bis zu einer Dehnung von  $\varepsilon_{eq,pl} = 2$  erweitert. Für die Z1 und den GWS wurden die Fließkurven iterativ bereits über den Beginn der Einschnürung hinaus bestimmt. Daher werden diese Kurven nach dem letzten iterativ bestimmten Punkt nach Gleichung (4-4) extrapoliert. Das Ergebnis für die Bestimmung der Fließkurven des 4-Zonen-Modells zeigt Abbildung 5-5b, wobei der Marker den letzten direkt aus der Kraft-Verschiebungskurve berechneten Punkt anzeigt.

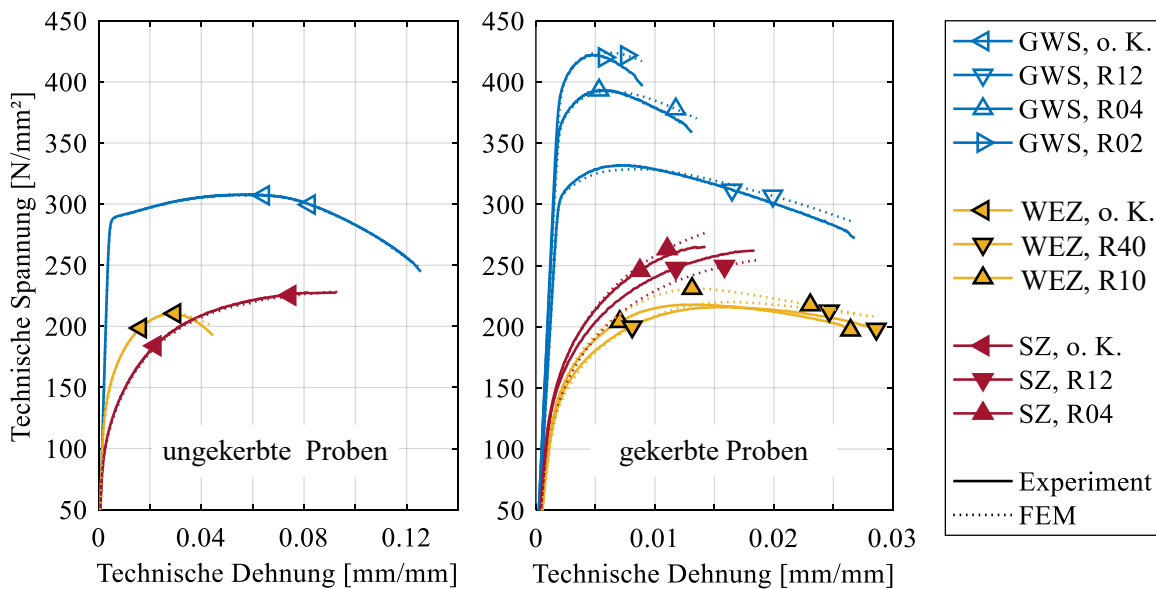


Abbildung 5-6: Experimentell (gemittelt) und numerisch bestimmte technische Spannungs-Dehnungskurven von Zugversuchen an ungekerbten (links) und gekerbten (rechts) Proben. Die numerisch bestimmten Kurven sind bis zur experimentell ermittelten Bruchverschiebung dargestellt. Daten aus [103] außer FEM für die WEZ.

Zur Validierung der Fließkurven können numerisch bestimmte technische Spannungs-Dehnungskurven mit den in Kapitel 3.3.2 experimentell bestimmten gemittelten Spannungs-Dehnungskurven an gekerbten und ungekerbten Proben verglichen werden (Abbildung 5-6). Bei den ungekerbten Proben (Abbildung 5-6 links) liegen die Simulationsergebnisse nahezu vollständig auf den experimentellen Ergebnissen, da die Fließkurven anhand ebendieser Experimente iterativ bestimmt wurden. Mit der Methode nach *Bao* konnte allerdings im Vergleich zu der Methode nach *Gannon*, welche in [103] angewandt wurde, eine bessere Übereinstimmung der simulierten Kraft-Verschiebungskurve der WEZ erzielt werden. Die in [103] für die Z1 bestimmte Fließkurve führt bis zum Erreichen der Maximalkraft innerhalb des experimentellen Streubandes zu einer leichten Unterschätzung der gemittelten Kraft-Verschiebungskurve. Diese Unterschätzung tritt mit der hier vorliegenden Fließkurve für die Z1 nicht auf. Zudem zeigt Abbildung 5-6 rechts, dass die zuvor bestimmten Fließkurven im Zusammenhang mit den ver-

wendeten FE-Modellen der gekerbten Proben geeignet sind, um das globale Verhalten (repräsentiert durch die technischen Spannungs-Dehnungskurven) der verschiedenen Materialien gut abzubilden.

### 5.1.3 Kalibrierung der Schädigungsparameter – 4-Zonen-Modell

Durch die vorangegangene Konvergenzanalyse können die numerischen Simulationen der verschiedenen Zugversuche verwendet werden, um die Entwicklung der plastischen Vergleichsdehnung und der Spannungsmehrachsigkeit auszulesen und anhand dieser Schädigungsparameter zu bestimmen. Die  $\varepsilon_{eq,pl}-\eta$ -Kurven für alle Zugversuche sind in Abbildung 5-7 dargestellt, wobei die Kurven in allen Versuchen an dem Element mit der höchsten plastischen Dehnung aufgenommen wurden. Dieses ist im Zugversuch beim Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung in allen Versuchen das Element im Zentrum der Einschnürung, d.h. im Zentrum der Probe, und auch immer das Element mit der höchsten auftretenden Spannungsmehrachsigkeit. Daher kann in allen Versuchen das Zentrum der Proben als Ort der Rissinitiierung angesehen werden. Die folgenden Untersuchungen beschränken sich in der WEZ auf die Z1, da diese durch die geringe Festigkeit maßgeblich das globale Verhalten der geschweißten Proben bestimmt und deshalb nur für diese gekerbte Proben gefertigt wurden. Innerhalb der Z2 wurde in den ungekerbten Proben kein Bruchversagen experimentell beobachtet, was eine separate Kalibrierung von Bruchkriterien für die Z2 verhindert. Stattdessen werden die Parameter jeweils aus den Ergebnissen der Z1 und des GWS gemittelt, weil dort anhand des Härteverlaufs ein Zwischenzustand zwischen den beiden anderen Zonen zu erwarten ist.

Abbildung 5-7 zeigt, wie auch in [103] beschrieben, dass die Spannungsmehrachsigkeit auch während eines Versuchs an einer ungekerbten Probe nicht zwangsläufig konstant bleibt. Ab Einsetzen der Einschnürung liegt kein einachsiger Spannungszustand mehr vor. Da die ungekerbte SZ-Probe (Abbildung 5-7c) vor Einsetzen einer Einschnürung gebrochen ist, tritt dort im Gegensatz zu ungekerbten Proben des GWS (Abbildung 5-7a) und der Z1 (Abbildung 5-7b) eine konstante Spannungsmehrachsigkeit bis zum Bruch auf. In der Z1 stellt sich auch deshalb bei der ungekerbten Probe kein konstanter Spannungszustand von  $\eta = 1/3$  bis zum Erreichen der Zugfestigkeit ein, da die inhomogenen Materialeigenschaften eine unmittelbare Erhöhung der Spannungsmehrachsigkeit hervorrufen. Weiterhin zeigt sich zum einen, dass die plastische Vergleichsdehnung beim Erreichen der Bruchverschiebung beim GWS und bei der SZ mit abnehmendem Kerbradius abnimmt. Dieses Verhalten ist vielfach in der Literatur für homogene Aluminium-Knetlegierungen beobachtet [64, 71, 92, 116].

Die vorliegenden Untersuchungen zeigen, dass die Bruchdehnung in der WEZ im Gegensatz zum GWS und zur SZ für den kleinsten Kerbradius in der Z1 ansteigt (Abbildung 5-7b). Dieses Ergebnis entspricht nicht dem Verhalten homogener Legierungen, jedoch gibt es in der Literatur nach aktuellem Kenntnisstand keine vergleichbaren Untersuchungen der Wärmeeinflusszone, anhand derer das Verhalten der WEZ eingeordnet werden kann.

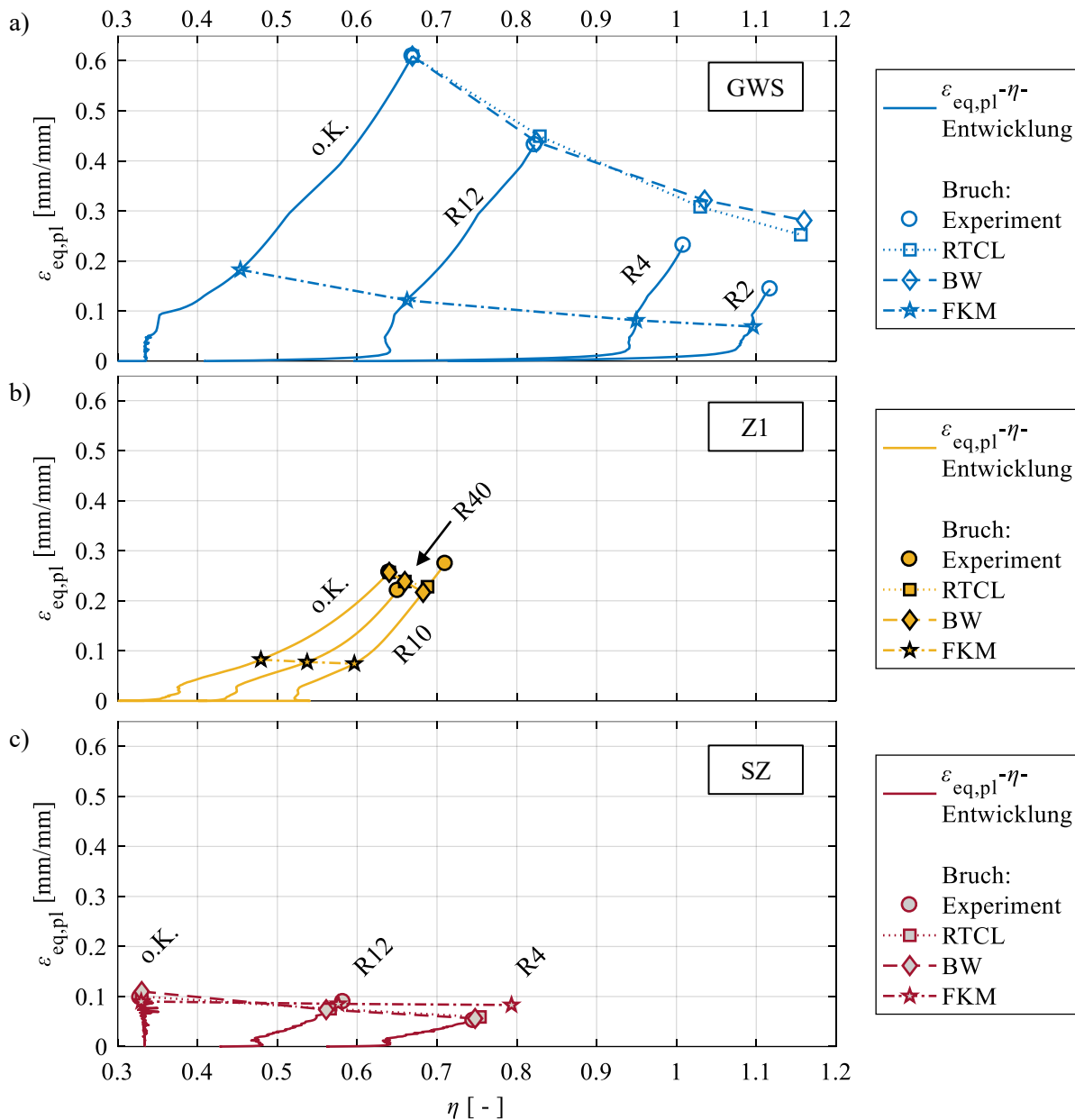


Abbildung 5-7: Entwicklung der plastischen Vergleichsdehnung und Spannungsmehrachsigkeit in Zugversuchen mit unterschiedlichen Kerbradien bzw. ohne Kerbe (o. K.) bis zum Bruch nach unterschiedlichen Kriterien für den GWS, die SZ und die Z1 (4-Zonen-Modell)

Bei der Bewertung des Anstiegs der Bruchdehnung ist zu berücksichtigen, dass die Unterteilung der WEZ in zwei Zonen zu einer Mittelung der mechanischen Eigenschaften innerhalb der Z1 führt, was eine Erhöhung der niedrigsten Dehngrenze zur Folge hat. Dies kann nicht nur dazu führen, dass die maximalen lokalen Dehnungen in der Simulation niedriger sind als in den Experimenten [29], sondern auch zu dem beobachteten Anstieg der simulierten Bruchdehnung beim niedrigsten Kerbradius. Zudem ist ein Einfluss des Herstellungsprozesses auf die mechanischen Eigenschaften nicht auszuschließen, da die Proben mit 10 mm Kerbradius aus einer anderen Hälfte derselben geschweißten Platte hergestellt wurden als die Proben mit 40 mm Kerbradius. Da der durch das Schweißen erzeugte Wärmeffluss am Ende einer Schweißnaht

anders sein kann als am Anfang der Naht, könnte eine unterschiedliche Duktilität in 10 mm Abstand zur Mitte des SZ das Ergebnis sein. Insgesamt lässt sich festhalten, dass die Verschiebungen, Spannungsmehrachsigkeiten und plastischen Dehnungen beim Bruch innerhalb der verschiedenen WEZ-Proben sehr ähnlich sind. Dies bestätigt den starken Einfluss der Materialinhomogenität auf die  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Entwicklung im Vergleich zum Einfluss der Geometrie, auf welchen auch die geringen Unterschiede in der Maximalkraft bei unterschiedlicher Kerbgeometrie hinweisen. [103]

Für die Kalibrierung des RTCL- und des BW-Kriteriums sowie die Berechnung der Grenzkurve nach der FKM-Richtlinie genügen für den Bereich der Spannungsmehrachsigkeit von  $\eta \geq 1/3$  jeweils die Kurven aus dem Versuch ohne Kerbe. Dazu wird der jeweilige Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  direkt aus den Gleichungen (2-25) für das RTCL und aus (2-26) für das BW-Kriterium berechnet. Die Parameter für die FKM-Richtlinie ergeben nach Gleichungen (2-15) bis (2-20) mit den Ergebnissen aus Tabelle 3-3. Zusammenfassend zeigt Tabelle 5-1 die Ergebnisse der Kalibrierung. Darin sind die Werte für die Z2 jeweils gemittelt aus den Werten der Z1 und des GWS.

*Tabelle 5-1: Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  des RTCL- und BW-Kriteriums sowie die Parameter der Grenzfunktion nach der FKM-Richtlinie für das 4-Zonen-Modell. Alle Dehnungen sind in mm/mm angegeben,  $\eta_{ref,2}$  und  $\beta$  sind einheitenlos.*

	RTCL	BW	FKM				
	$\varepsilon_{f,ut}$	$\varepsilon_{f,ut}$	$\varepsilon_{min}$	$\varepsilon_{ref,1}$	$\varepsilon_{ref,2}$	$\eta_{ref,2}$	$\beta$
GWS	0.81	0.94	0.05	0.581	0.180	0.460	3.053
Z2	0.58	0.67	0.05	0.427	0.141	0.427	3.317
Z1	0.34	0.40	0.05	0.293	0.102	0.398	3.858
SZ	0.10	0.10	0.05	0.096	0.090	0.336	0.423

In Abbildung 5-7 sind die Punkte in der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Entwicklung markiert, bei welchen Rissinitiation und infolgedessen Bruchversagen in den verschiedenen Proben nach den drei untersuchten Kriterien auftritt. Mit Rissinitiation ist in diesem Kontext gemeint, dass für das RTCL- und BW-Kriterium die Schädigung den Wert  $D = 1$  erreicht, bzw. dass die plastische Dehnung die Grenzdehnung nach FKM-Richtlinie überschreitet. Zunächst ist festzuhalten, dass die berechneten Initiierungspunkte für das RTCL- und BW-Kriterium sehr ähnlich für alle Materialbereiche sind. Für den Grundwerkstoff bilden beide Kriterien das Eintreten des Versagens für große Kerbradien gut ab, unterschätzen jedoch die Schädigung bei kleinen Kerbradien. Dies führt zu einem Überschätzen der Bruchdehnung bei einer hohen Spannungsmehrachsigkeit. Für die SZ ist die berechnete Bruchdehnung auch beim kleinsten untersuchten Kerbradius in guter Übereinstimmung mit der Bruchdehnung beim Erreichen der experimentell ermittelten Bruchverschiebung. Den Anstieg der Bruchdehnung beim geringsten untersuchten Kerbradius in der WEZ kann mit beiden Kriterien nicht abgebildet werden. Allerdings liegen die Kurven insgesamt dicht beieinander, sodass die Abweichungen zwischen Experiment und RTCL- bzw. BW-Kriterium gering sind.

Wenn die Bruchverschiebung mit Hilfe der Grenzkurve nach der FKM-Richtlinie bestimmt wird, zeigen sich für die drei Materialbereiche unterschiedliche Verhalten. Für den GWS und die Z1 wird die Bruchdehnung in allen Versuchen deutlich unterschätzt, sodass sich in den Simulationen auch zu geringe Bruchverschiebungen ergeben. In der SZ ergeben sich ebenfalls zu niedrige Bruchdehnungen für die ungekerbte Geometrie und die Probe mit 12 mm Kerbradius. Beim kleinsten geprüften Kerbradius liefert die FKM-Richtlinie jedoch eine geringfügig zu hohe Bruchdehnung.

#### 5.1.4 Kalibrierung der Schädigungsparameter – KWH-Modell

Zur Kalibrierung verschiedener Schädigungsparameter für das KWH-Modell wird dieses auf die FE-Modelle (Kapitel 5.1.1) gekerbter und ungekerbter geschweißter Flachzugproben angewandt und zunächst die berechneten lokalen Dehnungen anhand experimenteller Ergebnisse validiert. Da das KWH-Modell die Inhomogenität in der WEZ sehr fein abbildet, ist die Verteilung der Materialeigenschaften bei der Anwendung des KWH-Modells auch abhängig von der EKL. Daher wurde eine erneute Konvergenzstudie für die Zugproben mit dem KWH-Modell durchgeführt (Abbildung 5-8a).

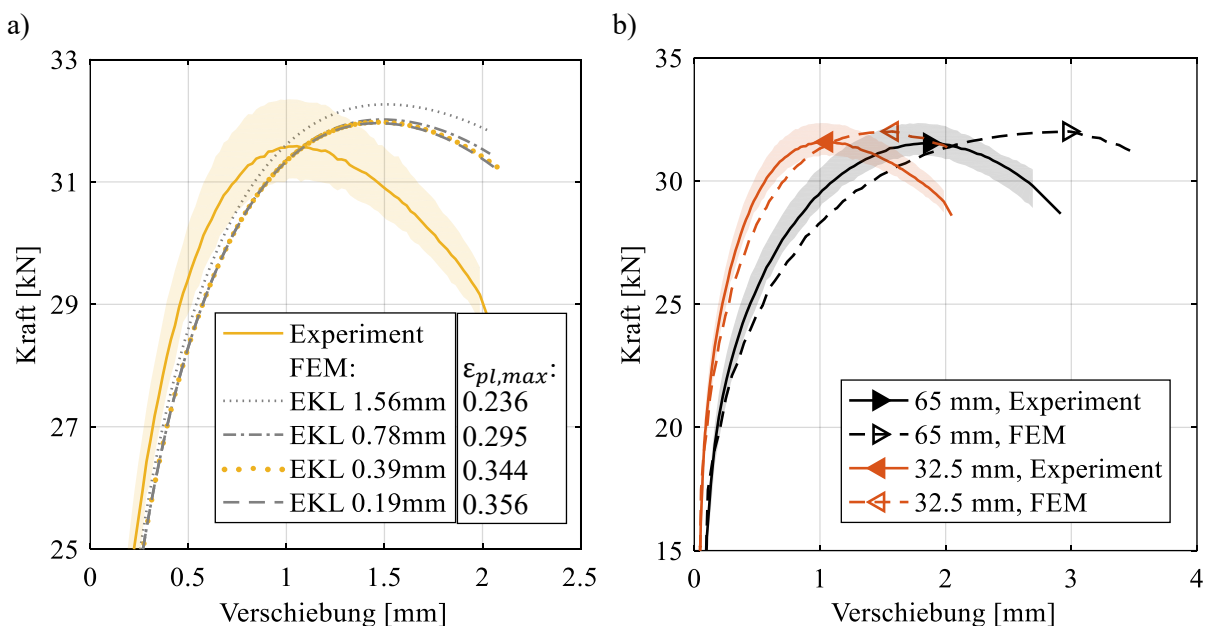


Abbildung 5-8: Experimentell (gemittelt mit Streuband) und numerisch (KWH-Modell) bestimmte Kraft-Verschiebungskurven aus Zugversuchen geschweißter Flachzugproben

a) Konvergenzstudie des KWH-Modells (32.5 mm Extensometer)

b) Vergleich der Verwendung virtueller Extensometer mit 65 mm Länge (über beide WEZ) und mit 32.5 mm Länge (über eine WEZ). Die Marker stellen das Erreichen der Maximalkraft dar.

Die Studie ergibt, dass die Kraft-Verschiebungskurven bei abnehmender EKL ab  $EKL \leq 0.39$  mm konvergieren, wobei die berechnete Kraft beim Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung ca. 10 % oberhalb der experimentellen Kraft liegt. Die maximale plastische

Dehnung beim Erreichen der experimentell ermittelten Bruchverschiebung ändert sich ebenfalls nur noch geringfügig, sodass auch mit dem KWH-Modell eine EKL von 0.39 mm verwendet werden kann. Für diese Konvergenzstudie wurde abweichend von den in Kapitel 3.3.2 gezeigten Kraft-Verschiebungskurven für die geschweißten Flachzugproben kein virtuelles Extensometer mit 65 mm Messbasis verwendet, sondern ein virtuelles Extensometer mit halber Länge von 32.5 mm. Dies wird im Folgenden näher erläutert, wobei die Platzierung beider virtuellen Extensometer in Abbildung 5-9c dargestellt ist.

Als erstes Kriterium zur Bewertung der Güte des KWH- Modells dient erneut der Vergleich experimenteller und berechneter Kraft-Verschiebungskurven. Abbildung 5-8b zeigt die entsprechenden Kurven, bestimmt mit 65 mm-Extensometern, wie bei den Auswertungen der Experimente in Kapitel 3.3.2 und des 4-Zonen-Modells in Kapitel 5.1.2. In Abbildung 5-8b ist anhand der Marker das Erreichen der maximalen Kraft zu erkennen. Dabei wird deutlich, dass diese beim 65 mm-Extensometer in der Simulation bei einer höheren Verschiebung als die experimentelle Bruchverschiebung erreicht wird. Erst bei noch größeren Verschiebungen kommt es in der Simulation zu einem Kraftabfall und zu stark ansteigenden lokalen Dehnungen. In der Folge werden die lokalen Dehnungen, welche zur Kalibrierung der Schädigungsparameter herangezogen werden sollen, bis zum Erreichen der Bruchverschiebung stark unterschätzt. Dies liegt darin begründet, dass in der Längenänderung des 65 mm-Extensometers die Dehnungen der WEZ beidseitig der SZ enthalten sind. Durch die symmetrisch angenommene Verteilung der Fließkurven und Schweißnahtgeometrie erfährt das Modell jedoch erst bei höheren globalen Verschiebungen eine einseitige Lokalisierung als das in den Experimenten zu beobachten ist.

Um die lokalen Dehnungen in der Simulation den mit den experimentellen Dehnungen vergleichen zu können, wurden die Versuche daher mit einem zusätzlichen virtuellen 32.5 mm-Extensometer mittels DIC ausgewertet. Dieses Extensometer ist so platziert, dass es in der Mitte der SZ endet (Abbildung 5-9c). Damit misst das 32.5 mm-Extensometer nur auf der Seite der SZ die Verformung der WEZ, in welcher die Einschnürung auftritt, während das 65 mm-Extensometer beide Seiten erfasst.

Die mittels des 32.5 mm-Extensometers berechnete Kraft-Verschiebungskurve zeigt eine wesentlich bessere Übereinstimmung mit der experimentellen Kurve, als die Ergebnisse mit dem 65 mm-Extensometer (Abbildung 5-8b) und lässt einen sinnvollen Vergleich der Dehnungsverteilungen bei gleichen Verschiebungen zu. Mit einer Schrittweite von 0.215 mm löst die Messung mit der DIC die Oberfläche dabei ähnlich fein auf, wie die FE-Simulation mit einer EKL von 0.38 mm. Als Beispiel sind die Verteilungen der Vergleichsdehnung aus zwei Experimenten (Probennummern #07.02 und #07.04) sowie des KWH- und 4-Zonen-Modells bei zwei verschiedenen Verschiebungen (32.5 mm Extensometer) in Abbildung 5-9a und Abbildung 5-9b dargestellt. Bei 0.7 mm Verschiebung, d.h. vor Erreichen der Maximalkraft, bildet die Simulation mit dem KWH-Modell die lokale Verformung der Probe sehr gut ab, wobei der Abstand der Dehnungsmaxima zur SZ-Mitte als Mittelung der experimentellen Ergebnisse anzusehen ist. Weiterhin ist anhand der experimentellen Ergebnisse in Abbildung 5-9b zu erkennen, dass sich bei 1.8 mm Verschiebung, d.h. nach Überschreiten der Maximalkraft, auf der Oberfläche der Probe zwei verschiedene Dehnungsmuster ausbilden können. Bei Probe #07.02 sind an der

Oberfläche der Probe zwei Dehnungsmaxima zu erkennen, während Probe #07.04 nur eine größere Fläche mit einem Maximum aufweist.

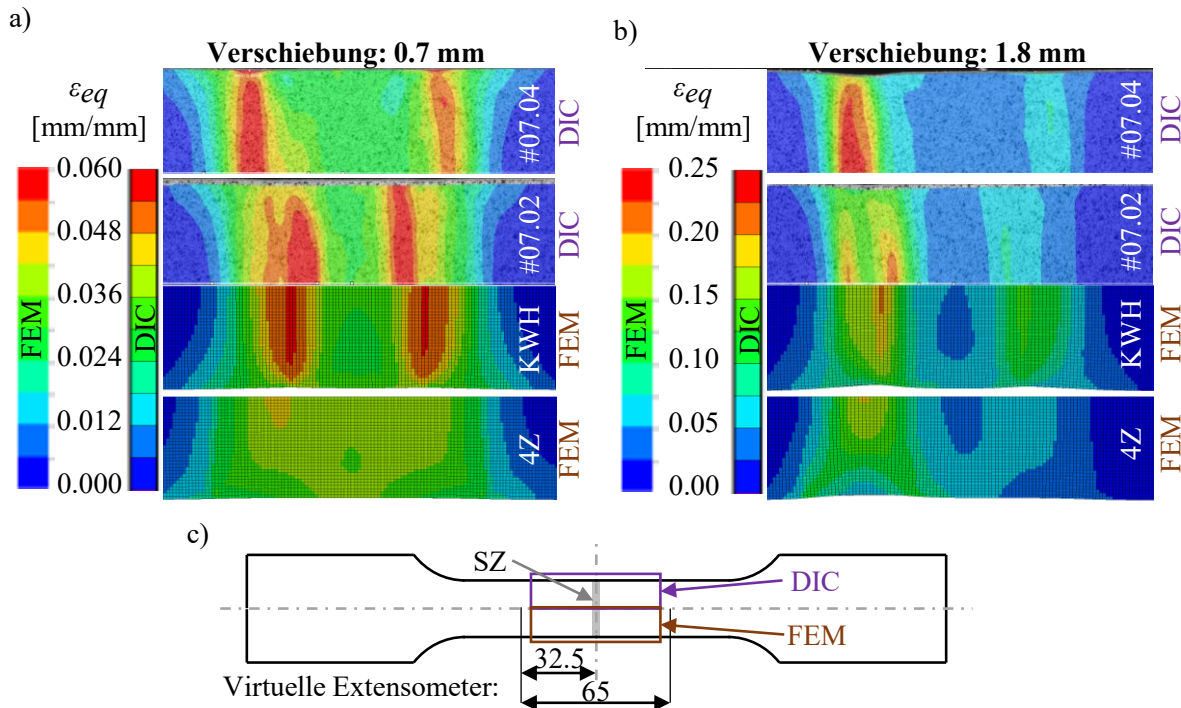


Abbildung 5-9: Vergleich der Dehnungsverteilung auf der Oberfläche von geschweißten Flachzugproben im Experiment (Probennummern #07.02 und #07.04) und in der FE-Simulation mit KWH- und 4-Zonen-Modell bei

- a) 0.7 mm Verschiebung (32.5 mm-Extensometer),
- b) 1.8 mm Verschiebung (32.5 mm-Extensometer) sowie
- c) Übersicht für die Bildausschnitte in a) und b) mit Positionierung der virtuellen Extensometer

Die lokalen Dehnungen, die mit dem KWH-Modell bestimmt wurden, zeigen bei 1.8 mm Verschiebung (Abbildung 5-9b) geringere Maximalwerte als die Probe #07.04, aber ähnliche Werte wie die Probe #07.02. Auch bei 1.8 mm Verschiebung kann das Dehnungsmuster als Mittelung der experimentellen Ergebnisse angesehen werden, da sich hier ein schmales Maximum wie bei Probe #07.02 ausbildet, welches aber von einer größeren Fläche erhöhter Dehnung wie bei Probe #07.04 umgeben ist. Bei Verschiebungen, die über die experimentell ermittelte Bruchdehnung hinausgehen, bildet sich in der Simulation ein deutliches zweites Maximum heraus (Abbildung 5-10). Die in Abbildung 5-10 gezeigte Dehnungsverteilung in der Simulation liefert auch die Erklärung für die experimentellen Beobachtungen. Ausgehend von einem einzigen Maximum in der Plattenmittelebene entstehen Scherbänder in X-Form zur Oberfläche hin. Aus der X-Form bildet sich dann beim Bruch die typische Cup-Cone-Geometrie der Bruchflächen von duktilen Metallen aus. Sofern die Enden des X weit genug auseinander liegen (wie bei Probe #07.02) formen sich an der Oberfläche zwei Maxima. Liegen die beiden Enden des X dichter beieinander, ist an der Oberfläche nur ein Maximum mit größerer Fläche die Folge (wie bei Probe #07.04). Die Unterschiede in den Experimenten lassen sich hier erneut mit der Fertigung begründen, da in Dickenrichtung keine perfekte Symmetrie hinsichtlich der Schweißnahtgeometrie und WEZ erreicht werden kann. Entsprechend kann das Dehnungsmaximum im

Zentrum der Probe von der Probenmittelebene versetzt sein und dadurch unterschiedliche Dehnungsmuster auf der Oberfläche unterschiedlicher Proben erzeugen.

Insgesamt ist es mit dem KWH-Modell folglich möglich, die lokale Verformung in der WEZ in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen zu bestimmen. Insbesondere der Vergleich lokaler Dehnungen mit dem 4-Zonen-Modell in Abbildung 5-9a und b zeigt eine erhebliche Verbesserung der numerisch bestimmten Ergebnisse, da mit dem 4-Zonen-Modell die maximalen Dehnungen jeweils deutlich unterschätzt werden.

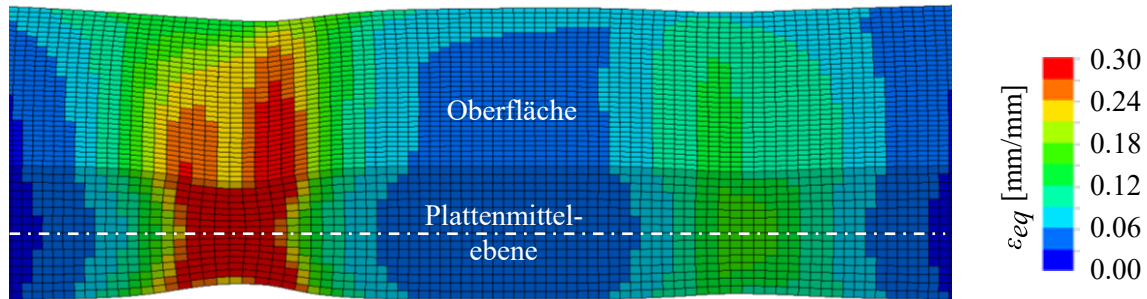


Abbildung 5-10: Dehnungsverteilung auf der Oberfläche und in der Symmetrieebene in der FE-Simulation mit KWH-Modell bei 2.4 mm Verschiebung (32.5 mm Extensometer). Das FE-Viertelmodell ist für die Visualisierung an der Plattenmittelebene gespiegelt.

Im Gegensatz zum 4-Zonen-Modell liefert das KWH-Modell damit validierte lokale Dehnungsentwicklungen zur Kalibrierung der Bruchkriterien. Anhand der ungekerbten Probe wurden die jeweiligen Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  des RTCL- und BW-Kriteriums nach Gleichungen (2-25) bzw. (2-26) aus der  $\varepsilon_{eq,pl}-\eta$  Entwicklungen in der Simulation ermittelt. Dieser Parameter bezieht sich entsprechend auf den Abstand zur SZ, bei welchem die  $\varepsilon_{eq,pl}-\eta$  Entwicklung ausgelesen wurde. Der Abstand stimmt mit dem Härteminimum bei 8 mm Entfernung zur SZ-Mitte überein. Die kalibrierten Parameter für diesen Abstand sind  $\varepsilon_{f,ut} = 0.54$  für das RTCL-Kriterium und  $\varepsilon_{f,ut} = 0.65$  für das BW-Kriterium. Für den GWS und die SZ können die Parameter des 4-Zonen-Modells verwendet werden. Die Parameter für die Grenzkurve nach FKM-Richtlinie ändern sich nicht, da diese ohne eine numerische Berechnung bestimmt wurden.

Das Verhalten, dass die höchste plastische Dehnung in der Probe mit dem kleinsten Kerbradius erreicht wurde, zeigt sich auch mit dem KWH-Modell (Abbildung 5-11b). Insgesamt liegen die  $\varepsilon_{eq,pl}-\eta$  Entwicklungen mit dem KWH-Modell noch dichter beieinander als bei dem 4-Zonen-Modell (Abbildung 5-11a), was die Dominanz der Materialinhomogenität gegenüber der geometrischen Kerbe hinsichtlich des Spannungszustandes in der Probe zusätzlich bestätigt. Zudem spiegelt der Vergleich beider Modelle in Abbildung 5-11 die in allen Proben verbesserte Auflösung der Dehnungsmaxima mit dem KWH-Modell wider.

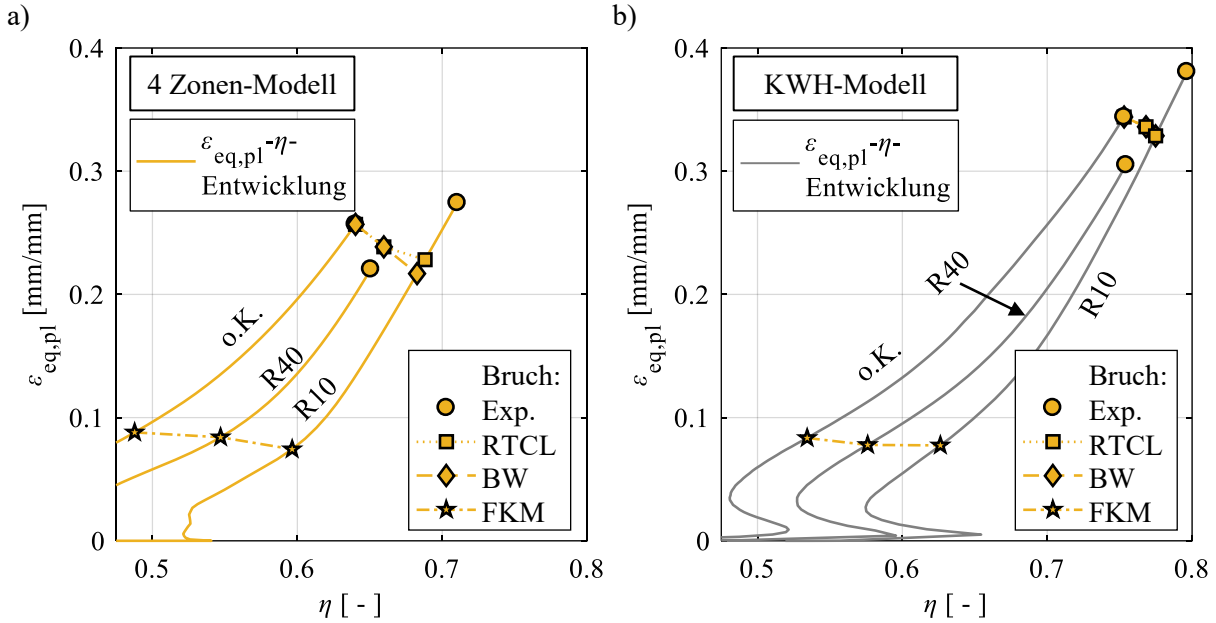


Abbildung 5-11: Vergleich der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$  Entwicklung in Flachzugproben mit unterschiedlichen Kerbradien bis zum Bruch nach verschiedenen Kriterien. Berechnet mit  
a) 4-Zonen-Modell und  
b) KWH-Modell

## 5.2 Parameteridentifikation anhand von Schubversuchen

Anhand von Schubversuchen mit symmetrischen Proben soll der Schub-Parameter  $\varepsilon_{f,s}$  des BW-Kriteriums für alle Materialmodelle kalibriert und die Eignung des RTCL-Kriteriums überprüft werden. Mit asymmetrischen Schubproben werden der Einfluss der hydrostatischen Spannung auf die Fließkurve sowie der Einfluss des *Lode*-Winkel-Parameters auf die Bruchdehnung am Beispiel des GWS untersucht.

### 5.2.1 FE-Modelle

In Schubversuchen ist es aufgrund der Belastungsart auch bei homogenem isotropem Material und symmetrischer Geometrie nicht möglich, weitere Symmetrien außer der Symmetrie in Dickenrichtung auszunutzen. Aus diesem Grund werden alle Schubproben als Halbmodelle vereinfacht. Für diese Schubvorrichtung wurden von *Richard* [102] die Lagerkräfte an den sechs Bolzenaufnahmen der Probe in Abhängigkeit des gewählten Lastwinkels und in Abhängigkeit der Zylinderkraft bestimmt. Eine direkte Aufbringung dieser Lagerkräfte auf die Probe ist jedoch aufgrund des eintretenden Kraftabfalls während der weggesteuerten Versuche nicht möglich. Stattdessen kann eine einfache Umsetzung der Randbedingungen mittels Verschiebung der gegenüberliegenden Bolzenlöcher in Zugachsenrichtung erfolgen [103]. Der Vergleich von Abbildung 5-12a mit Abbildung 5-12b zeigt jedoch, dass mit dieser Randbedingung die Rotation der Proben bei hohen Verschiebungen nicht abgebildet wird.

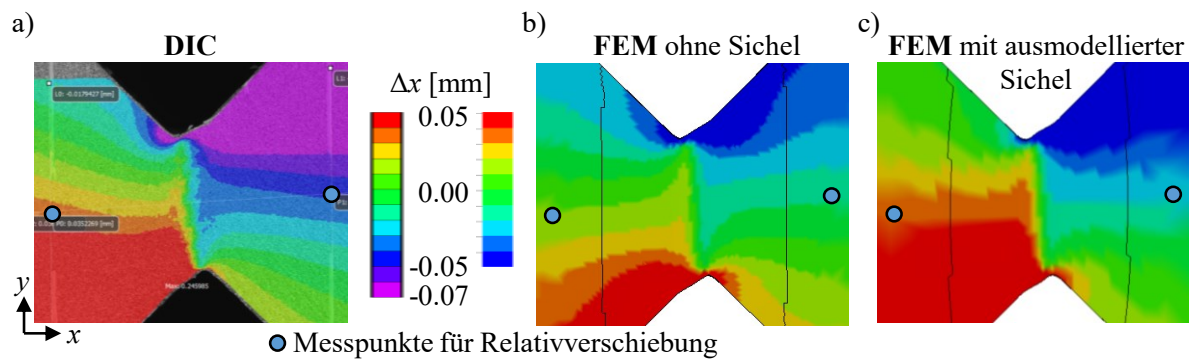


Abbildung 5-12: Rotation der Schubproben im Versuch und in der Simulation verdeutlicht anhand der Verschiebung in x-Richtung bei gleicher Relativverschiebung in y-Richtung (1.4 mm)

a) Experimentelle Ergebnisse bestimmt mit DIC

b) Simulation ohne ausmodellerte Sichel

c) Simulation mit ausmodellierter Sichel

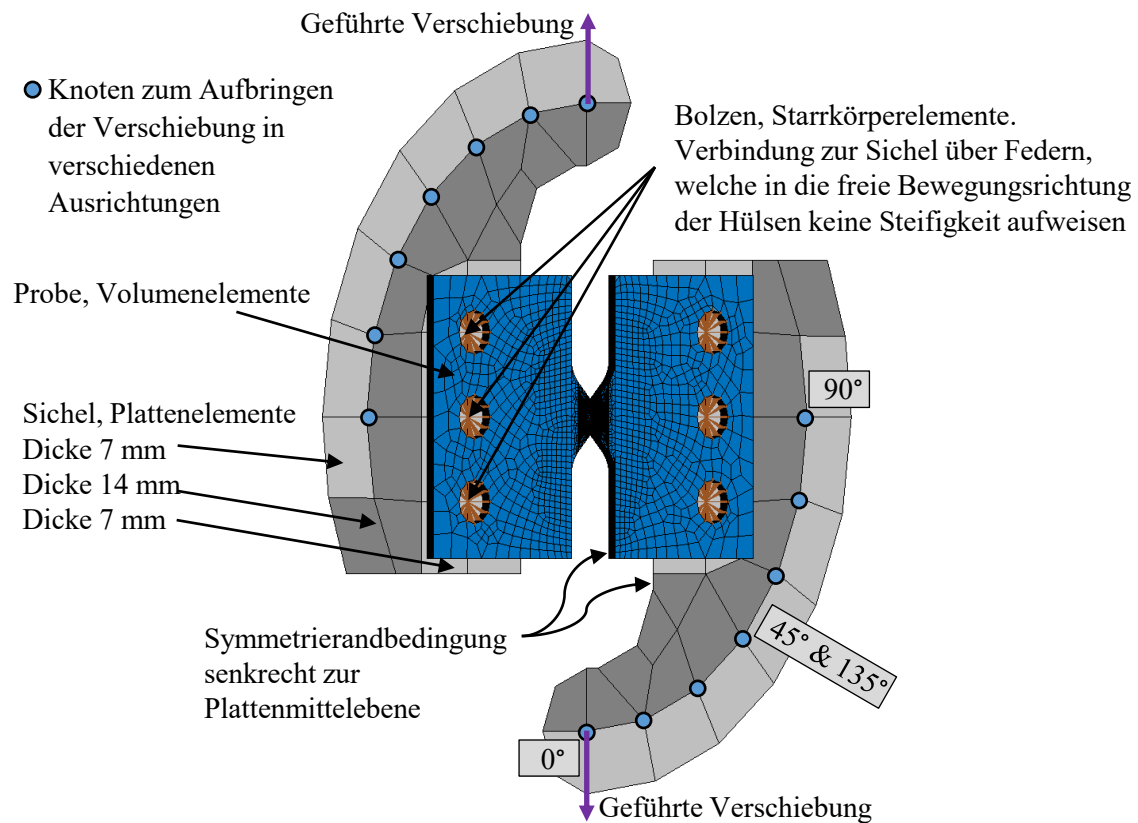


Abbildung 5-13: Randbedingungen des FE-Modells für Schubversuche, hier mit symmetrischer Probe (GWS) und 0°-Lastrichtung

Zum Aufbringen der Randbedingungen wurden für alle Versuche daher vereinfachte Sichel (rein elastisch, Elastizitätsmodul von Stahl) modelliert, um die Kinematik während der verschiebungsgesteuerten Experimente korrekt abzubilden. Abbildung 5-13 zeigt das Modell mit den entsprechenden Randbedingungen. Durch die Führung der Bolzen mittels Hülsen in rechteckigen Aufnahmen entstehen im Experiment einfache Loslager mit den in Abbildung 3-10a

gezeigten Ausrichtungen. Dies ist im Modell berücksichtigt, indem die Kräfte und Verschiebungen mittels Federelementen zwischen idealisierter Sichel und Probe übertragen werden. Diese lassen nur eine Kraftübertragung in die gesperrte Richtung zu, wodurch die Kinematik der Vorrichtung besser abgebildet wird (Abbildung 5-12a und c) als im Modell ohne modellierte Sichel. Die Federn befinden sich zwischen Masterknoten von Starrkörperelementen, welche die Bolzen abbilden, und Knoten auf der Sichel an derselben Position. Die Zuweisung der Materialeigenschaften erfolgte analog zu den Flachzugproben je nach Materialmodell (4-Zonen bzw. KWH, Abbildung 5-14), sodass die Mitte der Schweißnaht den jeweiligen Positionen in den realen Proben entspricht.

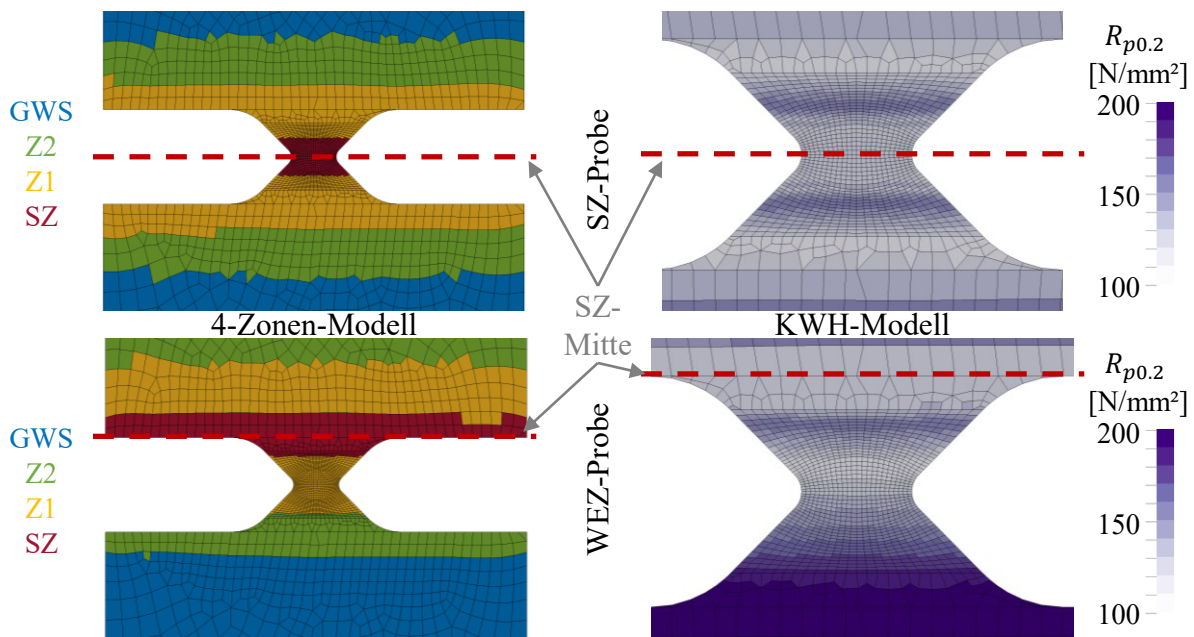


Abbildung 5-14: Zuweisung der Zonen im 4-Zonen-Modell sowie ortsabhängige Zuweisung der Fließkurven im KWH-Modell (repräsentiert durch die Dehngrenze) für Schubversuche an der WEZ und der SZ

### 5.2.2 Kalibrierung des Schubparameters des BW-Kriteriums – 4-Zonen-Modell

Anhand der Schubversuche an symmetrischen Proben mit nur einem Lastwinkel ( $0^\circ$ ) wurde die Kalibrierung des Parameters  $\varepsilon_{f,s}$  für den Schubbereich des BW-Kriteriums durchgeführt. Wie Abbildung 5-15a am Beispiel des GWS zeigt, bildet sich in den Versuchen ein sehr lokalisierter Scherband aus. Innerhalb dieses Scherbands ist die Spannungsmehrachsigkeit in der FE-Simulation im Großteil des Querschnitts bis zum Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung  $\eta \approx 0$  (Abbildung 5-15b). Entsprechend kann  $\varepsilon_{f,s}$  bei bekanntem Rissinitiationsort entsprechend Gleichung (2-27) kalibriert werden. In diesem Kontext ist mit Rissinitiation das Löschen des ersten Elements infolge des Erreichens von  $D = 1$  gemeint. Im Gegensatz zu den Zugversuchen ist dieser Ort in den Schubversuchen jedoch nicht eindeutig anhand der Spannungsmehrachsigkeit bzw. plastischen Dehnungen oder den Experimenten identifizierbar. Zudem treten im Scherband insbesondere in der Nähe der Kerbe Bereiche mit  $\eta > 0$  auf, wodurch Gleichung (2-27) dort nicht anwendbar ist. Infolgedessen muss  $\varepsilon_{f,s}$  für alle Materialbereiche

iterativ bestimmt werden. Dafür wird der Parameter in den Simulationen so angepasst, dass das vollständige Durchtrennen des Probenquerschnitts bei der experimentell bestimmten Bruchverschiebung erfolgt. In der WEZ findet der finale Kraftabfall über mehrere Millimeter Verschiebung bei einer sehr geringen Kraft statt, weshalb für die Kalibrierung die Verschiebung herangezogen wird, bei der die Kraft auf höchstens 50 % der Maximalkraft abgefallen ist. In diesen Simulationen wird zur vollständigen Definition des BW-Kriteriums der jeweilige kalibrierte Parameter für  $\varepsilon_{f,ut}$  verwendet.

Für den GWS erfolgt der vollständige Bruch der Probe in der Simulation mit einem Wert von  $\varepsilon_{f,s} = 0.83$  bei der experimentellen Bruchverschiebung. Dabei wird die Rissinitiierung an der Oberfläche bei  $\eta \approx 0$  vorhergesagt (Abbildung 5-15b). In der Simulation bildet sich anschließend der gleiche Risspfad aus, wie in den Experimenten (Abbildung 5-15c).

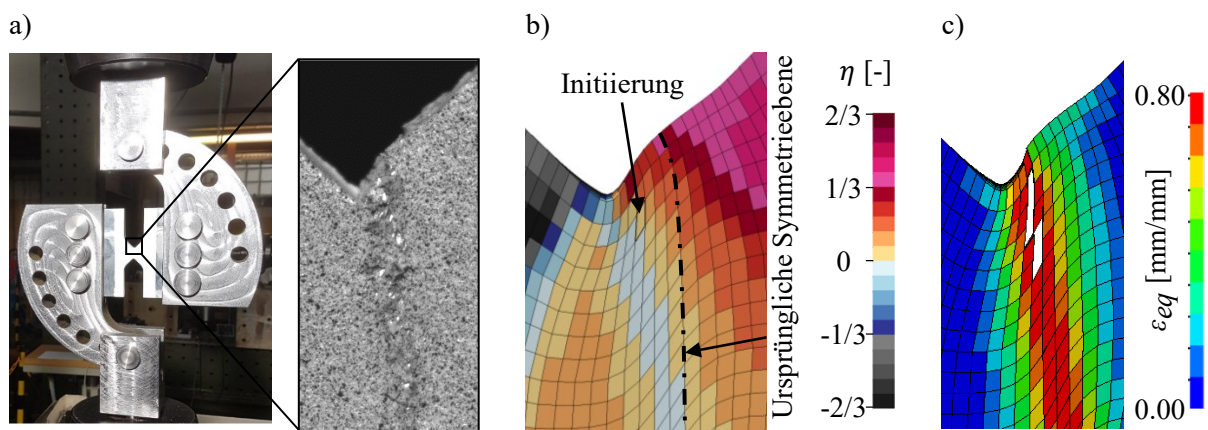


Abbildung 5-15: Verformung von Schubproben des GWS

- a) Versuchsaufbau und Detail der Verformung an der Probenoberfläche kurz nach Überschreiten der Maximalkraft [103]
- b)  $\eta$ -Verteilung auf der Probenoberfläche unmittelbar vor der Rissinitiierung in der FE-Simulation mit BW-Kriterium
- b) Verteilung der Vergleichsdehnung auf der Probenoberfläche unmittelbar nach der Rissinitiierung in der FE-Simulation mit BW-Kriterium

Abbildung 5-16a zeigt den Risspfad in Schubversuchen in der SZ im Vergleich zur Simulation. Aus den experimentellen Ergebnissen ist zu erkennen, dass die Rissinitiierung von beiden Seiten ausgehend erfolgt. Danach wird der Riss einer Seite dominant und führt zum globalen Versagen. Dieses Verhalten wird mit dem kalibrierten Parameter für die SZ von  $\varepsilon_{f,s} = 0.1$  gut abgebildet. Die Verteilung der Spannungsmehrachsigkeit in der Simulation vor der Rissinitiierung zeigt, dass der Rissinitiierungsort seitlich an der Probe in einem gewissen Abstand zum Kerbgrund liegt, wo die die höchsten Spannungsmehrachsigkeit ( $\eta > 1/3$ , siehe Abbildung 5-16b) auftritt. Entsprechend hat der Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  auch einen Einfluss auf die Initiierung, wodurch eine unabhängige Kalibrierung von  $\varepsilon_{f,s}$  nicht möglich ist. Ausgehend vom Rissinitiierungsort breiten sich die Risse senkrecht zur Richtung der ersten Hauptspannung bis zum schubspannungs-dominierten Bruch des Ligaments aus.

Beim Iterationsprozess hat sich gezeigt, dass der beobachtete Risspfad in der SZ abhängig von der ertragbaren Bruchdehnung bei  $\eta = 0$  ist. Bei einem Wert von  $\varepsilon_{f,s} = 0.08$  (Abbildung 5-16c)

zeigt sich ein Versagen mit einem ähnlichen Initiierungsort und Rissverlauf wie beim GWS (Abbildung 5-15c), welches jedoch in den Experimenten an der SZ nicht zu beobachten war.

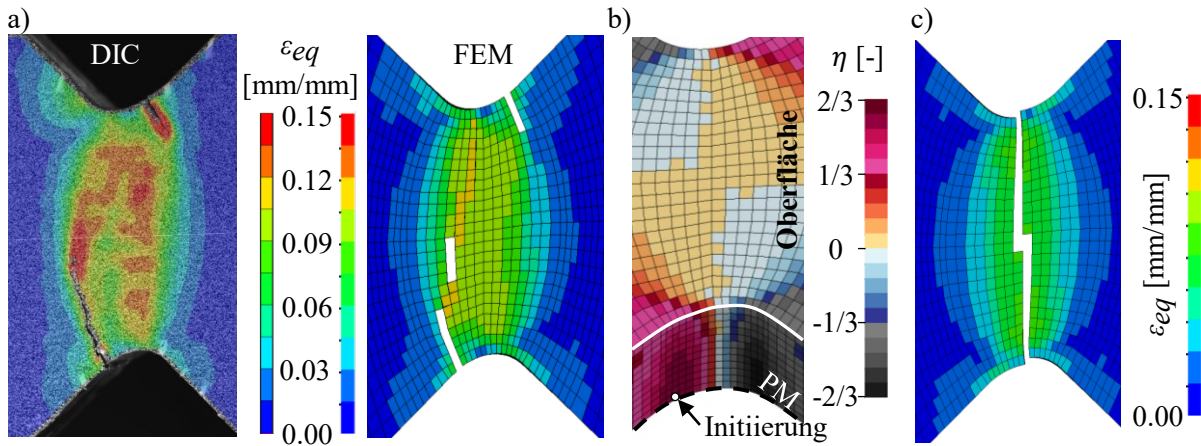


Abbildung 5-16: Rissinitiierung und Risspfad in der SZ im Schubversuch (BW-Kriterium)

- a) Vergleich von  $\varepsilon_{eq}$  in der FE-Simulation mit  $\varepsilon_{f,s} = 0.10$  (rechts) mit dem Experiment (links, aus [103]) unmittelbar vor dem finalen Bruchversagen
- b)  $\eta$ -Verteilung unmittelbar vor Rissinitiierung mit  $\varepsilon_{f,s} = 0.10$  (3D-Ansicht, PM: Plattenmittelebene)
- c)  $\varepsilon_{eq}$ -Verteilung und Risspfad in der FE-Simulation mit  $\varepsilon_{f,s} = 0.08$

Für die WEZ kann die experimentelle Kraft-Verschiebungskurve mit  $\varepsilon_{f,s} = 2.2$  gut abgebildet werden. Ein Vergleich der experimentell und numerisch bestimmten Dehnungsverteilungen zeigt auch eine gute Übereinstimmung der Simulation mit den Experimenten (Abbildung 5-17b). Damit ist die ermittelte Bruchdehnung unter reinem Schub entgegen den Beobachtungen von Bao und Wierzbicki [64] an EN AW 2024 T351 erheblich höher als die Bruchdehnung bei einachsigem Zug ( $\varepsilon_{f,ut} = 0.40$ ). Höhere Bruchdehnungen unter Schubbeanspruchung als unter Zugbeanspruchung wurden für sehr duktile Materialien wie EN AW 1100 und Kupfer beobachtet [117], was auf die hohe Duktilität der entfestigten WEZ hinweisen kann. Der Vergleich der Dehnungsverteilung in der Simulation und dem Experiment (Abbildung 5-17b) unterstützt diese Beobachtung. Bereits ca. 0.75 mm vor Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung (d.h. bei 3.25 mm Relativverschiebung) ist sowohl im Experiment als auch in der Simulation ein schmales Band von Dehnungen größer 100 % zu erkennen. Die weitere Entwicklung der Dehnung in diesem Scherband konnte aufgrund des Versagens des aufgetragenen Lacks nicht gemessen werden. Jedoch ist ein gewisser weiterer Anstieg des Dehnungsmaximums aufgrund zunehmender Lokalisierung auf ein sehr schmales Band anzunehmen, wie Abbildung 5-17a bei noch höheren Verschiebungen zeigt.

Durch diese starke Deformation der Probe liegt am Ort der Rissinitiierung in der Nähe des ursprünglichen Kerbgrunds ein zug-dominiertes Spannungszustand mit  $\eta > 1/3$  vor (Abbildung 5-17c). Im Gegensatz dazu ist bei geringen Verformungen  $\eta \approx 0$  im Kerbgrund (vgl. Abbildung 5-16b). Durch die Initiierung nahe des ursprünglichen Kerbgrunds bildet sich trotz Rissinitiierung bei  $\eta > 1/3$  ein anderes Bruchbild als in der SZ aus. Nach der Initiierung ist das Ligament durch einen Spannungszustand mit  $\eta \approx 0$  charakterisiert (Abbildung 5-17c). Entsprechend bestimmt der Parameter  $\varepsilon_{f,s}$  das weitere Risswachstum hauptsächlich.

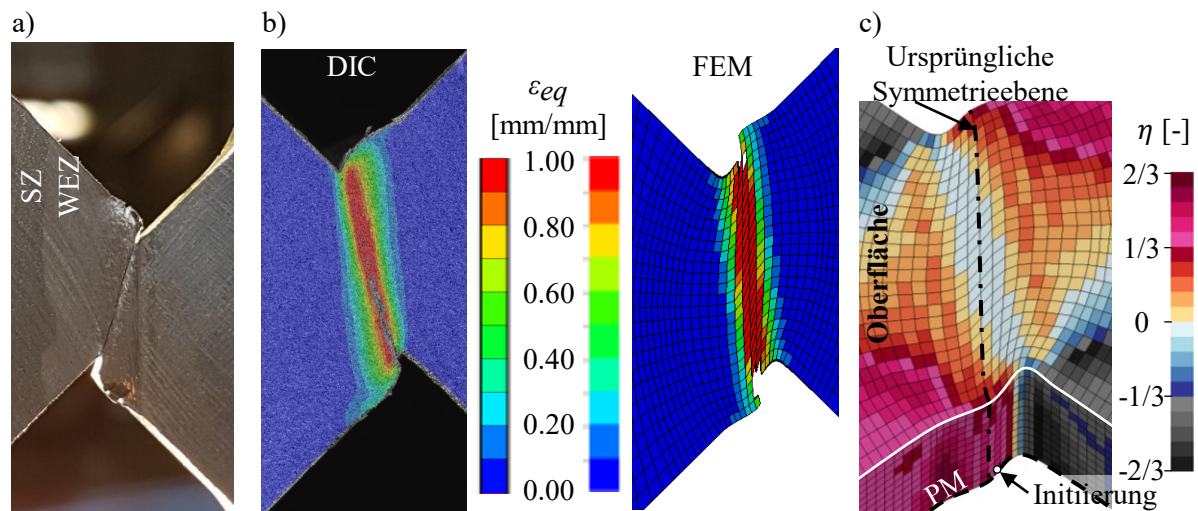


Abbildung 5-17: Deformation der WEZ bei hohen Verschiebungen und Rissinitiierung (BW-Kriterium).  
 a) Probenoberfläche auf der Rückseite bei ca. 3.5 mm Relativverschiebung (übersetzt aus[103])  
 b) Vergleich der Verteilung von  $\varepsilon_{eq}$  bei 3.25 mm Relativverschiebung, bestimmt mittels DIC (links, [103]) und in der FE-Simulation (rechts)  
 c)  $\eta$ -Verteilung unmittelbar vor Rissinitiierung, d.h. 2.2 mm Relativverschiebung (3D-Ansicht, PM: Plattenmittelebene)

Tabelle 5-2: Kalibrierte Werte für  $\varepsilon_{f,s}$  des BW-Kriteriums für das 4-Zonen-Modell. Der Wert für die Z2 ergibt sich aus der Mittelung von GWS und Z1.

GWS	Z2	Z1	SZ
0.83	1.52	2.20	0.10

In Tabelle 5-2 sind die kalibrierten Werte für  $\varepsilon_{f,s}$  für alle Materialbereiche des 4-Zonen-Modells dargestellt. Die Kraft-Verschiebungskurven, welche sich mit diesen Werten und mit dem BW-Kriterium ergeben, zeigt Abbildung 5-18 zusammen mit den experimentellen Ergebnissen. Zum Vergleich wurden die Versuche auch mit dem RTCL-Kriterium gerechnet sowie die Bruchverschiebung nach FKM-Richtlinie bestimmt.

Es zeigt sich, dass die Kraft-Verschiebungskurven mit dem BW-Kriterium für alle Materialzonen die beste Übereinstimmung mit den Experimenten aufweisen. Die Rechnung mit dem RTCL-Kriterium überschätzt die experimentelle Bruchverschiebung für den GWS und unterschätzt diese für die Z1 jeweils deutlich. Für die SZ sind die Unterschiede zwischen den beiden Kriterien gering. Weder mit dem RTCL- noch mit dem BW-Kriterium konnte der Kraftabfall vor dem vollständigen Bruch im GWS wiedergegeben werden. Dabei sei angemerkt, dass beim RTCL-Kriterium die Risspfade trotz unterschiedlicher Bruchverschiebung jeweils ähnlich zu den Risspfaden nach der Berechnung mit BW-Kriterium sind. Für die Z1 konnte der langsame Kraftabfall nach Erreichen der Maximalkraft mit dem BW-Kriterium mit den Simulationen abgebildet werden. Dieser ist in der Simulation das Resultat eines langsamen Risswachstums im Ligament, während der Riss im GWS sehr schnell durch den gesamten Probenquerschnitt wächst.

Die Bruchverschiebungen, welche sich mit der FKM-Richtlinie ergeben, liegen in allen Fällen deutlich unterhalb der experimentellen Bruchverschiebung. Die Abweichung ist in der WEZ am größten und in der SZ am kleinsten.

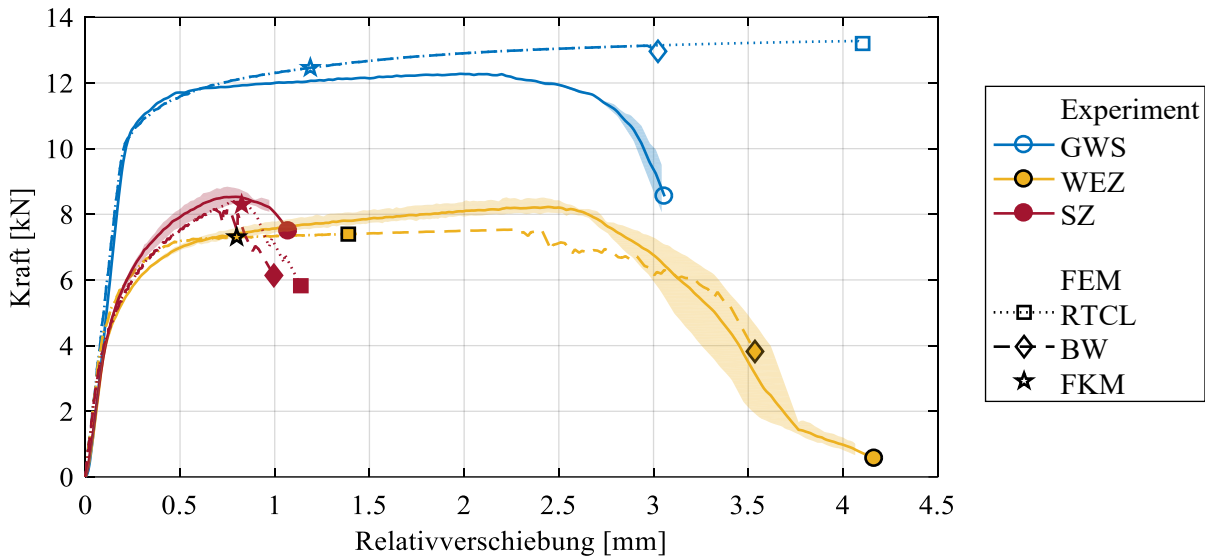


Abbildung 5-18: Experimentell und numerisch ermittelte Kraft-Verschiebungskurven von Schubversuchen an GWS, WEZ und SZ. Die gemittelten experimentellen Kurven sind mit Streuband dargestellt. Die Marker zeigen das jeweilige Erreichen der Bruchverschiebung an.

### 5.2.3 Untersuchung der Abhängigkeit der Bruchdehnung vom *Lode*-Winkel-Parameter anhand des GWS

Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Bruchkriterien bilden die Bruchdehnung bzw. die Akkumulation der Schädigung nur in Abhängigkeit der Spannungsmehrachsigkeit ab. Dabei ist anzumerken, dass sowohl das RTCL- als auch das BW-Kriterium ursprünglich für Platten und entsprechend den ebenen Spannungszustand entwickelt wurden [63]. Für diesen Fall lässt sich zeigen, dass sich Spannungsmehrachsigkeit und *Lode*-Winkel-Parameter eindeutig einander zuordnen lassen. Entsprechend reicht für die Definition des Spannungszustandes einer dieser Parameter aus. Im allgemeinen räumlichen Fall müssen  $\eta$  und  $\xi$  jedoch nicht eindeutig voneinander abhängen. Um den Einfluss des *Lode*-Winkel-Parameters auf die Bruchdehnung zu untersuchen, sollen im Folgenden die Versuche am GWS mit asymmetrischer Probengeometrie (siehe Kapitel 3.4.4) unter Variation des Lastwinkels mit numerischen Simulationen untersucht und die Ergebnisse mit den bisherigen Ergebnissen aus Zug- und Schubversuchen verglichen werden.

Alle Versuche an asymmetrischen Proben wurden für diese Untersuchungen ohne das Löschen von Elementen bei Erreichen von  $D = 1$  numerisch simuliert, aber die Schädigung dennoch berechnet. Dadurch war es möglich, den Ort, den Zeitschritt bzw. die Verschiebung und das Element bei Rissinitiation für das RTCL- und das BW-Kriterium sowie nach der FKM-Richtlinie anhand derselben Simulation zu ermitteln.

Abbildung 5-19 zeigt die Ergebnisse in Form der experimentell und numerisch bestimmten Kraft-Verschiebungskurven für die verschiedenen Lastwinkel im Vergleich. Dabei zeigt das linke Diagramm die Versuche, für die anhand der Experimente auf einen hohen Druckanteil geschlossen werden konnte (Lastwinkel von  $\leq 15^\circ$ ). In der Mitte befinden sich die Versuche, welchen hauptsächlich Schubbeanspruchung auf den Bruchflächen zugeordnet werden konnte (Lastwinkel  $30^\circ$  bis  $60^\circ$ ). Die Versuche, für die wesentliche Anteile von Zugbeanspruchung auf den Bruchflächen identifiziert wurde (Lastwinkel  $\geq 75^\circ$ ), zeigt das rechte Diagramm. Die zugehörigen numerischen Kraft-Verschiebungskurven sind bis zum Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung dargestellt. Das Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung ist zusätzlich auf der numerischen Kurve für eine bessere Visualisierung markiert. Zudem ist in Abbildung 5-19 der Punkt auf der Kurve eingezeichnet, bei dem jeweils nach dem BW-Kriterium Rissinitiierung (d.h.  $D = 1$ ) und das Löschen des ersten Elements auftreten würde.

Bei Versuchen mit hohem Druckanteil (Lastwinkel  $\leq 15^\circ$ , Abbildung 5-19 links) erfolgt die Rissinitiierung mit dem BW-Kriterium deutlich vor dem Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung, jedoch im Bereich der experimentell ermittelten Maximalkraft. Es gilt dabei zu beachten, dass die Rissinitiierung und der finale Bruch insbesondere bei einem hohen Druckanteil erheblich auseinander liegen können. Dies zeigt sich in den Experimenten daran, dass ab einem Lastwinkel von  $\leq 15^\circ$  der Abstand zwischen dem Erreichen der Maximalkraft und der Bruchverschiebung deutlich zunimmt, was auf den zunehmenden Druckanteil im kleinsten Querschnitt und damit auf eine erhöhte ertragbare Bruchdehnung zurückzuführen ist. Eine zusätzliche Simulation mit dem BW-Kriterium bei einem Lastwinkel von  $0^\circ$  mit Löschen von Elementen zeigte nach der Rissinitiierung ein Abfallen der Kraft über mehrere Millimeter Verschiebung hinweg durch ein kontinuierliches Risswachstum im Ligament, ähnlich zu der Simulation der Z1 im Schubversuch (vgl. Abbildung 5-17b und Abbildung 5-18). Dadurch bilden die Simulationen mit dem BW-Kriterium die experimentellen Ergebnisse hinsichtlich der Rissinitiierung und des Risspfads für Lastwinkel von  $\leq 15^\circ$  gut ab.

Bei größeren Lastwinkeln ist ein schneller Kraftabfall nach der Rissinitiierung, wie beim Schubversuch (siehe Abbildung 5-18) zu erwarten. Bei den schub-dominierten Versuchen mit geringem Zug- bzw. Druckanteil (Lastwinkel  $30^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $60^\circ$ , Abbildung 5-19 Mitte) findet die mit dem kalibrierten BW-Kriterium berechnete Rissinitiierung nahe an der experimentellen Bruchverschiebung statt, was die gute Abbildung des Bruchverhaltens in diesen Versuchen zeigt.

Im Gegensatz dazu wird mit dem BW-Kriterium die Rissinitiierung in Versuchen mit wesentlichem Zuganteil in der Beanspruchung (Lastwinkel von  $\geq 75^\circ$ ) bei zu hohen Verschiebungen berechnet (Abbildung 5-19 rechts). Der größte Abstand zur experimentellen Bruchverschiebung tritt bei einem Lastwinkel von  $75^\circ$  auf.

Die Zeitpunkte der Rissinitiierung nach dem RTCL-Kriterium und der FKM-Richtlinie sind in Abbildung A 10 im Anhang dargestellt und können wie folgt zusammengefasst werden. Das RTCL und das BW-Kriterium zeigen einen ähnlichen Zeitpunkt für die Rissinitiierung bei Versuchen mit einem Lastwinkel  $> 90^\circ$ . Bei Lastwinkeln von  $< 90^\circ$  und damit steigendem Schub-

bzw. Druckanteil sind die Initiierungsverschiebungen beim RTCL-Kriterium zunehmend größer im Vergleich zum BW-Kriterium und überschätzen die experimentell beobachtete Bruchverschiebung damit deutlich. Im Gegensatz dazu findet die Rissinitiation nach der FKM-Richtlinie für alle untersuchten Fälle deutlich vor der experimentell ermittelten Bruchverschiebung und vor der Rissinitiation nach BW-Kriterium statt. Damit kann hiermit die plastische Verformung der Proben zwar berücksichtigt werden, jedoch sind die Ergebnisse deutlich konservativ. Insbesondere bei steigendem Druckanteil steigt die Konservativität der Ergebnisse.

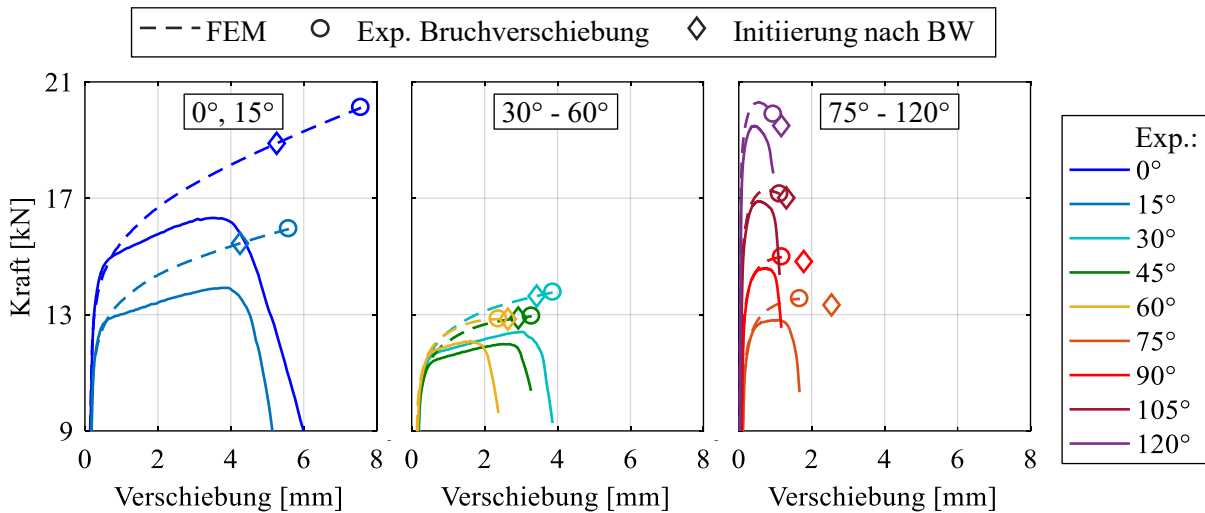


Abbildung 5-19: Vergleich der Verschiebung bei Rissinitiation nach dem BW-Kriterium in Versuchen an asymmetrischen Proben mit den experimentellen Ergebnissen, repräsentiert durch die Bruchverschiebung. Die experimentellen Kraft-Verschiebungskurven sind die gemittelten Ergebnisse.

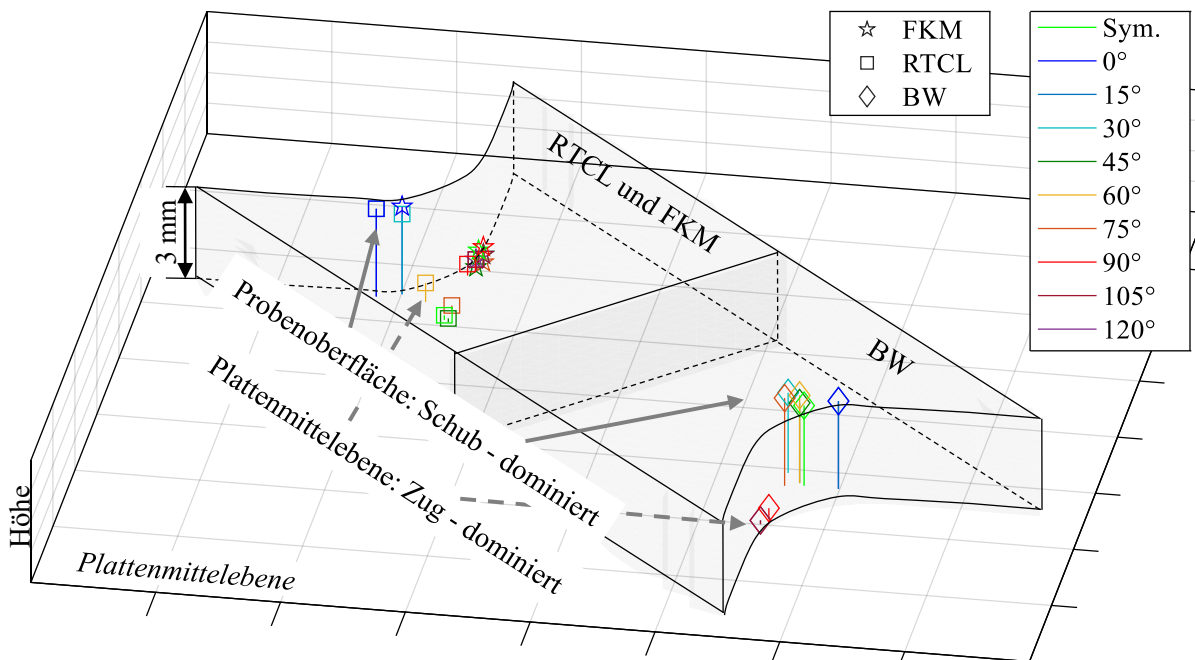


Abbildung 5-20: Orte der Rissinitiation in den FE-Modellen der asymmetrischen Schubproben berechnet mit verschiedenen Kriterien. Alle Orte wurden in der gleichen Probenhälfte bestimmt und für eine übersichtlichere Darstellung in unterschiedlichen Probenhälften eingetragen. Die Linien entsprechen der Höhe über der Plattenmittelebene.

Um das Rissinitiationsverhalten in den Proben besser bewerten zu können, sind in Abbildung 5-20 die Orte der Rissinitiation dargestellt. Hierbei fällt auf, dass mit allen Kriterien ein Übergang von der Rissinitiation an der Probenoberfläche zur Rissinitiation in der Plattenmittelebene erfolgt. Dieses Verhalten wurde auch von *Basaran* [69] anhand ähnlicher Versuche beobachtet. Je nach Kriterium erfolgt der Übergang in Versuchen mit Druckanteil (RTCL und FKM) oder mit Zuganteil (BW). Dies verdeutlicht, dass die berechneten Orte der Rissinitiation in den Simulationen für jeden Versuch vom jeweiligen Bruchkriterium abhängen. Ein Abgleich mit experimentellen Ergebnissen zur Verifikation der berechneten Orte war im Rahmen dieser Arbeit nicht leistbar, da dies umfangreiche in-situ-Untersuchungen mittels beispielsweise Computertomografie zu unterschiedlichen Stadien des Versuchs erfordert.

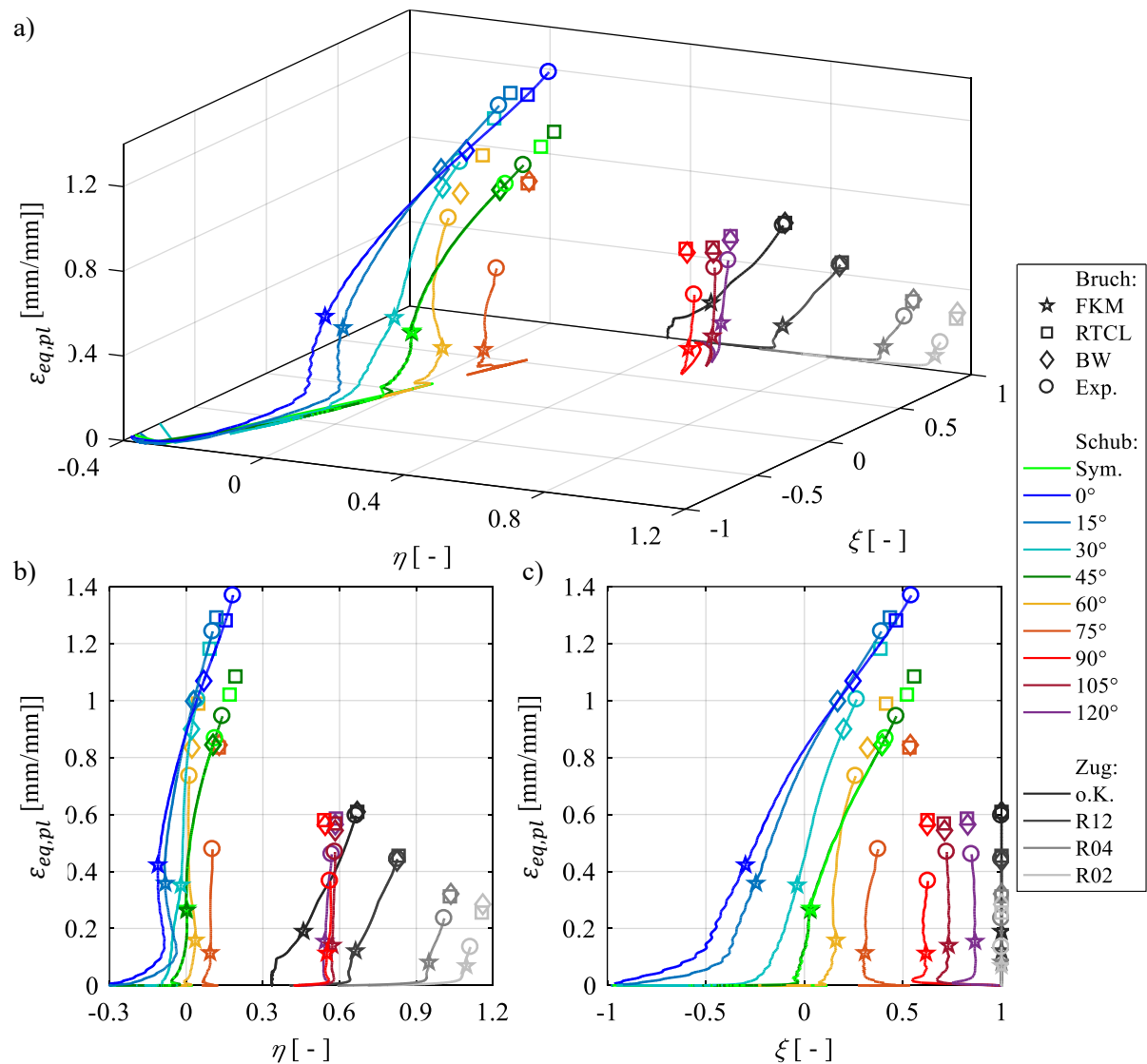


Abbildung 5-21: Entwicklung der plastischen Vergleichsdehnung in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit und des Lode-Winkel-Parameters

Da mit dem BW-Kriterium die beste Übereinstimmung der Kraft-Verschiebungskurven mit den Experimenten erzielt wurde, beschränkt sich die folgende Untersuchung des Spannungszustands auf das jeweilige Element und den entsprechenden Ort, bei welchem mit dem BW-Kriterium die Rissinitiation auftritt. Daher zeigt Abbildung 5-21a die  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\xi$ - $\eta$ -Entwicklung nur

für diese Elemente bis zum Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung. Zudem sind auch die  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\xi$ - $\eta$ -Entwicklungen für die Zugversuche und für den Schubversuch an der symmetrischen Probe dargestellt. Die Marker für die drei Bruchkriterien entsprechen dem Zeitpunkt in dieser Entwicklung, bei dem Rissinitiierung auftritt. Dabei ist jedoch zu beachten, dass diese für das RTCL- und FKM-Kriterium als Referenz eingetragen sind. Wie bereits erläutert, tritt bei diesen Bruchkriterien die Rissinitiierung unter Umständen an anderen Orten mit entsprechend anderen  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\xi$ - $\eta$ -Entwicklungen als beim BW-Kriterium auf.

Zunächst zeigt sich anhand der Verläufe in den asymmetrischen Proben auch der Übergang der Initiierung von der Probenoberfläche zur Plattenmittelebene durch den Beginn der Entwicklung entweder bei  $\eta < 1/3$  (Oberfläche) bzw.  $\eta > 1/3$  (Symmetrieebene). Zudem zeigt sich bei der Betrachtung der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Ebene (Abbildung 5-21b), dass der einachsige ungekerbte Zugversuch sowie die Schubversuche mit hohem Zuganteil ( $120^\circ$ ,  $105^\circ$ ,  $90^\circ$ ) im selben Bereich der Spannungsmehrachsigkeit liegen und nahezu identische mittlere Spannungsmehrachsigkeiten aufweisen. Entsprechend sind die plastischen Dehnungen bei der Rissinitiierung nach den drei Kriterien nahezu identisch für diese vier Versuche. Das steht jedoch im Widerspruch zu den experimentellen Ergebnissen, nach denen die Bruchdehnung bei allen Schubversuchen geringer als im Zugversuch ist und mit abnehmendem Winkel (d.h. abnehmendem Zuganteil in der Last) weiter abnimmt. Dies deutet auf die zusätzliche Abhängigkeit der Bruchdehnung vom *Lode*-Winkel-Parameter hin und wird deutlich bei der Betrachtung der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\xi$ -Ebene (Abbildung 5-21c). Alle einachsigen Zugversuche weisen durch die Rotationssymmetrie konstant einen Wert von  $\xi = 1$  auf. Im Gegensatz dazu nimmt  $\xi$  mit sinkendem Lastwinkel in den asymmetrischen Proben ab. Dieses Verhalten, dass die Bruchdehnung zu  $\xi = 0$  hin bei konstanter Spannungsmehrachsigkeit abnimmt, wird von mehreren Modellen und experimentellen Ergebnissen gestützt [66-71]. Da diese Abhängigkeit vom *Lode*-Winkel-Parameter von keinem der hier verwendeten Kriterien berücksichtigt wird, kommt es zu der Überschätzung der Bruchdehnung in Versuchen mit einem Lastwinkel von  $\geq 90^\circ$ . Der Lastwinkel von  $75^\circ$  scheint sich im Übergangsbereich zwischen zug- und schub-dominiertem Rissinitiierung zu befinden. Darauf deutet auch die Untersuchung der Bruchfläche im Experiment hin (vgl. Abbildung 3-16d), wodurch nicht eindeutig ist, ob der simulierte Rissinitiierungsort die Experimente korrekt abbildet.

Für die Versuche mit steigendem Schub- und Druckanteil findet die Rissinitiierung bei ähnlichen Spannungsmehrachsigkeiten von  $\eta \approx 0.1$  statt. Die Bruchdehnung nimmt hierbei mit sinkendem Winkel zu, da bei niedrigen Verschiebungen Druckspannungen eine Schädigungsakkumulation zunehmend verlangsamen (Abbildung 5-21b). Der Anstieg der Spannungsmehrachsigkeit in diesen Versuchen verdeutlicht, dass bei zunehmender Verschiebung eine Rotation der Probenquerschnitte erfolgt und damit Zugspannungen in den Querschnitt eingebracht werden. Zudem kann für die Versuche mit niedrigem Lastwinkel ( $\leq 30^\circ$ ) keine eindeutige Abhängigkeit vom *Lode*-Winkel-Parameter festgestellt werden, da dieser im Verlauf des Versuchs stark steigt (Abbildung 5-21c).

### 5.2.4 Untersuchung der Abhängigkeit der Fließkurve von der hydrostatischen Spannung anhand des GWS

Es ist bekannt, dass das Fließverhalten von Metallen im Zug- bzw. im Stauchversuch unterschiedlich sein kann. Dies wird von verschiedenen Autoren entweder auf eine Abhängigkeit der Fließkurve von der hydrostatischen Spannung  $\sigma_m$  oder allgemeiner vom Spannungszustand, repräsentiert durch den *Lode*-Winkelparameter  $\xi$  und der Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$ , zurückgeführt.

Zur Modellierung kommen häufig Ansätze zum Einsatz, welche zunächst nicht für Metalle, sondern für z.B. Gestein oder Boden entwickelt wurden, wie das Modell von *Drucker* und *Prager* [118]. Das Modell beruht auf der Beobachtung, dass Böden bei zunehmendem Druck größere Spannungen vor dem Beginn des Fließens ertragen können. Durch eine Erweiterung der *von-Mises*-Fließbedingung berücksichtigt das Modell eine lineare Abhängigkeit der Fließspannung von der hydrostatischen Spannung (Abbildung 5-22a). Sofern auch eine Abhängigkeit von  $\xi$  berücksichtigt werden muss, kann das Modell von *Mohr* und *Coulomb* [119] zum Einsatz kommen. Bei diesem bildet die Fließgrenze ein regelmäßiges Sechseck um die  $\sigma_m$ -Achse im Hauptspannungsraum, welches von der kreisförmigen ( $\xi$ -unabhängigen) Fließgrenze des *Drucker-Prager*-Modells umschlossen wird. Abbildung 5-22b zeigt die entsprechenden Formen schematisch sowie die Änderung der Fließgrenze bei variabler hydrostatischer Spannung. Die Form um die  $\sigma_m$ -Achse bleibt jeweils erhalten. Für den Sonderfall der  $\xi$ -Unabhängigkeit ergibt sich aus der Fließgrenze nach *Drucker-Prager* jene nach *von Mises* und aus der Fließgrenze nach *Mohr-Coulomb* jene nach *Tresca*.

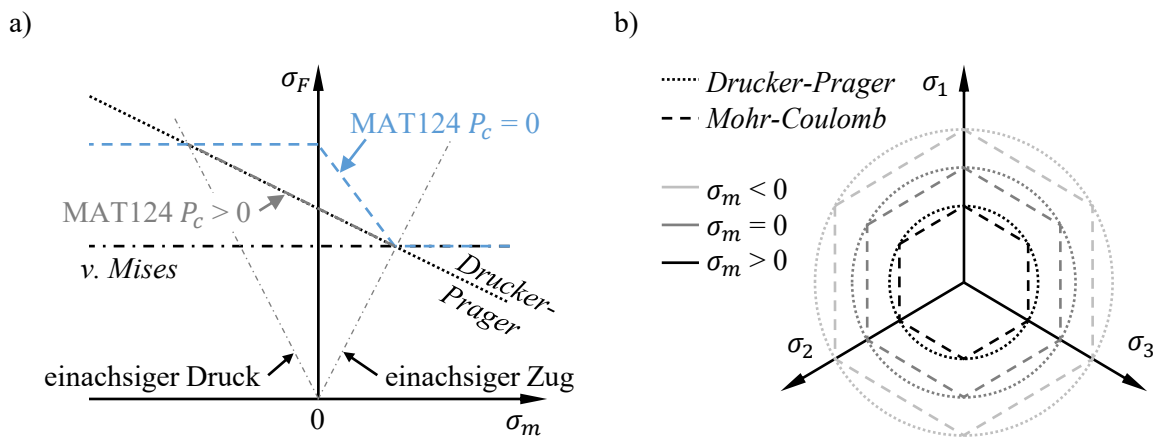


Abbildung 5-22: Schematische Darstellung der Abhängigkeit der Fließspannung von  $\sigma_m$   
a) nach von Mises, Drucker-Prager und MAT124 in LS-DYNA  
b) nach Mohr-Coulomb und Drucker-Prager im Hauptspannungsraum

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Fließkurven anhand von Zug- und Stauchversuchen bestimmt (Abbildung 5-23a). Für den GWS liegt die Fließkurve aus dem Stauchversuch im Bereich von  $0.015 < \varepsilon_{eq,pl} < 0.085$  oberhalb der Kurve aus dem Zugversuch. Dies ist in Übereinstimmung mit den Untersuchungen von *Holmen* et al. [108]. Es wurden Fließkurven anhand von Zug- und Stauchversuchen an gekerbten Rundzugproben bestehend aus verschiedenen Aluminiumlegierungen und Wärmebehandlungszuständen durchgeführt. Die Legierung 6082.25 T6 der Studie

weist eine ähnliche chemische Zusammensetzung wie die Legierung in dieser Arbeit auf und zeigt bis  $\varepsilon_1 \approx 0.10$  das gleiche Verhalten, wie die hier vorliegende Legierung. Beide Kurven schneiden sich bei ca. 10 % Dehnung, wobei die Kurve des Druckversuchs höher liegt. Höhere Dehnungen wurden von *Holmen* et al. nicht untersucht. Abbildung 5-23a zeigt bei höheren Dehnungen, dass dann im Druckversuch die Fließspannung geringer als im Zugversuch sein kann. Bei  $\varepsilon_{eq,pl} = 0.5$  liegt die Fließspannung im Zugversuch 6.6 % oberhalb der Fließspannung im Stauchversuch. Auch das Material der SZ weist bei plastischen Dehnungen  $< 60$  % eine höhere Fließspannung im Stauchversuch auf, jedoch liegen die beiden Kurven insgesamt dichter beieinander als beim GWS und beruhen bei hohen Dehnungen auf Extrapolationen.

Durch die unterschiedlichen Methoden zum Einstellen des Wärmebehandlungszustands und der Ermittlung der Fließkurven anhand sehr unterschiedlicher Probengeometrien ist der Effekt der hydrostatischen Spannung in der WEZ mit den vorliegenden Untersuchungen nur bedingt zu untersuchen. Zum Vergleich der Methoden sind dennoch die Fließkurve der Z1 (Zugversuch) und der Probe nach schweißprozessähnlicher Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 425$  °C (Stauchversuch) dargestellt. Die beiden Kurven zeigen zum einen ein umgekehrtes Verhalten wie der GWS und zum anderen größere relative Unterschiede. Im Vergleich dazu zeigten sich bei den Untersuchungen von *Holmen* et al. bei einer weichgeglühten 6082.25 O Legierung vernachlässigbare Unterschiede bis  $\varepsilon_1 = 0.1$  zwischen Zug- und Druckversuch. Dies deutet darauf hin, dass der Unterschied zwischen Zug und Druck der in dieser Arbeit vorliegenden Kurven (Abbildung 5-23a) hauptsächlich auf die unterschiedlichen Methodiken zur Herstellung des Wärmebehandlungszustands und zur Bestimmung der Fließkurve zurückzuführen ist.

Insgesamt zeigt der Vergleich zwischen Zug- und Druckversuch, dass die hydrostatische Spannung einen Einfluss auf die Fließspannung des GWS ausübt. Dieser ist jedoch bei steigender plastischer Dehnung nicht konstant und lässt sich daher nicht mit einer eindeutigen Abhängigkeit von  $\sigma_m$  modellieren, wie es nach *Drucker-Prager* oder *Mohr-Coulomb* vorgesehen ist. Stattdessen kann für numerische Simulationen in LS-DYNA das Materialmodell Nummer 124 (MAT124) verwendet werden. Bei diesem werden einer bestimmten negativen hydrostatischen Spannung (Parameter  $P_C$ , immer positiv) eine Fließkurve eines Stauchversuches und einer positiven hydrostatischen Spannung (Parameter  $P_T$ ) eine Fließkurve eines Zugversuchs zugeordnet. Für  $\sigma_m \geq P_T$  und  $\sigma_m \leq -P_C$  werden jeweils konstant die Fließkurven des Zugversuchs bzw. Stauchversuchs verwendet. Wenn  $-P_C < \sigma_m < P_T$  gilt, erfolgt eine Interpolation zwischen den Kurven. Zur Veranschaulichung ist in Abbildung 5-22a schematisch die Abhängigkeit der Fließspannung von  $\sigma_m$  für  $P_C = 0$  und  $P_C > 0$  dargestellt.

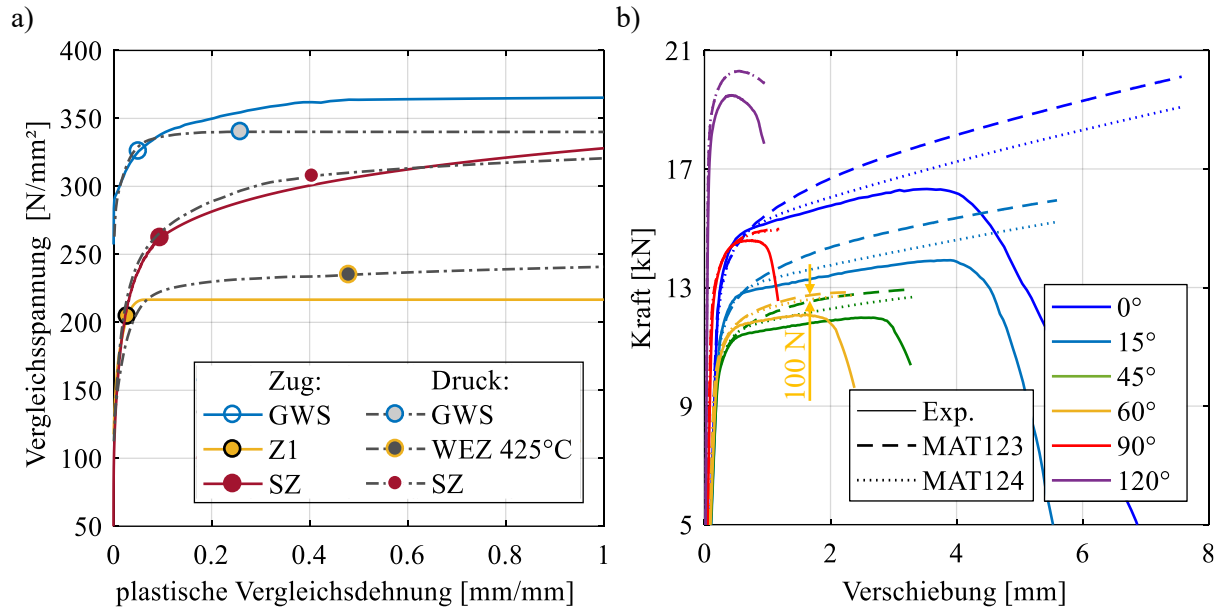


Abbildung 5-23: a) Vergleich der Fließkurven, welche anhand von Zug- und Stauchversuchen bestimmt wurden. Die Marker stellen beim Stauchversuch den Beginn der Extrapolation und beim Zugversuch den letzten analytisch aus experimentellen Daten berechneten Punkt dar.

b) Vergleich der experimentellen Kraft-Verschiebungskurven von Schubversuchen an asymmetrischen Proben bei ausgewählten Lastwinkeln mit numerisch berechneten Kraft-Verschiebungskurven bei unterschiedlichen Materialmodellen (ohne Bruchkriterien). Die Fließkurve des Materialtyps MAT124 weist eine Abhängigkeit von der hydrostatischen Spannung auf, während beim Typ MAT123 konstant die Fließkurve aus dem Zugversuch verwendet wurde.

Für Simulationen am GWS mit dem Materialtyp MAT124 wurde  $P_c = 0$  gewählt. Der Parameter  $P_T$  ergibt sich vereinfacht aus der hydrostatischen Spannung im einachsigen Zugversuch bei Erreichen von  $R_{p0.2} \approx 300 \text{ N/mm}^2$ :

$$P_T = \sigma_m = \frac{\sigma_1}{3} = \frac{R_{p0.2}}{3} = 100 \text{ N/mm}^2. \quad (5-1)$$

Wie Abbildung 5-24 zeigt, eignen sich die Versuche an asymmetrische Proben zum Vergleich der Materialmodelle, da der Lastwinkel einen deutlichen Einfluss auf die überwiegend vorliegende hydrostatische Spannung hat. Die hydrostatische Spannung nimmt mit einem sinkendem Lastwinkel ab. Abbildung 5-23b zeigt die Kraft-Verschiebungskurven von Versuchen bei ausgewählten Lastwinkeln sowie einen Vergleich der entsprechenden numerischen Simulationen mit den Materialmodellen MAT123 und MAT124. Die Simulationsergebnisse mit MAT123 sind aus Kapitel 5.2.3 entnommen und sind das Resultat von Simulationen mit der Fließkurve aus Zugversuchen ohne die Abhängigkeit von  $\sigma_m$ . Entsprechend liegen die Kurven von MAT123 und MAT124 für große Lastwinkel übereinander, da diese Versuche zugdominiert sind (Abbildung 5-24 links). In den Simulationen mit einem Lastwinkel von  $\leq 60^\circ$  treten bei Verschiebungen von mehr als 0.7 mm hydrostatische Spannungen von  $\sigma_m < 100 \text{ N/mm}^2$  (Abbildung 5-24 Mitte) sowie eine verringerte Kraft beim Material MAT124 gegenüber den Simulationen mit MAT123 auf. Damit bildet das Modell MAT124 die experimentellen Ergebnisse

besser ab. Insbesondere bei den Versuchen mit einem Lastwinkel  $< 45^\circ$  erzielt das  $\sigma_m$ -abhängige Materialmodell MAT124 bessere Ergebnisse als das  $\sigma_m$ -unabhängige Modell MAT123, da dort nahezu im gesamten Nennquerschnitt  $\sigma_m < 0 \text{ N/mm}^2$  vorliegt (Abbildung 5-24 rechts).

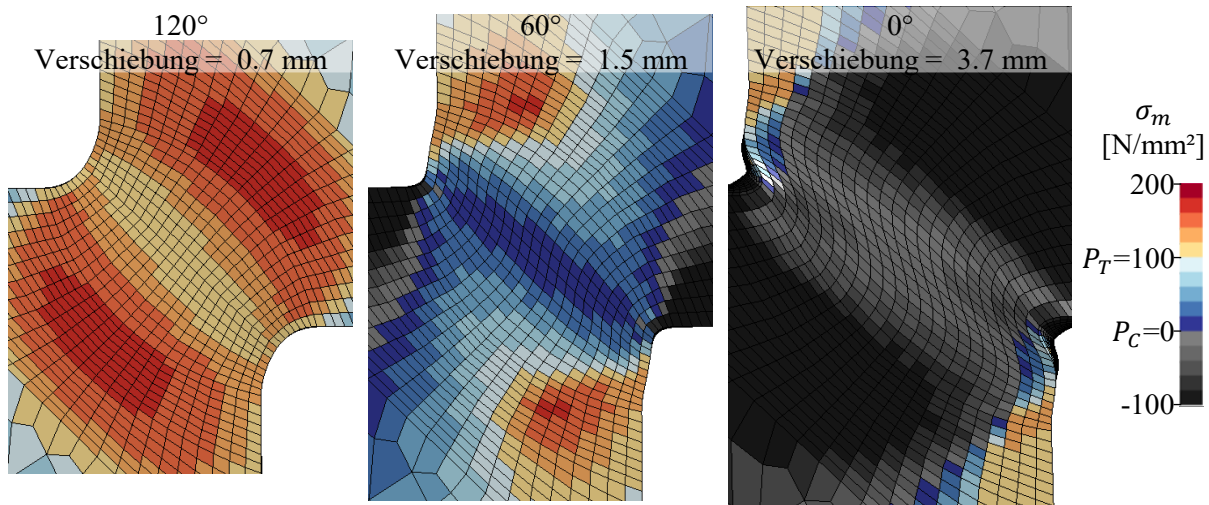


Abbildung 5-24: Hydrostatische Spannungen auf der Probenoberfläche asymmetrischer Schubproben des GWS bei unterschiedlichen Lastwinkeln

### 5.2.5 Kalibrierung des Schubparameters des BW-Kriteriums – KWH-Modell

Auch für das KWH-Modell muss der zweite Parameter  $\varepsilon_{f,s}$  des BW-Kriteriums anhand von Schubversuchen bestimmt werden. Dazu wurden analog zum 4-Zonen-Modell numerische Simulationen mit symmetrischen Proben (FE-Modell in Abbildung 5-14) durchgeführt und der Parameter iterativ angepasst, bis die simulierte Bruchverschiebung mit der experimentellen Bruchverschiebung übereinstimmt. Da sich die Fließkurven des GWS und der SZ zu den Kurven des 4-Zonen-Modells unterscheiden, ergeben sich für beide Fälle zu einem anderen Kraft-Verschiebungskurven und zum anderen auch andere  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Entwicklungen. Daher wurde für diese Bereiche  $\varepsilon_{f,s}$  neu bestimmt.

Für die WEZ ist die Ortsabhängigkeit der Parameter zu berücksichtigen. In den Simulationen der Zugversuche trat die Dehnungslokalisierung und infolgedessen die Rissinitiierung in einem Abstand von 8 mm zur Schweißnahtmitte auf. Daher ist der Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  für den gleichen Abstand ermittelt worden (siehe Kapitel 5.1.4). Für die iterative Anpassung des Parameters  $\varepsilon_{f,s}$  wurde dieser daher ebenfalls in 8 mm Entfernung zur Schweißnahtmitte variiert. Der ortsabhängige Verlauf von  $\varepsilon_{f,s}$  ergibt sich für jede Variation durch die jeweils neu durchzuführende indirekte Interpolation (Kapitel 4.3.2) neu. Die aus diesem Vorgehen resultierenden Parameter zeigt Tabelle 5-3.

Tabelle 5-3: Kalibrierte Werte für  $\varepsilon_{f,s}$  des BW-Kriteriums für das KWH-Modell. Der Wert für die WEZ gilt für eine Entfernung von 8 mm zur Mitte einer Stumpfnah.

GWS	WEZ	SZ
1.03	1.20	0.11

Abbildung 5-25 zeigt die resultierenden Kraft-Verschiebungskurven der Simulationen mit dem KWH-Modell und BW-Kriterium im Vergleich zum 4-Zonen-Modell und zu den experimentellen Ergebnissen. Die Kurven des GWS und der SZ verlaufen bis zum Erreichen der experimentellen Maximalkraft in sehr guter Übereinstimmung mit den experimentell gemittelten Kurven. Die Ergebnisse in der WEZ zeigen ein ähnliches Verhalten, wobei die Simulation mit dem KWH-Modell zwar außerhalb des experimentellen Streubandes verläuft, die Abweichungen aber bis zum im Experiment einsetzenden Kraftabfall zu vernachlässigen sind. Der Kraftabfall nach Erreichen der Maximalkraft im GWS konnte auch mit dem KWH-Modell nicht abgebildet werden, während der Kraftabfall in der Kurve der WEZ mit dem KWH-Modell steiler verläuft als mit dem 4-Zonen-Modell. Der Kraftabfall in der Kurve der SZ ist in beiden Modellen ähnlich.

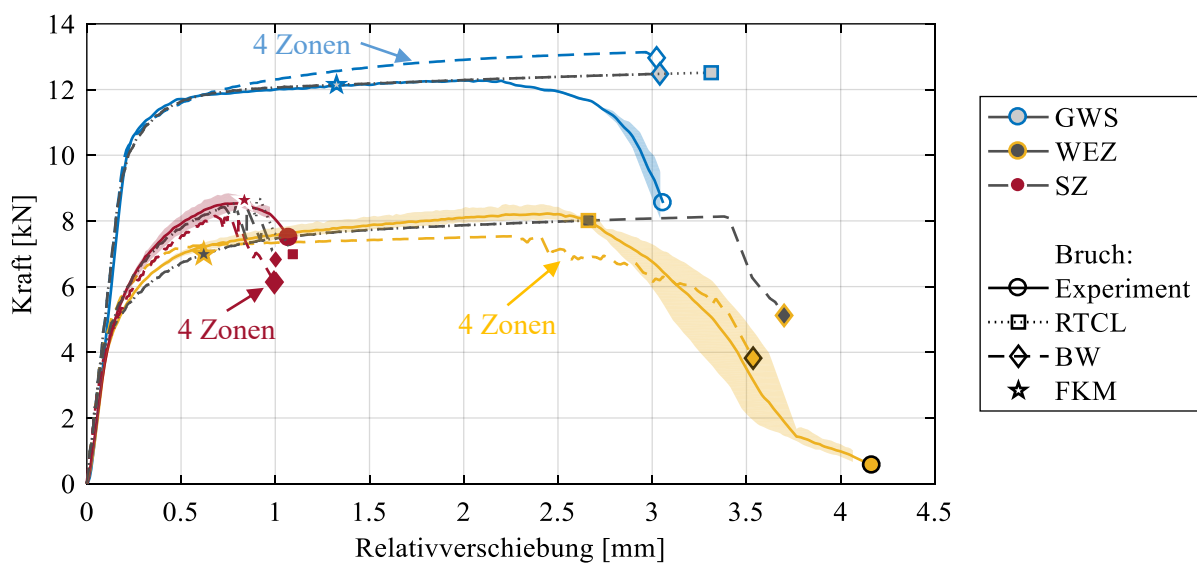


Abbildung 5-25: Simulation von Schubversuchen mit dem KWH-Modell mit RTCL und BW-Kriterium im Vergleich zu dem 4-Zonen-Modell (BW-Kriterium) und den Experimenten, sowie Versagen nach der FKM-Richtlinie. Dargestellt ist die experimentell gemittelte Kurve mit Streuband. Die Marker repräsentieren das jeweilige Erreichen der Bruchverschiebung.

Damit wird deutlich, dass mit dem KWH-Modell das globale Verhalten vor Beginn der Rissinitiierung besser abgebildet wird als mit dem 4-Zonen-Modell. Für den GWS und die SZ ist dies auf die Abhängigkeit der Fließkurven von der hydrostatischen Spannung zurückzuführen, wodurch die Fließkurven des KWH-Modells (aus Stauchversuchen) besser zur Simulation von Schubversuchen geeignet sind als die Fließkurven des 4-Zonen-Modells (aus Zugversuchen). Für die WEZ ist eine entsprechende Aussage aufgrund der Inhomogenität nicht eindeutig möglich.

Das Versagensverhalten (d.h. Ort der Rissinitiierung und Risspfad) aller Materialbereiche ist für das RTCL-Kriterium und nach der FKM-Richtlinie sehr ähnlich zu den Versuchen aus Kapitel 5.2.2. Für die SZ und den GWS gilt das auch für das BW-Kriterium, wobei jedoch etwas höhere Dehnungen beim Erreichen der Bruchverschiebung auftreten und damit auch der jeweilige kalibrierte Parameter  $\varepsilon_{f,s}$  höher ist als im 4-Zonen-Modell.

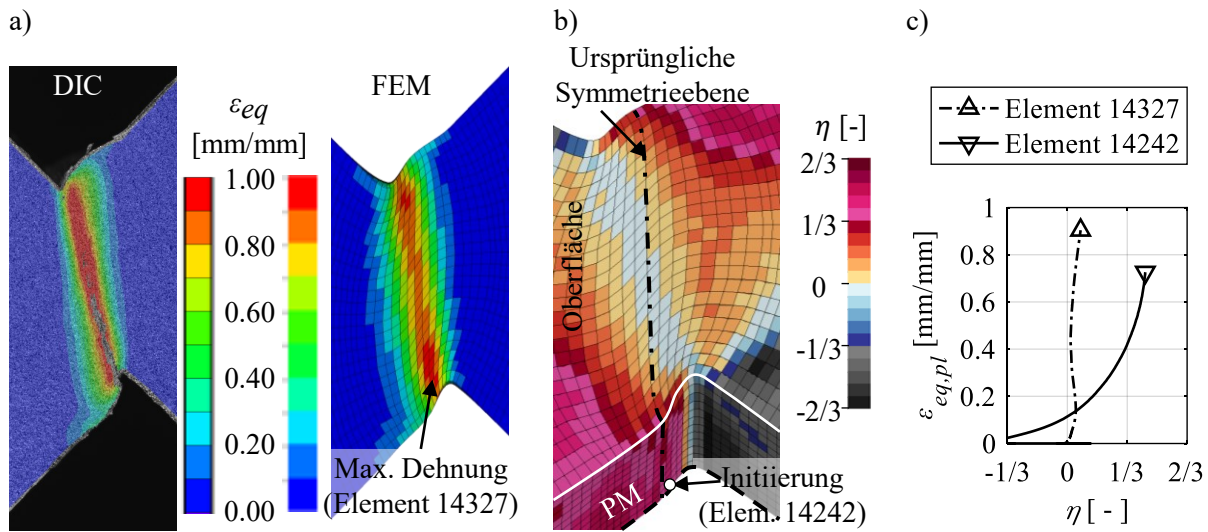


Abbildung 5-26: Vergleichsdehnung und Spannungsmehrrachsigkeit im Schubversuch mit KWH-Modell und BW-Kriterium in der WEZ

- a) Vergleich der Verteilung von  $\epsilon_{eq}$  bei 3.25 mm Relativverschiebung bestimmt mittels DIC (links, aus [103]) und in der FE-Simulation (rechts)
- b)  $\eta$ -Verteilung bei 3.25 mm Relativverschiebung, d.h. vor Rissinitiiierung (3D-Darstellung, PM: Plattenmittelebene)
- c)  $\epsilon_{eq,pl}$ - $\eta$ -Entwicklung für die Elemente mit höchster Dehnung (14327) und am Ort der Rissinitiiierung (14242). Die Orte sind in a) und b) verzeichnet

In der WEZ liefert die Kalibrierung mit  $\epsilon_{f,s} = 1.20$  für das KWH-Modell einen deutlich geringeren Wert als für das 4-Zonen-Modell ( $\epsilon_{f,s} = 2.20$ ). Wie Abbildung 5-26a zeigt, bildet auch das KWH-Modell die lokalen Dehnungen, die im Experiment gemessen werden, gut ab. Jedoch sind die Dehnungsmaxima bei der gezeigten Relativverschiebung von 3.25 mm in der Simulation etwas geringer als im Experiment und im 4-Zonen-Modell (Abbildung 5-17). Zudem ist bei dieser Verschiebung im KWH-Modell im Gegensatz zum 4-Zonen-Modell noch keine Rissinitiiierung zu beobachten, was die geringeren Dehnungen als in dem 4-Zonen-Modell erklärt. Abbildung 5-26b zeigt, dass der Rissinitiiierungsort hingegen ähnlich zu den Simulationen mit dem 4-Zonen-Modell in der Nähe des ursprünglichen Kerbgrunds bei  $\eta > 1/3$  in der Plattenmittelebene liegt. Entsprechend ist die Rissinitiiierung bei höherer Verschiebung maßgeblich durch den im KWH-Modell höheren Parameter  $\epsilon_{f,ut}$  bedingt. Diese zug-dominierte Rissinitiiierung zeigt sich im KWH-Modell trotz der höheren Bruchdehnung  $\epsilon_{f,ut}$  bei gleichzeitig niedrigerer Bruchdehnung  $\epsilon_{f,s}$  als im 4-Zonen-Modell. Außerdem treten deutlich höhere Dehnungen als am Initiierungsort bei einer nahezu konstanten Spannungsmehrrachsigkeit von  $\eta \approx 0$  auf (Abbildung 5-26c). Entsprechend wäre am Ort der höchsten Dehnungen eine höhere Schädigungsakkumulation zu erwarten, welche sich aber in den Simulationen nicht zeigt.

### 5.3 Diskussion und Zwischenfazit

Als Ergebnis der Parameteridentifikation liegen für das 4-Zonen-Modell und für das KWH-Modell sowohl Fließkurven als auch Schädigungsparameter vor. Hierbei wurden die Fließkurven mittels unterschiedlicher Versuche (Stauch- bzw. Zugversuche) bestimmt. Für den GWS weist der Vergleich zwischen den Kurven auf eine Abhängigkeit der Fließkurve von der hydrostatischen Spannung hin. Das Verhalten dieser Legierung ist dabei bei geringen Dehnungen vergleichbar zu Ergebnissen aus der Literatur [108]. Um die Unterschiede zwischen den Kurven bei hohen plastischen Dehnungen zu bewerten, wurden Rechnungen mit einem  $\sigma_m$ -abhängigen und -unabhängigen Materialmodell bei Versuchen an asymmetrischen Proben unter verschiedenen Lastwinkeln verglichen. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass die Fließspannung bei hohen Dehnungen bei sinkender hydrostatischer Spannung abnimmt, da mit dem  $\sigma_m$ -abhängigen Modell Schubversuche mit steigendem Druck-Anteil besser abgebildet werden konnten. Aufgrund der geringen Unterschiede zwischen den Fließkurven in der SZ und der unklaren Verhältnisse in der WEZ wird jedoch im Folgenden weiterhin das  $\sigma_m$ -unabhängige Materialmodell für alle Simulationen verwendet. Zudem stehen für das KWH-Modell keine Zugproben zur Verfügung, an welchen die gleichen schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen wie an den Stauchversuchen eingestellt werden konnten. Dadurch ist für die verschiedenen Wärmebehandlungszustände der WEZ die Modellierung der  $\sigma_m$ -Abhängigkeit analog zum GWS nicht möglich.

Mittels Zugversuche wurden die Parameter nach der FKM-Richtlinie für drei Materialbereiche (GWS, SZ, WEZ) bestimmt und der jeweilige Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  des RTCL- und des BW-Kriteriums ermittelt. Die Kalibrierung des Parameters  $\varepsilon_{f,s}$  erfolgte an Schubversuchen. Die Parameter sind zusammenfassend in Tabelle 5-4 und Tabelle 5-5 dargestellt. Anhand von allen Simulationsergebnissen wird deutlich, dass nach der FKM-Richtlinie das Versagen in Form vom ersten Überschreiten der Grenzkurve in fast allen Fällen nach einsetzender plastischer Deformation, aber vor Erreichen der experimentellen Bruchverschiebung auftritt. Ziel der FKM-Grenzkurve ist es, konservative Ergebnisse zu erhalten und dennoch erhebliche plastische Deformationen in der Auslegung zuzulassen. Dieses Ziel wird für den homogenen, duktilen Grundwerkstoff und auch in der WEZ in allen Versuchen erreicht. Für die SZ ist jedoch insbesondere bei kleinen Kerbradien im Zugversuch ein nicht-konservatives Ergebnis das Resultat.

Für den GWS und die SZ liefern die beiden untersuchten Materialmodelle mit den beiden Schädigungskriterien nahezu identische Ergebnisse in Zugversuchen. Entsprechend sind für diese Versuche alle untersuchten Modelle gleichermaßen geeignet. In der WEZ zeigt sich jedoch die Abhängigkeit der Schädigungsparameter vom gewählten Materialmodell. Durch die feinere Auflösung der Fließkurven mit dem KWH-Modell lassen sich die lokalen Dehnungen, welche in Zugversuchen quer zur Naht auftreten, deutlich besser abbilden als mit dem 4-Zonen-Modell. Entsprechend sind die Parameter  $\varepsilon_{f,ut}$  für das KWH-Modell sowohl für das RTCL- als auch BW-Kriterium ca. 60 % höher als im 4-Zonen-Modell und repräsentieren die Fähigkeit der WEZ, sich plastisch zu verformen, besser. Dennoch ist die Bruchdehnung im einachsigen Zugversuch  $\varepsilon_{f,ut}$  für die WEZ geringer als für den GWS. Dies weist darauf hin, dass die Modellbildung noch weiter verbessert werden muss, da in der WEZ im Härteminimum ein nahezu

weichgeglühter Zustand vorliegt und entsprechend eine höhere Duktilität, als im GWS zu erwarten ist. Ähnlich zu der Untersuchung der Abhängigkeit der Fließkurven in der WEZ von der hydrostatischen Spannung können solche Fragen zum Beispiel mit Hilfe von Zugversuchen an Proben mit schweißprozessähnlicher Wärmebehandlung beantwortet werden.

Tabelle 5-4: Parameter der RTCL- und BW-Kriterien sowie die Parameter der Grenzfunktion nach der FKM-Richtlinie für das 4-Zonen-Modell. Alle Dehnungen sind in mm/mm angegeben,  $\eta_{ref,2}$  und  $\beta$  sind einheitenlos.

	RTCL	BW			FKM			
	$\varepsilon_{f,ut}$	$\varepsilon_{f,ut}$	$\varepsilon_{f,s}$	$\varepsilon_{min}$	$\varepsilon_{ref,1}$	$\varepsilon_{ref,2}$	$\eta_{ref,2}$	$\beta$
GWS	0.81	0.94	0.83	0.05	0.581	0.180	0.460	3.053
Z2	0.58	0.67	1.52	0.05	0.427	0.141	0.427	3.317
Z1	0.34	0.40	2.20	0.05	0.293	0.102	0.398	3.858
SZ	0.10	0.10	0.10	0.05	0.096	0.090	0.336	0.423

Tabelle 5-5: Parameter der RTCL- und BW-Kriterien für das KWH-Modell. Alle Dehnungen sind in mm/mm angegeben. Vom 4-Zonen-Modell übernommen Werte sind kursiv dargestellt.

	RTCL	BW	
	$\varepsilon_{f,ut}$	$\varepsilon_{f,ut}$	$\varepsilon_{f,s}$
GWS	0.81	0.94	1.03
WEZ 8 mm Abstand zur SZ-Mitte	0.54	0.65	1.20
SZ	0.10	0.10	0.11

Bei der Kalibrierung des Parameters  $\varepsilon_{f,s}$  des BW-Kriteriums anhand von Schubversuchen wird ebenfalls die Abhängigkeit der Kalibrierung vom Materialmodell deutlich. Im 4-Zonen-Modell findet die Rissinitiiierung bei beiden Kriterien bei zu niedrigen Relativverschiebungen statt, da  $\varepsilon_{f,ut}$  jeweils anhand der Zugversuche bestimmt wurde, in denen durch die grobe Aufteilung der WEZ in vier Zonen eine Unterschätzung der lokalen Dehnungen auftrat. Als Folge muss der Parameter  $\varepsilon_{f,s}$  mit einem hohen Wert kalibriert werden, um den Widerstand gegen Versagen unter Schubbelastung im Ligament so weit zu erhöhen, dass die experimentell ermittelte Bruchverschiebung erreicht werden kann. Im Gegensatz dazu erfolgt die Rissinitiiierung nach dem KWH-Modell in der WEZ deutlich später und der Parameter  $\varepsilon_{f,s}$  ist mit  $\varepsilon_{f,s} = 1.20$  im KWH-Modell deutlich geringer als im 4-Zonen-Modell mit  $\varepsilon_{f,s} = 2.20$ .

Die Bewertung dieser Parameter ist durch die zugdominierte Rissinitiiierung in den Simulationen im Kerbgrund erschwert. Zudem kann anhand der experimentellen Beobachtungen keine klare Aussage über das Initiierungsverhalten getroffen werden. Die in der WEZ auftretende einseitige Einschnürung (Abbildung 5-26a) im Kerbgrund kann auf eine Rissinitiiierung dort hindeuten. Diese tritt in der Form hingegen am GWS nicht auf und sowohl im GWS als auch

in der WEZ ist ein Kraftabfall ohne erkennbare Querschnittsreduktion zu beobachten. Zudem zeigen die Simulationen, dass die höchsten Dehnungen in der Probe bei  $\eta \approx 0$  und nicht im Kerbgrund auftreten. Daher könnte der experimentell beobachtete Kraftabfall auf schub-induzierte Mikrorisse zurückzuführen sein. Diese können den Probenquerschnitt vor dem globalen Versagen bereits schwächen, ohne dass sie mittels der verwendeten Messtechnik auflösbar und durch das Löschen von Elementen abbildbar sind. Um den Effekt solcher Mikrorisse zu berücksichtigen, könnte die Schädigung mit der Fließkurve gekoppelt werden und diese ab einer kritischen Schädigung entfestigen. Dies wurde in dieser Arbeit jedoch nicht berücksichtigt. Dennoch zeigen die Ergebnisse beider Modelle in der WEZ einen Kraftabfall ähnlich dem experimentell beobachteten. Dadurch kann insbesondere in der WEZ auf eine Kombination aus schädigungsinduzierter Entfestigung und Kraftreduktion durch Rissinitiierung im Kerbgrund bei sehr hohen Dehnungen geschlossen werden. Insgesamt zeigen sowohl die gemessenen als auch simulierten Dehnungen in der WEZ deren hohe Duktilität unter Schubbelastung.

Im Gegensatz dazu weist die SZ nicht nur in Zug-, sondern auch in Schubversuchen eine sehr geringe Duktilität auf, was sich in den Parametern beider Schädigungsmodelle zeigt. Zudem wird anhand der Simulationen mit unterschiedlich hohen  $\varepsilon_{f,s}$  deutlich, dass der Risspfad in den Schubproben abhängig von der Duktilität unter Schubbelastung ist. Bei einer geringeren Bruchdehnung unter Schub als unter Zug, wie es in der Literatur von verschiedenen Autoren für Aluminiumlegierungen beobachtet wird, initiiert das Versagen bei  $\eta \approx 0$ . Dies verdeutlicht, dass der Versuchsaufbau für diesen Fall sehr gut geeignet ist. Bei höherer plastischer Verformbarkeit unter Schubbelastung findet eine zug-dominierte Rissinitiierung statt, das Bruchbild ändert sich und die Duktilität unter Schubbelastung steuert maßgeblich das Risswachstum im Ligament. Für den letzten Fall, der den vorliegenden experimentellen Ergebnissen entspricht, sind iterative numerische Simulationen notwendig, um den Schädigungsparameter des BW-Kriteriums zu kalibrieren.

Weiterhin ermöglichte die verwendete Schubvorrichtung in Kombination mit asymmetrischen Schubproben eine Untersuchung der Abhängigkeit der Schädigung vom *Lode*-Winkel-Parameter für den GWS. Im Vergleich der  $\varepsilon_{eq,pl}$ - $\xi$ - $\eta$ -Entwicklungen vom ungekerbten Zugversuch und Schubversuchen mit unterschiedlichen Zug-Anteilen wird deutlich, dass die Bruchdehnung mit abnehmendem  $\xi$  bei konstantem  $\eta$  ebenfalls abnimmt. Bei der Betrachtung aller Versuche und vor Allem mit  $\eta > 1/3$  zeigt sich eine eindeutige Abhängigkeit der Schädigung von der Spannungsmehrachsigkeit. Daher konnte die Schädigung und die Rissinitiierung mit dem  $\xi$ -unabhängigen BW-Kriterium für die meisten Spannungszustände mit guter Genauigkeit abgebildet werden. Um eine detaillierte Aussage über den Einfluss des *Lode*-Winkel-Parameters bei  $\eta < 1/3$  zu treffen, sind weitere Versuche mit veränderter Probengeometrie nötig. Untersuchungen in der Literatur an doppelt gekerbten Butterfly-Proben weisen darauf hin, dass mit diesen am Rissinitiierungsort der Spannungszustand über den Versuchsverlauf besser konstant gehalten werden kann.

Die Untersuchungen in diesem Kapitel zeigen, dass sowohl das Fließverhalten als auch das Schädigungsverhalten von Aluminiumlegierungen von einer Vielzahl von Faktoren abhängen kann. Daher ist es insbesondere für die WEZ wichtig, diese möglichst fein aufgelöst abzubilden,

um den Einfluss der Modellbildung auf das Simulationsergebnis im Vergleich zu den Experimenten zu reduzieren. Mit dem neu entwickelten KWH-Modell verbessert sich daher die lokale Auflösung der Dehnungen im Vergleich zum 4-Zonen-Modell deutlich. Mit dem BW-Kriterium steht zudem für beide Materialmodelle ein Schädigungsmodell zur Verfügung, mit welchem in einem großen Spektrum von Spannungszuständen das Bruchverhalten aller Materialbereiche mit guter Genauigkeit abgebildet werden kann. Das RTCL-Kriterium bildet das Versagensverhalten mit variierender Genauigkeit ab. Unter Berücksichtigung des Umstandes, dass nur ein Zugversuch zur Kalibrierung verwendet wurde, sind die Ergebnisse jedoch insbesondere bei Anwendung des KWH-Modells gut.

## 6 Validierung der Modelle anhand von Axialdruckversuchen

Die in den vorangegangenen Kapiteln dargelegten Materialmodelle sollen anhand von Axialdruckversuchen an geschweißten X-Profilen validiert werden. Die experimentellen und numerischen Untersuchungen sind im Folgenden beschrieben.

### 6.1 Experimentelle Untersuchungen

Für die Durchführung von Axialdruckversuchen wurden Proben in Form von X-Profilen aus Platten mit 8 mm, 10 mm und 12 mm Dicke gefertigt. Die Proben mit 10 mm Plattendicke sind chargengleich zu den Proben, die für die Parameteridentifikation gefertigt wurden. Für die 8 mm und 12 mm dicken Platten kam jeweils eine andere Charge zum Einsatz.

#### 6.1.1 Versuchsaufbau und Durchführung

Alle X-Profile wurden mit Außenabmessungen von 240 mm Höhe zwischen den Endplatten und 160 mm Breite mit quadratischer Grundfläche gefertigt (Abbildung 6-1). Der Grundwerkstoff ist EN AW 6082 T561, als Schweißzusatzwerkstoff kam EN AW 4047 mit einem Drahtdurchmesser von 1.2 mm zum Einsatz. Als Schutzgas wurde ein Argon-Helium-Gemisch (70 %/30 %) verwendet. Die Schweißnähte des Kreuzstoßes sind als K-Nähte ausgeführt, während die Endplatten durch einfache Kehlnähte mit dem Kreuzstoß verbunden sind. Die gewählten Dimensionen stellen sicher, dass ein Ausbeulen der X-Profile mit den vorhandenen Prüfvorrichtungen erreicht werden kann. Das Anschweißen von Endplatten gewährleistet eine Krafteinleitung im Axialdruckversuch in die Plattenebene, indem die Rotation der Platten am Ende des Kreuzstoßes eingeschränkt wird. Alle Schweißungen wurden von der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt Mecklenburg-Vorpommern durchgeführt. Die Schweißanweisungen sind im Anhang in Abbildung A 4, Abbildung A 5 und Abbildung A 6 zu finden. Alle Axialdruckversuche an den X-Profilen wurden an einem Schwerlast-Bauteilprüfsystem des Lehrstuhls für Schiffstechnische Konstruktion mit einer Prüfkapazität von 1300 kN durchgeführt (Abbildung 6-2). Der Versuchsaufbau und die Durchführung sind in [103] wie folgt beschrieben.

Während die untere Druckplatte fixiert ist, weist die obere Druckplatte ein Kugelgelenk auf, um eine Momenteinleitung in die Probe zu vermeiden. Zur Minimierung von Querkraften wurden die Proben axial ausgerichtet. Für alle Versuche wurden die Zylinderkraft und der Zylinderweg aufgezeichnet. Um die Steifigkeit der Prüfvorrichtung bei der erwarteten Maximallast von 1200 kN zu ermitteln und die Verschiebung der Druckplatten anhand des Zylinderweges zu kalibrieren, wurden die beiden Druckplatten ohne Probe gegeneinander gepresst.

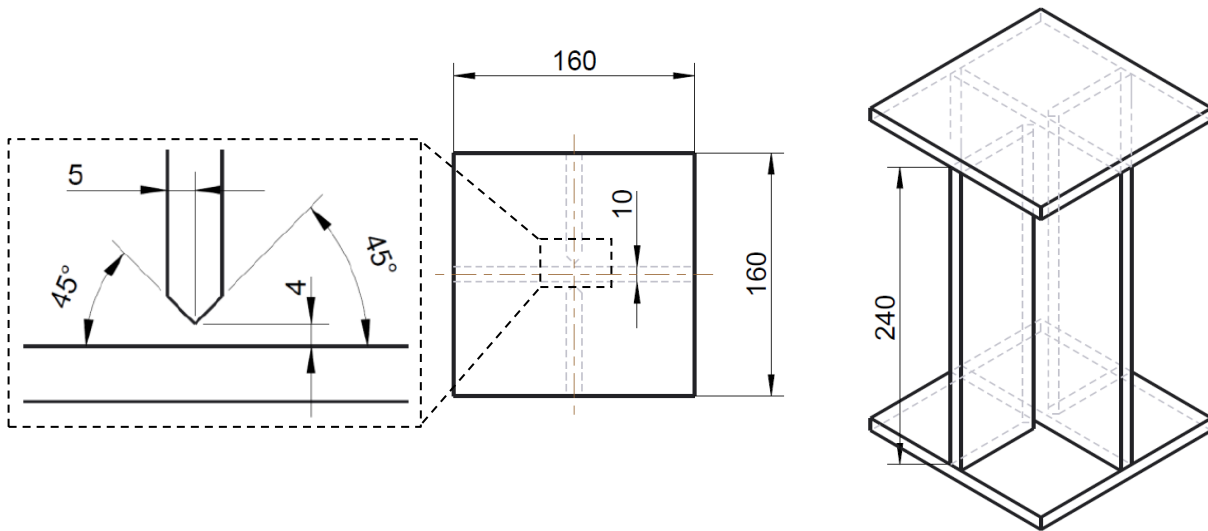


Abbildung 6-1: Abmessungen eines X-Profiles mit 10 mm Plattendicke (ohne Schweißnähte) [103]



Abbildung 6-2: Versuchsaufbau für Axialdruckversuche mit vertikal angeordneten DIC-Kameras [103]

Zur zusätzlichen Messung von Verschiebungen und Dehnungen auf der Oberfläche der Proben kam ein 3D-DIC-System der Firma Correlated Solutions (Irmo, USA) zum Einsatz. Bei den Versuchen ist großflächiges Ausbeulen in eine unbekannte Richtung der Platten zu erwarten, wodurch der freie Blick beider Kameras auf die Probenoberfläche während des Versuches limitiert ist. Durch eine vertikale Anordnung der Kameras wurde sichergestellt, dass während des gesamten Versuchsverlaufes mindestens eine Probenhälfte vollständig im Bild beider Kameras war. Der Abstand der beiden Kameras wurde so gewählt, dass die Proben möglichst bildfüllend erfasst wurden. Die Bestimmung der exakten Position der Kameras im Raum wurde mit Hilfe einer Kalibrierungsroutine bestimmt, die von Correlated Solutions empfohlen wird und für die Verwendung von Vic-3d 7 im Postprocessing notwendig ist. Dazu wird eine Kalibrierplatte mit möglichst bildfüllender Größe an die Position der Probe gebracht und Bilder unter

Variation der Ausrichtung und Position der Platte gemacht. Aus diesen Bildern errechnet Vic-3d 7 im Anschluss die Position der Kameras. Für die Versuche mit einer Plattendicke von 10 mm kamen 5 MP-Kameras ( $2048 \times 2448$  Pixel) zum Einsatz, mit welchen im Mittel eine Auflösung der Probenoberfläche von 8.5 Pixel/mm erreicht wurde. Im Postprocessing wurden nach dem Versuch Subsets mit einer Größe von  $39 \times 39$  Pixeln (d.h. 4.59 mm) und einer Schrittweite von 7 Pixeln (d.h. 0.823 mm) verfolgt, um die Verschiebungen und Dehnungen zu bestimmen. Für die Versuche mit 8 mm und 12 mm Plattendicke standen 12 MP Kameras ( $4096 \times 3000$  Pixel) zur Verfügung. Während der Versuchsaufbau und die Subsetgröße gleichbleibend waren, konnte daher in diesen Versuchen die Auflösung auf 12.6 Pixel/mm im Mittel erhöht werden.

Alle Versuche der Proben mit 10 mm und 12 mm Plattendicke wurden quasi-statisch mit einer Verfahrgeschwindigkeit von 0.01 mm/s durchgeführt. Für die Proben mit 8 mm Plattendicke wurde die Geschwindigkeit zwischen quasi-statisch und dem versuchstechnischen Maximum von 45 mm/s mit Zwischenschritten bei 10 mm/s, 25 mm/s und 40 mm/s variiert.

### 6.1.2 Ergebnisse und Auswertung

Die Versuchsergebnisse in Form der Kraft-Verschiebungskurven [103] für alle drei geprüften Plattendicken und quasi-statischer Belastung sind in Abbildung 6-3a dargestellt. Es ist zu erkennen, dass alle Proben ein ähnliches Verhalten aufweisen. Nach linear elastischer Verformung treten plastische Verformungen auf, wodurch die Kurven abflachen. Sobald Stabilitätsversagen auftritt, ist das Kraftmaximum erreicht und die Proben beginnen auszubeulen. Die Druckkraft nimmt mit zunehmender Verschiebung stetig ab, bis es zwischen 20 mm und 35 mm Verschiebung zur Rissinitiierung in der Schweißnaht kommt (Tabelle 6-1, Zeile 25 mm). Die Risse wachsen in axiale Richtung (Tabelle 6-1, Zeile 42 mm), infolgedessen es zu einem beschleunigten Kraftabfall kommt. Bei Verschiebungen von mehr als 50 mm kann Selbstkontakt im Zentralbereich der Proben auftreten. Da die Berücksichtigung von Selbstkontakt in dieser Arbeit nicht von Interesse ist, werden größere Verschiebungen nicht betrachtet.

In Abbildung 6-3b sind die gemittelten Kraft-Verschiebungskurven für die Versuche mit veränderlicher Belastungsgeschwindigkeit der Proben mit einer Plattendicke von 8 mm dargestellt. Es ist zu erkennen, dass alle Versuche einen ähnlichen Verlauf mit denselben charakteristischen Punkten wie die quasi-statischen Versuche (vgl. Abbildung 6-3a) aufweisen. Zwischen den unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten ist keine eindeutige Tendenz erkennbar, da alle Kurven in dasselbe Streuband fallen. Für die maximale Verfahrgeschwindigkeit von 45 mm/s wurden mittels DIC die lokalen Vergleichsdehnungen und -dehnraten  $\dot{\epsilon}_{eq}$  bestimmt (Abbildung 6-4). Es konnten lokale Dehnraten von 1/s unmittelbar vor der Rissinitiierung realisiert werden (Abbildung 6-4b). Aus diesen Ergebnissen zeigt sich, dass die geschweißten X-Profile bis zu lokalen Dehnraten von 1/s keine Abhängigkeit von der Dehnrate aufweisen [103].

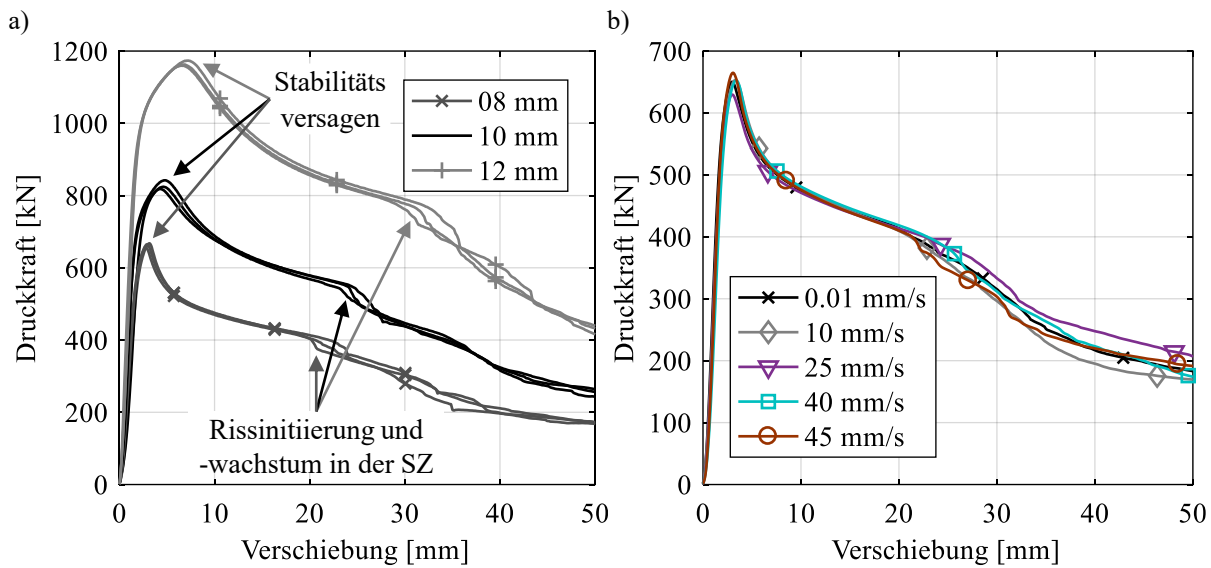


Abbildung 6-3: Kraft Verschiebungskurven von Axialdruckversuchen [103] mit  
 a) quasi-statischer Belastung und variierender Plattendicke und  
 b) mit variierender Belastungsgeschwindigkeit mit einer Plattendicke von 8 mm  
 (Kurven sind gemittelt aus zwei bis fünf Einzelversuchen)

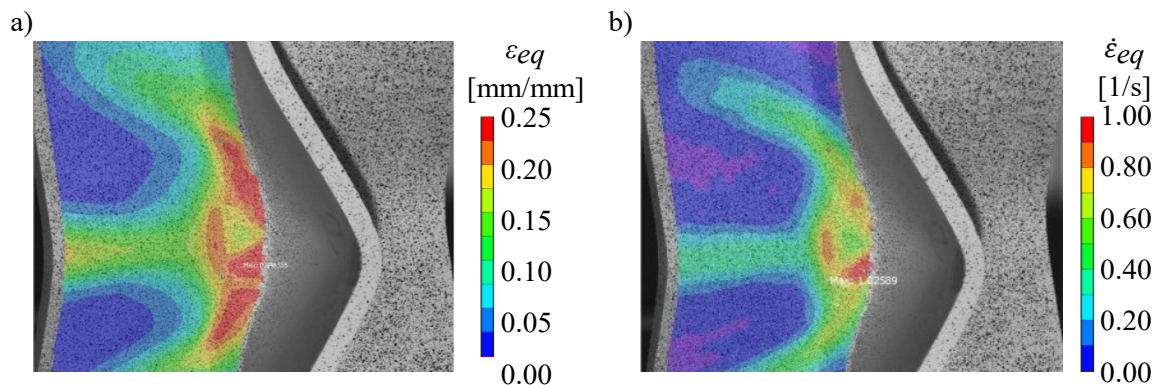


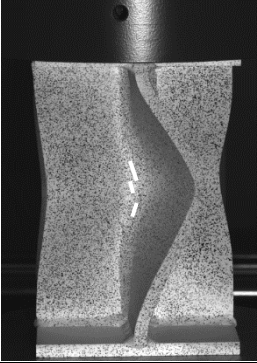
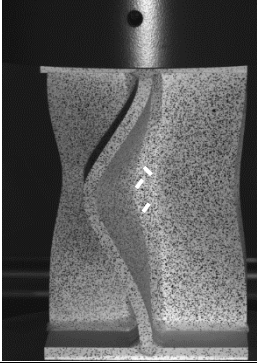
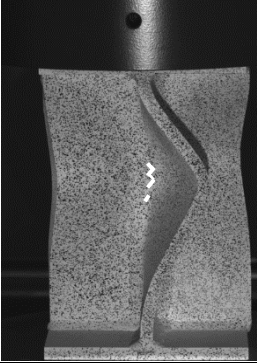
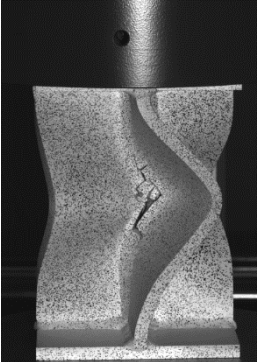
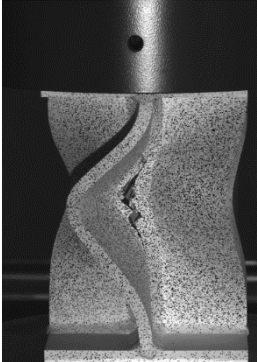
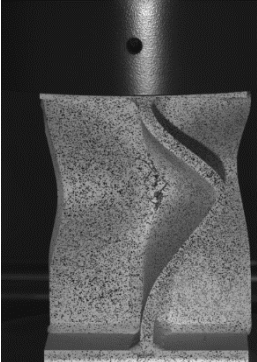
Abbildung 6-4: DIC-Messungen auf Oberfläche einer Probe (8 mm Plattendicke) unmittelbar bevor Rissinitiiierung im Axialdruckversuch mit 45 mm/s Verfahrensgeschwindigkeit [103]  
 a) Vergleichsdehnung  
 b) Vergleichsdehnrates

Im Folgenden soll die Rissinitiiierung in den Proben im Detail betrachtet werden. Dies erfolgt anhand exemplarischer Ergebnisse aus den Versuchen mit 8 mm und 12 mm Plattendicke. In diesen konnte die Oberfläche durch die Verwendung von 12 MP Kameras im Vergleich zu 5 MP-Kameras bei den Platten mit 10 mm Plattendicke am detailliertesten aufgelöst werden. Die Proben aller Versuche verhalten sich jedoch qualitativ ähnlich.

Abbildung 6-5 zeigt einen Vergleich der lokalen Vergleichsdehnung und Dehnrates unmittelbar vor der Ausbildung sichtbarer Risse in einer Probe mit 12 mm Plattendicke. Es ist zu erkennen, dass die Rissinitiiierung in einem Bereich auftreten kann, in dem nicht die höchsten Dehnungen vorliegen. Im Gegensatz zur Vergleichsdehnung (Abbildung 6-5a) zeigt Abbildung 6-5b, dass das Maximum der Dehnrates zu diesem Zeitpunkt im Bereich der Rissinitiiierung liegt und gibt

damit ein Anzeichen für beschleunigte Materialschädigung in der Umgebung des Rissinitiierungsortes [103].

Tabelle 6-1: *Verformung von X-Profilen (10 mm Plattendicke) und Risswachstum in Axialdruckversuchen bei unterschiedlichen Verschiebungen [120]*

Verschiebung	X02	X04	X05
25 mm Risse in weiß nachgezeichnet			
42 mm			

Dies zeigt, dass die Rissinitiierung nicht nur von der maximalen Dehnung, sondern auch von anderen Faktoren, wie Spannungszustand und Mikrostruktur, beeinflusst wird. Aufgrund der Auswertung von Schlifffbildern (Abbildung 6-6 und Abbildung 3-8b) wird klar, dass in der Schweißnaht der X-Profile unter der Oberfläche größere Poren als Folge einer nicht vollständigen Ausgasung vorliegen können, welche in den Kleinproben durch mechanische Bearbeitung entfernt sind. Diese sind sowohl unter Schub- als unter Zugbelastung Ausgangspunkte für die Initiierung von Mikrorissen, während unter Druckbelastung keine Rissinitiierung zu erwarten ist. Die Initiierung von Mikrorissen kann im Rahmen dieser Arbeit nicht direkt untersucht werden. Dennoch deutet die hohe Dehnrates und das beobachtete Risswachstum in der Nähe des Dehnungsmaximums darauf hin, dass sich dort Mikrorisse an Poren gebildet haben können [103]. Nachdem die Mikrorisse das Material getrennt haben, sinkt der Widerstand gegen Verformung stark ab und erklärt die hohe Dehnrates bevor der Riss auch makroskopisch in den Aufnahmen sichtbar ist.

Wenn eine im Wesentlichen homogene Verteilung von Poren unter der Oberfläche angenommen wird, ist von einer Initiierung der Mikrorisse an Stellen mit einer Spannungsmehrachsigkeit von  $\eta \approx 0$  oder höher auszugehen. Durch die Ausbeulung der Platten entsteht in jeder Platte eine Zug- und Druckseite. Am Übergang zur Schweißnaht ist dadurch auf der Zugseite mit einer erhöhten Spannungsmehrachsigkeit zu rechnen, welche die Rissinitiierung auf dieser Seite in

Abbildung 6-5 erklären kann [103]. Auf der Druckseite sind entsprechend eher negative Spannungsmehrachsigkeiten in der Schweißnaht zu erwarten und daher eine spätere Rissinitiiierung. Dennoch zeigen einige Versuche auch eine Rissinitiiierung, welche eher auf der Druckseite beginnt (Abbildung 6-7a mit Detail in Abbildung 6-7b). Eine detaillierte Untersuchung der vorliegenden Spannungszustände sollen die FE-Simulationen liefern.

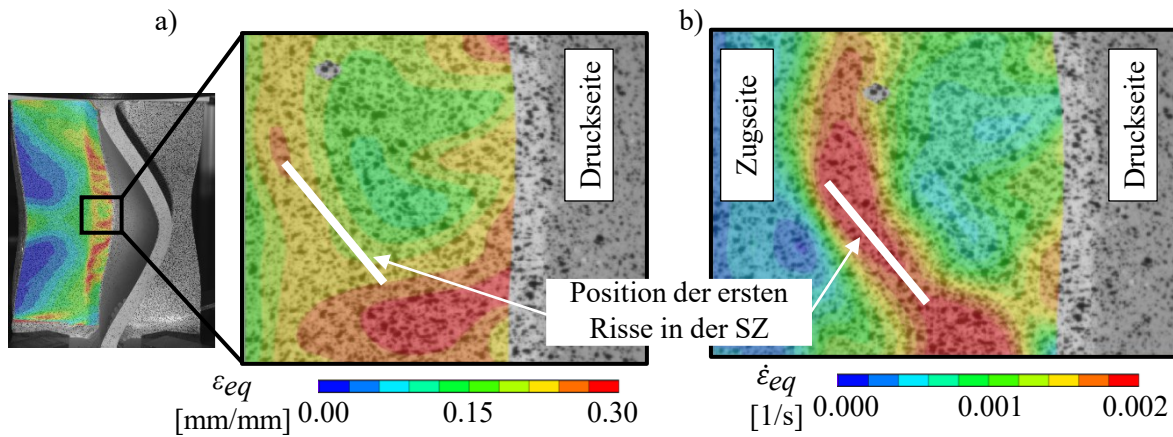


Abbildung 6-5: DIC Messungen auf der Oberfläche in der Schmelzzone einer Probe mit 12 mm Plattendicke unmittelbar vor der Ausbildung sichtbarer Risse [103]

- a) Vergleichsdehnung
- b) Vergleichsdehnrates

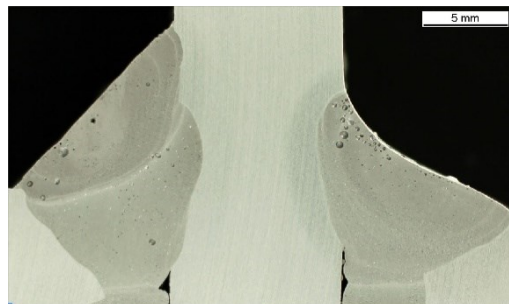


Abbildung 6-6: Schliffbild eines geschweißten Kreuzstoßes [85]

Insgesamt ist jedoch festzuhalten, dass auf der Oberfläche aller Proben bereits Risse in der SZ erkennbar sind, deutlich, bevor der erste Kraftabfall infolge der Risse in den Kraft-Verschiebungskurven auftritt. Die ersten Risse sind mehrere Millimeter Verschiebung vor dem Kraftabfall sichtbar. Dies weist darauf hin, dass auch nach der Initiierung von Rissen ein gewisses Wachstum und eine gewisse Vereinigung der Risse auftreten, bevor das Tragverhalten der X-Profile negativ beeinflusst wird.

Eine Rissinitiiierung in der WEZ lässt sich während des Versuches anhand der Aufnahmen der DIC nicht beobachten. Nach Entfernung bereits vollständig abgelöster Bruchstücke der SZ nach dem Ende des Versuchs kann jedoch das Zentrum der Proben freigelegt werden (Abbildung 6-7c). Abbildung 6-7d zeigt, dass der Gurt und damit auch der dort vorhandene Bereich der WEZ im Zentrum der Probe durchtrennt ist.

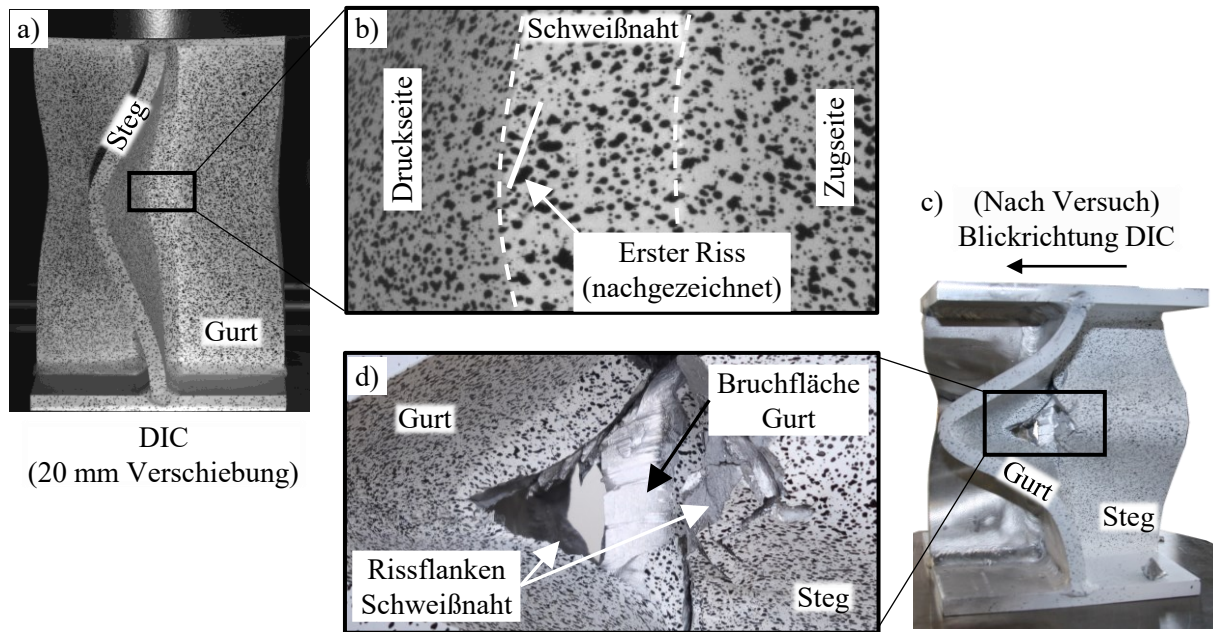


Abbildung 6-7: Rissbildung in der Probe X04 (10 mm Plattendicke)

- a) Übersicht aus Sicht der DIC-Kamera bei 20 mm Verschiebung
- b) Detail bei 20 mm Verschiebung mit nachgezeichnetem Riss in der SZ
- c) Übersicht nach Versuchsende, im 90°-Blickwinkel zur DIC
- d) Detail der freigelegten Bruchfläche des Gurtes nach Versuchsende

## 6.2 FE-Modelle

Vorangegangene Untersuchungen [120] haben gezeigt, dass die Simulation der Axialdruckversuche mit Plattenelementen die Traglast und die Steifigkeit der X-Profile unterschätzt, sofern Imperfektionen im Modell berücksichtigt werden. Um die Stützwirkung der Schweißnaht mit zu berücksichtigen, kommen Modelle aus Volumenelementen mit ausmodellierter Schweißnaht zum Einsatz. Für alle numerischen Simulationen der Axialdruckversuche (mit Ausnahme der Untersuchungen zu dem Einfluss der Imperfektion in Kapitel 6.2.3) wurden reduziert integrierte Hexaederelemente mit acht Knoten eingesetzt und der explizite Solver von LS-DYNA verwendet. Da die Versuche bei unterschiedlicher Plattendicke qualitativ ähnliche Ergebnisse zeigen (siehe Kapitel 6.1.2) und für die 10 mm Plattendicke die Parameteridentifikation chargengleich durchgeführt wurde, erfolgten alle numerischen Simulationen mit 10 mm Plattendicke. Eine Konvergenzanalyse zur Festlegung der Elementkantenlänge sowohl für das 4-Zonen-Modell als auch für das KWH-Modell erfolgt in Kapitel 6.2.4.

### 6.2.1 4-Zonen-Modell

Für die FE-Modelle der X-Profile werden die reale Probengeometrie und insbesondere die Imperfektionen idealisiert. Kapitel 6.2.3 liefert eine detaillierte Untersuchung der in den Proben

auf tretenden Imperfektionen sowie die Gleichung (6-1) für deren Idealisierung. Durch Idealisierung der Imperfektion kann die geometrische Symmetrie in axiale Richtung ausgenutzt werden (Abbildung 6-8a). In dem Volumenmodell ist die Geometrie der beiden K-Nähte ebenfalls idealisiert (Abbildung 6-8b). Dagegen sind die Kehlnähte zwischen der Endplatte und dem Kreuzstoß nicht ausmodelliert (Abbildung 6-8a), da die Funktion der Kehlnähte der Momentübertragung vom Kreuzstoß auf die Endplatte mittels durchgehender Vernetzung am Stoß berücksichtigt wird. Für die Zuweisungen der Materialeigenschaften im Rahmen des 4-Zonen-Modells können die Dimensionen der Zonen in der Stumpfnäht (siehe Abbildung 5-2b) nicht verwendet werden. Dies wird beim Vergleich der Härteentwicklungen deutlich (Abbildung 6-9), da sich der Ort der geringsten Härte im T-Stoß dichter an der Grenze zwischen WEZ und SZ befindet, als in der Stumpfnäht [29]. In der Kehlnäht kann die Schweißwärme in drei Richtungen abgeführt werden, wodurch die Ausdehnung des Bereichs mit gegenüber dem GWS reduzierter Härte insgesamt kleiner ist als in der Stumpfnäht. Entsprechend ergeben sich die Dimensionen für die vier Zonen gemäß der Abbildung 6-8b [103].

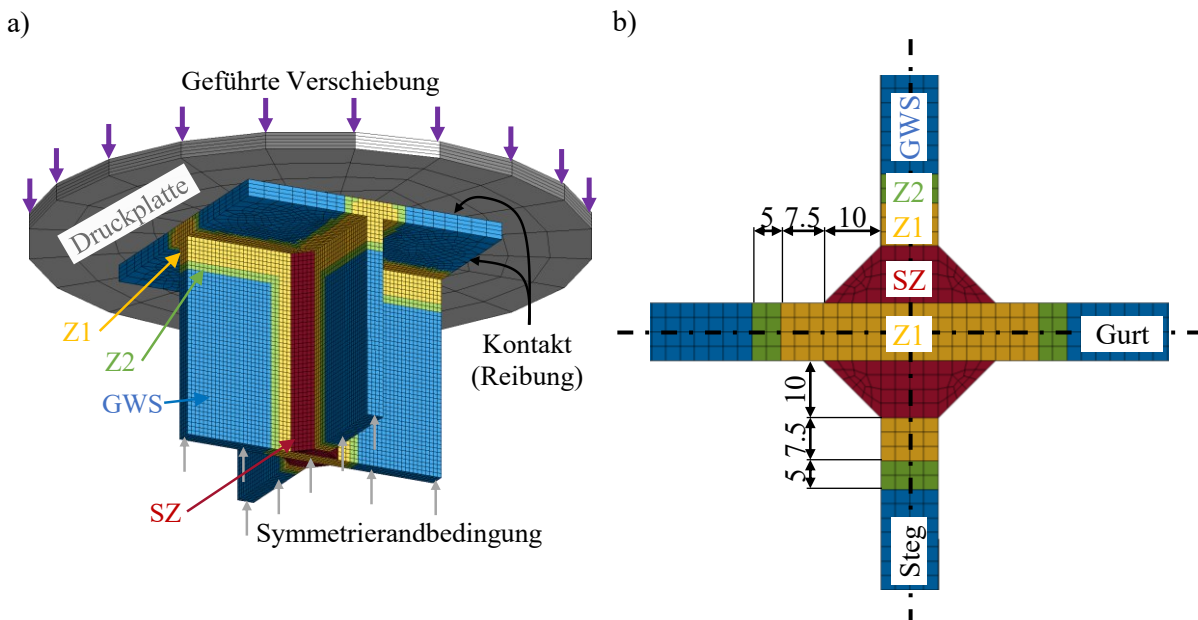


Abbildung 6-8: FE-Modell eines X-Profiles mit Materialbereichen des 4-Zonen-Modells

- a) Randbedingungen im Halbmodell  
b) Querschnitt mit Dimensionen der Materialbereiche [103]

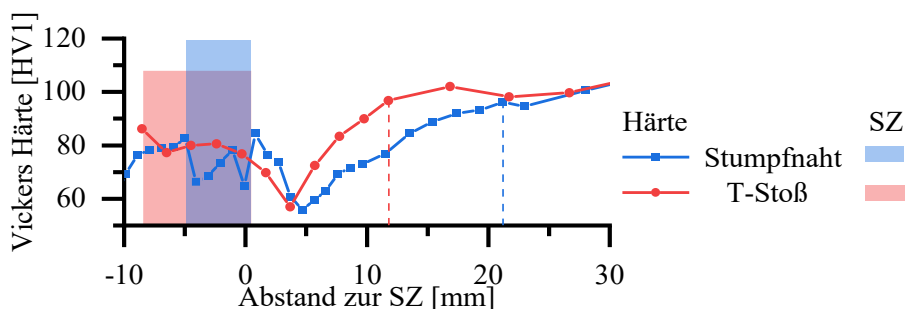


Abbildung 6-9: Vergleich des Härteverlaufs in einer Stumpfnäht und im T-Stoß in Abhängigkeit von der Position (nach [29])

Die Last wird in dem FE-Modell auf die Endplatte des X-Profiles durch eine Druckplatte über eine reibbehaftete Kontaktfläche aufgebracht. Die Druckplatte ist elastisch mit dem Elastizitätsmodul von Stahl (210 GPa) und wird in axiale Richtung geführt verschoben. In der Symmetrieebene der Probe ist die Verschiebung nur in axialer Richtung gesperrt, um die Symmetrie abzubilden (Abbildung 6-8a).

### 6.2.2 KWH-Modell

Für die Simulationen mit dem KWH-Modell werden die gleichen Randbedingungen und die gleiche Vernetzung, wie für das 4-Zonen-Modell verwendet. Die Materialeigenschaften in Abhängigkeit von der Entfernung zur Schweißnaht werden entsprechend der Methodik aus Kapitel 4 bestimmt. Dafür wird die Härteprüfung am T-Stoß als Eingangswert verwendet. Für das KWH-Modell muss der Ausgangspunkt für die Abstandsbestimmung innerhalb der SZ definiert werden. Wie in Kapitel 4.2 beschrieben, wird der Ausgangspunkt im Abstand von 2.5 mm von der Grenze zwischen SZ und WEZ festgelegt, wodurch sich der Nullpunkt der Abstandswerte in Abbildung 6-9 um -2.5 mm verschiebt. Die Zuordnung der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen zum Härteverlauf ist zusammen mit dem idealisierten Härteverlauf in Abbildung 6-10 dargestellt. In dem idealisierten Härteverlauf befindet sich ein fiktiv eingefügter Punkt für den GWS, dessen Ursprung im Folgenden erläutert wird.

Bedingt durch die geringere Breite des T-Stoßes im Vergleich zu den untersuchten Stumpfnähten, liegt die Härte nur bis ca. 60 mm Abstand zur SZ vor. Am Ende der Platte weist die Härte einen Wert von mehr als 104 HV1 auf, was der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 225\text{ °C}$  entspricht. Dies deutet darauf hin, dass dort eine erhebliche Erwärmung und infolgedessen eine Steigerung der Festigkeit gegenüber dem GWS stattgefunden hat. Zudem bedeutet dies, dass im T-Stoß kein GWS mehr vorliegt.

Für die Fließkurven im KWH-Modell hat dies zunächst zur Folge, dass der GWS mit einer Härte von 99 HV1 keinem Punkt auf dem Härteverlauf zugeordnet und daher im Modell nicht berücksichtigt werden würde. Stattdessen ist die Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 225\text{ °C}$  diejenige mit größtem Abstand, die dem Härteverlauf zugeordnet werden kann. Entsprechend der in Kapitel 4.3.1 beschriebenen Vorgehensweise zur Ermittlung von Stützstellen für den idealisierten Härteverlauf würde für beliebig große Abstände daher auch die Wärmebehandlung mit  $T_{max} = 225\text{ °C}$  anstelle des GWS verwendet werden, was in Übereinstimmung mit der maximalen Härte im vorliegenden T-Stoß ist.

Für  $T_{max} = 225\text{ °C}$  liegen jedoch keine Schädigungsparameter als Stützstelle für die Interpolation vor. Stattdessen konnten nur Parameter am Ort des Härteminimums und für den GWS sowie für die SZ kalibriert werden. Da der GWS dem Härteverlauf nicht zugeordnet werden kann, ist auch keine Interpolation der Schädigungsparameter und damit eine Abbildung der Inhomogenität in der WEZ zwischen Härteminimum und Ende der Platte möglich. Um dennoch Schädigungsparameter für größere Abstände als bis zum Härteminimum interpolieren zu können, wird dem Härteverlauf des T-Stoßes daher der fiktive Punkt bei [100 mm, 98HV1] hinzu-

gefügt. Damit ist eine Zuweisung des GWS zum Härteverlauf und anschließend eine Interpolation insbesondere der Schädigungsparameter zwischen GWS und Härteminimum möglich. Hierbei sei nochmals angemerkt, dass die Definition des fiktiven Punkt ausschließlich für die Interpolation der Schädigungsparameter notwendig ist, da für die Fließkurven ausreichend Stützstellen in Form der schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen vorliegen, um die Verfestigungseigenschaften im ganzen T-Stoß abzubilden. Die Definition des fiktiven Punktes würde entsprechend entfallen, wenn auch für  $T_{max} = 225\text{ °C}$  Schädigungsparameter experimentell bestimmt werden können.

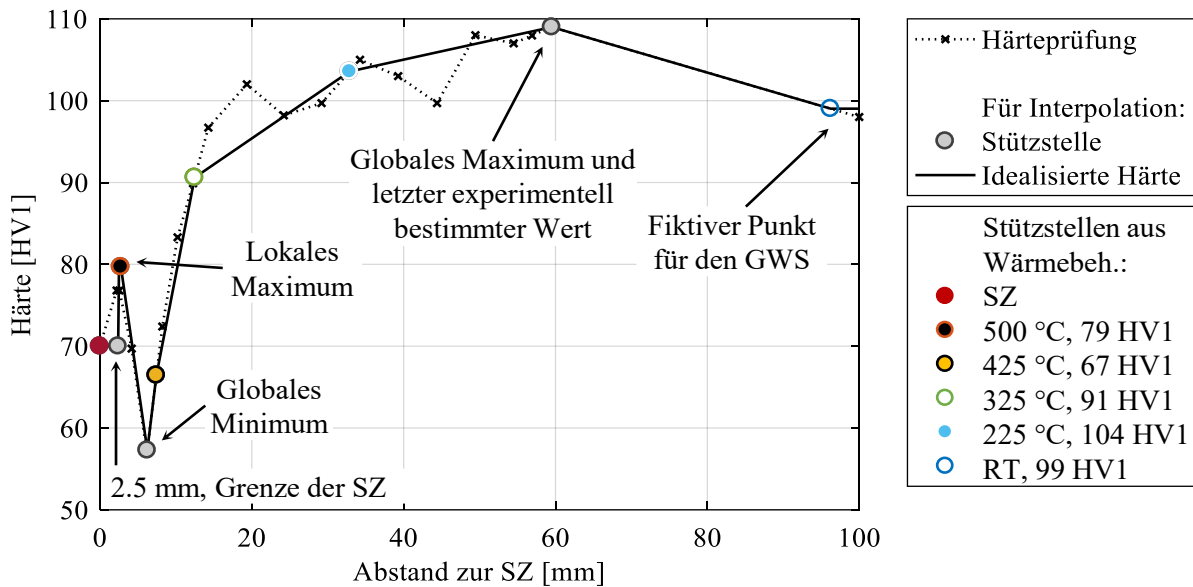


Abbildung 6-10: Idealisierter Härteverlauf im T-Stoß für die Interpolation

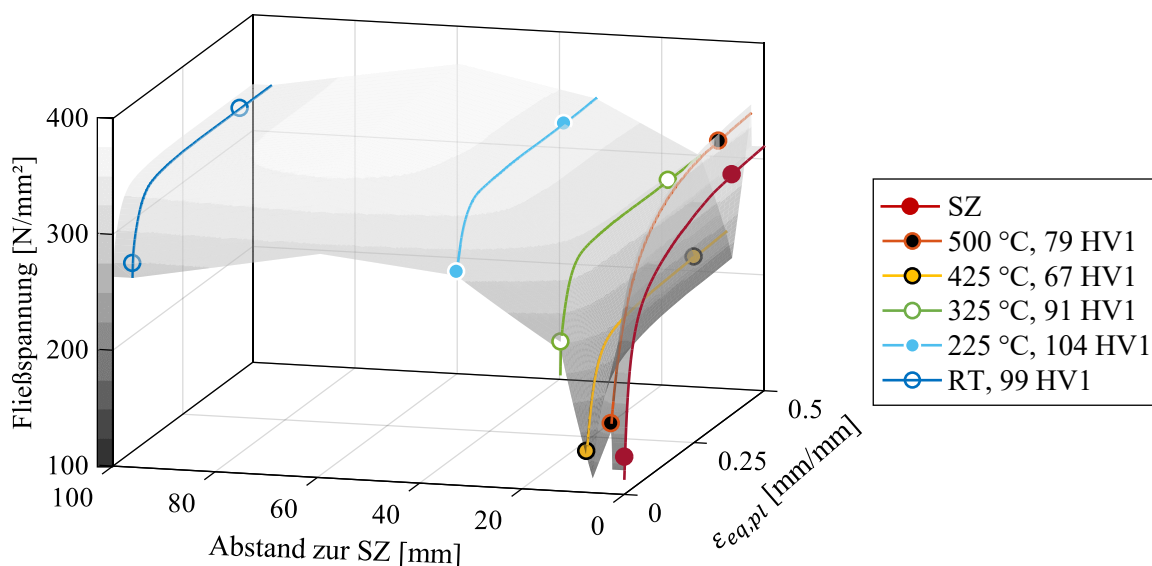


Abbildung 6-11: Ortsabhängige Interpolation der Fließkurven im Abstand zur K-Naht im T-Stoß

Abbildung 6-11 zeigt das Resultat der indirekten Interpolation der Fließkurven für den T-Stoß. Es zeigt sich, dass die ortsabhängigen Fließkurven für Abstände zwischen 35 mm und 80 mm

nahezu konstant der Fließkurve der Wärmebehandlung  $T_{max} = 225^\circ\text{C}$  entsprechen, mit dem Maximum beim Härtemaximum bei 60 mm Abstand. Der maximale Abstand zur SZ in dem FE-Modell sind rund 65 mm. Entsprechend kommen im FE-Modell, wie in der Probe auch, die Eigenschaften des GWS bei Anwendung des KWH-Modells nicht vor.

Abbildung 6-12 zeigt schematisch die Art und Position der Hilfsgeometrien, die im X-Profil die Schweißnähte repräsentieren. Wie in Kapitel 4.3.3 beschrieben, wird der geringste Abstand jedes Elements im FE-Modell zu diesen Strecken und Rechtecken berechnet. Das Element erhält dann die in diesem Abstand bestimmten Materialparameter des Interpolationsergebnisses (Abbildung 6-11). Der Blick auf den Querschnitt in Abbildung 6-12 rechts zeigt, dass die Schweißnähte der K-Nähte symmetrisch mit Hilfe von zwei Rechtecken je Seite definiert sind, welche sich im Abstand von 2.5 mm bzw. 7.5 mm zum Gurt befinden. Diese Rechtecke reichen bis 2.5 mm vor die Endplatte in axiale Richtung (Abbildung 6-12 links, 3D Ansicht). Um die Wärmeeinflusszonen in Folge der Kehlnähte an den Endplatten der X-Profile zu berücksichtigen, werden beidseitig zu jedem Steg und Gurt Strecken definiert. Diese befinden sich im Abstand von 2.5 mm sowohl zur Endplatte als auch zur jeweiligen Platte des Kreuzstoßes (siehe Detail in Abbildung 6-12 oben). Diese Strecken sind nicht durchgehend, sondern durch den Gurt und die Stege unterbrochen. Insgesamt sind die Positionen der Schweißnähte in dem verwendeten Halbmodell durch vier Rechtecke und acht Strecken definiert.

Abbildung 6-12 zeigt zudem die Verteilung der Dehngrenze, wenn den Elementen entsprechend der definierten Schweißnähte abstandsabhängig die Fließkurven aus Abbildung 6-10 zugewiesen werden. Zunächst ist zu erkennen, dass die Dehngrenze in der Umgebung von Schweißnähten am niedrigsten ist. Hierbei tritt das absolute Minimum nicht in der SZ selbst auf, sondern jeweils in der WEZ im entsprechenden Abstand zur SZ, sowohl zentral im Gurt als auch in jedem Steg. Die minimale Dehngrenze in der WEZ unterscheidet sich jedoch nur wenig von der Dehngrenze der SZ, was sich auch in den zugehörigen Fließkurven an Stauchversuchen gezeigt hat (siehe Abbildung 4-6). Zwischen dem Minimum in der WEZ und der SZ tritt ein Bereich mit erhöhter Fließgrenze auf. Dieser bildet die Festigkeitssteigerung bei  $T_{max} > 500^\circ\text{C}$  gegenüber der SZ direkt angrenzend zu SZ ab und ist auch im Härtemapping nach einem Versuch als erhöhte Härte an der Grenze zur SZ zu beobachten (siehe Abbildung A 11 im Anhang). In zunehmendem Abstand zu den definierten Schweißnähten steigt die Dehngrenze kontinuierlich bis zum Rand der Probe an. Die Eigenschaften des GWS liegen dadurch an keinem Punkt der Probe vor. Insgesamt bildet das KWH-Modell das Fließverhalten bereits mit einer Elementkantenlänge von 2.5 mm damit plausibel und örtlich fein aufgelöst ab. Die zu dieser Elementkantenlänge gehörende Verteilung der Schädigungsparameter für das RTCL- und das BW-Kriterium zeigt die Abbildung A 13b-d im Anhang. Eine ausführliche Konvergenzanalyse hinsichtlich der Elementkantenlänge folgt in Kapitel 6.2.4

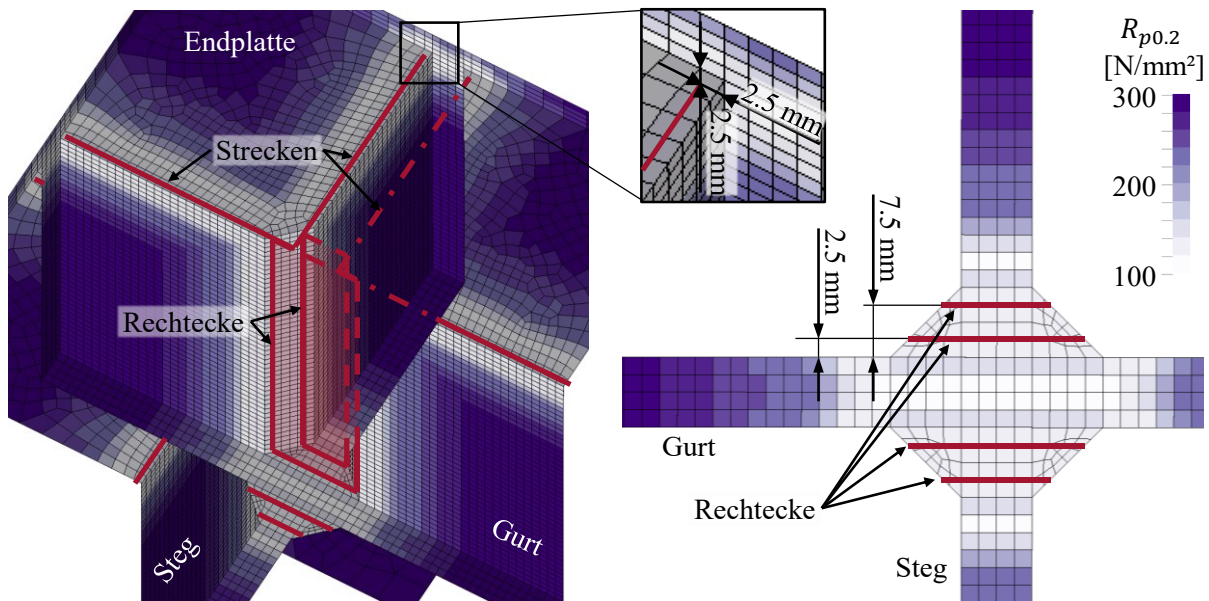


Abbildung 6-12: Schematische Darstellung der Hilfsgeometrien zur Definition der Schweißnähte im X-Profil für das KWH-Modell und Verteilung der 0.2 %-Dehngrenze nach Zuweisung der Materialeigenschaften im FE-Modell mit  $EKL = 2.5 \text{ mm}$

### 6.2.3 Berücksichtigung geometrischer Imperfektionen

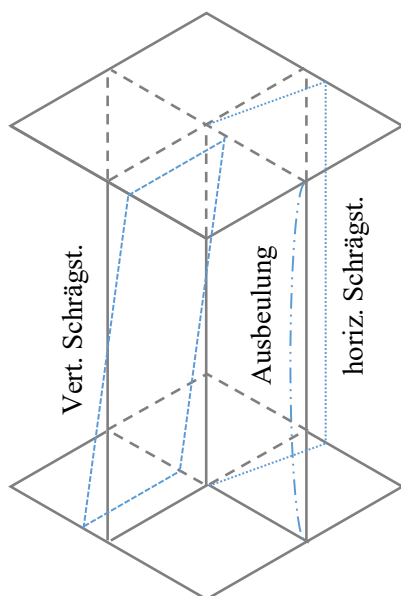
Um insbesondere die Traglast der X-Profile korrekt abzubilden, müssen geometrische Imperfektionen berücksichtigt werden. Imperfektionen treten zwangsweise bei der Fertigung auf, da zum einen die (hier manuelle) Ausrichtung der zu verschweißenden Platten nicht perfekt ist. Zum anderen dehnt sich die Probe beim Schweißen durch den ungleichmäßigen Wärmeeintrag ungleichmäßig aus. Dies führt zu Eigenspannungen, die die Probe verformen können.

Um die Imperfektionen möglichst genau zu quantifizieren, wurde die Geometrie von vier X-Profilen mittels Streifenlichtprojektion nach dem Schweißprozess vermessen. Das Ergebnis der Streifenlichtprojektion ist eine Punktwolke auf der Probenoberfläche, welche mittels CREO3.0 in ein Volumenmodell für das computergestützte Konstruieren (engl. computer aided design CAD) überführt wurde. An dem CAD-Modell erfolgte die weitere Charakterisierung der Imperfektion mit Messungen an definierten Punkten auf der Probe. Die Unterschiede zwischen Soll- und Ist-Geometrie wurden in folgende drei Kategorien eingeteilt und sind in Abbildung 6-13a schematisch dargestellt: Schrägstellung der Platten vertikal und horizontal (infolge der manuellen Ausrichtung) sowie Ausbeulung der Platten (infolge der Schweißung). Um die Größe dieser drei Imperfektionen zu quantifizieren, wurde für jede Platte jeder Probe ein gemittelter Wert für die Winkel der jeweiligen Schrägstellung bzw. für den Radius der Ausbeulung bestimmt. Für die Ausbeulung ist hier vereinfacht die Form eines Kreissegments angenommen worden.

In [121] wurde der Einfluss dieser Imperfektionen auf die Traglast anhand von numerischen Simulationen mit dem Programm Marc Mentat bewertet. Um den Einfluss der Vernetzung auf das Ergebnis zu minimieren, wurden alle in diesem Kapitel beschriebenen Untersuchungen an

Modellen durchgeführt, deren Vernetzungen mit Tetraederelementen direkt aus CAD-Modellen erzeugt wurden. Allen FE-Modellen wurden die Fließkurven des 4-Zonen-Modells zugewiesen mit Dimensionen entsprechend Abbildung 6-8b. Durch die gewählte Vernetzung mit Tetraederelementen weisen die numerischen Modelle eine höhere Steifigkeit und Traglast als die experimentell untersuchten Proben und als Modelle mit Hexaederelementen mit gleicher EKL auf, sind jedoch untereinander sehr gut vergleichbar. Als Referenz dient ein auf diese Weise erzeugtes Modell des X-Profils X05, in welchem die vollständige mittels Streifenlichtprojektion gemessene Geometrie in das FE-Modell überführt wurde. Die experimentell ermittelte Kraft-Verschiebungskurve dieser Probe zeigt die geringsten Abweichungen vom Mittelwert. Durch die Einteilung in drei Kategorien ist es möglich, den Einfluss der einzelnen Imperfektionen auf die Traglast durch systematische numerische Simulationen separat oder überlagert festzustellen. Abbildung 6-13b zeigt die Kraft-Verschiebungskurven, welche mit verschiedenen berücksichtigten geometrischen Imperfektionen und deren Kombinationen errechnet wurden. Für die Größe aller idealisierten Imperfektionen wurde jeweils der Mittelwert aus allen Messungen verwendet. Anhand des Beispiels der Überlagerung beider Schrägstellungen zeigt sich, dass die Schrägstellungen der Platten nur einen geringen Einfluss auf die Traglast der X-Profile haben. Hierbei können geeignete Kombinationen von horizontaler und vertikaler Schrägstellung der Platten sogar eine Erhöhung der Traglast hervorrufen. Den größten Einfluss auf die Traglast hat jedoch das Ausbeulen der Platten, welches durch die Schweißung hervorgerufen wird. Dies liegt darin begründet, dass die Imperfektion der ersten Eigenform der X-Profile ähnelt und damit die MembranstEIFigkeit der Platten erheblich verringert wird. Durch die Überlagerung der drei untersuchten Imperfektionen kann das Verhalten der realen Probengeometrie gut abgebildet werden.

a)



b)

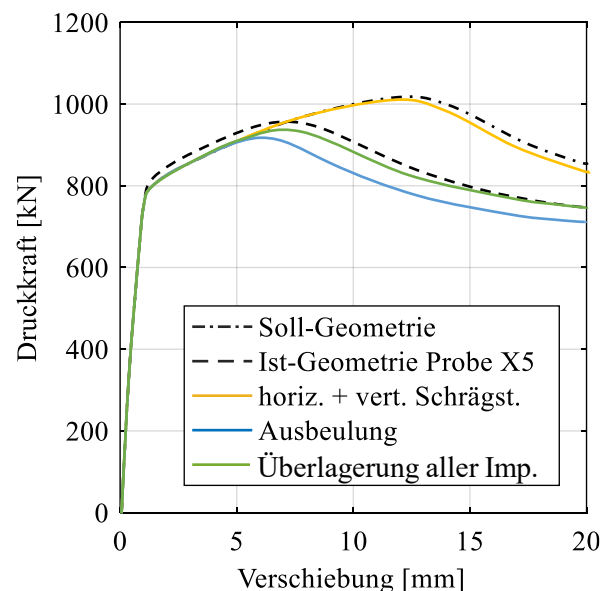


Abbildung 6-13: Geometrische Imperfektionen an geschweißten X-Profilen

a) Skizze von drei möglichen Imperfektionen

b) Einfluss der geometrischen Imperfektionen auf die Kraft-Verschiebungskurve [121]

Da die Schrägstellungen im Vergleich zur Ausbeulung einen geringen Einfluss auf die Traglast haben und um die Modellierung zu vereinfachen, wurde für alle weiteren Simulationen im Rahmen dieser Arbeit nur die Ausbeulung berücksichtigt. Die Ausbeulung wird mittels einer sinusförmigen Funktion idealisiert. Alle Knoten einer Platte werden nach Gleichung (6-1) senkrecht zur Plattenebene verschoben.

$$g(x, y) = a_I \sin\left(\frac{\pi}{b}x\right) \cos\left(\frac{\pi}{h}\left(y - \frac{h}{2}\right)\right) \quad (6-1)$$

Hierin sind  $b$  und  $h$  die Breite bzw. Höhe des X-Profils und  $a_I$  der maximale Abstand zur Soll-Geometrie (Abbildung 6-14). Aus der Vermessung der Proben ergibt sich  $a_I = 0.117$  mm als Mittelwert. Zur Berücksichtigung des Anstiegs der Traglast durch Schrägstellungen wurde eine geringere maximale Auslenkung von  $a_I = 0.1$  mm als optimal für die Abbildung des experimentell beobachteten Beulverhaltens bestimmt [103]. Dies entspricht 10 % der Plattendicke und ist in dieser Größe in Übereinstimmung mit der Literatur [1], wo ebenfalls sinusförmige Imperfektionen an ähnlichen Proben verwendet wurden. Daher wurde die idealisierte Imperfektion nach Gleichung (6-1) mit  $a_I = 0.1$  mm für alle weiteren Simulationen auf die Knoten der Modelle aufgebracht.

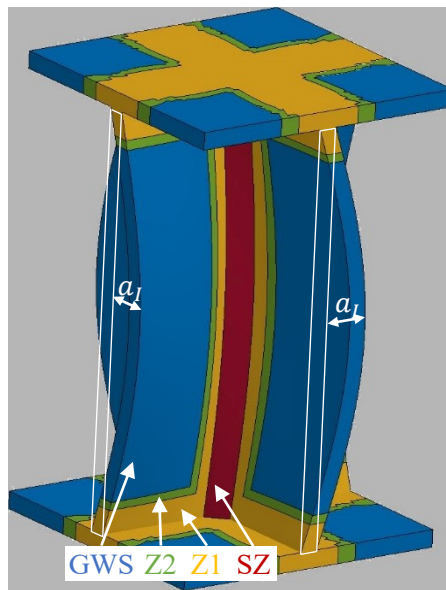


Abbildung 6-14: Idealisierte sinusförmige Imperfektion mit  $a_I = 25$  mm zur besseren Visualisierung [103]

## 6.2.4 Konvergenzanalyse

Um den Einfluss der Elementkantenlänge auf die Simulationsergebnisse zu untersuchen, wurden für beide Materialmodelle Vernetzungen mit den Elementkantenlängen 2.5 mm, 1.25 mm und 0.625 mm mit dem BW-Kriterium erstellt, in denen die EKL zwischen den Endplatten homogen war. Außerdem wurde eine zusätzliche Vernetzung mit einer lokalen Verfeinerung auf  $EKL = 0.625$  mm untersucht. Gegenüber dem Modell mit vollständiger Vernetzung mit

EKL = 0.625 mm reduziert sich die Elementanzahl um den Faktor 2.5 von rund 2.5 Millionen Elementen auf rund eine Million Elemente und damit auch entsprechend die Rechenzeit und der Speicherplatzbedarf.

Für diese optimierte Vernetzung wurden die Elemente der Platten im Modell mit EKL = 1.25 mm jeweils nur in Dickenrichtung der Platten halbiert. In axiale Richtung erfolgte eine Halbierung der EKL aller Elemente bis zu einem Abstand von 60 mm zur Symmetrieebene. Im Zentrum des X-Profils weisen hingegen alle Elemente der SZ und der WEZ in allen Richtungen eine EKL von 0.625 mm auf. Die optimierte Vernetzung ist im Anhang in Abbildung A 12 dargestellt.

Aufgrund der starken Inhomogenität in der WEZ erhöht sich der Detailgrad im KWH-Modell bei feinerer Vernetzung zusätzlich. Ein Vergleich sowohl der Dehngrenze als auch der Schädigungsparameter für das RTCL- und das BW-Kriterium für zwei Vernetzungen ist im Anhang (EKL = 2.5 mm in Abbildung A 13a-d und EKL = 0.625 mm optimiert in Abbildung A 13e-h) zu finden. Bei einer Elementkantenlänge von 0.625 mm ist die Auflösung der Position so fein, dass ein geringer Dehngrenzenanstieg in der Plattenmittelebene des Gurtes nach dem absoluten Minimum der WEZ (bei 6.2 mm Abstand zur SZ-Mitte) auftritt. Ein ähnlicher Effekt zeigt sich auch bei der Verteilung der Schädigungsparameter, insbesondere in Abbildung A 13f und h.

Im Folgenden wird auf die Auswertung der Simulationen und insbesondere der Rissinitiierung nur als Überblick im Sinne der Konvergenzanalyse eingegangen. Eine detaillierte Auswertung erfolgt in Kapitel 6.3.

Abbildung 6-15 zeigt die resultierenden Kraft-Verschiebungskurven sowie die Zeitpunkte der Rissinitiierung in der SZ und im Gurt anhand der Marker. Es wird deutlich, dass die Kurvenverläufe für alle EKL im Wesentlichen ähnlich verlaufen, insbesondere bis zur Rissinitiierung in der SZ. Dennoch zeigt sich, dass eine geringere EKL zu einer früheren Rissinitiierung in der SZ und zu einem früheren Kraftabfall führt. Dies liegt für die SZ in höheren Dehnungen begründet, die am Ort der Rissinitiierung durch die geringere EKL errechnet werden. Für die frühere Rissinitiierung in der WEZ beim 4-Zonen-Modell kann sowohl eine höhere Dehnung als auch die Spannungsmehrachsigkeit durch eine kleinere EKL festgestellt werden. Die frühere Rissinitiierung in der WEZ beim KWH-Modell ist durch die feinere Auflösung der Materialparameter bedingt. Durch die indirekte Interpolation der Bruchdehnungen zwischen SZ und WEZ weist der Gurt unmittelbar angrenzend zur SZ eine reduzierte Bruchdehnung gegenüber dem Härteminimum auf. Die EKL hat für beide Modelle jedoch keinen wesentlichen Einfluss auf den Ort der Rissinitiierung in den jeweiligen Materialbereichen.

Bei genauer Betrachtung der Kraft-Verschiebungskurven vor Beginn der Rissinitiierung (Detail in Abbildung 6-15a) wird zudem deutlich, dass nach dem Ausbeulen der Platten die Modelle mit EKL = 2.5 mm eine höhere Druckkraft aufweisen als die jeweiligen Modelle mit geringerer EKL. Dies deutet darauf hin, dass acht Elemente in Dickenrichtung (EKL = 1.25 mm) ausreichen, um den Beulvorgang und die entsprechende Plattensteifigkeit genau genug abzubilden.

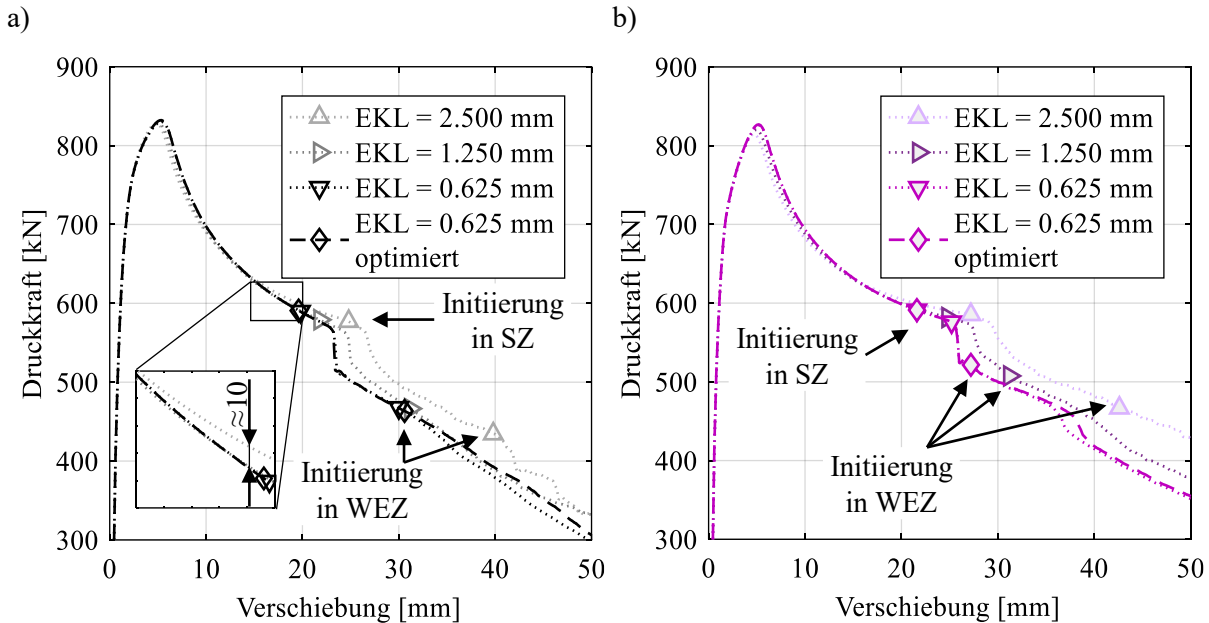


Abbildung 6-15: Konvergenzanalyse anhand von Kraft-Verschiebungskurven mit verschiedenen Elementkantenlängen, berechnet mit dem BW-Kriterium. Die Marker der Kurven zeigen den Zeitpunkt für die Rissinitiierung in der SZ und in der WEZ des Gurts an.  
a) 4-Zonen-Modell  
b) KWH-Modell

Damit zeigt der Einfluss der Elementkantenlänge auf die Rissinitiierung in der SZ den größten Effekt auf die globale Antwort der X-Profil. Entsprechend ist eine feine Vernetzung dort wichtiger als im Rest der Probe, wodurch die optimierte Vernetzung mit  $EKL = 0.625$  mm vernachlässigbare Unterschiede zur vollständigen Vernetzung mit  $EKL = 0.625$  mm aufweist.

Hinsichtlich der maximalen lokalen Dehnung und infolgedessen des Zeitpunktes der Rissinitiierung konnte auch mit der kleinsten verwendeten EKL keine Konvergenz der Ergebnisse erreicht werden. Die Elementkantenlänge von  $0.625$  mm liegt jedoch in der Größenordnung der Elemente der Vorversuche und insbesondere der Schubversuche ( $EKL = 0.4$  mm), in welchen der wesentliche Spannungszustand für die Rissinitiierung in der SZ getestet wurde. Weiterhin sind insbesondere die Kurvenverläufe der Kurven mit  $EKL = 0.625$  mm und  $EKL = 1.25$  mm sehr ähnlich und daher ein weiterer Erkenntnisgewinn durch eine feinere Vernetzung nicht zu erwarten. Zudem treten im Axialdruckversuch kaum Bereiche mit einer dem Zugversuch vergleichbaren Einschnürung auf, wo der Einfluss der EKL auf das Ergebnis besonders groß ist. Auf eine weitere Netzverfeinerung wurde vor diesem Hintergrund und aufgrund der bereits hohen Elementanzahl verzichtet. Daher wird für alle weiteren Untersuchungen die optimierte Vernetzung mit  $EKL = 0.625$  mm verwendet.

## 6.3 Ergebnisse der FE-Simulationen

Für die globale Validierung der FE-Simulationen mit den verschiedenen Modellen werden wie bei den Experimenten die Kraft-Verschiebungskurven herangezogen. Zur eingehenden Bewertung der lokalen Vorgänge, die zur Rissbildung in den Axialdruckversuchen führen, werden die Spannungszustände aus den FE-Simulationen in Kombination mit den lokalen Dehnungen benötigt und ausgewertet.

### 6.3.1 Auswertung der Kraft-Verschiebungskurven und Vergleich mit den Experimenten

Abbildung 6-16 zeigt den Vergleich der Ergebnisse des 4-Zonen-Modells (Abbildung 6-16a) und des KWH-Modells (Abbildung 6-16b) in Form der Kraft-Verschiebungskurven mit den Experimenten. Mit allen Berechnungen kann der prinzipielle Verlauf der Kraft-Verschiebungskurven abgebildet werden, bestehend aus dem elastischen und elastisch-plastischen Anstieg der Kraft bis zum Erreichen der Traglast, dem Ausbeulen und dem Kraftabfall nach Erreichen der Traglast sowie einem beschleunigten Kraftabfall zwischen 20 mm und 30 mm Verschiebung.

Bis zum Einsetzen des beschleunigten Kraftabfalls verlaufen alle Kurven dicht beieinander. Die numerischen Simulationen berechnen das Erreichen der Traglast innerhalb des experimentellen Streubands. Danach liegt die Druckkraft in den Simulationen relativ konstant etwa 25 kN (3 – 5 %) oberhalb des experimentellen Mittelwerts.

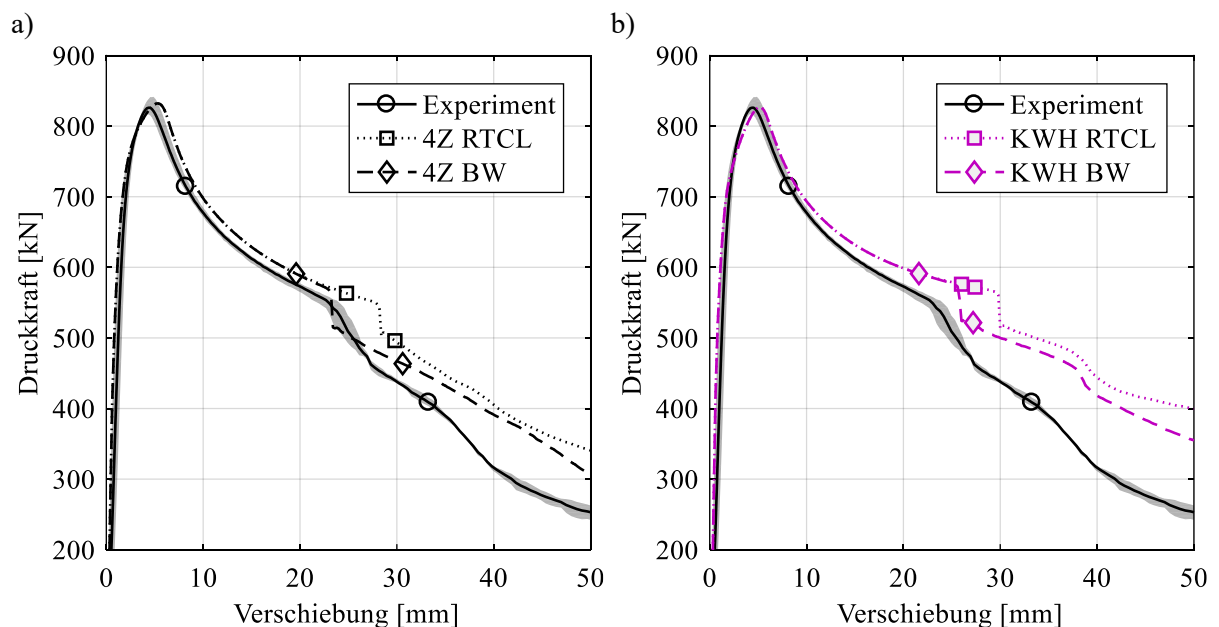


Abbildung 6-16: Vergleich experimentell und numerisch bestimmter Kraft-Verschiebungskurven. Die experimentelle Kurve ist aus der Versuchsreihe gemittelt und mit ihrem Streuband dargestellt. Die numerischen Simulationen erfolgten mit  
a) dem 4-Zonen-Modell und  
b) dem KWH-Modell.

Der beschleunigte Kraftabfall, welcher in den Experimenten mit dem Risswachstum in der SZ assoziiert wird, beginnt in den Simulationen je nach Modell und Schädigungskriterium zwischen 23 mm (4Z, BW-Kriterium) und 30 mm (KWH, RTCL-Kriterium) im Vergleich zu 23 mm bis 25 mm in den Experimenten. Die Höhe des Kraftabfalls ist in allen Simulationen ähnlich zu den Experimenten, jedoch ist der Abfall in den Simulationen steiler. Nach diesem Kraftabfall verlaufen alle berechneten Kurven auf unterschiedlichen Druckkraftniveaus weitestgehend parallel zueinander oberhalb der experimentell ermittelten Kurve. Im Gegensatz zu den Kurven des 4-Zonen-Modells zeigen die Kurven des KWH-Modells für beide Bruchkriterien einen zweiten beschleunigten Kraftabfall beginnend bei 37 mm Verschiebung. Die experimentellen Kurven zeigen im Bereich von 35 mm bis 40 mm ebenfalls einen stärkeren Kraftabfall als davor und danach, jedoch weniger deutlich ausgeprägt als in den Simulationen.

Insgesamt zeigen die Kraft-Verschiebungskurven eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten, wobei insbesondere das frühere oder spätere Auftreten des ersten beschleunigten Kraftabfalls einen wesentlichen Einfluss auf die ertragbare Druckkraft bei hohen Verschiebungen hat. Daher werden im Folgenden die Zeitpunkte der Rissinitiierung im Detail betrachtet. Im Kontext der FE-Simulationen ist mit der Rissinitiierung immer das erste Löschen eines Elements gemeint und damit die Initiierung von Makrorissen.

In Abbildung 6-17 sind die Kurven aus Abbildung 6-16 in einem vergrößerten Ausschnitt dargestellt. Zudem wurden die Versagenszeitpunkte nach der FKM-Richtlinie ebenfalls berechnet. Die Marker auf den Kurven zeigen in beiden Abbildungen die Zeitpunkte der Rissinitiierung in der SZ (erster Marker) und in der WEZ des Gurts (zweiter Marker) an. Nach der FKM-Richtlinie tritt in den Platten im Abstand von mindestens 20 mm zur SZ ebenfalls Versagen ein. Dieser Abstand entspricht der Zone des GWS im 4-Zonen-Modell. Dies ist für die anderen beiden Kriterien nicht der Fall und für die FKM-Richtlinie mit einem dritten Marker gekennzeichnet. Im Gegensatz zu den Kurven des RTCL- und BW-Kriteriums wurde für die FKM-Richtlinie jedoch ohne das Löschen von Elementen gerechnet, da die verbleibende Traglast nach der Rissinitiierung nach der Richtlinie nicht berücksichtigt wird. Stattdessen gilt die erste Verschiebung bei Überschreiten der Grenzkurve als Bruchverschiebung für das Bauteil. Um die Rissinitiierung in verschiedenen Bereichen der X-Profile zu bewerten, wurden das Überschreiten der jeweiligen Grenzkurve für die drei Bereiche SZ, WEZ und ‚GWS‘ separat berechnet.

Es zeigt sich in Abbildung 6-17, dass nach der FKM-Richtlinie sowohl für das 4-Zonen-Modell als auch das KWH-Modell Rissinitiierung und entsprechend Versagen in der SZ (Punkte SZ, FKM) und WEZ (Punkte WEZ, FKM) deutlich vor dem beschleunigten Kraftabfall auftritt. Auch in größerer Entfernung von ca. 20 mm zur SZ (Punkte ‚GWS‘, FKM) versagen die Platten spätestens beim Erreichen des beschleunigten Kraftabfalls in den Experimenten.

Beim BW-Kriterium findet die erste Rissinitiierung in der SZ in beiden Modellen ebenfalls vor dem beschleunigten Kraftabfall statt (Punkte SZ, BW). Die Rissinitiierung erfolgt nach dem RTCL-Kriterium (Punkte SZ, RTCL) jeweils später (4-Zonen-Modell: 5 mm, KWH-Modell: 4 mm später) als beim BW-Kriterium und liegt damit im Bereich des beschleunigten Kraftabfalls der experimentellen Ergebnisse. Der Vergleich der Kraft jeweils zwischen BW- und

RTCL-Kriterium zeigt, dass die Druckkraft nach der Rissinitiierung (SZ, BW) für etwa 4 mm Verschiebung kaum gegenüber der rissfreien (RTCL) Kraft-Verschiebungskurve abnimmt. Dies ist in Übereinstimmung mit den Experimenten, bei denen ebenfalls Risse in der SZ beobachtet werden können, bevor die Kraft beschleunigt abfällt.

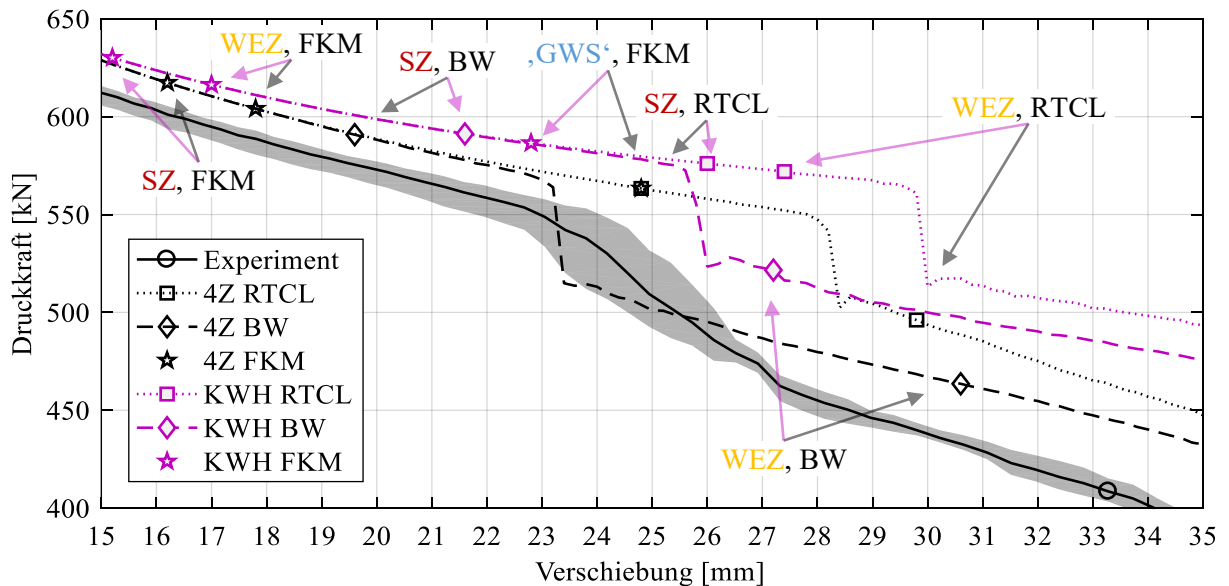


Abbildung 6-17: Ausschnitt der experimentell und numerisch bestimmten Kraft-Verschiebungskurven. Die experimentelle Kurve ist aus der Versuchsreihe gemittelt und mit ihrem Streuband dargestellt. Die Marker auf den Kurven des KWH- und 4-Zonen-Modells zeigen den Zeitpunkt der Rissinitiierung nach dem RTCL- und dem BW-Kriterium sowie nach der FKM-Richtlinie in der SZ (erster Marker) und in der WEZ des Gurts (zweiter Marker). Der dritte Marker für die FKM-Richtlinie markiert die Rissinitiierung im Äußerem Bereich (GWS) der Platten.

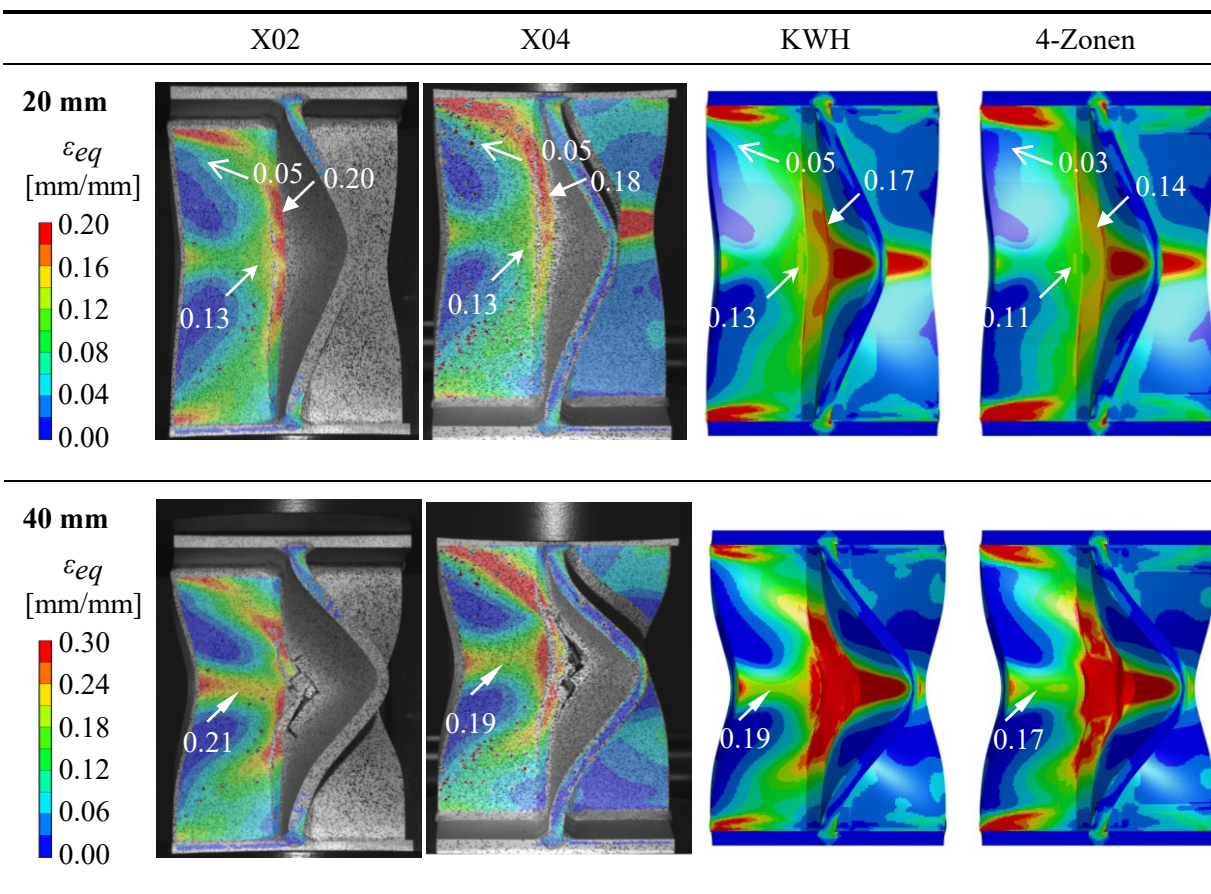
Der beschleunigte Kraftabfall setzt nach dem BW-Kriterium sowohl im 4-Zonen-Modell als auch im KWH-Modell bei Verschiebungen innerhalb der experimentellen Streubreite ein. Die Höhe des Kraftabfalls ist ebenfalls in beiden Modellen ähnlich zu den Experimenten. Im 4-Zonen-Modell verläuft die Kraft-Verschiebungskurve daraufhin zunächst innerhalb des experimentellen Streubands. Die etwas verzögerte Rissinitiierung im KWH-Modell führt dazu, dass die Kraft-Verschiebungskurve im Gegensatz zum 4-Zonen-Modell nicht innerhalb des experimentellen Streubands verläuft, sondern etwa 25 kN (entspricht 5 %) darüber bleibt.

In den Simulationen mit dem RTCL-Kriterium folgt der beschleunigte Kraftabfall im ähnlichen Abstand auf die Rissinitiierung (Punkte SZ, RTCL), wie beim BW-Kriterium, findet jedoch jeweils erst nach dem experimentellen Kraftabfall statt. Durch die jeweils spätere Rissinitiierung nach dem KWH-Modell vergrößert sich die Überschätzung der Druckkraft nach dem beschleunigten Kraftabfall mit zunehmender Verschiebung gegenüber der experimentellen Kurve stärker als beim 4-Zonen-Modell.

### 6.3.2 Untersuchung der Rissinitiierung und des Risswachstums anhand der lokalen Dehnungen und Spannungszustände

Um die FE-Simulationen anhand der lokalen Dehnungen zu validieren, zeigt Tabelle 6-2 die Verteilung der Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{eq}$  sowohl auf der Probe X02 als auch auf der Probe X04 im Vergleich mit dem KWH- und dem 4-Zonen-Modell bei 20 mm und 40 mm Verschiebung. Während die Simulationen eine EKL von 0.625 mm aufweisen, wurde die DIC mit einer Schrittweite von  $\approx 0.82$  mm (7 Pixel) ausgewertet. Damit lösen beide Methoden die Dehnungen in der Probe mit einer ähnlichen Genauigkeit auf.

*Tabelle 6-2: Vergleich der Vergleichsdehnung im Experiment (gemessen mit DIC) und in den Simulationen mit dem BW-Kriterium bei 20 mm und 40 mm Verschiebung. Die FE-Halbmodelle sind für die Vergleichbarkeit an der Symmetrieebene gespiegelt.*



Insbesondere die vergrößerte Gegenüberstellung der Probe X02 mit dem KWH-Modell bei 20 mm Verschiebung in Abbildung 6-18 zeigt, dass die Dehnungsverteilung in den Simulationen im Allgemeinen sehr gut mit dem DIC-Ergebnis übereinstimmt. Die höchsten Dehnungen in der SZ treten in der Simulation wie in der Probe X02 etwas ober- bzw. unterhalb zur Symmetrieebene auf. Dort sind die Dehnungen in der Simulation niedriger als in der Probe X02, welche ein weiteres Dehnungsmaximum zentral in der SZ aufweist. In der Probe X04 (Tabelle 6-2, Spalte X04) sind die Dehnungsmaxima in der SZ asymmetrisch ausgeprägt, was auf ein leicht asymmetrisches Ausbeulen dieser Probe hinweist. Die Dehnungen in dem Maximum in

der SZ oberhalb der Symmetrieebene sind in dieser Probe ebenfalls größer als die Dehnungen in der Simulation.

Weiterhin zeigt Tabelle 6-2, dass die lokalen Dehnungen in den Simulationen mit dem 4-Zonen-Modell im Vergleich zum KWH-Modell und zu den Experimenten an einigen Orten in der Probe um etwa 0.02 - 0.04 niedriger sind. Die entsprechenden Stellen sind in Tabelle 6-2 durch Pfeile markiert. Zudem zeigt Tabelle 6-2 (Zeile 40 mm), dass die insgesamt gute Abbildung der Dehnungsverteilung durch die FE-Simulationen auch bei großen Verschiebungen gegeben ist, wobei jedoch nach einsetzendem Risswachstum in der SZ ein Vergleich dort nicht mehr möglich ist.

In beiden Modellen sind Dehnungsmaxima in der SZ vor der Rissinitiierung etwas niedriger als in den Experimenten, bei sehr guter Abbildung der Deformation insgesamt. Das KWH-Modell bildet die Dehnungsmaxima hierbei in besserer Übereinstimmung mit den Experimenten ab, als das 4-Zonen-Modell.

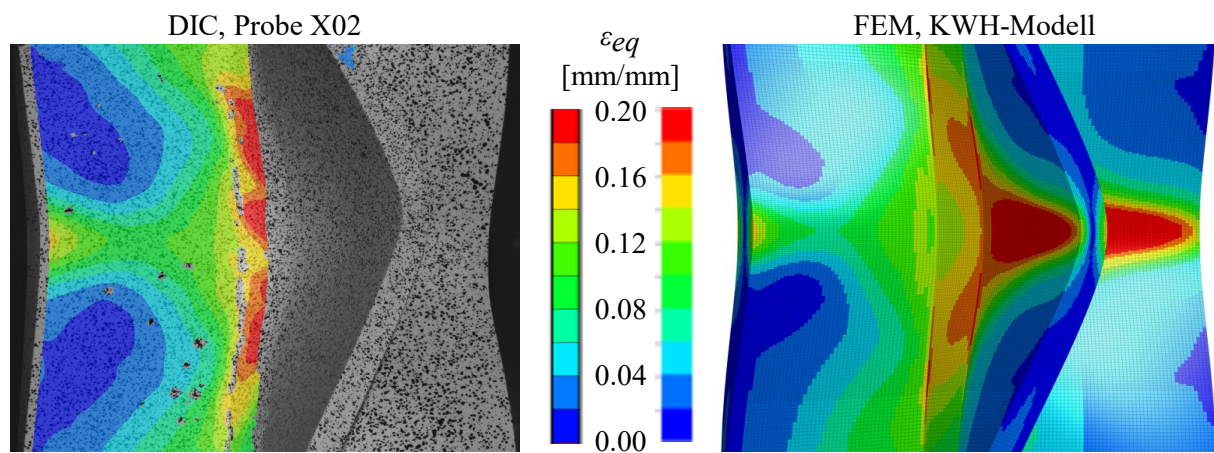


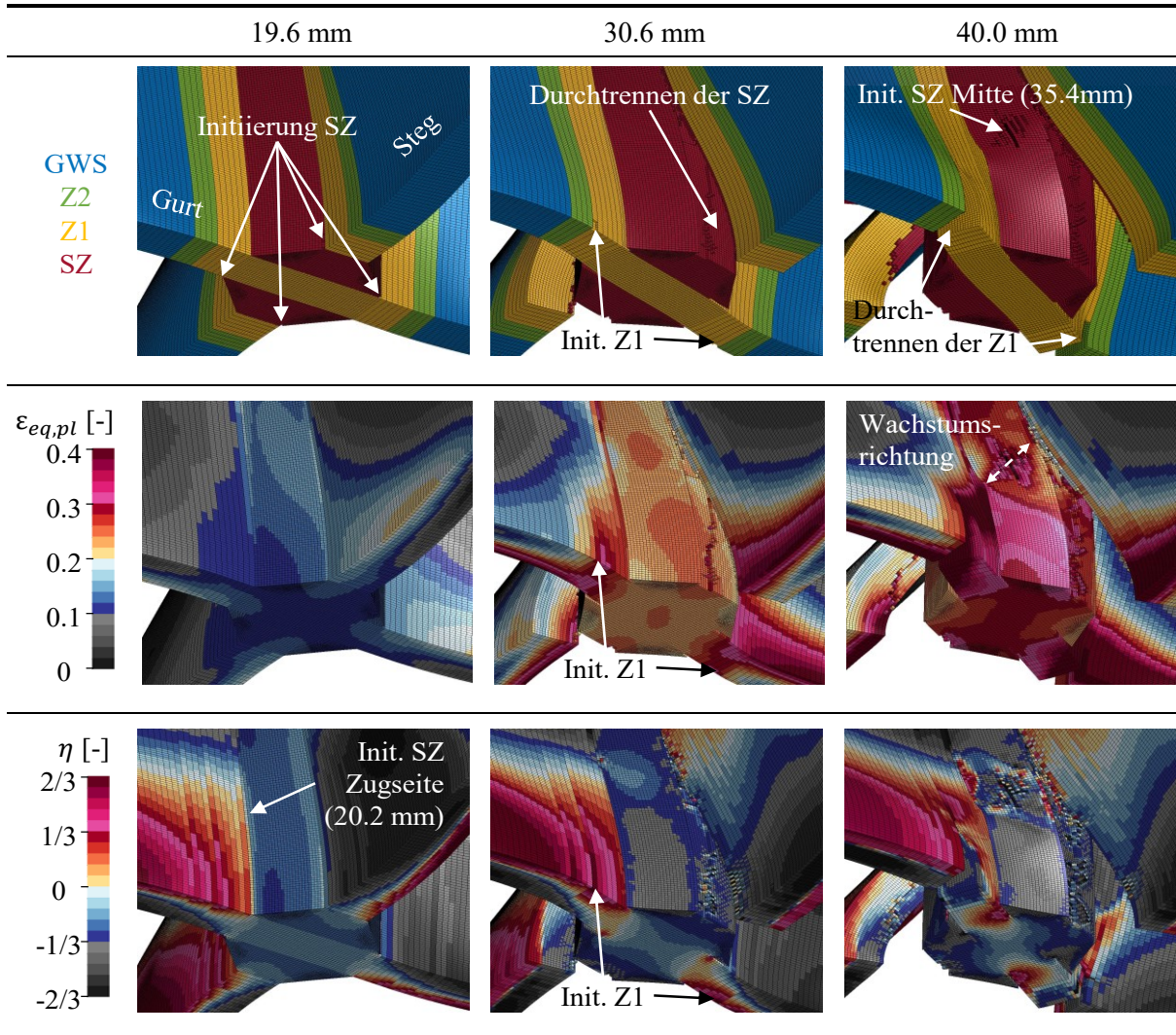
Abbildung 6-18: Verteilung der Vergleichsdehnung im Experiment (gemessen mit DIC an Probe X02) und in der Simulation (KWH-Modell, BW-Kriterium) bei 20 mm Verschiebung. Das FE-Halbmodell ist für die Vergleichbarkeit an der Symmetrieebene gespiegelt.

Da die Schädigung und Rissinitiierung sowohl in den Experimenten als auch in den FE-Modellen maßgeblich von dem vorliegenden Spannungszustand abhängen, wird dieser im Folgenden anhand des Versagens nach dem BW-Kriterium ebenfalls untersucht. Tabelle 6-3 (4-Zonen-Modell) und Tabelle 6-4 (KWH-Modell) zeigen jeweils die Modelle unmittelbar vor der Rissinitiierung nach dem BW-Kriterium in der SZ (erste Spalte) und im Gurt (zweite Spalte) sowie bei fortgeschrittenem Risswachstum bei 40 mm Verschiebung (dritte Spalte).

Es zeigt sich, dass die Rissinitiierung in der SZ bei beiden Modellen in der Symmetrieebene auf der Druckseite der Platten direkt am Übergang zum Gurt bzw. jeweiligen Steg bei einer Spannungsmehrachsigkeit von  $\eta \approx 0$  auftritt. Dies ist in beiden Modellen weder die Stelle in der SZ mit der höchsten Dehnung noch mit der höchsten Spannungsmehrachsigkeit. Die Kombination aus beiden führt dennoch dort zur höchsten Schädigung. Sowohl in der Simulation mit dem 4-Zonen- als auch dem KWH-Modell kommt es allerdings bereits kurz nach der Initiierung auf der Druckseite zur Initiierung auf der Zugseite. Die Stelle ist für beide Modelle ähnlich und

in Tabelle 6-3 (Spalte 19.6 mm, Zeile  $\eta$ ) gekennzeichnet. Dort ist  $\eta$  etwas größer als null und die Dehnungen nur etwas geringer als auf der Druckseite.

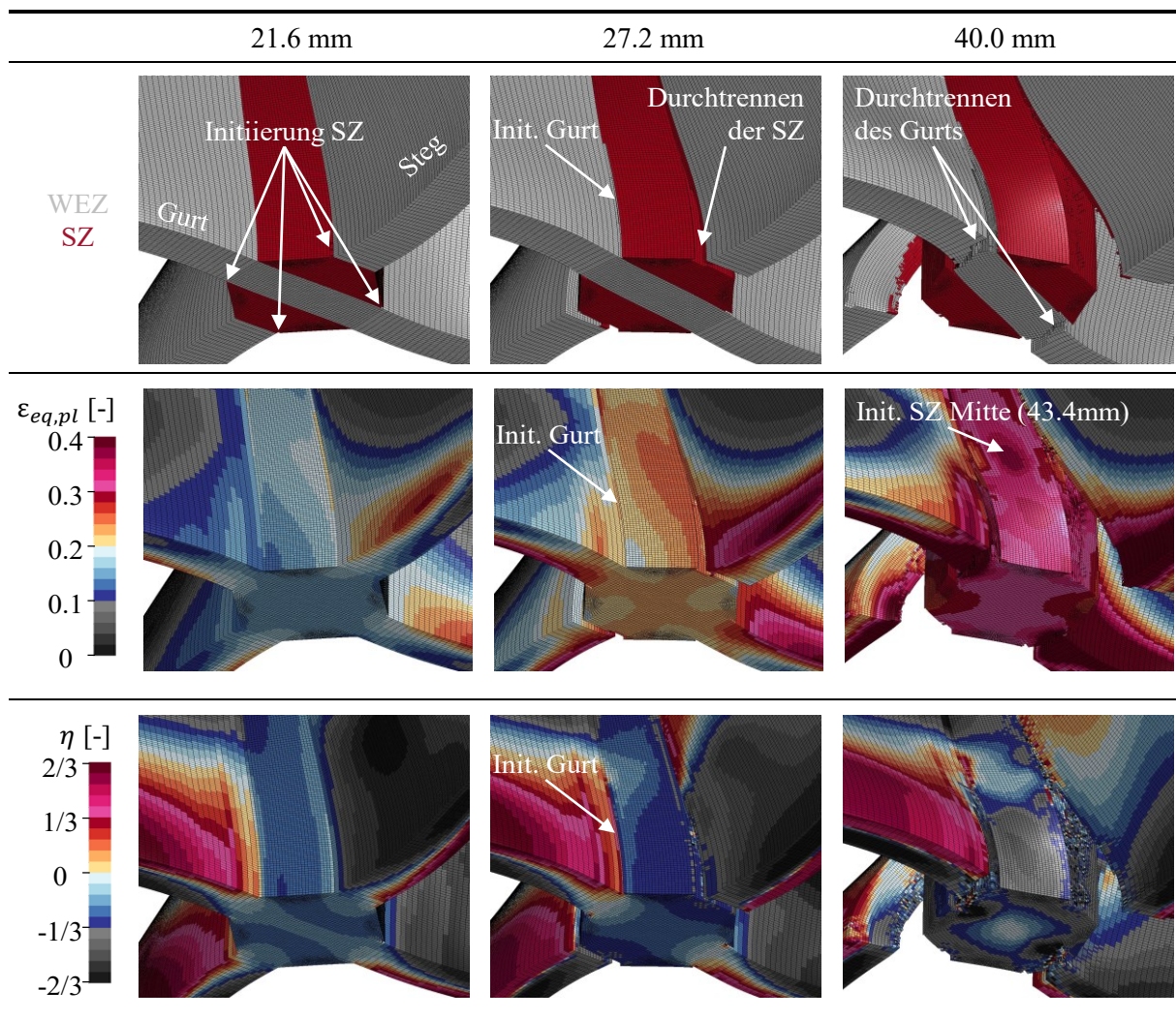
Tabelle 6-3: Rissinitiiierung und Risswachstum in der Schweißnahtumgebung, berechnet mit dem 4-Zonen-Modell und dem BW-Kriterium.



Nach der Initiierung wachsen die Risse in der SZ in axiale Richtung in die Länge und entlang der jeweiligen Grenze zum Gurt bzw. Steg in die Tiefe. Hierbei ist das Risswachstum am Übergang zum Steg deutlich schneller als am Übergang zum Gurt. Dies führt am Übergang zum Steg zu einem vollständigen Durchtrennen in Tiefenrichtung (zweite Spalte, erste Zeile in Tabelle 6-3 bzw. Tabelle 6-4). Durch den Verlust der vollständigen Anbindung der Stege an das Zentrum der Probe reduziert sich die MembranstEIFigkeit der Platten deutlich und erklärt damit den großen beschleunigten Kraftabfall in den Kraft-Verschiebungskurven. Der Vergleich von  $\eta$  in jeweils der ersten und zweiten Spalte der beiden Tabellen zeigt, dass das Abtrennen des Stegs eine Reduktion der Spannungsmehrachsigkeit in der SZ zur Folge hat. Durch die Entlastung der SZ ist diese in der Nähe der Symmetrieebene hauptsächlich auf Druck bei  $\eta \approx -1/3$  belastet, während vor dem Durchtrennen der SZ größere Bereiche auch auf Schub  $\eta \approx 0$  belastet wurden. Dies erklärt den Umstand, dass die SZ in beiden Modellen bis zu hohen Verschiebun-

gen weitestgehend intakt bleibt, da bei diesen Spannungszuständen trotz hoher plastischer Deformationen keine Schädigung akkumuliert wird. Erst in der Spalte 40 mm Verschiebung ist beim 4-Zonen-Modell (Tabelle 6-3) Risswachstum ausgehend von der Mitte der SZ diagonal zur Lastachse zu erkennen. Der Bereich ist vergrößert in Abbildung 6-19 im Detail der FEM bei 45 mm Verschiebung dargestellt. Dieses Risswachstum tritt beim KWH-Modell an ähnlicher Stelle und mit gleicher Wachstumsrichtung auch auf, jedoch bei höheren Verschiebungen. In der entsprechenden Spalte in Tabelle 6-4 wird deutlich, dass diese Risse in der SZ unter Schubbelastung bei  $\eta \approx 0$  initiieren, während der Rest der SZ noch auf Druck belastet ist. Bei 50 mm Verschiebung führen diese Risse beim 4-Zonen-Modell zur nahezu vollständigen Trennung des SZ-Ligaments, während im KWH-Modell der Restquerschnitt der SZ noch größer ist.

Tabelle 6-4: Rissinitiierung und Risswachstum in der Schweißnahtumgebung, berechnet mit dem KWH-Modell und dem BW-Kriterium



Der Vergleich der Übersichten in Abbildung 6-19 zeigt, dass das Risswachstum in axiale Richtung sowie die Risslänge in der SZ durch die Simulation insgesamt gut abgebildet werden. Im Vergleich der Detailausschnitte wird jedoch deutlich, dass die langen Risse in axiale Richtung in den Experimenten eher einem Zick-Zack-Muster folgen, während die Risse in der Simulation

geradlinig sind. Zudem zeigen die Details, dass die SZ in den Experimenten von mehreren sekundären Rissen diagonal zur Achse in kleinere Bruchstücke geteilt wird. In der Simulation hingegen wird die SZ nur an einer Stelle diagonal durchtrennt, während sich zusätzlich dazu mittig Risse in axiale Richtung ausbreiten.

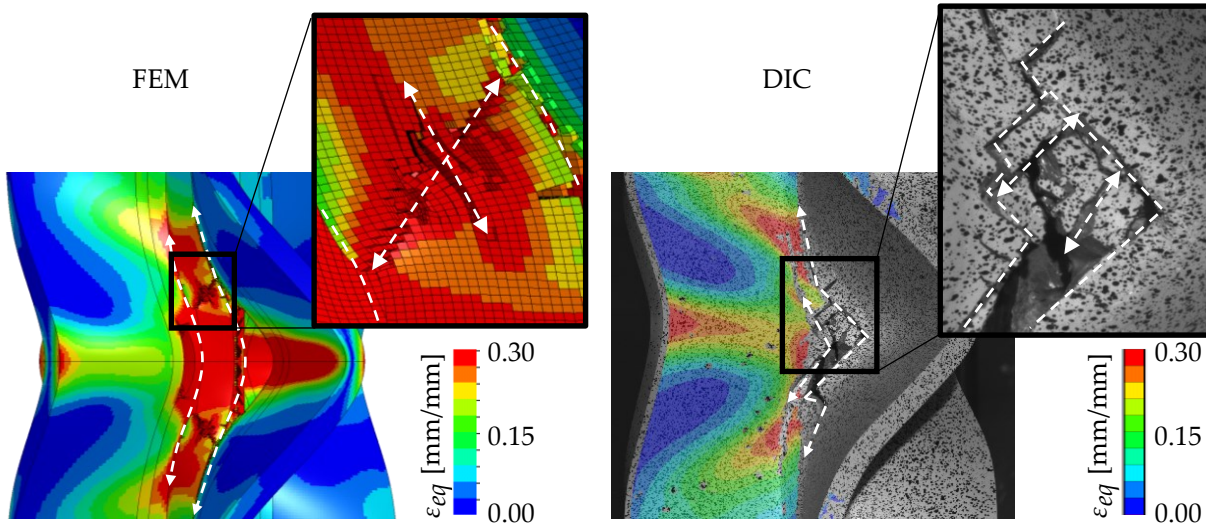


Abbildung 6-19: Vergleich des Risswachstums in der SZ bei 45 mm Verschiebung zwischen Experiment (Probe X02) und Simulation (4-Zonen-Modell und BW-Kriterium). Das FE-Halbmodell ist für die Vergleichbarkeit an der Symmetrieebene gespiegelt.

Während die Rissinitiierung in der SZ in beiden Modellen ähnlich abläuft, unterscheiden sich die Modelle bei der Rissinitiierung im Gurt. Die zweite Spalte in Tabelle 6-3 bzw. Tabelle 6-4 zeigt die Modelle unmittelbar vor der Rissinitiierung im Gurt sowie den jeweiligen Ort. Im 4-Zonen-Modell findet die Rissinitiierung in einem gewissen Abstand zur SZ in der Z1 am Übergang von der Z1 zu der Z2 in der Symmetrieebene statt. Im KWH-Modell hingegen erfolgt die Rissinitiierung direkt angrenzend zur SZ in etwa 15 mm Abstand zur Symmetrieebene. In beiden Modellen werden die ersten Elemente bei einer positiven Spannungsmehrachsigkeit (KWH:  $\eta = 0.35$ ; 4Z:  $\eta = 0.67$ ) gelöscht. Obwohl  $\eta$  beim KWH-Modell vor der Rissinitiierung im Gurt geringer ist als im 4-Zonen-Modell, ist auch die erreichte plastische Dehnung geringer (KWH:  $\epsilon_{eq,pl} = 0.22$ ; 4Z:  $\epsilon_{eq,pl} = 0.29$ ).

Nach der Initiierung wächst der Riss im Gurt nach dem KWH-Modell in axiale Richtung zunächst schnell (innerhalb von  $<1$  mm Verschiebung) bis zur Symmetrieebene und anschließend auch langsamer in Richtung Endplatten, ohne dabei an Tiefe zuzunehmen. Das Wachstum in die Tiefe beginnt bei beiden Modellen in etwa bei der gleichen Verschiebung, sodass der Gurt in beiden Modellen etwa zeitgleich durchtrennt ist. Die Spalten 40 mm in beiden Tabellen zeigen die durchtrennten Gurte.

Die unterschiedlichen Orte der Rissinitiierung im Gurt sind die Folge mehrerer Faktoren. Der Ort der Initiierung im 4-Zonen-Modell lässt sich durch die Betrachtung der  $\eta$ -Verteilung in Tabelle 6-3 erklären. Sowohl am Übergang zwischen der Z1 und der Z2 als auch am Übergang zwischen der Z2 und dem GWS treten Streifen mit deutlich erhöhter Spannungsmehrachsigkeit in der Zone mit der jeweils geringeren Festigkeit auf. Diese werden durch den sprunghaften

Anstieg der Spannungen am jeweiligen Übergang hervorgerufen und beschleunigen die Schädigung in diesen Bereichen. Zudem treten in der Z1 als Folge der Ausbeulung und der geringen Festigkeit dort die höchsten Dehnungen auf der Zugseite der Platten auf (Tabelle 6-3: Spalte 30.6 mm, Zeile  $\varepsilon_{eq,pl}$ ).

An ähnlicher Stelle befindet sich auch im KWH-Modell ein lokales Maximum der Spannungsmehrachsigkeit und Dehnung (Tabelle 6-4, Spalte 27.2 mm). Dieses wird ebenfalls durch inhomogene Festigkeitseigenschaften hervorgerufen. In dieser Entfernung zur SZ ist das Festigkeitsminimum überschritten und die Festigkeit nimmt in geringer Entfernung analog zum Härteverlauf stark zu. Dennoch sind die Unterschiede zwischen den einzelnen Elementen durch die feinere Auflösung des KWH-Modells geringer als der Unterschied an der Grenze von der Z1 zu der Z2 im 4-Zonen-Modell. Dadurch ist das lokale  $\eta$ -Maximum nicht so ausgeprägt, wie im 4-Zonen-Modell und weist eine vergleichbare plastische Dehnung und Spannungsmehrachsigkeit, wie am tatsächlichen Ort der Initiierung an der Grenze zur SZ auf. Direkt angrenzend zur SZ sind jedoch die ertragbaren Dehnungen geringer als im Festigkeitsminimum. Durch die indirekte Interpolation mit inverser Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Härte nehmen die ertragbaren Dehnungen ausgehend vom Härteminimum ab, je dichter ein Element an der SZ liegt, da die Härte ansteigt. Dies erklärt auch das Risswachstum zunächst in axiale Richtung ohne Wachstum in die Tiefe. Mit zunehmender Tiefe im Gurt steigt die entsprechende ertragbare Dehnung, was das Risswachstum in die Tiefe verzögert.

Ein Unterschied in den Kraft-Verschiebungskurven nach dem 4-Zonen-Modell und dem KWH-Modell ist der im KWH-Modell auftretende stärkere Kraftabfall bei 37 mm Verschiebung. Dieser ist im KWH-Modell auf das Durchtrennen des Gurtes zurückzuführen. Im 4-Zonen-Modell ist jedoch kein deutlicher Unterschied im Anstieg erkennbar, obwohl der Gurt ebenfalls durchtrennt wird. Zum einen ist der Effekt auf die Steifigkeit der Platten durch die geänderte Position und geringere Risslänge geringer als beim KWH-Modell. Zum anderen initiieren und wachsen zeitgleich Risse in der SZ, wodurch der Kraftabfall gleichmäßiger, aber insgesamt stärker als im KWH-Modell ist.

### 6.3.3 Diskussion

Eine Vielzahl von Einflussfaktoren führen zu dem in Experimenten und in den Simulationen beobachteten Verhalten der X-Profile unter axialer Druckbelastung. Auf die wesentlichen soll im Folgenden eingegangen werden.

*Einfluss der Spannungs- und Dehnungsverteilung sowie der Porosität auf die Rissinitiierung in der SZ*

Die experimentellen Ergebnisse zeigen anhand aller untersuchten Plattendicken, dass in geschweißten Aluminiumkreuzstößen unter axialer Druckbelastung Risse zuerst in der Schweißnaht initiieren, obwohl das Festigkeitsminimum in der WEZ vorliegt. Dies kann durch alle angewandten Modelle und Schädigungskriterien repliziert werden. Ein wesentlicher Grund dafür

ist die geringe Duktilität der SZ infolge kleiner homogen im Werkstoff verteilter Poren, welche in den Material- und Schädigungsmodellen der SZ integral mitberücksichtigt sind.

Der genaue Ort innerhalb der SZ, wo die ersten Risse auftreten, konnte im Experiment nicht eindeutig bestimmt werden. Die Untersuchung der lokalen Dehnungen und Dehnraten sowie Schliffbilder deuten darauf hin, dass der Ort der Rissinitiierung von größeren Poren unter der Probenoberfläche beeinflusst wird. Diese stellen Orte für beschleunigte Materialschädigung in Form der Initiierung von Mikrorissen dar. In den numerischen Simulationen sind diese größeren Poren als bevorzugte Orte für die Rissinitiierung nicht berücksichtigt. Dazu müssten für die SZ selbst verschiedene Zonen angenommen und kalibriert werden, was nicht Ziel dieser Arbeit war. Eine Berücksichtigung der tatsächlich in der SZ vorliegenden Porenverteilung ist jedoch auch mit Ansätzen denkbar, die in der additiven Fertigung angewandt werden. Demnach kann die SZ bestehend aus Matrix-Elementen und porenbehafteten Elementen mit unterschiedlichen Materialeigenschaften [122] oder mit gelöschten Elementen an Stelle der Poren modelliert werden [123]. Solche Ansätze erfordern jedoch eine sehr feine Vernetzung.

Die Rissinitiierung ist neben dem Vorhandensein der Poren auch maßgeblich von der Spannungs- und Dehnungsverteilung in den Proben beeinflusst. Die Rissinitiierung in der SZ tritt in den Experimenten immer in der Nähe der Symmetrieebene auf. Die Simulationen zeigen, dass dort die Kombination aus plastischer Dehnung und Spannungsmehrachsigkeit die höchste Schädigungsakkumulation hervorruft, obwohl weder die höchste Dehnung noch die höchste Spannungsmehrachsigkeit vorliegt. Stattdessen tritt die Rissinitiierung in Bereichen von  $\eta \approx 0$  auf. Zudem weisen alle Simulationen darauf hin, dass die Rissinitiierung bevorzugt auf der Druckseite der ausbeulenden Platten am Übergang zwischen SZ und WEZ erfolgt, wobei kurz darauf auch Risse auf der Zugseite auftreten. Durch den geringen Verschiebungsunterschied zwischen der Initiierung auf der Zug- und Druckseite werden die experimentellen Ergebnisse widerspiegelt, nach denen keine eindeutige Aussage über den bevorzugten Ort der Rissinitiierung innerhalb der SZ festzustellen ist. Dies deutet darauf hin, dass die inhomogene Verteilung großer Poren unter der Oberfläche den Ausschlag für den Initiierungsort im Detail geben, während Spannungszustand, Dehnungsverteilung und Duktilität den Haupteinfluss auf die Rissinitiierung ausüben.

#### *Abhängigkeit der berechneten Rissinitiierung in der WEZ vom Materialmodell*

Während sich alle Modelle beim prinzipiellen Verhalten der Rissinitiierung in der SZ ähnlich sind, bildet das neu entwickelte KWH-Modell die Rissinitiierung in der WEZ mit beiden Bruchkriterien genauer ab als mit dem 4-Zonen-Modell. Die bessere Auflösung der mechanischen Eigenschaften führt zu einer detaillierteren Auflösung der Fließkurven und infolgedessen zu einer besseren Abbildung der lokalen Dehnungen in unmittelbarer Nähe zur SZ. Zudem werden Steifigkeitssprünge zwischen den Zonen des konventionelleren 4-Zonen-Modells eliminiert, was auch zu einer realistischeren Reproduktion des Spannungszustandes führt. In Kombination mit einer feiner aufgelösten Abbildung von Schädigungsparametern führt dies beim KWH-Modell zum Versagen der WEZ direkt angrenzend zur SZ, was mit dem 4-Zonen-Modell nicht abgebildet werden konnte.

*Einfluss der Schweißnahtgeometrie auf die Rissinitiierung in der SZ und WEZ*

Ziel der vorliegenden Untersuchungen war es, ein einfach auf unterschiedliche Schweißnahtgeometrien übertragbares Materialmodell zur Verfügung zu stellen. Zu diesem Zweck wurde die Geometrie der Schweißnaht eines X-Profils idealisiert. Wie in Schliffbildern (siehe Abbildung 6-6) zu erkennen ist, können die Schweißnähte jedoch unregelmäßige und nicht vollständig symmetrische Geometrien aufweisen. Die Idealisierung der SZ als gerade und nicht K-förmig am Übergang zum Steg hat zur Folge, dass im Modell Bereiche der Probe der SZ zugewiesen sein können, welche zur WEZ gehören. Dies ist jedoch in den Zugproben der SZ auch der Fall (siehe Abbildung 3-8a), wodurch ein geringer Anteil WEZ insbesondere auch bei der Kalibrierung der Schädigungsparameter integral mitberücksichtigt ist. Zudem wurden in allen Simulationen der Kleinversuche ebenfalls in Dickenrichtung konstante Materialeigenschaften angenommen, wodurch die Idealisierung der Schweißnahtgeometrie für alle Lastfälle als gleich angesehen werden kann und damit die Übertragbarkeit auf X-Profile am Übergang von der SZ zu den Stegen gewährleistet ist. Eine etwaige asymmetrische Spannungs- und Dehnungsverteilung durch asymmetrische Schweißnahtgeometrien und damit unterschiedliche Verschiebungen, bei denen die Rissinitiierung auf unterschiedlichen Seiten des X-Profils auftritt, wurde im Modell nicht abgebildet. Der geringe Unterschied zwischen experimentell gemittelter und numerisch ermittelter Verschiebung des ersten beschleunigten Kraftabfalls zeigt jedoch, dass etwaige Asymmetrien im Mittel durch das Modell gut abgebildet werden.

Zudem sind in Abbildung 6-6 ungleichmäßig tiefe Einbrände in den Gurt zu beobachten, welche in beiden Modellen nicht durch die Form der SZ berücksichtigt sind. Im KWH-Modell liegen im Gurt direkt angrenzend zur SZ im Bereich des Einbrands durch die indirekte Interpolation reduzierte Grenzdehnungen im Vergleich zum Härteminimum in der WEZ vor. Dies führt dort zur Rissinitiierung bei vergleichsweise niedriger Dehnung. Zu beantworten, ob eine detailliertere Modellierung der SZ in diesem Bereich eine Rissinitiierung direkt angrenzend zur SZ auch mit dem 4-Zonen-Modell hervorrufen würde, erfordert zusätzliche Analysen. Eine entsprechende Charakterisierung der Geometrie des Einbrands und Modellierung der Geometrie zur Bestimmung des Einflusses des Einbrands auf die Rissinitiierung im Gurt ist daher in zukünftigen Untersuchungen durchzuführen.

*Einflussfaktoren auf die erhöhte Druckkraft in den Simulationen im Vergleich zum Experiment*

Bei der Betrachtung der Druckkraft in beiden Modellen (Abbildung 6-16) wird deutlich, dass diese nach einsetzender Rissinitiierung im Vergleich zu den Experimenten überschätzt wird. Dabei wird im Vergleich der Simulationen untereinander deutlich, dass ein späteres Durchtrennen der SZ und entsprechendes langsames Risswachstum zu einer höheren Steifigkeit der Probe führt. Dies verdeutlicht den großen Einfluss, den die Duktilität der SZ unter Schubbelastung auf das Tragverhalten des X-Profils hat. Jedoch kann der Unterschied zwischen dem 4-Zonen-Modell mit dem BW-Kriterium und den Experimenten bei Verschiebungen größer 27 mm nicht erklärt werden, da die Größe des Kraftabfalls den Experimenten entspricht. Es ist anzunehmen, dass eine Kombination aus verzögerter Rissinitiierung im Gurt und Risswachstum in der SZ zu einem Überschätzen der Traglast führt.

Eine mögliche Ursache für das langsamere Risswachstum in der SZ zeigt sich in den Details in Abbildung 6-19. Während das Hauptrisswachstum durch den integralen Ansatz abgebildet werden kann, zeigt sich die experimentell beobachtete Vielzahl sekundärer Risse in den Simulationen nicht. Außerdem bilden sich die sekundären Risse diagonal zu der Ausrichtung der Elemente aus. Ein negativer Einfluss der Elementausrichtung auf die Simulation des Risswachstums dieser sekundären Risse ist daher nicht auszuschließen. Nach dem vollständigen Durchtrennen des Ligaments (bei etwa 50 mm Verschiebung) nähern sich die Kraft-Verschiebungskurven der Simulation mit dem 4-Zonen-Modell und des Experiments wieder deutlich an (Abbildung 6-16a). Insgesamt kann daher davon ausgegangen werden, dass ein langsames Risswachstum von sekundären Rissen in der Simulation zu der beobachteten Überschätzung der Druckkraft bei hohen Verschiebungen beiträgt. Infolge der späteren Rissinitiierung der Sekundärrisse mit dem KWH-Modell tritt bis 50 mm Verschiebung kein vollständiges Durchtrennen der SZ auf, was die höhere Druckkraft im Vergleich zum BW-Kriterium erklärt.

Weiterhin zeigt Abbildung 6-17, dass es bereits vor dem ersten beschleunigten Kraftabfall zu einer zunehmenden Überschätzung der Druckkraft mit dem KWH-Modell im Vergleich zum 4-Zonen-Modell kommt. Dies lässt sich zum Teil auf die feinere Auflösung der Festigkeitseigenschaften in der WEZ zurückführen. Während mit der Z1 im 4-Zonen-Modell einem großen Bereich des Querschnitts die niedrigsten Festigkeitseigenschaften zugewiesen sind, ist der Bereich mit den geringsten Festigkeitseigenschaften im KWH-Modell kleiner. Zudem liegen im KWH-Modell im Bereich der Zone ‚GWS‘ des 4-Zonen-Modells insgesamt höhere Fließspannungen vor, da im KWH-Modell der Festigkeitsanstieg über die Festigkeit des GWS berücksichtigt wird.

Zudem muss bei dem Vergleich der Kraft-Verschiebungskurven beachtet werden, dass die Ermittlung der Fließkurven beider Modelle in unterschiedlichen Bereichen der hydrostatischen Spannung erfolgte. Eine Abhängigkeit der Fließkurven von der hydrostatischen Spannung wurde jedoch in keinem Modell berücksichtigt. In Kombination mit den komplexen Spannungszuständen in allen Materialbereichen muss ein etwaiger Einfluss daher noch untersucht werden. Vor dem Hintergrund dieser Vielzahl an Einflussfaktoren sind die Unterschiede in den Kraft-Verschiebungskurven beider Modelle im Vergleich zum Experiment als gering anzusehen.

#### *Vergleich zwischen dem RTCL- und dem BW-Kriterium*

Vor dem Hintergrund des Kalibrierungsaufwandes sind auch noch einmal das RTCL- und das BW-Kriterium zur Berechnung des Versagens zu bewerten. Das RTCL-Kriterium zeichnet sich dadurch aus, dass eine Kalibrierung anhand eines Zugversuchs pro Materialbereich genügt. Dennoch waren die Unterschiede zwischen BW- und RTCL-Kriterium in den Schubversuchen der SZ gering. Dadurch, dass die Duktilität der SZ unter Schubbelastung das Versagensverhalten der Axialdruckversuche und die Traglast maßgeblich beeinflusst, sind die Unterschiede zum BW-Kriterium in den Axialdruckversuchen ebenfalls gering. Die Kombination aus späterer Rissinitiierung in der SZ und einem Unterschätzen der Bruchdehnung in der WEZ (siehe Abbildung 5-18 und Abbildung 5-25) kommt es bei hohen Verschiebungen zu einem ähnlichen

Bruchbild mit Rissen in der WEZ, wie beim BW-Kriterium, jedoch bei jeweils höherer Druckkraft. Das RTCL-Kriterium ist daher eine gute Alternative zum genaueren BW-Kriterium, wenn keine Schubversuche zur Verfügung stehen. Die Ergebnisse der Schubversuche zeigen aber auch, dass das RTCL-Kriterium beim GWS und bei der WEZ unter Schub deutlich ungenauer das Versagen berechnet, als das BW-Kriterium, wodurch letztes zu bevorzugen ist, wenn andere Materialbereiche unter Schubbelastung die Traglast eines Bauteils wesentlich beeinflussen können.

## 6.4 Zwischenfazit

In diesem Kapitel wurden Axialdruckversuche an geschweißten X-Profilen durchgeführt und anhand dieser numerische Modelle validiert. Sowohl das 4-Zonen-Modell als auch das neue KWH-Modell wurden erfolgreich von Kleinproben auf die X-Profile übertragen. Beide Modelle stellten sich dabei insbesondere unter Verwendung des BW-Kriteriums als geeignet heraus, um sowohl das globale als auch das lokale Verhalten der X-Profile in guter Übereinstimmung mit den Experimenten abzubilden. Hierbei bildet das KWH-Modell die stark inhomogenen Materialeigenschaften deutlich detaillierter ab als das 4-Zonen-Modell. Folglich konnte das lokale Verhalten der Proben in Form der Dehnungsverteilung und der Rissbildung in der WEZ ebenfalls in besserer Übereinstimmung mit den Experimenten berechnet werden als mit dem 4-Zonen-Modell. Mit beiden Modellen wird das globale Verhalten, repräsentiert durch die Kraft-Verschiebungskurven, mit geringen Unterschieden zum Experiment wiedergegeben. Dabei überschätzt die Simulation mit dem 4-Zonen-Modell nach der Rissinitiierung die Druckkraft etwas weniger als das KWH-Modell. Vor dem Hintergrund der komplexen Materialverteilung in der Schweißnahtumgebung sowie der Vielzahl von Einflussfaktoren auf die lokale Festigkeit und das Schädigungsverhalten unter verschiedensten Spannungszuständen liefert das KWH-Modell daher insgesamt das bessere Materialmodell für die Simulation des Grenztragverhaltens der untersuchten Proben.

Sollten nur einachsige Zugversuche zur Kalibrierung von Schädigungsparametern zur Verfügung stehen, liefert das RTCL-Kriterium mit nur einem zu kalibrierenden Parameter eine Alternative mit ähnlichen, aber leicht nichtkonservativen Ergebnissen zum BW-Kriterium. Im Gegensatz dazu sind die Ergebnisse nach FKM-Richtlinie deutlich konservativ, erlauben aber dennoch eine Berücksichtigung der plastischen Verformung der X-Profile.



## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Für die Auslegung von Fahrzeugen ist es notwendig, das Verhalten der Struktur unter außergewöhnlichen Belastungen, wie Kollisionen zu berücksichtigen. Um dabei gegensätzliche Anforderungen, wie ein hohes Energieaufnahmevermögen und geringen Materialeinsatz erfüllen zu können, müssen die Verformungsreserven des Werkstoffes im Detail und der Struktur als Ganzes bekannt sein. Bei geschweißten Aluminiumlegierungen zeigen die Ergebnisse der Literatur, dass das Versagensverhalten einer Struktur maßgeblich durch die Fügestelle beeinflusst wird. Durch den Festigkeitsverlust in der SZ und in der WEZ in Folge des Schweißprozesses gegenüber einer ungeschweißten Platte kommt es dort zum Versagen. In den bisherigen Studien wurde dabei entweder nur das lokale Versagen der inhomogenen Schweißnahtumgebung im Detail untersucht oder starke Vereinfachungen für Simulationen an Großstrukturen gemacht.

Ziel dieser Arbeit war es daher, das globale Grenztragverhalten geschweißter Aluminiumstrukturen unter Berücksichtigung lokaler Vorgänge in der WEZ und SZ zu untersuchen und numerisch zu simulieren. Dafür wurden im Rahmen dieser Arbeit einerseits Axialdruckversuche an X-Profilen durchgeführt und die mechanischen Eigenschaften des GWS, der WEZ und der SZ anhand von Kleinversuchen bei verschiedenen Spannungszuständen untersucht. Andererseits wurde ein neues Materialmodell mit dem Ziel entwickelt, die lokalen Inhomogenitäten insbesondere in der WEZ abzubilden und mit geringem Aufwand auf unterschiedliche Bauteile übertragbar zu sein.

Die experimentellen Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass eine Vielzahl von Faktoren die mechanischen Eigenschaften in der Schweißnahtumgebung eines Bauteils beeinflussen. Für den Ausgangswerkstoff konnte beispielsweise eine Abhängigkeit der Fließkurve von der hydrostatischen Spannung durch die Untersuchung von Stauch- und Zugproben sowie von neuen asymmetrischen Proben unter verschiedenen Belastungen nachgewiesen werden. Auch das Schädigungsverhalten ist durch den Spannungszustand beeinflusst. Anhand von Versuchen und numerischen Simulationen an den asymmetrischen Proben konnte für den GWS eine geringe Abhängigkeit der Bruchdehnung vom *Lode*-Winkel-Parameter festgestellt werden. Jedoch beeinflusst die Spannungsmehrachsigkeit die Schädigung in den durchgeführten Versuchen maßgeblich.

Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen außerdem, dass der Spannungszustand in der WEZ nicht nur durch die Probengeometrie und die Belastung, sondern auch wesentlich durch die Inhomogenität der mechanischen Eigenschaften beeinflusst wird. Entsprechend wichtig ist die detaillierte Auflösung des Fließverhaltens in der WEZ, um auch das lokale Bruchverhalten in Übereinstimmung mit Experimenten abzubilden. Hierzu sind in der Literatur bisher nur wenige Ansätze zu finden, welche ein Materialmodell zur Verfügung stellen, das einfach von Kleinversuchen auf unterschiedliche Schweißnahtgeometrien übertragen werden kann. Zudem sind diese Modelle zumeist auf die Anwendung an einer speziellen Schweißnahtgeometrie beschränkt, an

welcher die mechanischen Eigenschaften bestimmt werden. Daher wurde das neue Materialmodell in dieser Arbeit auf Basis von schweißprozessähnlichen Wärmebehandlungen und Härteprüfungen entwickelt. Durch die Unabhängigkeit der Wärmebehandlung von Kleinproben von einer spezifischen Schweißnahtgeometrie konnten sowohl für Stumpfnähte als auch für Kreuzstöße örtlich fein aufgelöst mechanische Eigenschaften entsprechenden FE-Modellen zugewiesen werden. Lediglich Härteprüfungen an der tatsächlichen Schweißnaht sind für die Anwendung des Modells auf die verschiedenen Bauteile notwendig. Vor dem Hintergrund der hohen Inhomogenität in der WEZ wurden für die Abbildung der Festigkeitseigenschaften die vielen möglichen Einflussfaktoren auf die lokale Festigkeit auf die detaillierte Abbildung der ortsabhängigen Fließkurven reduziert. Als Ergebnis zeigt sich sowohl in Simulationen von Kleinversuchen als auch von Axialdruckversuchen eine deutliche Verbesserung der Abbildung der lokalen Deformationen mittels des neuen KWH-Modells gegenüber dem konventionelleren 4-Zonen-Modell.

Um auch das Schädigungsverhalten in der Schweißnahtumgebung im Rahmen des KWH-Modells berücksichtigen zu können wurden drei Ansätze untersucht, die mit einem geringen Kalibrieraufwand pro untersuchtem Werkstoffzustand auskommen. Ziel ist es, Schädigungsparameter künftig an einfachen Proben bestimmen zu können, welche ebenfalls der gleichen schweißprozessähnlichen Wärmebehandlung unterzogen werden können, wie die hier eingesetzten Stauchproben. Anhand von Zugversuchen konnten die Parameter für die Grenzkurve nach der FKM-Richtlinie bestimmt, sowie der Parameter für die Bruchdehnung im einachsigen Zugversuch des RTCL- und des BW-Kriteriums kalibriert werden. Für die Untersuchung des GWS, der SZ und der WEZ unter Schubbelastung sowie zur Kalibrierung des Schubparameters des BW-Kriteriums wurde in Kombination mit der Belastungsvorrichtung nach *Richard* eine neue symmetrische Schubprobe vorgestellt. Die Ergebnisse der Schubversuche an dieser Probe zeigen, dass sich die SZ, der GWS und die WEZ unter Schubbelastung unterschiedlich verhalten. Insbesondere die Versuche an der WEZ weisen auf eine sehr hohe Duktilität unter Schubbelastung im Vergleich zur Zugbelastung hin, während die Unterschiede zwischen den Bruchdehnungen bei Schub und Zug in der SZ bzw. dem GWS gering sind. Durch das unterschiedliche Schädigungsverhalten der Materialbereiche ist das BW-Kriterium mit zwei Parametern am besten geeignet, um die Rissinitiierung unter verschiedenen Spannungszuständen in der inhomogenen Schweißnahtumgebung zu berechnen. Jedoch erfordern die für die Kalibrierung benötigten Schubversuche derzeit noch relativ große Proben, welche nicht geeignet für eine schweißprozessähnliche Wärmebehandlung sind. Eine Optimierung dieser Versuche und Wärmebehandlungen ist daher in zukünftigen Untersuchungen notwendig, um für jeden Wärmebehandlungszustand Schädigungsparameter ermitteln zu können. Das Vorgehen nach der FKM-Richtlinie und das RTCL-Kriterium benötigen hingegen nur einen Zugversuch pro Materialbereich zur Kalibrierung. Jedoch lieferte die FKM-Richtlinie stark konservative Ergebnisse, während es mit dem RTCL-Kriterium zu einer Überschätzung der Tragfähigkeit der X-Profile durch das schubgesteuerte Versagen in der SZ kam.

Insgesamt konnten die experimentellen und numerischen Untersuchungen wichtige Erkenntnisse für das Versagensverhalten geschweißter Strukturen unter axialer Druckbelastung geben.

Sowohl die Experimente als auch die Simulationen insbesondere mit dem BW-Kriterium zeigen, dass das Tragverhalten maßgeblich von Rissen in der SZ und WEZ beeinflusst wird. Nach der ersten Rissinitiierung in der SZ und einem darauffolgenden beschleunigten Kraftabfall wird die ertragbare Druckkraft maßgeblich vom Risswachstum sowohl in der SZ als auch in der WEZ beeinflusst. Hierbei zeigen die Simulationen mit dem 4-Zonen-Modell im Vergleich zum KWH-Modell und den Experimenten den Einfluss sekundärer Risse in der SZ auf den Kraftabfall bei großen Verschiebungen. Die Ergebnisse mit dem KWH-Modell verdeutlichen allerdings, dass eine detaillierte Abbildung der Festigkeit und Duktilität in der Schweißnahtumgebung notwendig ist, um das Versagen lokal in Übereinstimmung mit den Experimenten abzubilden, was für die WEZ mit dem 4-Zonen-Modell nicht möglich war.

Im Rahmen dieser Arbeit konnte mit den Axialdruckversuchen ein Zwischenschritt zwischen Kleinversuchen und Großstrukturen untersucht und die Anwendbarkeit eines bekannten und eines neuen Materialmodells gezeigt werden. Insbesondere für das KWH-Modell steht allerdings noch eine Übertragung der Erkenntnisse auf Großstrukturen aus. Diese erfordern wesentlich gröbere Vernetzungen als in den vorliegenden Simulationen. Um dieses Ziel zu erreichen, muss die Ortsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften in größere Elemente integriert werden. Diesbezüglich ist die Anwendung neuartiger Multi-Material-Elemente denkbar.



## Literaturverzeichnis

- [1] Urban, J.: Crushing and Fracture of Lightweight Structures. Technical University of Denmark, Department of Mechanical Engineering, Dissertation, 01/2003
- [2] Törnqvist, R.: Design of crashworthy ship structures. Technical University of Denmark, Department of Mechanical Engineering, Dissertation, 06/2003
- [3] Paik, J. K.; et al.: Mechanical collapse testing on aluminum stiffened panels for marine applications. Ship Structure Committee, 2008
- [4] Sensharma, P.; Collette, M. D.; Harrington, J.: Effect of Welded Properties on Aluminum Structures. Ship Structure Committee, 2010
- [5] Benson, S.; Downes, J.; Dow, R. S.: Ultimate strength characteristics of aluminium plates for high-speed vessels. In: Ships and Offshore Structures (6), 2011, no 1-2, pp. 67–80. doi: 10.1080/17445302.2010.529696
- [6] Khedmati, M. R.; Zareei, M. R.; Rigo, P.: Sensitivity analysis on the elastic buckling and ultimate strength of continuous stiffened aluminium plates under combined in-plane compression and lateral pressure. In: Thin-Walled Structures (47), 2009, no 11, pp. 1232–1245. doi: 10.1016/j.tws.2009.04.010
- [7] Pedram, M.; Khedmati, M. R.: The effect of welding on the strength of aluminium stiffened plates subject to combined uniaxial compression and lateral pressure. In: International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering (6), 2014, 1, pp. 39–59. doi: 10.2478/IJNAOE-2013-0162
- [8] Dørum, C.; Lademo, O.-G.; Myhr, O. R.; Berstad, T.; O. S. Hopperstad: Finite element analysis of plastic failure in heat-affected zone of welded aluminium connections. In: Computers & Structures (88), 2010, no 9-10, pp. 519–528. doi: 10.1016/j.compstruc.2010.01.003
- [9] Zhang, Z. L.; Ødegård, J.; Myhr, O. R.; Fjær, H.: From microstructure to deformation and fracture behaviour of aluminium welded joints – a holistic modelling approach. In: Computational Materials Science (21), 2001, no 3, pp. 429–435. doi: 10.1016/S0927-0256(01)00181-1
- [10] Hval, M.; Thaulow, C.; Lange, J. H.; Hoydal, H.; Z. L. Zhang: Numerical Modeling of Ductile Fracture Behavior in Aluminum Weldments. In: Welding Journal (77), 1998, 208s-217s
- [11] Wang, T.; Hopperstad, O. S.; Larsen, P. K.; Lademo, O.-G.: Evaluation of a finite element modelling approach for welded aluminium structures. In: Computers & Structures (84), 2006, no 29-30, pp. 2016–2032. doi: 10.1016/j.compstruc.2006.08.011

- [12] Gallais, C.; Simar, A.; Fabregue, D.; Denquin, A.; G. Lapasset; B. de Meester; Y. Brechet; T. Pardoen: Multiscale Analysis of the Strength and Ductility of AA 6056 Aluminum Friction Stir Welds. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* (38), 2007, no 5, pp. 964–981. doi: 10.1007/s11661-007-9121-x
- [13] Zheng, L.; Petry, D.; Rapp, H.; Wierzbicki, T.: Characterization of material and fracture of AA6061 butt weld. In: *Thin-Walled Structures* (47), 2009, no 4, pp. 431–441. doi: 10.1016/j.tws.2008.08.008
- [14] Scheider, I.; Barbini, A.; dos Santos, J. F.: Numerische Simulation der Restfestigkeit von Rührreibgeschweißten Strukturen - Bruchmechanische Werkstoff- und Bauteilbewertung: Beanspruchungsanalyse, Prüfmethoden und Anwendungen. In: 50. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchmechanik und Bauteilsicherheit, Bd. 250, 2018, S. 59–68
- [15] Liu, J.; Wang, L.-L.; Lee, J.; Chen, R.; O. El-Fakir; L. Chen; J. Lin; T. A. Dean: Size-dependent mechanical properties in AA6082 tailor welded specimens. In: *Journal of Materials Processing Technology* (224), 2015, pp. 169–180. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.05.004
- [16] Kang, J.; McDermid, J.; Bruhis, M.: Measuring the Mechanical Properties of Aluminum Sheets and Their Resistance Spot Welds at Large Strains Using Digital Image Correlation Coupled with a Modified Shear Test. In: *SAE Technical Paper Series - SAE Technical Paper Series*, SAE International 400 Commonwealth Drive, Warrendale, PA, United States, 2012. doi: 10.4271/2012-01-0181
- [17] Kulekci, M. K.: Effects of Process Parameters on Tensile Shear Strength of Friction Stir Spot Welded Aluminium Alloy (EN AW 5005). In: *Archives of Metallurgy and Materials* (59), 2014, 1, pp. 221–224. doi: 10.2478/amm-2014-0035
- [18] Matteis, G. de; Mazzolani, F. M.; Panico, S.: Experimental tests on pure aluminium shear panels with welded stiffeners. In: *Engineering Structures* (30), 2008, no 6, pp. 1734–1744. doi: 10.1016/j.engstruct.2007.11.015
- [19] Zhao, Y.; Zhan, X.; Chen, S.; Bai, M.; X. Gong: Study on the shear performance and fracture mechanism of T-joints for 2219 aluminum alloy by dual laser-beam bilateral synchronous welding. In: *Journal of Alloys and Compounds* (847), 2020, pp. 156511. doi: 10.1016/j.jallcom.2020.156511
- [20] Rometsch, P. A.; Zhang, Y.; Knight, S.: Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* (24), 2014, no 7, pp. 2003–2017. doi: 10.1016/S1003-6326(14)63306-9
- [21] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. In: VDI-Buch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2007. doi: 10.1007/978-3-540-69451-9

- [22] Hufnagel, W.: Aluminium-Taschenbuch - Hrsg.: Aluminium-Zentrale, Düsseldorf. Verantwortl. Bearb.: W. Hufnagel unter Mitarb. zahlr. Fachkollegen Hrsg.: Aluminium-Zentrale, Düsseldorf. Verantwortl. Bearb.: W. Hufnagel unter Mitarb. zahlr. Fachkollegen, 1983
- [23] Milkereit, B.: Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen - Zugl.: Rostock, Univ., Fak. für Maschinenbau und Schiffstechnik, Diss., 2011. In: Forschungsberichte des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock. Shaker, Aachen, 2011
- [24] ISO 2107:2007: Aluminium and aluminium alloys -- Wrought products -- Temper designations. Beuth, 2007
- [25] Diltthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 - Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. In: VDI-Buch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2005. doi: 10.1007/b139036
- [26] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens - Eisenwerkstoffe - nichteisenmetallische Werkstoffe. In: VDI-Buch. Springer, Heidelberg, New York, 2010
- [27] Myhr, O. R.; Grong, Ø.; Fjær, H. G.; Marioara, C. D.: Modelling of the microstructure and strength evolution in Al-Mg-Si alloys during multistage thermal processing. In: Acta Materialia (52), 2004, no 17, pp. 4997–5008. doi: 10.1016/j.actamat.2004.07.002
- [28] Osten, J.; Milkereit, B.; Schick, C.; Kessler, O.: Dissolution and Precipitation Behaviour during Continuous Heating of Al-Mg-Si Alloys in a Wide Range of Heating Rates. In: Materials (Basel, Switzerland) (8), 2015, no 5, pp. 2830–2848. doi: 10.3390/ma8052830
- [29] Wiechmann, P.; Panwitt, H.; Heyer, H.; Reich, M.; M. Sander; O. Kessler: Combined Calorimetry, Thermo-Mechanical Analysis and Tensile Test on Welded EN AW-6082 Joints. In: Materials (Basel, Switzerland) (11), 2018, no 8. doi: 10.3390/ma11081396
- [30] Fröck, H.; Milkereit, B.; Wiechmann, P.; Springer, A.; M. Sander; O. Kessler; M. Reich: Influence of Solution-Annealing Parameters on the Continuous Cooling Precipitation of Aluminum Alloy 6082. In: Metals (8), 2018, no 4, pp. 265. doi: 10.3390/met8040265
- [31] Radaj, D.: Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen - Rechen- und Meßverfahren. In: Fachbuchreihe Schweißtechnik. Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren DVS-Verl., Düsseldorf, 2002
- [32] Pratihari, S.; Stelmukh, V.; Hutchings, M. T.; Fitzpatrick, M. E.; U. Stühr; L. Edwards: Measurement of the residual stress field in MIG-welded Al-2024 and Al-7150 aluminium alloy compact tension specimens. In: Materials Science and Engineering: A (437), 2006, 1, pp. 46–53. doi: 10.1016/j.msea.2006.04.061

- [33] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2016
- [34] Wilkins, M. L.: *Computer Simulation of Dynamic Phenomena*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1999. doi: 10.1007/978-3-662-03885-7
- [35] Benzerga, A. A.; Leblond, J.-B.; Needleman, A.; Tvergaard, V.: Ductile failure modeling. In: *International Journal of Fracture* (201), 2016, 1, pp. 29–80. doi: 10.1007/s10704-016-0142-6
- [36] Burth, K.; Brocks, W.: *Plastizität*. Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 1992. doi: 10.1007/978-3-322-91588-7
- [37] Reichel, U.; Dahl, W.: Beschreibung der Fließkurve auf der Basis phänomenologischer Ansätze am Beispiel eines Baustahls. In: *Steel Research* (59), 1988, no 4, pp. 171–178. doi: 10.1002/srin.198801626
- [38] Tu, S.; Ren, X.; He, J.; Zhang, Z.: Stress–strain curves of metallic materials and post-necking strain hardening characterization: A review. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* (43), 2020, 1, pp. 3–19. doi: 10.1111/ffe.13134
- [39] Choung, J. M.; Cho, S. R.: Study on true stress correction from tensile tests. In: *Journal of Mechanical Science and Technology* (22), 2008, no 6, pp. 1039–1051. doi: 10.1007/s12206-008-0302-3
- [40] Johnson, G. R.; Cook, W. H.: A Constitutive Model And Data For Metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: 1983
- [41] Gannon, L.: *Mesh Dependence of True Stress-Strain Curves in Finite Element Analysis of Steel Structures*. Defence R&D Canada – Atlantic, 2011
- [42] Bao, Y.: *Prediction of Ductile Crack Formation in Uncracked Bodies*. Massachusetts Institute of Technology, Department of Ocean Engineering, Dissertation, 2003
- [43] Joun, M.; Eom, J. G.; Lee, M. C.: A new method for acquiring true stress–strain curves over a large range of strains using a tensile test and finite element method. In: *Mechanics of Materials* (40), 2008, no 7, pp. 586–593. doi: 10.1016/j.mechmat.2007.11.006
- [44] Bao, Y.; Wierzbicki, T.: On the cut-off value of negative triaxiality for fracture. In: *Engineering Fracture Mechanics* (72), 2005, no 7, pp. 1049–1069. doi: 10.1016/j.engfracmech.2004.07.011
- [45] Pineau, A.; Pardoën, T.: Failure of Metals. In: *Comprehensive structural integrity*, Elsevier/Pergamon, Amsterdam, Boston, 2003, S. 684–797. doi: 10.1016/B0-08-043749-4/02109-1
- [46] Achouri, M.; Germain, G.; Dal Santo, P.; Saidane, D.: Experimental characterization and numerical modeling of micromechanical damage under different stress

- states. In: *Materials & Design* (50), 2013, pp. 207–222. doi: 10.1016/j.matdes.2013.02.075
- [47] Morgeneyer, T. F.; Taillandier-Thomas, T.; Buljac, A.; Helfen, L.; F. Hild: On strain and damage interactions during tearing: 3D in situ measurements and simulations for a ductile alloy (AA2139-T3). In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* (96), 2016, pp. 550–571. doi: 10.1016/j.jmps.2016.07.012
- [48] Morgeneyer, T. F.; Taillandier-Thomas, T.; Helfen, L.; Baumbach, T.; I. Sinclair; S. Roux; F. Hild: In situ 3-D observation of early strain localization during failure of thin Al alloy (2198) sheet. In: *Acta Materialia* (69), 2014, pp. 78–91. doi: 10.1016/j.actamat.2014.01.033
- [49] Magnusen, P. E.; Dubensky, E. M.; Koss, D. A.: The effect of void arrays on void linking during ductile fracture. In: *Acta Metallurgica* (36), 1988, no 6, pp. 1503–1509. doi: 10.1016/0001-6160(88)90217-9
- [50] Tvergaard, V.: Interaction of very small voids with larger voids. In: *International Journal of Solids and Structures* (35), 1998, no 30, pp. 3989–4000. doi: 10.1016/S0020-7683(97)00254-0
- [51] Tvergaard, V.: Shear deformation of voids with contact modelled by internal pressure. In: *International Journal of Mechanical Sciences* (50), 2008, no 10-11, pp. 1459–1465. doi: 10.1016/j.ijmecsci.2008.08.007
- [52] Tvergaard, V.: Study of localization in a void-sheet under stress states near pure shear. In: *International Journal of Solids and Structures* (75-76), 2015, pp. 134–142. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2015.08.008
- [53] Jackiewicz, J.: Use of a modified Gurson model approach for the simulation of ductile fracture by growth and coalescence of microvoids under low, medium and high stress triaxiality loadings. In: *Engineering Fracture Mechanics* (78), 2011, no 3, pp. 487–502. doi: 10.1016/j.engfracmech.2010.03.027
- [54] Gurson, A. L.: Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* (99), 1977, 1, pp. 2–15. doi: 10.1115/1.3443401
- [55] Tvergaard, V.; Needleman, A.: Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. In: *Acta Metallurgica* (32), 1984, 1, pp. 157–169. doi: 10.1016/0001-6160(84)90213-X
- [56] Nahshon, K.; Hutchinson, J. W.: Modification of the Gurson Model for shear failure. In: *European Journal of Mechanics - A/Solids* (27), 2008, 1, pp. 1–17. doi: 10.1016/j.euromechsol.2007.08.002

- [57] Nahshon, K.; Xue, Z.: A modified Gurson model and its application to punch-out experiments. In: *Engineering Fracture Mechanics* (76), 2009, no 8, pp. 997–1009. doi: 10.1016/j.engfracmech.2009.01.003
- [58] Zhou, J.; Gao, X.; Sobotka, J. C.; Webler, B. A.; B. V. Cockeram: On the extension of the Gurson-type porous plasticity models for prediction of ductile fracture under shear-dominated conditions. In: *International Journal of Solids and Structures* (51), 2014, no 18, pp. 3273–3291. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2014.05.028
- [59] Jiang, W.; Li, Y.; Su, J.: Modified GTN model for a broad range of stress states and application to ductile fracture. In: *European Journal of Mechanics - A/Solids* (57), 2016, pp. 132–148. doi: 10.1016/j.euromechsol.2015.12.009
- [60] Fiedler, M.; et al.: Richtlinie Nichtlinear - Rechnerischer Festigkeitsnachweis unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens : für Bauteile aus Stahl, Stahlguss und Aluminiumknetlegierungen. In: FKM-Richtlinie. VDMA Verlag GmbH, Frankfurt am Main, 2019
- [61] Rice, J. R.; Tracey, D. M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields\*. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* (17), 1969, no 3, pp. 201–217. doi: 10.1016/0022-5096(69)90033-7
- [62] Cockcroft, M. G.; Latham D.J.: Ductility and the Workability of Metals. In: *Journal of the Institute of Metals* (96), 1968, pp. 33–39
- [63] Lee, Y.-W.: Fracture Prediction in Metal Sheets. Massachusetts Institute of Technology, Department of Ocean Engineering, Dissertation, 02.2005
- [64] Bao, Y.; Wierzbicki, T.: On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. In: *International Journal of Mechanical Sciences* (46), 2004, 1, pp. 81–98. doi: 10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006
- [65] Wierzbicki, T.; Xue, L.: On the effect of the third invariant of the stress deviator on ductile fracture. Massachusetts Institute of Technology, 2005
- [66] Bai, Y.; Wierzbicki, T.: A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. In: *International Journal of Plasticity* (24), 2008, no 6, pp. 1071–1096. doi: 10.1016/j.ijplas.2007.09.004
- [67] Dunand, M.: Ductile fracture at intermediate stress triaxialities: Experimental investigations and micro-mechanical modeling. Massachusetts Institute of Technology, Department of Mechanical Engineering, Dissertation, 06/2013
- [68] Danas, K.; Ponte Castañeda, P.: Influence of the Lode parameter and the stress triaxiality on the failure of elasto-plastic porous materials. In: *International Journal of Solids and Structures* (49), 2012, no 11-12, pp. 1325–1342. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2012.02.006

- [69] Basaran, M.: Stress state dependent damage modeling with a focus on the lode angle influence - Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2011. In: Berichte aus dem Maschinenbau. Shaker, Aachen, 2011
- [70] Wierzbicki, T.; Bao, Y.; Lee, Y.-W.; Bai, Y.: Calibration and evaluation of seven fracture models. In: International Journal of Mechanical Sciences (47), 2005, no 4-5, pp. 719–743. doi: 10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003
- [71] Lou, Y.; Huh, H.: Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the lode parameter. In: Acta Mechanica Solida Sinica (26), 2013, no 6, pp. 642–658. doi: 10.1016/S0894-9166(14)60008-2
- [72] DIN EN 1999-1-1: Bemessung und Konstruktion von Aluminiumtragwerken, 2010
- [73] Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile. In: FKM-Richtlinie. VDMA-Verl., Frankfurt am Main, 2012
- [74] Haris, S.; Amdahl, J.: Crushing resistance of a cruciform and its application to ship collision and grounding. In: Ships and Offshore Structures (7), 2012, no 2, pp. 185–195. doi: 10.1080/17445302.2010.536392
- [75] Simar, A.; Nielsen, K. L.; Meester, B. de; Pardoen, T.; V. Tvergaard: Strain Hardening and Damage in 6xxx Series Aluminum Alloy Friction Stir Welds. In: Materials Science Forum (638-642), 2010, pp. 333–338. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.333
- [76] Woelke, P. B.; Hiriyur, B. K.; Nahshon, K.; Hutchinson, J. W.: A practical approach to modeling aluminum weld fracture for structural applications. In: Engineering Fracture Mechanics (175), 2017, pp. 72–85. doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.02.010
- [77] Scheider, I.; Barbini, A.; dos Santos, J. F.: Numerical residual strength prediction of stationary shoulder friction stir welding structures. In: Engineering Fracture Mechanics (230), 2020, pp. 107010. doi: 10.1016/j.engfracmech.2020.107010
- [78] Arif, W.; Naceur, H.; Miran, S.; Leconte, N.; E. Markiewicz: Fast and accurate multi-material model for the prediction of laser welded structural response. In: Engineering Computations (38), 2021, no 6, pp. 2505–2527. doi: 10.1108/EC-04-2020-0205
- [79] Hoang, N.-H.; Morin, D.; Langseth, M.: Testing and modelling of butt-welded connections in thin-walled aluminium structures. In: Thin-Walled Structures (171), 2022, pp. 108681. doi: 10.1016/j.tws.2021.108681
- [80] Awang Draup, A. J.; Rodgers, B.; Prangnell, P. B.; Li, Q. M.; M. J. Lunt; J. D. Robson: Modelling of friction stir welded AA2139 aluminium alloy panels in tension and blast. In: International Journal of Impact Engineering (163), 2022, pp. 104163. doi: 10.1016/j.ijimpeng.2022.104163

- [81] DIN EN 515: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Halbzeug - Bezeichnungen der Werkstoffzustände, 05.2017
- [82] DIN EN 573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen, 08.2009
- [83] Correlated Solutions: Strain Calculation in Vic-3D. [URL: [www.correlatedsolutions.com/supportcontent/strain.pdf](http://www.correlatedsolutions.com/supportcontent/strain.pdf)], abgerufen am: 09.06.2021
- [84] DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben, 07.2009
- [85] Wiechmann, P.: Schliffbilder - Persönliche Kommunikation, Rostock, 2018
- [86] DIN EN 485-2: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Bänder, Bleche und Platten - Teil 2: Mechanische Eigenschaften, 06.2007
- [87] DIN 1732-3: Schweißzusätze für Aluminium und Aluminiumlegierungen – Teil 3: Prüfstücke, Proben, mechanisch-technologische Mindestwerte des reinen Schweißgutes, 06.2007
- [88] ASTM B0769: Test Method for Shear Testing of Aluminum Alloys. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016. doi: 10.1520/B0769-11R16
- [89] ASTM B0831: Test Method for Shear Testing of Thin Aluminum Alloy Products. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014. doi: 10.1520/B0831-14
- [90] Brünig, M.; Chyra, O.; Albrecht, D.; Driemeier, L.; M. Alves: A ductile damage criterion at various stress triaxialities. In: International Journal of Plasticity (24), 2008, no 10, pp. 1731–1755. doi: 10.1016/j.ijplas.2007.12.001
- [91] Gao, X.; Zhang, G.; Roe, C.: A Study on the Effect of the Stress State on Ductile Fracture. In: International Journal of Damage Mechanics (19), 2010, 1, pp. 75–94. doi: 10.1177/1056789509101917
- [92] Gao, X.; Zhang, T.; Hayden, M.; Roe, C.: Effects of the stress state on plasticity and ductile failure of an aluminum 5083 alloy. In: International Journal of Plasticity (25), 2009, no 12, pp. 2366–2382. doi: 10.1016/j.ijplas.2009.03.006
- [93] Yin, Q.; Soyarslan, C.; Isik, K.; Tekkaya, A. E.: A grooved in-plane torsion test for the investigation of shear fracture in sheet materials. In: International Journal of Solids and Structures (66), 2015, pp. 121–132. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2015.03.032
- [94] Mohr, D.; Marcadet, S. J.: Micromechanically-motivated phenomenological Hosford–Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities. In: International Journal of Solids and Structures (67-68), 2015, pp. 40–55. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2015.02.024
- [95] Wierzbicki, T.; Bao, Y.; Bai, Y.: A New Experimental Technique for Constructing a Fracture Envelope of Metals under Multi-axial loading. In: Proceedings of the

- 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics, 2005
- [96] Qian, L.-Y.; Fang, G.; Zeng, P.; Wang, Q.: Experimental and numerical investigations into the ductile fracture during the forming of flat-rolled 5083-O aluminum alloy sheet. In: *Journal of Materials Processing Technology* (220), 2015, pp. 264–275. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.01.031
- [97] Yin, Q.; Zillmann, B.; Suttner, S.; Gerstein, G.; M. Biasutti; A. E. Tekkaya; M. F.-X. Wagner; M. Merklein; M. Schaper; T. Halle; A. Brosius: An experimental and numerical investigation of different shear test configurations for sheet metal characterization. In: *International Journal of Solids and Structures* (51), 2014, no 5, pp. 1066–1074. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2013.12.006
- [98] Roth, C. C.; Mohr, D.: Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories. In: *International Journal of Plasticity* (79), 2016, pp. 328–354. doi: 10.1016/j.ijplas.2015.08.004
- [99] Brünig, M.; Brenner, D.; Gerke, S.: Stress state dependence of ductile damage and fracture behavior: Experiments and numerical simulations. In: *Engineering Fracture Mechanics* (141), 2015, pp. 152–169. doi: 10.1016/j.engfracmech.2015.05.022
- [100] Gerke, S.; Zistl, M.; Schmidt, M.; Brünig, M.: Damage and fracture of ductile sheet metal: New biaxially loaded specimens for material parameter identification. In: *Procedia Structural Integrity* (13), 2018, pp. 39–44. doi: 10.1016/j.prostr.2018.12.007
- [101] Arcan, M.; Hashin, Z.; Voloshin, A.: A method to produce uniform plane-stress states with applications to fiber-reinforced materials. In: *Experimental Mechanics* (18), 1978, no 4, pp. 141–146. doi: 10.1007/BF02324146
- [102] Richard, H. A.: Bruchvorhersagen bei überlagerter Normal- und Schubbeanspruchung von Rissen - Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Habil.-Schr., 1984. In: VDI-Forschungsheft. VDI-Verl., Düsseldorf, 1985
- [103] Panwitt, H.; Heyer, H.; Sander, M.: Experimental and Numerical Investigation of the Fracture Behavior of Welded Aluminum Cross Joints under Axial Compression. In: *Materials* (Basel, Switzerland) (13), 2020, no 19, pp. 4310. doi: 10.3390/ma13194310
- [104] Richard, H. A.: A new compact shear specimen. In: *International Journal of Fracture* (17), 1981, R105-R107
- [105] Wiechmann, P.: Rohdaten der Stauchversuche nach schweißprozessähnlicher Wärmebehandlung und Kaltauslagerung, 2018
- [106] Liu, W.; Huan, Y.; Dong, J.; Dai, Y.; D. Lan: A correction method of elastic modulus in compression tests for linear hardening materials. In: *MRS Communications* (5), 2015, no 4, pp. 641–645. doi: 10.1557/mrc.2015.76

- [107] ASTM E9 - 09: Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature. ASTM International, West Conshohocken, PA. doi: 10.1520/E0009-09
- [108] Holmen, J. K.; Frodal, B. H.; Hopperstad, O. S.; Børvik, T.: Strength differential effect in age hardened aluminum alloys. In: *International Journal of Plasticity* (99), 2017, pp. 144–161. doi: 10.1016/j.ijplas.2017.09.004
- [109] DIN 50106: Prüfung Metallischer Werkstoffe - Druckversuch bei Raumtemperatur, 11.2016
- [110] Myhr, O.; Grong, O.; Andersen, S. J.: Modelling of the age hardening behaviour of Al–Mg–Si alloys. In: *Acta Materialia* (49), 2001, 1, pp. 65–75. doi: 10.1016/S1359-6454(00)00301-3
- [111] Grong, Ø.: *Metallurgical Modelling of Welding*, 1997
- [112] DIN EN ISO 18265: Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2014. doi: 10.31030/2008740
- [113] Reich, M.: Härteprüfung nach schweißprozessähnlicher Wärmebehandlung und Kaltauslagerung - Persönliche Kommunikation, 2020
- [114] Petit, T.: Comprehension and modeling of toughness tests with pop-in : application to 6061-T6 aluminum and effect of neutron irradiation. PSL Research University, Dissertation, 23.10.2018. doi: 10.13140/RG.2.2.34833.48481
- [115] Walsh, J. A.; Jata, K. V.; Starke, E. A.: The influence of Mn dispersoid content and stress state on ductile fracture of 2134 type Al alloys. In: *Acta Metallurgica* (37), 1989, no 11, pp. 2861–2871. doi: 10.1016/S0001-6160(89)80001-X
- [116] Zhang, S.; Lu, Y.; Shen, Z.; Zhou, C.; Y. Lou: Prediction of ductile fracture for Al6016-T4 with a ductile fracture criterion: Experiment and simulation. In: *International Journal of Damage Mechanics* (101), 2019, 1, 105678951986577. doi: 10.1177/1056789519865771
- [117] Bao, Y.; Wierzbicki, T.: A Comparative Study on Various Ductile Crack Formation Criteria. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* (126), 2004, no 3, pp. 314. doi: 10.1115/1.1755244
- [118] DRUCKER, D. C.; PRAGER, W.: Soil mechanics and plastic analysis or limit design. In: *Quarterly of Applied Mathematics* (10), 1952, no 2, pp. 157–165
- [119] Mohr, O.: *Abhandlungen aus dem Gebiete der technischen Mechanik; mit zahlreichen Textabbildungen*, 1906
- [120] Panwitt, H.; Sander, M.: Untersuchung des Tragverhaltens geschweißter Aluminium-X-Profil unter axialer Druckbelastung - Bruchmechanische Werkstoff- und Bauteilbewertung: Beanspruchungsanalyse, Prüfmethode und Anwendungen. In: 50. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchmechanik und Bauteilsicherheit, Bd. 250, 2018, S. 237–246

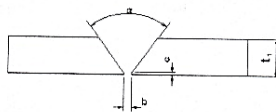
- [121] Wilmers, B.: Numerische Simulation von Axialdruckversuchen unter Verwendung optischer Vermessungsdaten von geschweißten Aluminium-X-Profilen. Universität Rostock, Institute for Structural Mechanics, Bachelor Thesis, 13.08.2019
- [122] Johnson, K. L.; Emery, J. M.; Hammett, C. I.; Brown, J. A.; S. J. Grange; K. R. Ford; J. E. Bishop: Predicting the reliability of an additively-manufactured metal part for the third Sandia fracture challenge by accounting for random material defects. In: *International Journal of Fracture* (69), 2019, no 1–4, pp. 97. doi: 10.1007/s10704-019-00368-8
- [123] Tancogne-Dejean, T.; Gorji, M. B.; Pack, K.; Roth, C. C.: The third Sandia Fracture Challenge: deterministic and probabilistic modeling of ductile fracture of additively-manufactured material. In: *International Journal of Fracture* (218), 2019, no 1-2, pp. 209–229. doi: 10.1007/s10704-019-00355-z
- [124] Wiechmann, P.: Rohdaten eines Härtemappings am Querschnitt eines X-Profil nach Axialdruckversuch - Persönliche Mitteilung, Rostock, 2019



# Anhang

## Schweißanweisung des Herstellers (WPS)

Hersteller:	Huenger / SLV M-V GmbH Rostock	WPS-Nr.:	131-3-1-10-23-S
Ort:	Rostock	WPQR-Nr.:	
Schweißer:	Huenger	Prüfer/Prüfstelle:	Panwitt / Uni HRO



t1 [mm]	t2 [mm]	d1 [mm]	d2 [mm]	b [mm]	c [mm]	h [mm]	e [mm]	$\beta$ [°]	$\alpha$ 1 [°]	$\alpha$ 2 [°]	a-Maß [mm]
10	10			0	1				90		

Prozeß	Nahtart	Nahtform	Fugenvorbereitung	Fixierung	Reinigung	Position	Badsicherung	T-V	T-ZW
131-P		V-Naht	mechanisch	Heftschiweißung	Bürsten	PA	keine	80 - 100	max 100

Raupe	Prozeß	d-ZW [mm] B*D [mm]	Strom (A)	Spannung (V)	v-Schweiß [cm/min]	v-Draht [m/min]	E (kJ/cm)	Stromart / Polung	Pendeln / max. Raupenbreite
1	131	1.2	150	24.6	36.6	7.5		=/+	-
2	131	1.2	165	25.0	36.6	8.0		=/+	-
3 - 4	131	1.2	170	25.9	50	9.0		=/+	-

Grundwerkstoff 1: (Bez.; Wst-Nr.; Norm)	EN AW-6082 (AlMgSi1)	3.2315	EN 573-3
Grundwerkstoff 2: (Bez.; Wst-Nr.; Norm)	EN AW-6082 (AlMgSi1)	3.2315	EN 573-3

Schweißzusatz 1 (Bez.; Trocknung [°C.h]):	ISO 18273-S Al 4047 (AlSi12)	
Schweißzusatz 2 (Bez.; Trocknung [°C.h]):		
Schutzgas (Bez.; Durchflußmenge [l/min]):	ISO 14175-2 13	16
Wurzelschutz (Bez.; Durchflußmenge [l/min]):		
Pulver (Bez.; Trocknung [°C.h]):		

Wärmenachbehandlung	Aufheizrate [K/min]	Halte-t [min]	Halte-T [°C]	Art der Abkühlung	Abkühlrate [K/min]

Hersteller: Huenger / SLV M-V GmbH Rostock

Prüfer/Prüfstelle: Panwitt / Uni HRO

12.05.2017

(Datum, Name, Unterschrift)

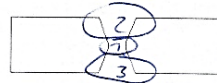
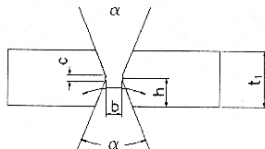
(Datum, Name, Unterschrift)

Abbildung A 1: Schweißanweisung V-Naht für Stumpfnähte



### Schweißanweisung des Herstellers (WPS)

Hersteller:	Huenger / SLV M-V GmbH Rostock	WPS-Nr.:	131-3-1-10-23-S-K
Ort:	Rostock	WPQR-Nr.:	
Schweißer:	Huenger	Prüfer/Prüfstelle:	Panwitt / Uni Rostock



t1 [mm]	t2 [mm]	d1 [mm]	d2 [mm]	b [mm]	c [mm]	h [mm]	e [mm]	β [°]	alpha1 [°]	alpha2 [°]	a-Maß [mm]
10	10			2	1	5			90		

Prozeß	Nahtart	Nahtform	Fugenvorbereitung	Fixierung	Reinigung	Position	Badsicherung	T-V	T-ZV
131-P		DV-Naht	mechanisch	Heftschweißung	Bürsten	PA	Keramische Unterlage	80 - 100	max 100

Raupe	Prozeß	d-ZW [mm] B*D [mm]	Strom (A)	Spannung (V)	v-Schweiß [cm/min]	v-Draht [m/min]	E (kJ/cm)	Stromart / Polung	Pendeln / max. Raupebreite
1	131	12.	145	23,5	43	7,5	-	=/*	-
2-3	131	1,2	145	23,5	36,6	7,5	-	=/+	-

Grundwerkstoff 1: (Bez.; Wst-Nr.; Norm)	EN AW-6082 (AlMgSi1)	3 2315	EN 573-3		
Grundwerkstoff 2: (Bez.; Wst-Nr.; Norm)	EN AW-6082 (AlMgSi1)	3 2315	EN 573-3		
Schweißzusatz 1 (Bez.; Trocknung [°C.h]):	ISO 18273-S Al 4047 (AlSi12)				
Schweißzusatz 2 (Bez.; Trocknung [°C.h]):					
Schutzgas (Bez.; Durchflußmenge [l/min]):	ISO 14175-1 <b>13</b>		16		
Wurzelschutz (Bez.; Durchflußmenge [l/min]):					
Pulver (Bez.; Trocknung [°C.h]):					
Wärmenachbehandlung	Aufheizrate [K/min]	Halte-t [min]	Halte-T [°C]	Art der Abkühlung	Abkühlrate [K/min]

Hersteller: Huenger / SLV M-V GmbH Rostock

Prüfer/Prüfstelle: Panwitt / Uni Rostock

12.05.2017

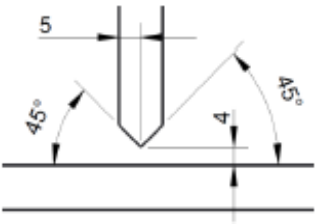
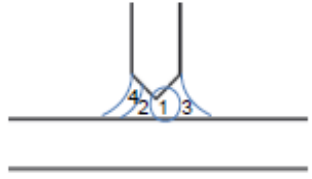
(Datum, Name, Unterschrift)

(Datum, Name, Unterschrift)

Abbildung A 2: Schweißanweisung Doppel-V-Naht für Stumpfnähte

Firmenlogo	<b>Schweissanweisung WPS</b>	Seite: Version: Ersteller:
------------	------------------------------	----------------------------------

Schweissanweisung WPS	Nr :
Hersteller	
Schweisser	Huenger
Schweisverfahren nach EN ISO 4063	131
Nahtart	K-Naht
Grundwerkstoff	EN AW-6082 (AlMgSi1) T651
Werkstückdicke in mm	10
Aussendurchmesser in mm	
Schweisposition nach EN ISO 6947	PA

Gestaltung der Verbindung	Schweisfolge
	

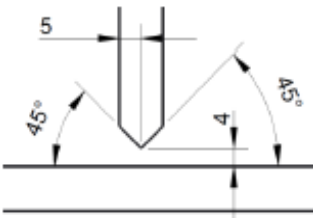
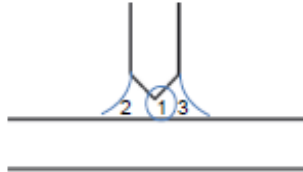
Einzelheiten für das Schweißen								
Schweisraupe	Prozess	Durchmesser des Zusatzwerkstoffes	Stromstärke A	Spannung V	Stromart/ Polung	Drahtvorschub	Vorschubgeschwindigkeit	Bemerkung
1	131	1.2	204(190)	24.4(27)	=/+	9,5	26	
2	131	1.2	204(190)	24.4(27)	=/+	9,5	22	
3	131	1.2	188(175)	23.7(27)	=/+	8,5	26	
4	131	1.2	188(175)	23.7(27)	=/+	8,5	26	

Zusatzwerkstoff	ISO 18273-S Al4047 (AlSi12)			
Einteilung und Markenname				
Sondervorschriften	Gerät: Lorch S3 SpeedPulseXT, P47 Ar 100%, Oberfläche gebürstet			
Schutzgas nach ISO 14175	ISO 14175-I3			
Schutzgasmenge	16			
Wurzelschutz	Keramische Unterlage			
Wolframelektrodenart/Durchmesser				
Vorwärmung	<60°C			
Wärmenachbehandlung	ja	nein	Temp.	Zeit
Prüfstelle				
Datum:	Name des Ausstellers:			
	Visum:			

Abbildung A 3: Schweißanweisung K-Naht für Temperatur-Zeit-Messung

Firmenlogo	<b>Schweissanweisung WPS</b>	Seite: Version: Ersteller:
------------	------------------------------	----------------------------------

Schweissanweisung WPS	Nr.:
Hersteller	
Schweisser	Huenger
Schweissverfahren nach EN ISO 4063	131
Nahtart	K-Naht
Grundwerkstoff	EN AW-6082 (AlMgSi1) T651
Werkstückdicke in mm	8
Aussendurchmesser in mm	
Schweisssposition nach EN ISO 6947	PA

Gestaltung der Verbindung	Schweisssfolge
	

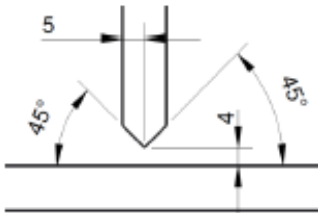
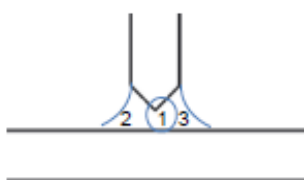
Einzelheiten für das Schweißen								
Schweisssraupe	Prozess	Durchmesser des Zusatzwerkstoffes	Stromstärke A	Spannung V	Stromart/ Polung	Drahtvorschub	Vorschubgeschwindigkeit	Bemerkung
1	131	1.2	155(150)	23(24)	=/+	7,5	48	
2	131	1.2	177(170)	24(25)	=/+	8,5	32	
3	131	1.2	177(175)	23(23)	=/+	8,5	48	

Zusatzwerkstoff	ISO 18273-S Al4047 (AlSi12)			
Einteilung und Markenname				
Sondervorschriften	Gerät: Lorch S3 SpeedPulseXT, P47 Ar 100%, Oberfläche gebürstet			
Schutzgas nach ISO 14175	ISO 14175-I3			
Schutzgasmenge	16			
Wurzelschutz	Keramische Unterlage			
Wolframelektrodenart/Durchmesser				
Vorwärmung	<60°C			
Wärmenachbehandlung	ja	nein	Temp.	Zeit
Prüfstelle				
Datum:	Name des Ausstellers:			
	Visum:			

Abbildung A 4: Schweißanweisung K-Naht 8 mm Plattendicke

Firmenlogo	<b>Schweissanweisung WPS</b>	Seite: Version: Ersteller:
------------	------------------------------	----------------------------------

Schweissanweisung WPS	Nr :
Hersteller	
Schweisser	Huenger
Schweissverfahren nach EN ISO 4063	131
Nahtart	K-Naht
Grundwerkstoff	EN AW-6082 (AlMgSi1) T651
Werkstückdicke in mm	10
Aussendurchmesser in mm	
Schweisssposition nach EN ISO 6947	PA

Gestaltung der Verbindung	Schweissfolge
	

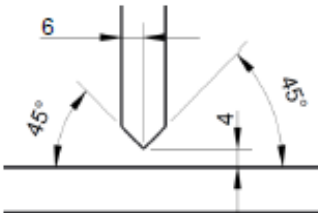
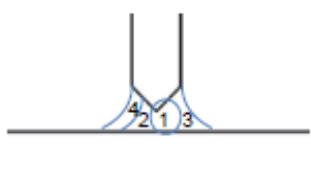
Einzelheiten für das Schweißen								
Schweis-raupe	Prozess	Durchmesser des Zusatzwerkstoffes	Stromstärke A	Spannung V	Stromart/ Polung	Draht-vorschub	Vorschulege-schwindigkeit	Bemerkung
1	131	1.2	204(190)	24.4(27)	=/+	9,5	26	
2	131	1.2	204(190)	24.4(27)	=/+	9,5	22	
3	131	1.2	188(175)	23.7(27)	=/+	8,5	26	

Zusatzwerkstoff	ISO 18273-S Al4047 (AlSi12)		
Einteilung und Markenname			
Sondervorschriften	Programm 88 des Schweißgerätes, Oberfläche gebürstet		
Schutzgas nach ISO 14175	ISO 14175-I3		
Schutzgasmenge	16		
Wurzelschutz	Keramische Unterlage		
Wolframelektrodenart/Durchmesser			
Vorwärmung	<60°C		
Wärmenachbehandlung	ja	nein	Temp. Zeit
Prüfstelle			
Datum:	Name des Ausstellers:		
	Visum:		

Abbildung A 5: Schweißanweisung K-Naht 10 mm Plattendicke

Firmenlogo	<b>Schweissanweisung WPS</b>	Seite: Version: Ersteller:
------------	------------------------------	----------------------------------

<b>Schweissanweisung WPS</b>	<b>Nr :</b>
Hersteller	
Schweisser	Huenger
Schweissverfahren nach EN ISO 4063	131
Nahtart	K-Naht
Grundwerkstoff	EN AW-6082 (AlMgSi1) T651
Werkstückdicke in mm	12
Aussendurchmesser in mm	
Schweisssposition nach EN ISO 6947	PA

<b>Gestaltung der Verbindung</b>	<b>Schweisssfolge</b>
	

Einzelheiten für das Schweißen								
Schweisss- raupe	Prozess	Durchmesser des Zusatz- werkstoffes	Stromstärke A	Spannung V	Stromart/ Polung	Draht- vorschub	Vorschubge- schwindigkeit	Bemerkung
1	131	1.2	155(150)	23(24)	=/+	7,5	32	
2	131	1.2	177(170)	24(25)	=/+	8,5	32	
3	131	1.2	177(160)	24(26)	=/+	8,5	21	
4	131	1.2	177(170)	24(25)	=/+	8,5	32	

Zusatzwerkstoff	ISO 18273-S Al4047 (AlSi12)			
Einteilung und Markenname				
Sondervorschriften	Gerät: Lorch S3 SpeedPulseXT, P47 Ar 100%, Oberfläche gebürstet			
Schutzgas nach ISO 14175	ISO 14175-I3			
Schutzgasmenge	16			
Wurzelschutz	Keramische Unterlage			
Wolframelektrodenart/Durchmesser				
Vorwärmung	<60°C			
Wärmenachbehandlung	ja	nein	Temp.	Zeit
Prüfstelle				
Datum:	Name des Ausstellers:			
	Visum:			

Abbildung A 6: Schweißanweisung K-Naht 12 mm Plattendicke

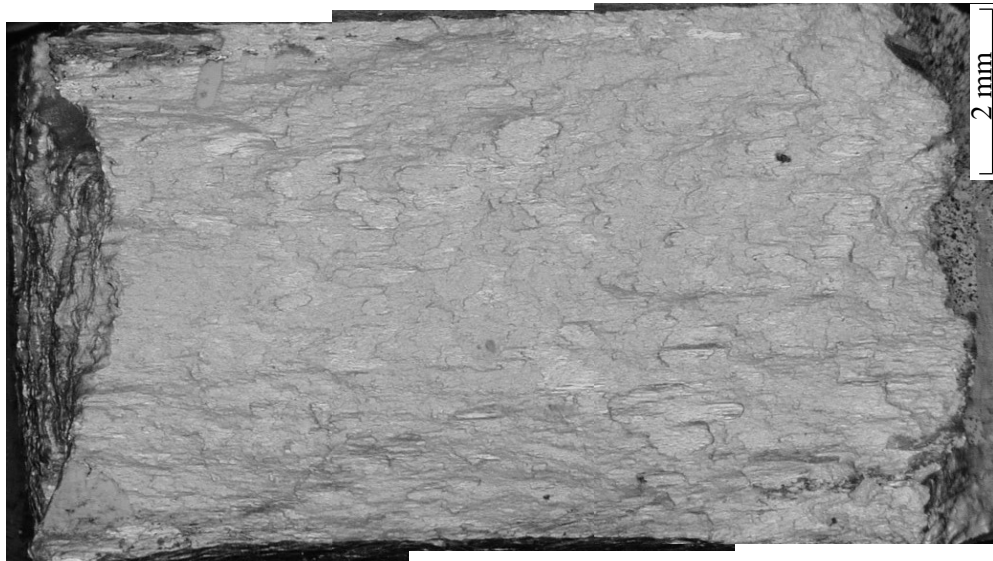
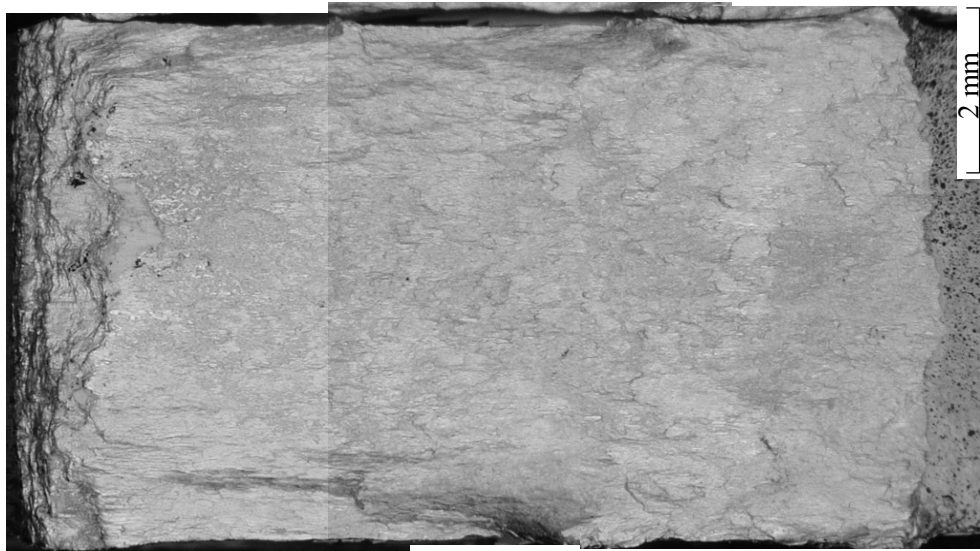
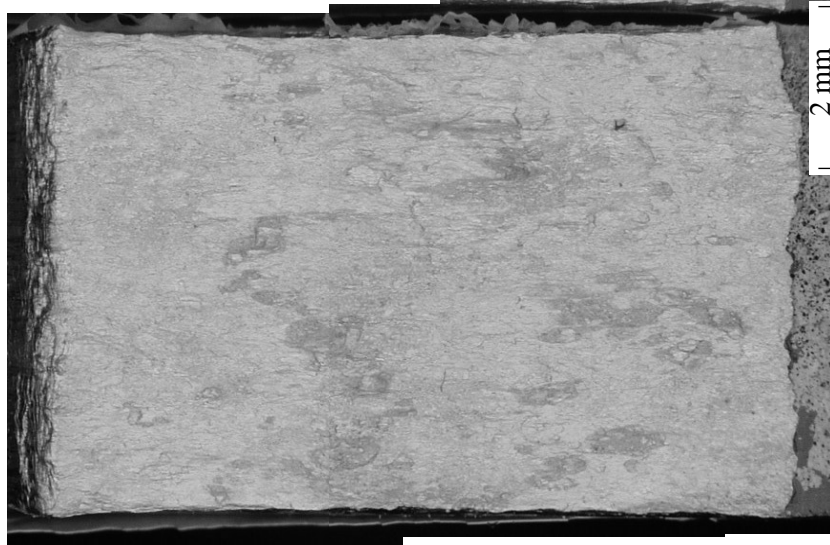
$0^\circ$  $15^\circ$  $30^\circ$ 

Abbildung A 7: Bruchflächen von asymmetrischen Schubproben nach Versuchen mit Lastwinkeln  $0^\circ$ ,  $15^\circ$  und  $30^\circ$

45°



60°



75°

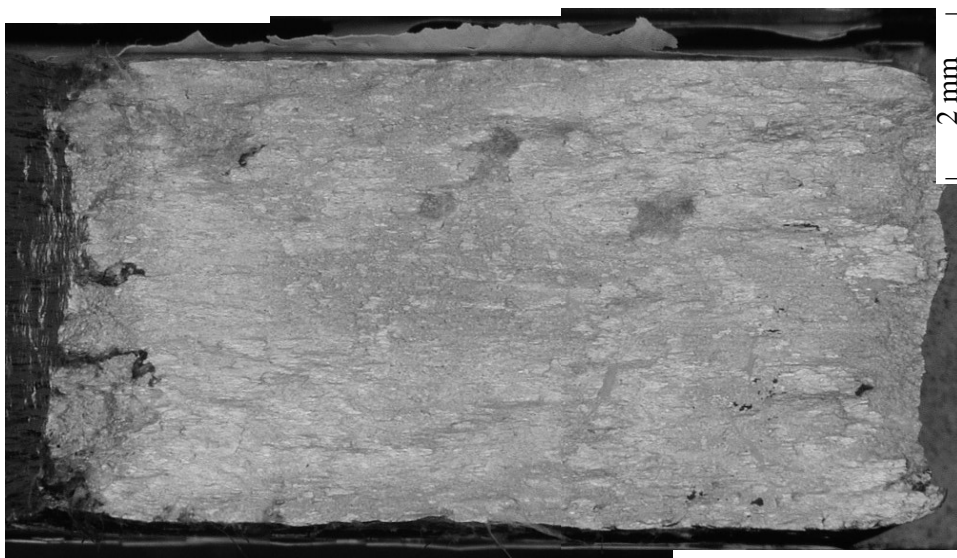


Abbildung A 8: Bruchflächen von asymmetrischen Schubproben nach Versuchen mit Lastwinkeln 45°, 60° und 75°

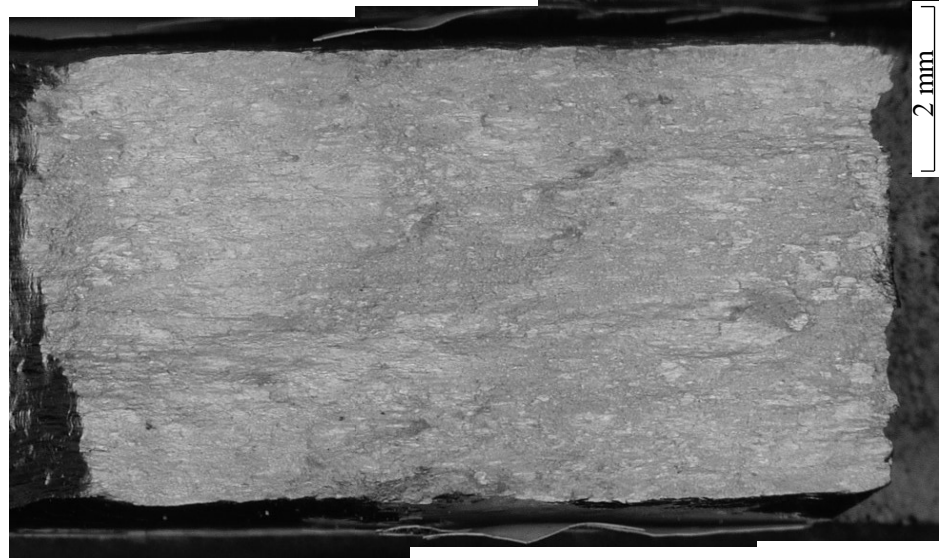
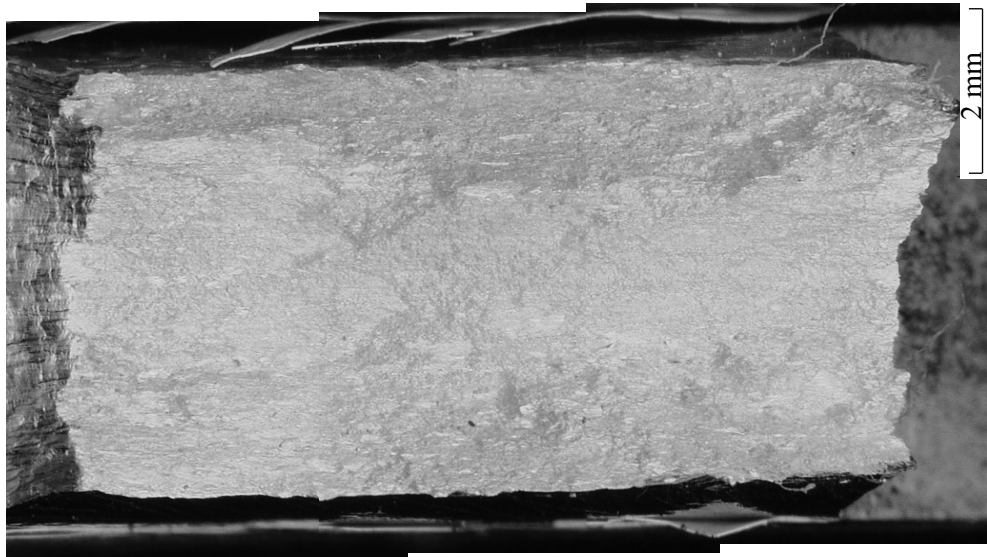
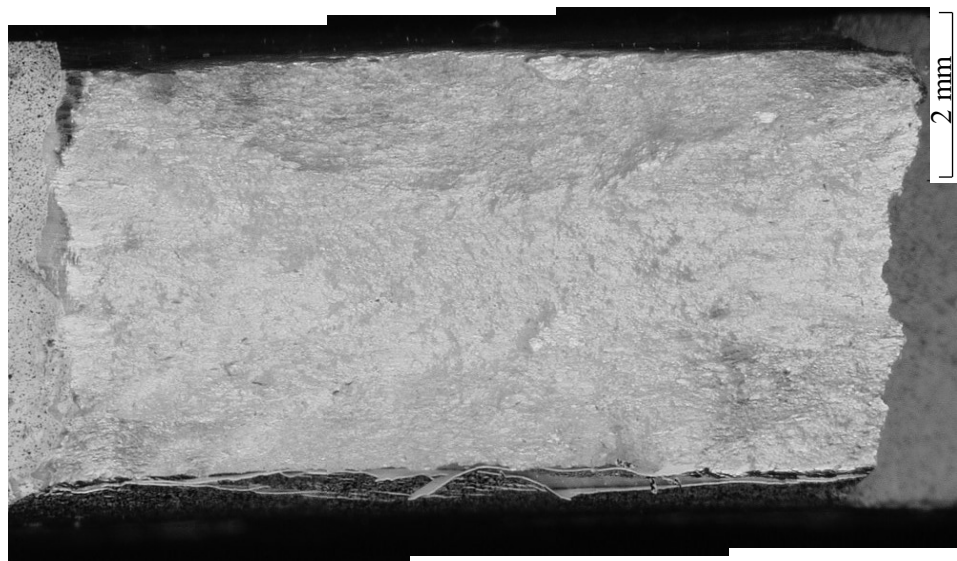
$90^\circ$  $105^\circ$  $120^\circ$ 

Abbildung A 9: Bruchflächen von asymmetrischen Schubproben nach Versuchen mit Lastwinkeln  $90^\circ$ ,  $105^\circ$  und  $120^\circ$

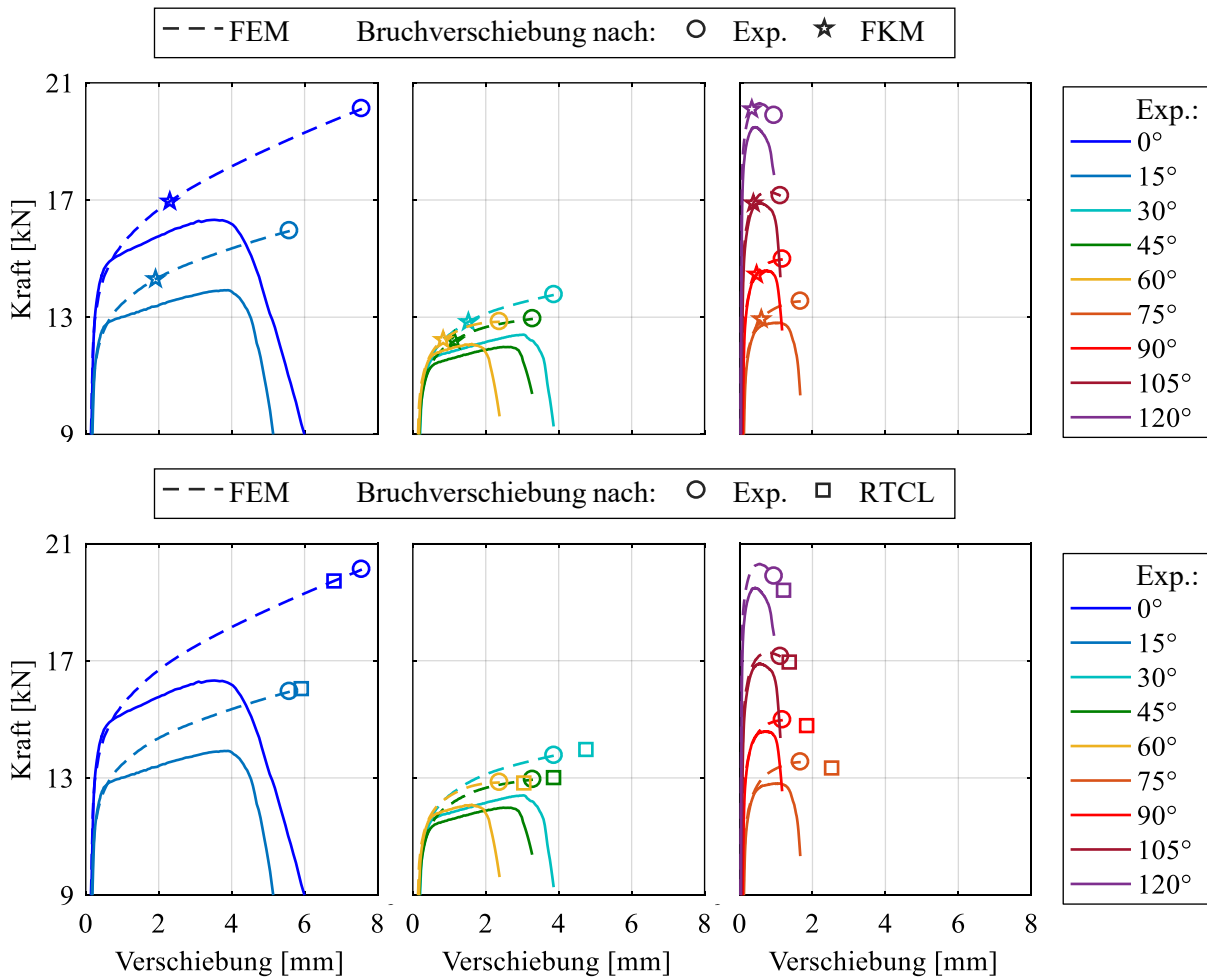


Abbildung A 10: Vergleich der Verschiebung bei Rissinitiierung nach dem RTCL-Kriterium (unten) bzw. nach der FKM-Richtlinie (oben) in Versuchen an asymmetrischen Proben mit den experimentellen Ergebnissen, repräsentiert durch die Bruchverschiebung. Die experimentellen Kraft-Verschiebungskurven sind die gemittelten Ergebnisse.

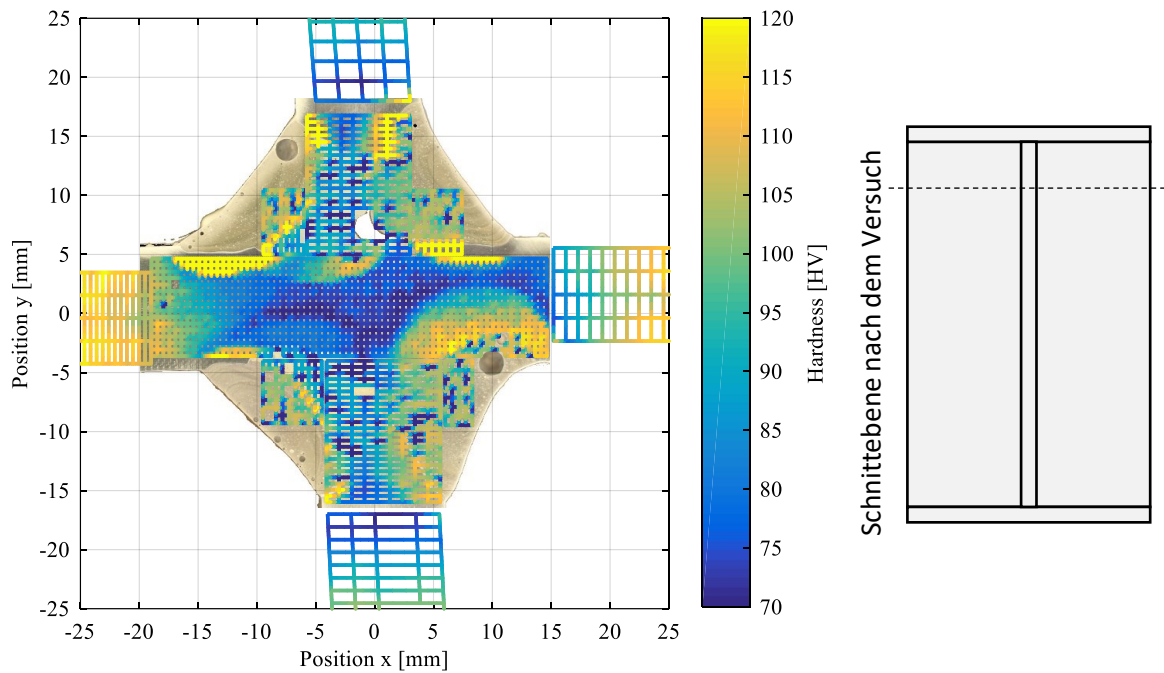


Abbildung A 11: Härtemapping im Bereich des Kreuzstoßes nach einem Axialdruckversuch. Die Probe wurde ohne relevanten Wärmeeintrag getrennt und geschliffen. Der Schnitt erfolgte im oberen Bereich der Probe. [124]

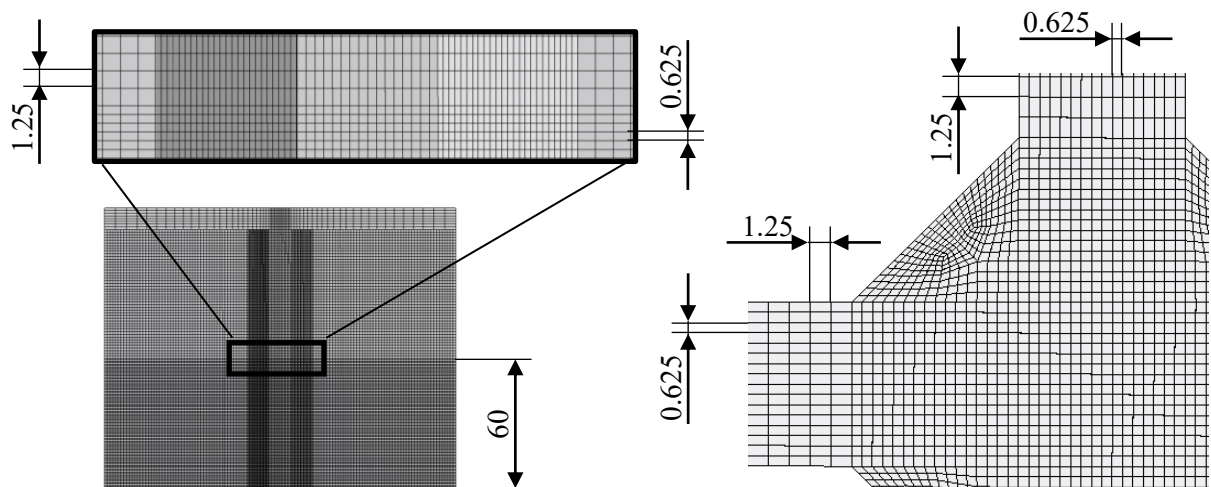


Abbildung A 12: Optimierte Vernetzung mit  $EKL = 0.625 \text{ mm}$  im Zentrum der Probe

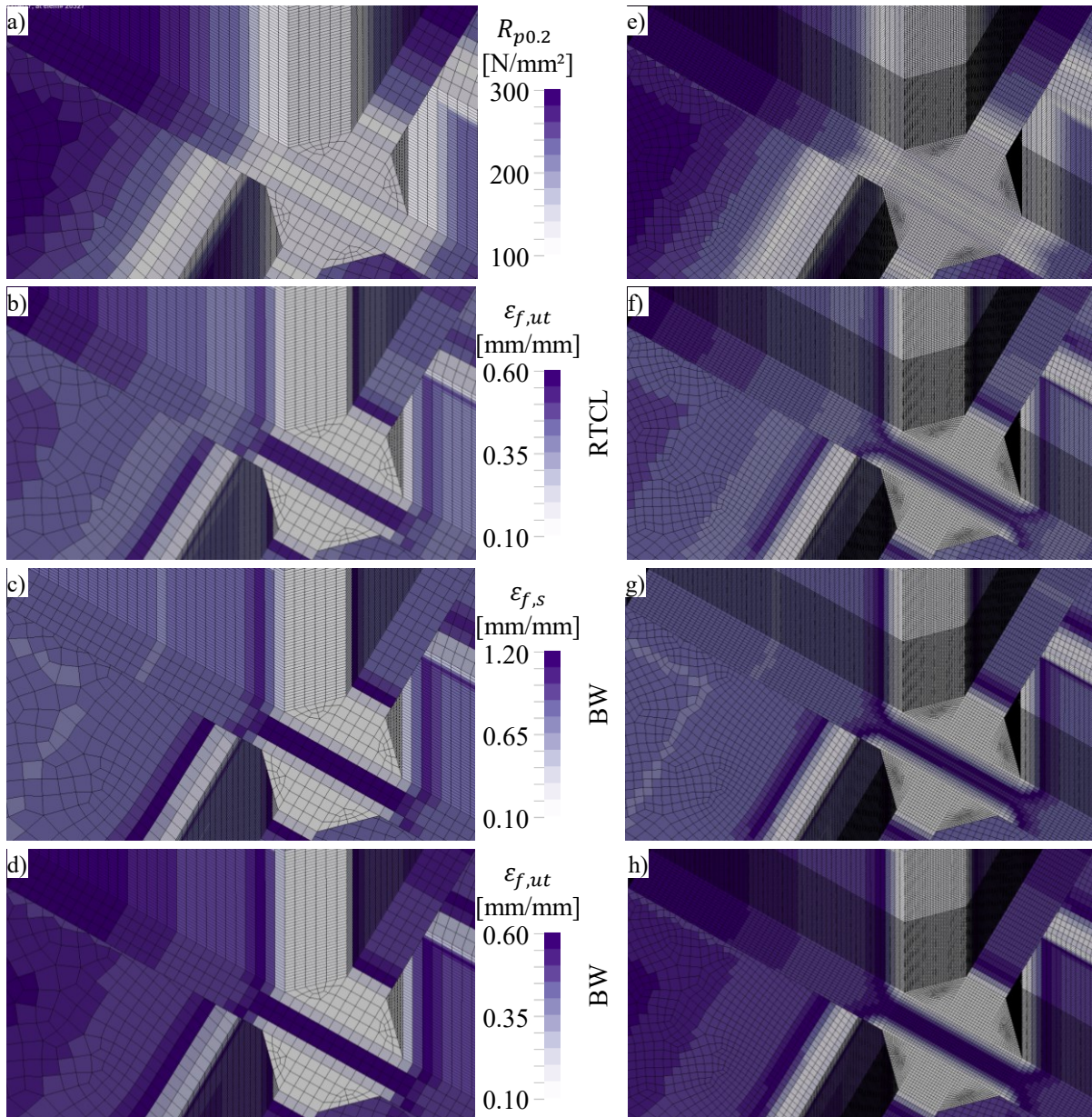


Abbildung A 13: Parameterverteilung im KWH-Modell.

a)-d)  $EKL = 2.5 \text{ mm}$

e)-h)  $EKL = 0.625 \text{ mm optimiert}$