

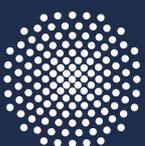
# BEITRÄGE ZUR UMFORMTECHNIK



Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA  
Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart

Silke Klitschke

## 94 Adiabatische Erwärmung von Stahlblechwerkstoffen unter komplexen crashartigen Belastungen



Universität Stuttgart



**Adiabatische Erwärmung von Stahlblechwerkstoffen unter komplexen crashartigen Belastungen**  
Adiabatic heating of steel sheet materials under complex crash loads

**Von der Fakultät Konstruktions-, Produktions- und Fahrzeugtechnik  
der Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde einer Doktor-Ingenieurin (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung**

**von  
Dipl.-Ing. Silke Klitschke  
aus Kassel**

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA  
1. Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe  
2. Mitberichter: Prof. Dr. Chris Eberl  
Tag der mündlichen Prüfung: 22.09.2022

Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart  
2022

Dipl.-Ing. Silke Klitschke  
Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA  
Institut für Umformtechnik  
Universität Stuttgart

D93  
ISBN 978-3-946818-20-5

Institut für Umformtechnik  
Universität Stuttgart  
Holzgartenstraße 17  
70174 Stuttgart  
[www.ifu.uni-stuttgart.de](http://www.ifu.uni-stuttgart.de)  
Printed in Germany

## Geleitwort des Herausgebers

Die langjährige Buchreihe „Beiträge zur Umformtechnik“ enthält Forschungsberichte und abgeschlossene Dissertationen, die am Institut für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart aus einer mehrjährigen wissenschaftlichen Arbeit zu einem Forschungsthema aus der Umformtechnik entstanden sind. Auch sind in dieser Buchreihe Abschlussberichte von Forschungsarbeiten zu aktuellen Fragestellungen der Umformtechnik enthalten.

Umformen ist die gezielte Änderung der Form, der Oberfläche und der Eigenschaften eines metallischen Körpers unter Beibehaltung von Masse und Stoffzusammenhalt.

Diese Definition für das Umformen von metallischen Körpern in Anlehnung an DIN 8580 beschreibt nicht nur die gezielte Änderung der Form, sondern auch die der Oberfläche und der Eigenschaften des Produktes durch den Umformvorgang. Die Technik des Umformens befasst sich daher nicht nur mit Arbeiten zur Erlangung eines vertieften Prozessverständnisses und der Auslegung von Betriebsmitteln, sondern auch mit Methoden für eine zuverlässige Vorausbestimmbarkeit der finalen Produkteigenschaften. Dabei kommt der mathematischen Beschreibung des Umformvorganges und der Modellierung grundlegender physikalischer Phänomene wie z.B. der verfahrensspezifischen Tribologie und dem Werkstoffverhalten eine besondere Bedeutung bzgl. der Güte von numerischen Simulationsrechnungen mit der Methode der Finiten Elemente (FEM) zu.

Oftmals geht dabei die intuitive, auf aktuellen Grundlagenerkenntnissen basierende Forschung in der Umformtechnik mit einer experimentellen bzw. empirisch basierten Herangehensweise an neue Fragestellungen einher. Die dabei erzielten Forschungsergebnisse dienen dem allgemeinen Wissenserwerb und dem Grundlagenverständnis von werkstofflichen und verfahrensspezifischen Phänomenen und Zusammenhängen. Solche Arbeiten sind somit nicht nur für Wissenschaftler, sondern auch für die in der Praxis stehenden Ingenieure von grundsätzlicher Bedeutung.

Kurze Entwicklungszeiten für neue Produkte der Umformtechnik einerseits und veränderte Wertschöpfungsketten, die Dynamik von Märkten, neue Technologien sowie veränderte Randbedingungen andererseits erfordern in den Unternehmen heute eine Intensivierung von spezifischer Forschung. Auch gewinnt das schnelle Lernen im Umfeld von Produktionstechnologien in den sich volatil verändernden, oftmals globalen Wertschöpfungsketten immer mehr an Bedeutung. Moderne Forschungsstellen stehen daher im engen Dialog mit solchen Unternehmen und sind in beide Prozesse eingebunden: zum einen in die Grundlagenforschung mit Blick auf Werkstoffe, Verfahren und Maschinen der Umformtechnik und zum anderen in vorwettbewerbliche bzw. anwendungsorientierte integrierte Lösungen über neue Prozessketten hinweg.

Motivation für die Herausgabe dieser Berichte ist die Publikation solcher grundlagenorientierten und auch praxisorientierten Forschungs- und Entwicklungsarbeiten, die an meinem Institut entstehen. Ein weiteres Ziel der Buchreihe ist das Bereitstellen eines aktuellen Wissens- und Kenntnisstandes für weiterführende wissenschaftliche Arbeiten auf internationalem Niveau.

## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin im Geschäftsfeld Bauteilsicherheit und Leichtbau des Fraunhofer-Instituts für Werkstoffmechanik IWM in Freiburg. Dem Direktor des Instituts für Umformtechnik, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA danke ich außerordentlich für die Möglichkeit zur Promotion, die hervorragenden geschaffenen Rahmenbedingungen und das mir entgegengebrachte Vertrauen sowie seine Geduld mit dieser extern durchgeführten Arbeit. Für die Übernahme der Korreferate geht mein großer Dank an den Direktor der Materialprüfanstalt der Universität Stuttgart, Herrn Prof. Dr. Ing. Stefan Weihe sowie an den stellvertretenden Institutsleiter des Fraunhofer Instituts für Werkstoffmechanik, Herrn Prof. Dr. Chris Eberl. Unserem Institutsleiter des IWM Freiburg, Herrn Prof. Dr. Peter Gumbsch, sowie meinen Vorgesetzten Frau Dr. Silke Sommer, Herrn Dr. Michael Luke und Herrn Frank Huberth gilt mein besonderer Dank für die Möglichkeit, diese Dissertation neben der Projektarbeit am IWM durchführen zu können. Ein großer Dank gilt außerdem Herrn Dr. Wolfgang Böhme und Herrn Dr. Sun für die Projektakquise der ersten Projekte. Sehr hilfreich waren die äußerst wertvollen Diskussionen mit Wolfgang Böhme sowie sein Korrekturlesen meiner Arbeit. Zahlreiche aktuelle und ehemalige Kolleginnen und Kollegen haben mich im Zusammenhang mit meiner Arbeit auf vielfältige Weise unterstützt. Ihnen allen gilt mein aufrichtiger Dank, ohne sie wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen. Besonders hervorheben möchte ich hier die Kollegen im technischen Bereich für die Unterstützung bei der Durchführung der Experimente: Manfred Hug, Josef Schüler, Clemens Fehrenbach, Johannes Skörries und David Neumann. Für Fragen und Diskussionen zur Simulation standen mir immer meine Kolleginnen und Kollegen Dr. Andreas Trondl, Frau Dr. Florence Andrieux, Frau Dr. Monika Gall sowie Andrea Ockewitz zur Seite. Yven Pan hat mit seiner Masterarbeit wichtige Ergebnisse für diese Arbeit geliefert und die Studentinnen Diana Syperek und Janina Enderle haben mich sehr mit Auswertungen der Experimente unterstützt. Auch Ihnen bin ich ausgesprochen dankbar. Desweiteren geht ein herzlicher Dank an Prof. Dr. André Haufe sowie an Herr Dr. Tobias Erhard der Fa. DYNAmore GmbH, die die Möglichkeit geschaffen haben, das von mir entwickelte ATS-Modell in dem LS-DYNA-FE-Solver einzusetzen.

Schließlich hätte ich diese Arbeit nur äußerst schwer fertigstellen können ohne die Geduld, das Verständnis und die wiederholte moralische Unterstützung meiner beiden Kinder Manuel und Rebecca sowie wichtiger Freundinnen und Freunde. Besonders mitgefiebert haben hier Gabriela Zimmer, René Selent, Marion Kauderer und Adelheid Rudiger.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Geleitwort des Herausgebers.....</b>	<b>i</b>
<b>Danksagung.....</b>	<b>ii</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis.....</b>	<b>vi</b>
<b>Formelzeichen.....</b>	<b>vii</b>
<b>Kurzfassung.....</b>	<b>x</b>
<b>Abstract.....</b>	<b>xiii</b>
<b>1 Einleitung.....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Technik.....</b>	<b>5</b>
2.1 Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe .....	5
2.1.1 Kennwerte für das Verfestigungsverhalten .....	5
2.1.2 Einfluss des Spannungszustandes auf den Fließbeginn und die Verfestigung.....	9
2.1.3 Einfluss der Dehnrage auf das Verfestigungsverhalten .....	14
2.1.4 Einfluss der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten .....	19
2.1.5 Viskoplastische und thermo-viskoplastische Verfestigungsmodelle .....	21
2.1.6 Einfluss von Schädigung und Versagen auf das Verfestigungsverhalten .....	23
2.1.7 Zusammenfassung zum Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe ..	23
2.2 Adiabatische Erwärmung bei dynamischer Belastung.....	24
2.2.1 Anteil der in Wärme umgesetzten Verformungsarbeit .....	24
2.2.2 Adiabatische Erwärmung bei hochfesten Stählen .....	31
2.2.3 Wärmetransportmechanismen .....	32
2.2.4 Lokalisierung von Dehnungen im Zusammenhang mit adiabatischer Erwärmung ..	34
2.2.5 Zusammenfassung der adiabatischen Erwärmung bei dynamischer Belastung .....	42
2.3 Modellierung des Verfestigungsverhaltens für die Crashsimulation .....	43
2.3.1 Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in der Modellierung .....	44
2.3.2 Zusammenfassung der Modellierung des Verfestigungsverhaltens.....	48
2.4 Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation .....	49

2.4.1	Charakterisierung unter hohen Dehnraten .....	50
2.4.2	Charakterisierung unter mehrachsigen Belastungen.....	54
2.4.3	Messung der adiabatischen Temperaturerhöhung in der lokalisierten Zone .....	58
2.4.4	Zusammenfassung der Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation.....	59
<b>3</b>	<b>Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise.....</b>	<b>61</b>
3.1	Problemstellung und Motivation.....	61
3.2	Zielsetzung und wissenschaftliche Herausforderung.....	62
3.3	Vorgehensweise .....	62
<b>4</b>	<b>Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation.....</b>	<b>64</b>
4.1	Werkstoffe und Kennwerte für Crashapplikationen .....	64
4.2	Hochgeschwindigkeits-Zugversuche bei Raumtemperatur .....	67
4.2.1	Messtechnik und Versuchsdurchführung.....	67
4.2.2	Einachsige Hochgeschwindigkeits-Zugversuche gemäß ISO 26203-2 .....	70
4.2.3	Hochgeschwindigkeits-Zugversuche an gekerbten Proben .....	74
4.2.4	Hochgeschwindigkeits-Scherversuche.....	76
4.2.5	Messung lokaler Dehnungen und Dehnraten .....	81
4.3	Nakajima-Versuche bei Raumtemperatur gemäß DIN EN ISO 12004-2.....	87
4.4	Hochgeschwindigkeits-Zugversuche bei erhöhter Temperatur .....	90
4.5	Zusammenfassung der Werkstoffcharakterisierung.....	94
<b>5</b>	<b>Adiabatische Erwärmung in den hochverformten Zonen.....</b>	<b>96</b>
5.1	Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen.....	96
5.2	Ermittlung der adiabatischen Erwärmung aus Dehnungsfeldmessungen .....	98
5.3	Einfluss von Werkstoff und Dehnrates auf die adiabatische Erwärmung .....	102
5.4	Einfluss von Spannungszustand und Dehnrates auf die adiabatische Erwärmung .....	107
5.5	Wärmetransport aus der hochverformten Zone .....	111
5.6	Lokalisierung der Dehnungen .....	114
5.6.1	Einfluss der Werkstoffmikrostruktur auf die Lokalisierung der Dehnungen .....	114
5.6.2	Einfluss des Spannungszustands auf die Lokalisierung der Dehnungen .....	119
5.7	Zusammenfassung der Untersuchungen zu adiabatischen Erwärmungseffekten .....	124

<b>6</b>	<b>Modellierung des Verfestigungsverhaltens bei adiabatischer Erwärmung.....</b>	<b>126</b>
6.1	Adiabatic-Tension-Shear-Modell (ATS-Modell).....	126
6.2	Parameterbestimmung für die Modellierung des Verfestigungsverhaltens .....	128
6.2.1	Berechnung der isothermen Verfestigungskurven .....	132
6.2.2	Bestimmung der thermischen Entfestigungsfunktion .....	134
6.2.3	Isotherm-adiabatische Gewichtungsfunktion.....	137
6.3	Simulation ein- und mehrachsiger Zugversuche mit dem ATS-Modell .....	140
6.3.1	Ergebnisse für den Blechwerkstoff HCT980XG .....	140
6.3.2	Ergebnisse für den Blechwerkstoff HX340LAD .....	144
6.4	Zusammenfassung der Modellierung des Verfestigungsverhaltens.....	149
<b>7</b>	<b>Einsatz des ATS-Modells zur Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung bei komplexen crashartigen Belastungen.....</b>	<b>151</b>
7.1	Einsatz des ATS-Modells für Zug-Scherbeanspruchungen von Blechproben.....	151
7.1.1	Experimentelle Untersuchungen an symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben.	151
7.1.2	Numerische Untersuchungen an symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben.....	153
7.2	Einsatz des ATS-Modells für gestauchte Hohlprofile.....	161
7.2.1	Experimentelle Untersuchungen an Hohlprofilen.....	161
7.2.2	Numerische Untersuchungen an Hohlprofilen .....	164
7.3	Zusammenfassung zum Einsatz des ATS-Modells.....	172
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>174</b>
<b>9</b>	<b>Anhang.....</b>	<b>179</b>
9.1	Ergänzende Informationen zur Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation	179
9.2	Experimentelle Ergebnisse zur adiabatischen Erwärmung .....	184
9.3	Ergänzungen zur Modellierung des Verfestigungsverhaltens .....	185
9.4	Ergänzungen zur Anwendung des ATS-Modells.....	187
<b>10</b>	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>188</b>

## Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Beschreibung
AHSS	hoch- und höchstfeste Stahlsorten (advanced high-strength steels)
ATS	Adiabatic-Tension-Shear
DIC	Digital Image Correlation (Grauwertkorrelation)
DMS	Dehnungsmessstreifen
ELTYP	Elementtyp
FAT	Forschungsvereinigung Automobiltechnik
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FLC	Forming Limit Diagram (Grenzformänderungskurve)
HG	Hochgeschwindigkeit
HWB	Halbwertsbreite
IR	Infrarot
IRT	Infrarot-Thermografie
J-C	Johnson-Cook
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
PLC	Portevin-Le Chatelier
RT	Raumtemperatur
SD	Standardabweichung
TFS	true fracture strain
WR	Walzrichtung

## Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
$\dot{E}_s$	W	zeitliche Änderung der gespeicherten Energie
$\dot{Q}$	W	Wärmestrom
$\dot{Q}_{\text{kond}}$	W	Wärmestrom durch Wärmeleitung
$\dot{Q}_{\text{rad}}$	W	Wärmestrom durch Wärmestrahlung
$\dot{U}$	W	zeitliche Änderung der inneren Energie
$\dot{W}_{\text{pl}}$	W	Leistung der plastischen Arbeit
$\dot{\varepsilon}$	s <sup>-1</sup>	Dehnrates
$\dot{\varepsilon}_{\text{nom}}$	s <sup>-1</sup>	nominelle Dehnrates
$\dot{\varepsilon}_{\text{pl}}$	s <sup>-1</sup>	plastische Dehnrates
$\dot{\varepsilon}_t$	s <sup>-1</sup>	technische Dehnrates
$\dot{\varepsilon}_{\text{v,M}}$	s <sup>-1</sup>	Vergleichdehnrates nach von Mises
$\dot{\varepsilon}_w$	s <sup>-1</sup>	Übergangdehnrates von isotherm zu adiabatisch
$\Delta T$	K	Temperaturdifferenz zur Raumtemperatur (bei Prüfung)
A	mm <sup>2</sup>	Geometrieparameter, Fläche
A <sub>g</sub>	%	Gleichmaßdehnung
A <sub>1</sub> , A <sub>2</sub> , A <sub>3</sub>	MPa	Voce-Parameter
A <sub>20mm</sub>	%	Bruchdehnung bei Anfangsmesslänge 20 mm
A <sub>80mm</sub>	%	Bruchdehnung bei Anfangsmesslänge 80 mm
b	mm	Probenbreite
b <sub>c</sub>	-	Parameter für die dehnratesabhängige Gewichtungsfunktion
b <sub>K</sub>	mm	Breite des Kopfbereichs der Blechprobe
beta	-	skalierter Taylor-Quinney Koeffizient in MAT_224 (LS-DYNA)
b <sub>w</sub>	-	Parameter für die Breite des isotherm-adiabatischen Übergangs
b <sub>1</sub> , b <sub>2</sub> , b <sub>3</sub>	-	Voce-Parameter
B	mm	Stegbreite bei Nakajima-Proben
B <sub>s</sub>	mm	Scherbreite
c <sub>p</sub>	J/kgK	spezifische Wärmekapazität
C	MPa oder -	Konstanten der jeweiligen Verfestigungsmodelle
e	-	Emmissionsgrad
E	GPa	Elastizitätsmodul
E <sub>s</sub>	J	im Kristallgitter gespeicherte Energie
F	kN	Kraft
F <sub>B</sub>	kN	Kraft bei Bruch
g	mm	negativer Kerbversatz bei Schrägkerb-Scherzugproben

G	J	freie Enthalpie
I	W/m <sup>2</sup>	Strahlungsintensität
k <sub>B</sub>	J/K	Boltzmann-Konstante
k <sub>f</sub>	MPa	Fließspannung
K <sub>s</sub>	W/(m <sup>2</sup> K <sup>4</sup> )	Strahlungskoeffizient nach Planck
L	mm	Länge
L <sub>c</sub>	mm	parallele Länge des Prüfbereichs im einachsigen Zugversuch
L <sub>e</sub>	Mm	Extensometermesslänge
L <sub>K</sub>	mm	Länge des Kopfbereichs der Probe für Dehnungsmessstreifen
L <sub>s</sub>	Mm	senkrechte Scherlänge
L <sub>t</sub>	mm	Gesamtlänge der Probe
L <sub>0</sub>	mm	Anfangsmesslänge
m	-	Dehnratenempfindlichkeit
n	-	Verfestigungsexponent
q	J/cm <sup>3</sup>	volumenbezogene Wärme
Q	J	Wärme
r	-	r-Wert (Anisotropiewerte des Blechwerkstoffs)
R	mm	Kerbradius bei Blechproben
R <sub>eL</sub>	MPa	untere Streckgrenze
R <sub>m</sub>	MPa	Zugfestigkeit
R <sub>p0,2</sub>	MPa	0,2%-Streckgrenze
R <sub>p1</sub>	MPa	1%-Streckgrenze
R <sub>s</sub>	mm	Schulterradius bei Flachzugproben
S <sub>e</sub>	mm <sup>2</sup>	Bilanzierungsfläche für die Dehnungsberechnung
S <sub>min</sub>	mm <sup>2</sup>	Bruchquerschnitt
S <sub>0</sub>	mm <sup>2</sup>	Ausgangsquerschnitt der Probe
t	mm	Blechdicke
T	°C oder K	Temperatur
T <sub>s</sub>	K	Schmelztemperatur
T <sub>0</sub>	K	Anfangstemperatur (bei Prüfung)
U	J	innere Energie
v	m/s oder mm/s	Prüfgeschwindigkeit
v <sub>s</sub>	m/s oder mm/s	Stempelgeschwindigkeit im Nakajima-Versuch
v <sub>v</sub>	m/s oder mm/s	Verschiebungsgeschwindigkeit der Probenoberfläche im Nakajima-Versuch
w	J/cm <sup>3</sup>	volumenbezogene Verformungsarbeit
W <sub>pl</sub>	J	plastische Verformungsarbeit
Z	%	Brucheinschnürung

$\gamma$	°	Scherwinkel
$\beta$	-	Taylor-Quinney-Koeffizient
$\beta_{\text{diff}}$	-	differentieller Taylor-Quinney-Koeffizient
$\beta_{\text{int}}$	-	integraler Taylor-Quinney-Koeffizient
$\varepsilon_f$	-	Versagensdehnung
$\varepsilon_{\text{pl}}$	-	(wahre) plastische Dehnung
$\varepsilon_t$	%	technische Dehnung
$\varepsilon_u$	-	wahre Gleichmaßdehnung
$\varepsilon_w$	-	wahre Gesamtdehnung
$\eta$	-	Spannungsmehrsichtigkeit
$\lambda$	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
$\nu$	-	Querkontraktionszahl
$\theta$	-	Lodewinkel
$\rho$	g/cm <sup>3</sup>	Dichte
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_0$	MPa	Reibungsspannung
$\sigma_{0^\circ}$	MPa	Hauptspannung in Walzrichtung
$\sigma_{90^\circ}$	MPa	Hauptspannung senkrecht zur Walzrichtung
$\sigma_m$	MPa	Mittelspannung
$\sigma_t$	MPa	technische Spannung
$\sigma_{v,M}$	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
$\sigma_w$	MPa	wahre Spannung
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	MPa	1., 2., 3. Hauptspannung
$\tau$	MPa	Schubspannung
$\omega$	-	Gewichtungsfunktion für Taylor-Quinney Koeffizient
$\xi$	°	Kerbversatzwinkel bei Schrägkerb-Scherzugproben

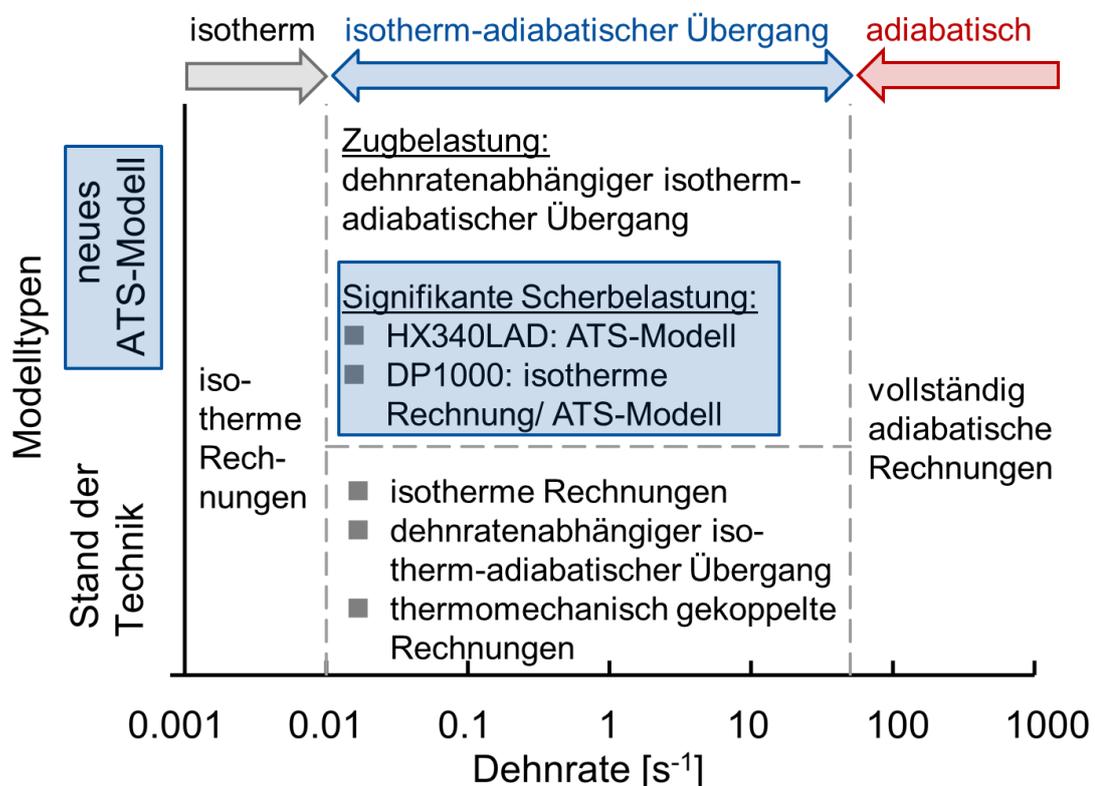
## Kurzfassung

Um die stetig steigenden gesetzlichen Anforderungen an die Schadstoffemission von Kraftfahrzeugen einhalten zu können, stellt die Verbesserung der Crashberechnungen ein stetiges Forschungsgebiet dar. Da in der Crashsimulation häufig dehnungsbasierte Versagensmodelle zum Einsatz kommen, werden Verfestigungsmodelle erforderlich, die auch lokale Dehnungen vor Bruch in einem weiten Dehnratenbereich unter komplexen Belastungszuständen realistisch wiedergeben können. Dehnratenbedingte Verfestigungseffekte sind bereits hinreichend untersucht, das Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe zeigt jedoch bei mittleren bis hohen Dehnraten in den hochverformten Zonen auch eine thermische Entfestigung [1, 2]. Ursache dafür ist adiabatische Erwärmung, da die in Wärme umgesetzte Verformungsenergie in den kurzen Belastungszeiten nicht vollständig abgeführt werden kann. Da in der Crashsimulation üblicherweise auf kostenintensive thermomechanisch gekoppelte Rechnungen verzichtet wird, müssen neben der Entstehung der Wärmemenge auch die Wärmeleitungsmechanismen und die vorherrschenden Temperaturen in den stark verformten Zonen aus mechanischen Größen abgeschätzt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit sollte aufgezeigt werden, dass für im Karosseriebau häufig eingesetzte hochfeste Stahlblechwerkstoffe neben der Dehnrate insbesondere der Belastungszustand einen deutlichen Einfluss auf die adiabatische Erwärmung und den Wärmetransport crashbelasteter Komponenten ausübt. Anhand von experimentellen und numerischen Untersuchungen mit ein- bis mehrachsigen Zug- und Scherversuchen für Dehnraten von  $0,001 \text{ s}^{-1}$  bis  $100 \text{ s}^{-1}$  erfolgten detaillierte Betrachtungen der entstehenden Wärmemenge und der Wärmetransportmechanismen in den hochverformten Zonen. Als wesentliches Ergebnis zeigte sich, dass der Übergangsbereich zwischen isothermem und adiabatischem Verhalten mit zunehmendem Verfestigungsvermögen des Werkstoffs zu höheren Dehnraten verschoben ist und insbesondere für Scherbelastung bei höheren Dehnraten liegt, verglichen mit Zugbelastung. Auf Basis dieser grundlegenden Erkenntnisse erfolgte eine Erweiterung eines Materialmodells mit einer dehnratenabhängigen isotherm-adiabatischen Übergangsfunktion für die Berücksichtigung des Wärmetransports um die zusätzliche Abhängigkeit vom Spannungszustand als Adiabatic-Tension-Shear-Modell (ATS-Modell). Mit diesem Modell kann die lokale Temperatur aus der in Wärme umgesetzten Verformungsarbeit und einer den Wärmetransport berücksichtigenden Skalierung des Taylor-Quinney-Koeffizienten in Abhängigkeit von der Dehnrate und dem Spannungszustand berechnet werden.

Für einen Dualphasenstahl DP1000 und einen mikrolegierten Stahl HX340LAD wurde das ATS-Modell zusammen mit einem gängigen thermo-viskoplastischen Verfestigungsmodell kalibriert und für Crashversuche an gestauchten Hohlprofilen und Versuche an Blechproben mit gemischter Zug-Scherbelastung angewendet. Das Verfestigungsverhalten dieser Blechwerkstoffe konnte

durch isotherme Rechnungen für Dehnraten bis ca.  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und durch vollständig adiabatische Rechnungen für Dehnraten von etwa  $50 \text{ s}^{-1}$  und darüber unabhängig vom Spannungszustand ausreichend gut wiedergegeben werden. Im Übergangsbereich zwischen ca.  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und  $50 \text{ s}^{-1}$  ist die adiabatische Erwärmung aufgrund des auftretenden Wärmetransportes in Abhängigkeit von den Werkstoffeigenschaften und des Spannungszustandes (Zugbelastung oder Scherbelastung) zu berücksichtigen, siehe Bild 1. Bei signifikanten Scheranteilen verbessert in diesem Dehnratenbereich die Verwendung des ATS-Modells die Prognose des Verformungsverhaltens insbesondere für den mikrolegierten Stahl. Für den Dualphasenstahl kann die isotherme Rechnung das mechanische Werkstoffverhalten jedoch noch ausreichend gut wiedergeben.



**Bild 1:** Berücksichtigung adiabatischer Erwärmungseffekte in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens hochfester Stahlblechwerkstoffe unter crashartigen mehrachsigen Belastungen, Stand der Technik und Einordnung des entwickelten ATS-Modells

Für den mikrolegierten Stahl führt eine geringere Festigkeit im Vergleich zu dem hochfesten Dualphasenstahl zu einer prozentual höheren thermischen Entfestigung. Zusätzlich führt das größere Verfestigungsvermögen dieser Werkstoffklasse dazu, dass die Lokalisierungen von Dehnungen und Temperaturen mit geringeren Dehnraten und damit mit erhöhtem Wärmetransport erfolgen. Diese gekoppelten Einflüsse auf das Verfestigungsverhalten unter komplexen Crashbelastungen führen zu einer erhöhten Sensitivität des mikrolegierten Stahls bezüglich adiabatischer Erwärmung, die in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens speziell bei dieser Werkstoffklasse eine präzise Abbildung verlangt.

Mithilfe der in dieser Arbeit durchgeführten Arbeiten wurde ein wissenschaftlicher Beitrag zur Modellierung des Verfestigungsverhaltens hochfester Stahlblechwerkstoffe in einem weiten Dehnratenbereich unter komplexen Spannungszuständen geleistet. Das erweiterte Modell steht zukünftig für die Crashsimulation zur Verfügung und bietet das Potenzial, für eine durchgehende Modellierung der Prozesskette Umformen-Crash auch in der Umformsimulation verwendet zu werden.

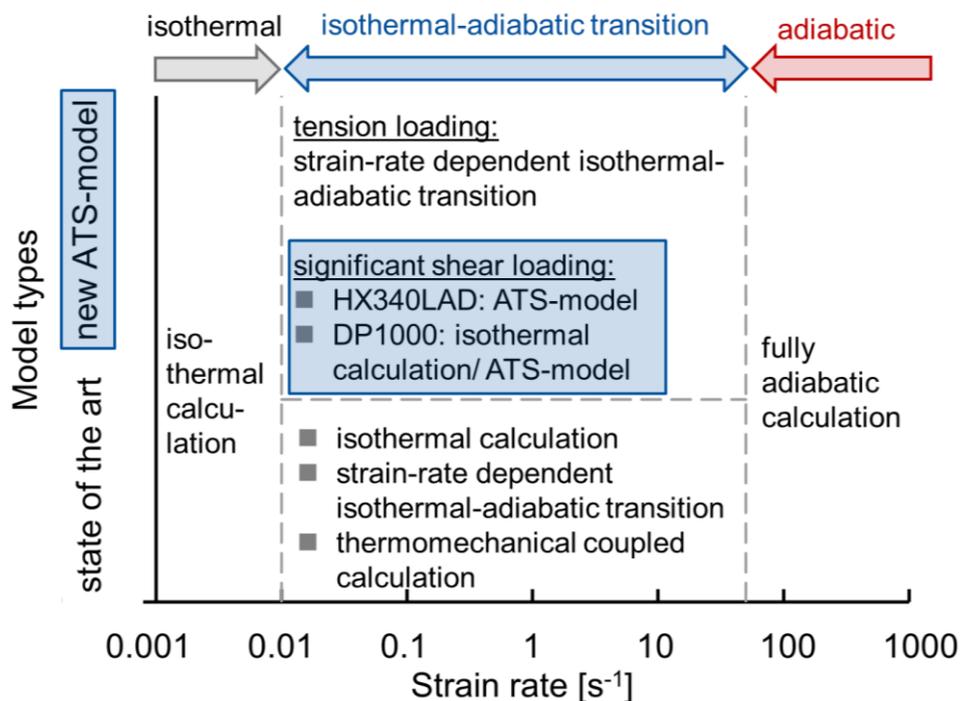
## Abstract

In order to satisfy continuously increasing regulations on passenger car bodies, further improvement of crash performance still proves to be one of the major technological challenges of modern automotive engineering. Facing this goal it becomes crucial to represent the material behavior under high strain rates and different complex loading situations realistically in modelling. The extended use of strainbased failure models in crash simulations requires an accurate prediction of local strains until fracture by the used plasticity models. Strain rate hardening has been researched and considered extensively in material models in the past. An additional important effect on the material behavior under crash loads is caused by adiabatic heating in localized zones and subsequently thermal softening. Concerning computing time and accuracy in crash simulations adiabatic heating should be considered in efficient material models instead of using expensive thermomechanical coupling Finite Element simulations. Therefore material models are required being capable to represent thermal softening under multiaxial stress states realistically for the whole strain rate range from isothermal up to adiabatic conditions.

Within the scope of this work the main influence parameters on adiabatic heating of advanced high strength steel sheets (AHSS) are investigated experimentally and numerically with a special focus on multiaxial stress states. Detailed analysis of the generated heat and the heat transport mechanisms in the highly deformed zones were performed based on tensile and shear tests in a strain rate range of about  $0.001 \text{ s}^{-1}$  up to  $100 \text{ s}^{-1}$ . Under nearly adiabatic conditions temperature rise depends on the amount of locally dissipated plastic deformation energy converted into heat. However, the isothermal-adiabatic transition region under shear loading is transferred to higher strain rates compared to tensile loading. This main result is due to an extreme localization of strains for shear zones compared to necking zones at comparable strain rates. Due to this fact larger temperature gradients occur in the shear zone which of course show a significant impact on heat transfer mechanisms. Furthermore, with increasing strain hardening, the isothermal-adiabatic transition region is also shifted to higher strain rates due to a slowdown of the strain and temperature localization process.

Based on these results a new analytical approach for considering precisely the temperature increase in the isothermal-adiabatic transition region with special focus on complex loading situations was developed in this work. Thereby heat flux is calculated solely based on mechanical values by a new material dependent function which scales the Taylor-Quinney coefficient dependent on strain rate and additionally on stress state with focus on tension and shear loading. This new approach, proposed as “Adiabatic Tension Shear model” (ATS-model), is combined with a commonly used plasticity model and calibrated for the sheet metal alloys DP1000 and

HX340LAD. Component compression tests with strain rates beyond  $50 \text{ s}^{-1}$  in the highly deformed regions and dynamic mixed tension-shear specimen tests in a medium strain rate range of about  $1 \text{ s}^{-1}$  served to apply the ATS-model. The prediction of the deformation behavior and the energy absorption under high strain rate compression loading could be improved by considering adiabatic heating compared to commonly used material models with isothermal flow curves. However, in the transition region between strain rates of  $0.01 \text{ s}^{-1}$  up to about  $50 \text{ s}^{-1}$  adiabatic heating should be considered depending on the material properties and the stress state. Under noticeable shear loading the prediction of the deformation behavior of the microalloyed steel sheet was improved significantly by using the ATS-model. For the dual-phase steel however, the isothermal simulation could represent the material behavior as well, see figure 2. Therefore, with decreasing strength of the material thermal softening is increasing and shows a more pronounced impact on the deformation behavior. Additionally, the higher hardening exponent of the microalloyed steel compared to the dual-phase steel leads to a decrease of strain rates in the localized zones and therefore propagates the heat transfer. These coupled influences on the deformation behavior under complex crash loading conditions lead to a greater sensitivity of the microalloyed steel to adiabatic heating, particularly in the isothermal-adiabatic transition region. Especially for this material class a precise calculation of the thermal softening dependent on strain rate and stress state seems crucial for using strainbased failure models in crash simulation.



**Figure 2:** Consideration of adiabatic effects in modeling the deformation behavior of high strength steel sheets under multi-axial crash loads, state of the art and new developed ATS-model

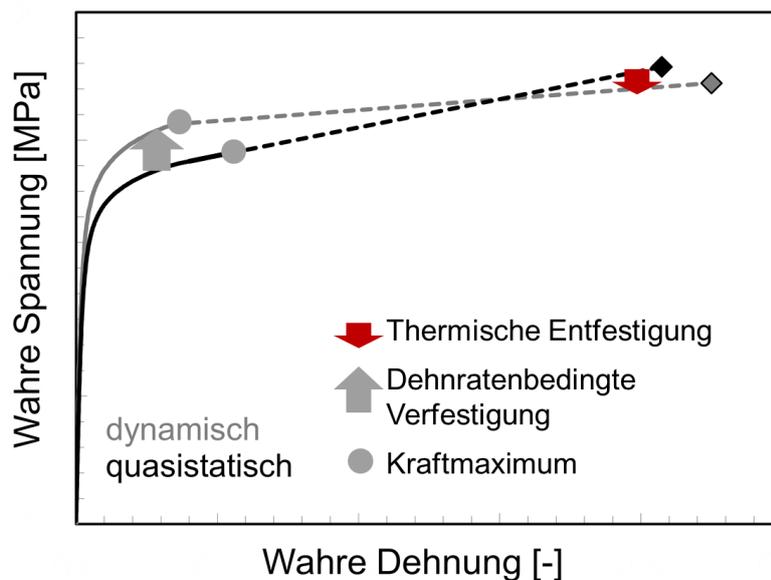
# 1 Einleitung

Leichtbaukonzepte spielen im Automobilbau eine große Rolle, um die stetig steigenden gesetzlichen Anforderungen an die Schadstoffemission von Kraftfahrzeugen einhalten zu können. Die Karosserie stellt dabei mit mehr als einem Drittel des Fahrzeugesamtgewichts einen bedeutenden Faktor dar [3, 4]. Daher wird bis heute ein großer Forschungsaufwand für die Werkstoffentwicklung und geeignete Werkstoffauswahl für die Einzelkomponenten der Karosserie und der Tragstrukturen betrieben. Für den Leichtbau werden zukünftig neue Blechwerkstoffe gefordert, die eine gute Umformbarkeit aufweisen, um auch komplexe Geometrien zu ermöglichen. Gleichzeitig sollen diese Werkstoffe ein hohes Energieabsorptionspotenzial zeigen, um im Crashlastfall einen möglichst hohen Insassenschutz zu ermöglichen. Für stark belastete Bauteile, wie festigkeitsrelevante Trägerstrukturen und Crashabsorber aus Blech, werden weiterhin in großem Umfang hochfeste Stahlblechwerkstoffe (AHSS – Advanced High Strength Steels) aufgrund ihrer hohen Festigkeit und Duktilität den leichteren, modernen Aluminiumlegierungen und Faserverbundwerkstoffen vorgezogen oder zumindest in Form von Mischbauweisen eingesetzt [5, 6].

Für eine gewichtsoptimierte und gleichzeitig crashsichere Komponentenauslegung müssen die Werkstoffeigenschaften sowohl für den Umformvorgang als auch für den Crashlastfall zuverlässig in den verwendeten Simulationsmodellen abgebildet werden können. Im Vorfeld jeglicher Modellierung, sowohl in der Umform- als auch in der Crashsimulation, werden daher die wesentlichen Einflussgrößen auf das Verfestigungs- und Versagensverhalten für die relevanten Spannungszustände und Dehnratenbereiche aus experimentellen Daten ermittelt. In klassischen Umformprozessen treten in den Zonen mit hohen Verformungen Dehnraten in Größenordnungen von etwa  $0,001 \text{ s}^{-1}$  bis  $10 \text{ s}^{-1}$  auf. Unter Crashbelastung können in den hochverformten Zonen weit höhere Dehnraten bis zu einer Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  bis  $1000 \text{ s}^{-1}$  auftreten [7]. Dabei stellen sich Spannungszustände von ein- und mehrachsiger Zug- und Druckbelastung sowie Scherung ein. Eine realitätsnahe Beschreibung des Verfestigungsverhaltens unter Berücksichtigung der Einflüsse von Dehnraten und Spannungszustand stellt heute die Basis von jeder Versagensmodellierung dar, sei es für Umformprozesse oder für Crashlastfälle. In der Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens wird zwischen dem Verfestigungsverhalten des Werkstoffs und dem duktilen Versagensverhalten durch Werkstoffschädigung als Folge der plastischen Verformung unterschieden. Beide Vorgänge werden zunächst separat in Verfestigungs- und Versagensmodellen beschrieben [8]. In neueren komplexen Versagensmodellen kann die Schädigung auch mit dem Verfestigungsverhalten gekoppelt werden [9]. Da die in der Automobilindustrie vor allem in der Crashsimulation verwendeten Versagensmodelle in großem Umfang

eine Abhängigkeit von der plastischen Dehnung beinhalten, sollten die eingesetzten Verfestigungsmodelle eine möglichst genaue Berechnung der lokalen Dehnungen ermöglichen.

Untersuchungen zum Einfluss der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe wurden für einachsige Zugbelastung bereits vermehrt durchgeführt [10, 1, 11, 12, 13, 14, 15, 16]. Typischerweise treten in den Spannungs-Dehnungs-Kurven dieser Werkstoffklasse zwei gegenläufige, sich überlagernde Dehnrateneffekte auf, siehe Bild 3. Unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten kommt es zu Beginn der plastischen Verformung in der Regel zu dehnratenbedingten Verfestigungseffekten. Mit zunehmender Verformung kommt es unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten schließlich zu einer thermischen Entfestigung. Ursache dafür ist die durch den Verformungsprozess entstehende Wärme, die in den kurzen Belastungszeiten nicht schnell genug durch Wärmetransport, der bei Metallen überwiegend durch Wärmeleitung erfolgt, in das Probenvolumen abgeführt werden kann. Je nach Festigkeit und Duktilität des Blechwerkstoffs können die adiabatischen Temperaturerhöhungen in der Größenordnung von 100 – 200 K liegen [17, 18, 2].



**Bild 3:** Typischer Einfluss der Dehnrates auf die Kurvenverläufe der wahren Spannungen und Dehnungen bei hoch- bis höchstfesten Stahlblechwerkstoffen

Diese gegenläufigen Dehnrateneinflüsse auf das Verfestigungsverhalten müssen in der Modellierung zuverlässig abgebildet werden, um auch die lokalen Dehnungen dehnratenabhängig realistisch zu berechnen. Insbesondere in der Crashsimulation werden aktuell thermomechanisch gekoppelte Rechnungen vermieden, um den Rechenaufwand für ein ganzes Fahrzeug möglichst gering zu halten [9, 19, 20]. Daher sollte die thermische Entfestigung von den eingesetzten, meist phänomenologischen Verfestigungsmodellen, die in der heutigen Simulationspraxis zum Einsatz kommen, wie etwa elastoplastische Verfestigungsmodelle mit tabellarischen Fließkurven, hinreichend genau beschrieben werden. Diese Modelle erlauben lediglich eine eingeschränkte Entfesti-

gung bei höheren Dehnraten. Insbesondere für Blechwerkstoffe mit großer thermischer Entfestigung können diese Modelle das Verfestigungsverhalten in einem weiten Dehnratenbereich nur in grober Näherung abbilden. Hier sind Modelle gefragt, die Dehnraten- und Temperatureffekte auf die Fließspannung berücksichtigen und für einen weiten Dehnraten- und Temperaturbereich einsetzbar sind, wie z.B. Varianten des häufig verwendeten isotropen Johnson-Cook-Modells [21, 22]. Bei Vermeidung einer thermomechanisch gekoppelten Rechnung kann die lokale Temperatur auch aus den mechanischen Größen unter Annahme einer dehnratenabhängigen Gewichtungsfunktion zwischen isothermem und adiabatischem Verhalten näherungsweise berechnet werden [23, 24, 17, 8]. Es hat sich jedoch gezeigt, dass bei der Verwendung einer isotropen Fließfunktion mit einem Verfestigungsmodell auf Basis von Johnson-Cook und einer dehnratenabhängigen Gewichtungsfunktion unter dynamischer Scherbelastung zu hohe Temperaturen und damit eine zu große Entfestigung berechnet wurden [8]. Dieser Effekt taucht insbesondere im Dehnratenbereich zwischen  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und  $10 \text{ s}^{-1}$  auf, in dem thermische Zustände im Übergangsbereich zwischen überwiegend isotherm und adiabatisch vorliegen [8]. In der Crashesimulation von Komponenten aus Blech, die auch Bereiche mit scherdominierten Belastungen bei höheren Dehnraten erfahren, kann dies zu einem zu gering prognostizierten Verfestigungsverhalten führen [25, 26]. Daher ist eine verbesserte Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung insbesondere im isotherm-adiabatischen Übergangsbereich in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens unter multiaxialen Spannungszuständen erforderlich, vor allem beim Auftreten signifikanter Scherbelastungszustände. Dies könnte durch die Erweiterung einer dehnratenabhängigen Gewichtungsfunktion durch eine zusätzliche Abhängigkeit vom Spannungszustand erfolgen.

Die vorliegende Arbeit leistet einen Beitrag zur Überprüfung dieser Hypothese am Beispiel verschiedener hochfester Stahlblechwerkstoffe, die bei Raumtemperatur bei komplexen crashartigen Spannungszuständen belastet werden. Dazu werden zunächst umfangreiche experimentelle Untersuchungen für verschiedene Spannungszustände von Scherbelastung bis zu ein- und mehrachsiger Zugbelastung in einem Dehnratenbereich von quasistatisch bis zu einer Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. In den hochverformten Zonen der Probe oder des Werkstücks treten lokal höhere Dehnungen auf als im umliegenden Material, was im Allgemeinen als Lokalisierung bezeichnet wird. Die dadurch entstehenden Dehnraten- und Temperaturgradienten wirken sich auf die lokale Temperaturerhöhung und damit auf den Wärmetransport in das umliegende Materialvolumen aus. Auf Basis von Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen sowie Dehnungs- und Dehnratenfeldmessungen wird in Kapitel 5 die adiabatische Temperaturerhöhung und das Lokalisierungsverhalten in den hochverformten Zonen quantifiziert und im Hinblick auf die wesentlichen Einflussfaktoren analysiert. Die Ergebnisse zeigen für Karosserieblechwerkstoffe wie z.B. Dualphasen-, Komplexphasen- und mikrolegierte Stähle, dass das Lokalisierungsverhalten vom

Verfestigungsvermögen und vom Spannungszustand beeinflusst wird. Diese Einflüsse sind direkt übertragbar auf die adiabatische Erwärmung in der hochverformten Zone. Insbesondere unter Scherbelastung bilden sich Scherbänder aus, die zu einer deutlich höheren Lokalisierung führen, als dies in Einschnürzonen unter Zugbelastung bei vergleichbarer lokaler Dehnrates der Fall ist. Dadurch ergibt sich aus den Scherbändern ein erhöhter Wärmeabfluss in die Umgebung.

Auf Basis dieser experimentellen Ergebnisse wird in dieser Arbeit eine bereits in der Simulationssoftware LS-DYNA implementierte dehnratenabhängige Gewichtungsfunktion um den Parameter des Spannungszustands erweitert und mit einem Verfestigungsmodell auf Basis eines verallgemeinerten Johnson-Cook-Ansatzes gekoppelt. Durch eine realistischere Ermittlung der adiabatischen Temperaturerhöhung soll damit eine verbesserte Berechnung der Spannungen und der lokal auftretenden Dehnungen bei komplexen dynamischen Belastungen erreicht werden. Die Simulationen von Komponentenstauchversuchen unter crashartiger Belastung in dieser Arbeit zeigen, dass mit Berücksichtigung der thermischen Entfestigung die experimentell ermittelte absorbierte Energie mit einer hohen Genauigkeit berechnet werden kann. Bei Auftreten einer signifikanten Scherbelastung sollte der Einfluss des Spannungszustands auf die thermische Entfestigung im isotherm-adiabatischen Übergangsbereich berücksichtigt werden [26, 8].

Somit soll die vorliegende Arbeit einen wissenschaftlichen Beitrag zu den relevanten Einflussfaktoren auf die adiabatische Erwärmung von hochfesten Stahlblechwerkstoffen unter komplexen Belastungen im mittleren bis hohen Dehnratenbereich leisten. Insbesondere erweitern die Ergebnisse zum Einfluss des Verfestigungsvermögens und des Spannungszustands auf den Wärmetransport den bisherigen Stand der Technik. Mit Hilfe dieser grundlegenden Erkenntnisse kann das Verfestigungsverhalten im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch zukünftig lediglich aus mechanischen Größen unter Verwendung isothermer Verfestigungskurven ohne thermomechanische Kopplung effektiv modelliert werden. Die adiabatische Erwärmung wird dabei werkstoffspezifisch in Abhängigkeit von der Dehnrates und dem Spannungszustand ausreichend realistisch abgebildet, was sich direkt auf die prognostizierte thermische Entfestigung und die lokal berechneten Dehnungen auswirkt. Eine genaue Abbildung dieser Größen ist wichtig sowohl für die Verwendung dehnbasierter Versagensmodelle in der Crashsimulation als auch für die Berechnung der absorbierten Energie unter Crashbelastungen. Das in dieser Arbeit erweiterte Modell steht für den Einsatz in der Crashsimulation in LS-DYNA ab Version 12 zur Verfügung und bietet das Potenzial, in Zukunft auch in der Umformsimulation erprobt und verwendet zu werden. Insbesondere die immer häufiger angestrebte numerische Abbildung einer durchgehenden Prozesskette vom Umformen bis zum Crash profitiert durch eine einheitliche Modellierung des Verfestigungsverhaltens.

## 2 Stand der Technik

Grundlegendes werkstoffkundliches Wissen über den Kristallaufbau hochfester Stahlblechwerkstoffe wird in dieser Arbeit vorausgesetzt und ist in einschlägiger Literatur nachzulesen [27, 28]. Zunächst werden die Einflussfaktoren auf das Verfestigungsverhalten bei der plastischen Verformung diskutiert, die bei mehrachsigen Belastungen in einem weiten Dehnratenbereich zu berücksichtigen sind. Besonderer Fokus wird dabei auf den Einfluss der adiabatischen Erwärmung auf das Verfestigungsverhalten bei mittleren und höheren Belastungsgeschwindigkeiten und unterschiedlichen Spannungszuständen gelegt. Anschließend wird eine Übersicht über den derzeitigen Stand der Technik in der Charakterisierung von Stahlblechwerkstoffen unter hohen Dehnraten und mehrachsigen Spannungszuständen gegeben. Den Abschluss dieses Kapitels bildet eine Darstellung der Berücksichtigung von Dehnraten- und Temperatureffekten in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens hochfester Stahlblechwerkstoffe. Dazu wird mit einer analytischen Beschreibung des isotherm-adiabatischen Übergangs in Abhängigkeit von der Dehnrade eine Alternative zu thermomechanisch gekoppelten Rechnungen vorgestellt.

### 2.1 Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe

Die plastische Verformung eines Werkstoffs basiert auf seinem Verfestigungsvermögen und bleibt nach Wegnahme der Belastung erhalten. In diesem Kapitel werden die wichtigsten Kennwerte zur Charakterisierung des Verfestigungsverhaltens und die wesentlichen Einflussfaktoren auf das Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe aufgezeigt. Neben der Kristall- und Gefügestruktur und dem Spannungszustand sind dies vor allem die Dehnrade und die Temperatur, denen jeweils ein separates Unterkapitel zugeordnet ist. Die Einflussfaktoren Dehnrade und Temperatur sind insbesondere bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten relevant und können durch kristallplastische Vorgänge erklärt werden.

#### 2.1.1 Kennwerte für das Verfestigungsverhalten

Bei metallischen Werkstoffen beruht die plastische Verformung bei Raumtemperatur (RT) überwiegend auf der Bewegung und Erzeugung von Versetzungen im Kristallgitter sowie auf der Wechselwirkung von Versetzungen mit Hindernissen [27, 28, 15]. Als Versetzung werden Störungen im Kristallgitteraufbau bezeichnet, die sich längs einer Linie fortsetzen können und damit eine makroskopische Verformung hervorrufen. Die für die plastische Verformung notwendige Bewegung einer Versetzung führt zu einem Abgleiten von Atomschichten längs bestimmter kristallografischer Ebenen und Richtungen und wird auch als Versetzungsgleiten bezeichnet. Für die Aktivierung einer Versetzungsbewegung ist eine in der Gleitebene wirkende Schubspannung notwendig, die die Gitterreibung überwindet. Wird die Versetzungsbewegung behindert, wird plastische Verformung erschwert und es wird eine höhere Schubspannung benötigt, um Verset-

zungen weiterzubewegen. Der Begriff der Verfestigung beruht auf diesem Effekt, der in jedem realen Kristallgitter auftritt. Beispiele für Hindernisse sind Korngrenzen, gelöste Fremdatome oder Ausscheidungen. Ohne die zusätzliche Berücksichtigung von Dehnraten- und Temperatureffekten wird das Verfestigungsverhalten daher maßgeblich beeinflusst durch die vorliegende Mikrostruktur und den Anteil an plastischer Verformung [27, 28, 15]. Für Stahlblechwerkstoffe liegen umfangreiche Untersuchungen zum Verfestigungsverhalten bei Raumtemperatur (RT) und unter quasistatischer Belastung ohne den Einfluss der Dehnrates und der Temperatur vor und sind in einschlägiger Literatur nachzulesen, z.B. [15, 10, 29].

Die Beschreibung des Verfestigungsverhaltens von Blechwerkstoffen erfolgt üblicherweise analytisch durch Verfestigungskurven mit einer Abhängigkeit der Fließspannung  $k_f$  von der plastischen Dehnung  $\varepsilon_{pl}$ . Dieser Zusammenhang gibt Auskunft über das Verfestigungsverhalten bei Raumtemperatur (RT) und unter quasistatischer Belastung. Basis für die Ermittlung von Verfestigungskurven sind daher Experimente bei RT unter quasistatischer, einachsiger Belastung. Üblicherweise werden dazu einachsige Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 [30] verwendet. Für eine analytische Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Fließspannung und der plastischen Dehnung können die experimentell ermittelten Ergebnisse bis zur Gleichmaßdehnung verwendet werden. Ab Einschnürbeginn stellt sich im einachsigen Zugversuch ein mehrachsiger Spannungszustand in der hochverformten Zone ein, sodass für die mathematische Beschreibung der Verfestigungskurve eine Extrapolation zu höheren Dehnungen erforderlich ist. Eine Übersicht der bekanntesten analytischen Extrapolationsansätze, die sich maßgeblich in der Steigung nach Kraftmaximum unterscheiden, ist in Tabelle 1 gegeben.

**Tabelle 1:** Analytische Extrapolationsansätze für Verfestigungskurven: Die Parameter  $C$ ,  $n$ ,  $\sigma_0$ ,  $b$  werden durch Annäherung der jeweiligen Extrapolationsgleichungen an die experimentellen Daten ermittelt

Extrapolation nach	Extrapolationsgleichung
Hollomon [31]	$k_f(\varepsilon_{pl}) = C_H \varepsilon_{pl}^{n_H}$
Ludwik [32]	$k_f(\varepsilon_{pl}) = \sigma_0 + C_L \varepsilon_{pl}^{n_L}$
Voce [33]	$k_f(\varepsilon_{pl}) = \sigma_0 + C_V (1 - e^{-b_V \varepsilon_{pl}})$
Swift [34]	$k_f(\varepsilon_{pl}) = C_S (\sigma_0 + \varepsilon_{pl})^{n_S}$
Hockett-Sherby [35]	$k_f(\varepsilon_{pl}) = \sigma_0 - (\sigma_0 - C_{1HS}) e^{-C_{2HS} \varepsilon_{pl}^{n_{HS}}}$

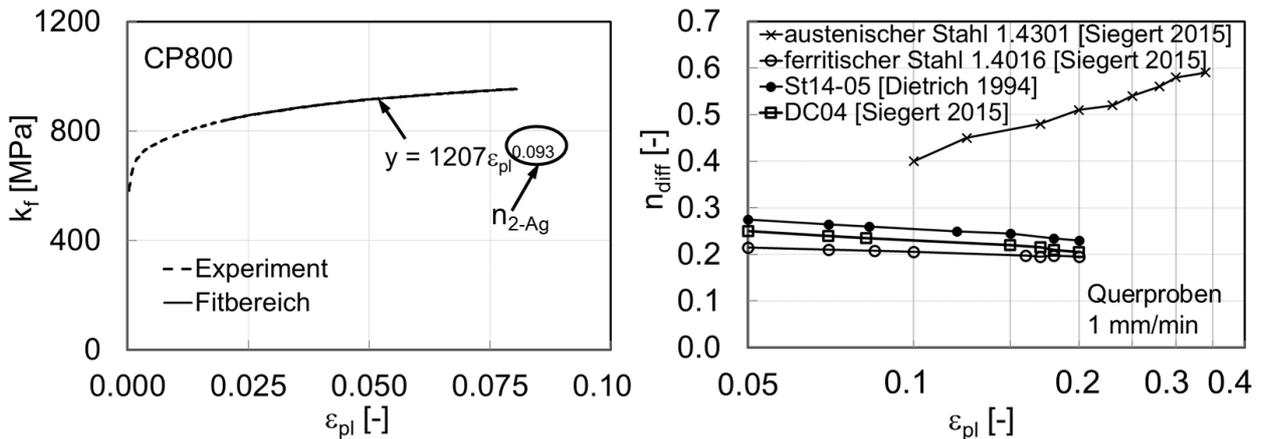
Von den aufgeführten Modellen zeigt der Voce-Ansatz die geringste Steigung nach Kraftmaximum und führt mit zunehmender Dehnung zu einer Sättigungsspannung. Dieser Ansatz setzt voraus, dass sich der Werkstoff nicht beliebig verfestigen kann. Damit ist er für Stähle geeignet, die nach dem Kraftmaximum der Probe eine große Duktilität aufweisen, wie dies z.B. bei Komplex-

phasenstählen der Fall ist. Der Ludwik-Ansatz zeigt von den in Tabelle 1 aufgeführten Modellen die größte Steigung nach Kraftmaximum und ist daher für Stähle mit großer Verfestigung nach Einschnürbeginn geeignet, wie dies eher bei Stählen mit kfz-Gitterstruktur der Fall ist. Weitere komplexere und kombinierte Modelle, wie z.B. eine Kombination aus dem Voce- und dem Swift-Modell oder mehrgliedrige Voce-Ansätze, sowie Beispielanwendungen der verschiedenen Modelle sind ausführlich in vergangenen Arbeiten aufgeführt [1, 8, 36]. In kommerziellen FE-Codes werden die Verfestigungskurven entweder als analytische Funktion mit Angabe der Parameter direkt in die FE-Codes eingegeben, oder es werden tabellarische Verfestigungskurven verwendet, die meistens durch eine analytische Funktion zuvor ermittelt wurden.

Als Werkstoffkennwert für die Quantifizierung des Verfestigungsverhaltens wird häufig der Verfestigungsexponent  $n$  angegeben, der nach DIN ISO 10275 [37] ermittelt werden kann. Dazu werden die experimentell ermittelten Werte für die Fließspannung in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung mit dem bekannt einfachsten analytischen Ansatz nach der Hollomon-Gleichung [31] in Tabelle 1 für einen Kurvenabschnitt zwischen Fließbeginn und Gleichmaßdehnung approximiert. Der sich daraus ergebende Exponent wird als Verfestigungsexponent  $n$  bezeichnet und stellt einen Werkstoffkennwert dar. Der  $n$ -Wert wird häufig als Mittelwert für einen nach Norm definierten Kurvenabschnitt angegeben und mit dem Dehnungsbereich indiziert, in dem die Kurvenapproximation durchgeführt wurde. Für den Bereich von 2% plastischer Dehnung bis zur Gleichmaßdehnung  $A_g$  wird z.B. der Verfestigungsexponent  $n_{2-A_g}$  bestimmt, siehe Bild 2 links. Der in Bild 2 angegebene  $n$ -Wert von  $n_{2-A_g} = 0,09$  liegt in einer typischen Größenordnung für Komplexphasenstähle, die häufig  $n$ -Werte  $< 0,1$  zeigen [38, 1]. Die in dieser Arbeit untersuchten Dualphasenstähle und mikrolegierten Stähle zeigen meistens moderat höhere  $n$ -Werte in einer Größenordnung zwischen 0,1 und 0,2 [38, 1]. Mit zunehmendem  $n$ -Wert werden aufgrund des höheren Verfestigungsvermögens des Werkstoffs auch größere Werte für die Gleichmaßdehnung  $A_g$  erreicht [38].

Insbesondere in der Umformtechnik wird auch der Verlauf des  $n$ -Wertes in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung bestimmt, um eine mögliche Änderung des Kaltverfestigungsvermögens des Werkstoffs in Abhängigkeit des Umformgrades zu ermitteln. Dieser differentielle Verfestigungsexponent  $n_{\text{diff}}(\epsilon_{\text{pl}})$  beschreibt die Steigung der logarithmischen Fließspannung in Abhängigkeit der logarithmischen plastischen Dehnung  $\log(k_f) = n_{\text{diff}}(\epsilon_{\text{pl}}) \log(\epsilon_{\text{pl}})$ . Durch den Aufstau von Versetzungen kann sich das Verfestigungsvermögen während der Verformung erhöhen oder durch entstandene Versetzungslücken wieder erniedrigen. Für einen austenitischen Stahl mit kubisch-flächenzentrierter Gitterstruktur (kfz-Gitterstruktur) nimmt der differentielle  $n$ -Wert deutlich höhere Werte zwischen 0,4 und 0,6 ein als für ferritische Stähle mit krz-Gitterstruktur und  $n$ -Werten zwischen 0,2 und 0,3, siehe Bild 4 rechts. Der austenitische kfz-Stahl zeigt eine

deutliche Zunahme des differentiellen n-Wertes mit zunehmender plastischer Dehnung. Der ferritische Edelstahl 1.4016 mit Zugfestigkeiten zwischen 400 MPa und 630 MPa sowie zwei gleichartige Tiefziehstähle mit Zugfestigkeiten zwischen 270 MPa und 350 MPa zeigen beispielsweise eine moderate bis vernachlässigbare Verringerung des differentiellen n-Wertes mit zunehmender plastischer Dehnung. Bei Stahlblechwerkstoffen mit krz-Gitterstruktur gibt der mittlere n-Wert wie z.B.  $n_{2-Ag}$  daher das Verfestigungsverhalten über einen großen Teil des plastischen Verformungsbereichs bis zur Gleichmaßdehnung realistisch wieder.



**Bild 4:** Vorgehensweise zur Bestimmung des n-Wertes nach DIN ISO 10275 [37, 39] (links) und differentieller n-Wert in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung für die im Diagramm angegebenen Stähle [40, 41] (rechts)

Weiterhin führt der Walzvorgang bei Blechwerkstoffen häufig zu einer Richtungsabhängigkeit des Verfestigungsverhaltens, da es durch das Abgleiten von Atomschichten zu Orientierungsänderungen und einer Ausrichtung der Körner kommt. Als Folge davon werden die makroskopischen mechanischen Eigenschaften der Bleche richtungsabhängig, was als Anisotropie bezeichnet wird [42]. Die senkrechte Anisotropie  $r$  ist nach DIN ISO 10113 [43] definiert als das Verhältnis der wahren plastischen Dehnungen in Breiten- und Dickenrichtung und wird aus dem einachsigen Zugversuch bestimmt. In Abhängigkeit der Orientierung der Zugrichtung zur Walzrichtung (WR) werden damit die Kennwerte  $r_0$ ,  $r_{90^\circ}$  und  $r_{45^\circ}$  ermittelt. Diese Kennwerte ermöglichen die Ermittlung der planaren Anisotropie  $\Delta r = 0,5(r_0 + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ})$ , die die Verteilung der  $r$ -Werte über die Blechebene charakterisiert. Überwiegend isotrope Werkstoffe haben  $r$ -Werte in der Größenordnung von 1. Während Tiefziehstähle  $r$ -Werte größer als 1 zeigen, werden bei vielen hoch- bis höchstfesten Stahlblechwerkstoffen häufig  $r$ -Werte in der Größenordnung von 1 erreicht [8, 38]. Der  $r$ -Wert ist eine wichtige Größe für die Modellierung des richtungsabhängigen Verfestigungsverhaltens und wird auch für die Parameterbestimmung von anisotropen Fließkriterien verwendet [44].

Der in dieser Arbeit untersuchte mikrolegierte Stahl gehört zu den einphasigen Stählen mit ferritischer, kubisch-raumzentrierter Gitterstruktur (krz-Gitterstruktur). Weiterhin werden Dualpha-

senstähle untersucht, die auf einer ferritischen Phase basieren und zusätzlich Martensitinseln mit einem tetragonalen raumzentrierten Gitter aufweisen. In den in dieser Arbeit punktuell untersuchten Komplexphasenstählen sind weitere Phasen enthalten, wie z.B. Bainit mit durch Kohlenstoff übersättigter krz-Gitterstruktur. Für alle diese Stahlsorten beruht die plastische Verformbarkeit hauptsächlich auf der ferritischen Grundmatrix, da sie mit der krz-Gitterstruktur die weichste Phase darstellt. Daher beziehen sich die weiteren Recherchen zum Verfestigungsverhalten von Stahlblechwerkstoffen überwiegend auf Werkstoffe mit einer krz-Gitterstruktur.

## 2.1.2 Einfluss des Spannungszustandes auf den Fließbeginn und die Verfestigung

### 2.1.2.1 Kontinuumsmechanische Grundlagen

Der Fließbeginn und das Verfestigungsverhalten des Werkstoffs können auch eine Abhängigkeit vom Belastungszustand zeigen. Als Belastungszustände können ein- und mehrachsige Zug- und Druckbelastungen sowie Scherbelastungszustände auftreten. Der Belastungszustand kann beschrieben werden durch den dreidimensionalen Spannungstensor  $\underline{\mathbf{T}}$  im Hauptachsensystem mit den Normalspannungswerten  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  und  $\sigma_3$ :

$$\underline{\mathbf{T}} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad (1)$$

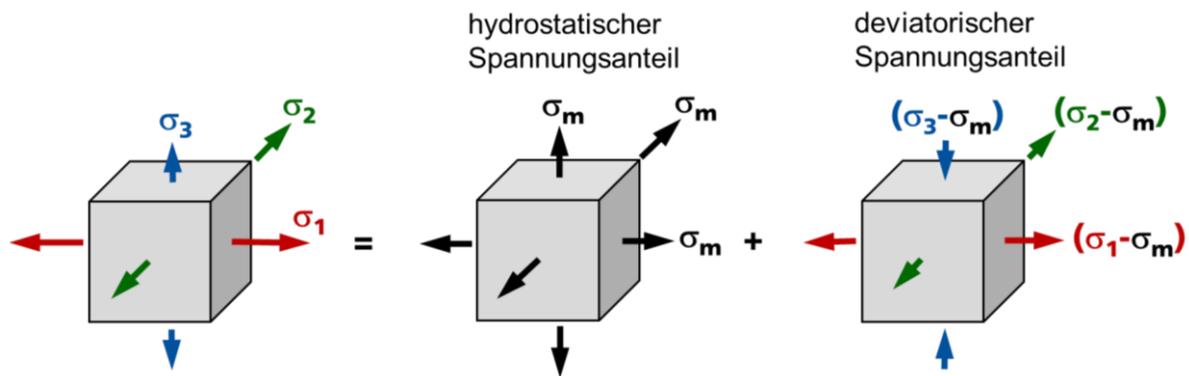
Für duktile Werkstoffe ist es üblich, den Spannungstensor  $\underline{\mathbf{T}}$  in einen hydrostatischen und einen deviatorischen Anteil zu zerlegen, wie es in Bild 5 gezeigt ist. Der hydrostatische Anteil mit der Mittelspannung  $\sigma_m$  nach Gleichung (2) kann als einheitlicher Normalspannungswert in jede der drei Raumrichtungen keine Änderung der Gestalt hervorrufen. Bei inkompressiblen Werkstoffen bleiben die Gestalt und das Volumen erhalten.

$$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2)$$

Eine Gestaltänderung wird durch den deviatorischen Anteil hervorgerufen, der für einen gegebenen Belastungsfall die Abweichungen der Hauptspannungen von der Mittelspannung quantifiziert, siehe Bild 5.

Für einen Vergleich komplexer Spannungszustände nach Gleichung (1) mit denjenigen unter einachsiger Zugbelastung werden unterschiedliche Vergleichsspannungskonzepte eingesetzt. Am häufigsten wird die von Mises Vergleichsspannung  $\sigma_{v,M}$  verwendet, die über die volumenbezogene Verzerrungsenergie ermittelt wird. Im Hauptachsensystem wird  $\sigma_{v,M}$  nach Gleichung (3) berechnet. Wenn lediglich hydrostatische Spannungen ohne deviatorische Anteile vorliegen, entsteht keine Verzerrungsenergie und  $\sigma_{v,M}$  wird zu Null.

$$\sigma_{v,M} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (3)$$

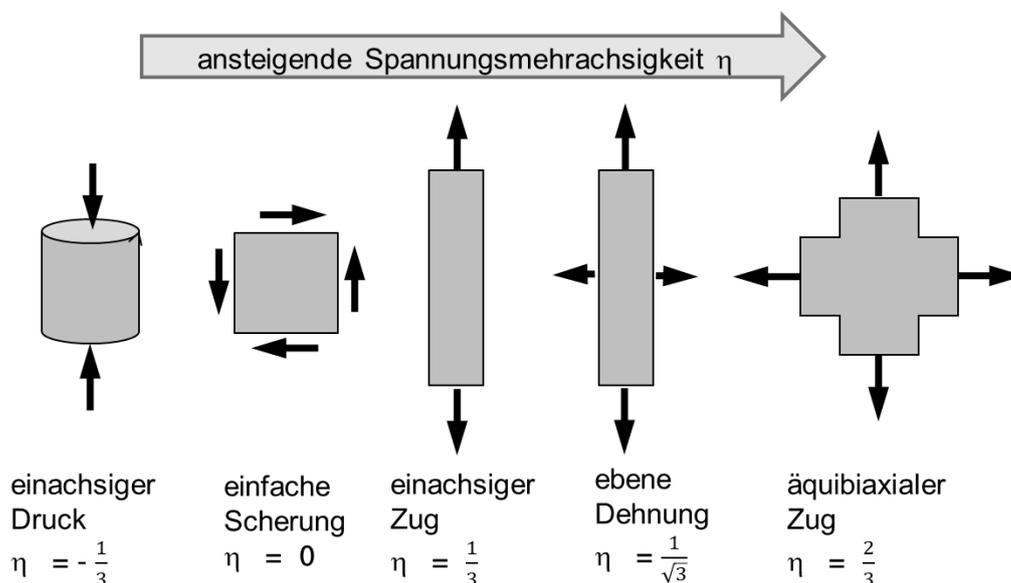


**Bild 5:** 3-dimensionaler Spannungszustand mit hydrostatischem und deviatorischem Anteil [45]

Zur Beschreibung des Spannungszustandes ist die Spannungsmehrsichtigkeit  $\eta$  eine üblicherweise verwendete Größe. Die Spannungsmehrsichtigkeit wird auch als Triaxialität bezeichnet und wird berechnet aus  $\sigma_{v,M}$  und der Mittelspannung  $\sigma_m$  nach

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{v,M}} \quad (4)$$

Unter Voraussetzung eines ebenen Spannungszustandes mit  $\sigma_3 = 0$  ist zur eindeutigen Beschreibung des Spannungszustandes die Angabe des Wertes für die Spannungsmehrsichtigkeit  $\eta$  ausreichend. Da Blechwerkstoffe näherungsweise ebene Spannungszustände erfahren, wird die Spannungsmehrsichtigkeit häufig zur Beschreibung des Spannungszustandes verwendet, siehe Bild 6.



**Bild 6:** Spannungsmehrsichtigkeit bei ebenen Spannungszuständen

Zur eindeutigen Beschreibung von dreidimensionalen Spannungszuständen ist neben der Spannungsmehrsichtigkeit  $\eta$  demnach eine weitere Spannungsgröße notwendig. Vor allem in der Versagensmodellierung wird als zweite Spannungsgröße das Scherverhältnis verwendet, das das Verhältnis der maximalen Schubspannung  $\tau_{\max}$  zu  $\sigma_{v,M}$  beschreibt [46]. Eine weitere häufig ver-

wendete Größe ist der Lodewinkel, der Größen des deviatorischen Spannungsanteils auf die maximale Schubspannung bezieht und häufig als Lodewinkel-Parameter  $\theta$  [47, 48] mit Werten zwischen -1 und 1 angegeben wird.

### 2.1.2.2 Stoffgesetze für die plastische Verformung bei mehrachsigen Belastungen

Zur Beschreibung des plastischen Fließens für verschiedene Spannungszustände sind die folgenden Größen erforderlich:

- Fließfunktion  $F$
- Fließbedingung (Fließkriterium)
- Fließregel
- Verfestigungsmechanismen

Die Fließfunktion  $F$ , auch Fließpotenzial genannt, ist eine skalare Funktion, die einen analytischen Zusammenhang zwischen dem Spannungstensor  $\underline{T}$  und einer Fließspannung  $k_f(\varepsilon_{pl})$  beschreibt, siehe Gleichung (5).

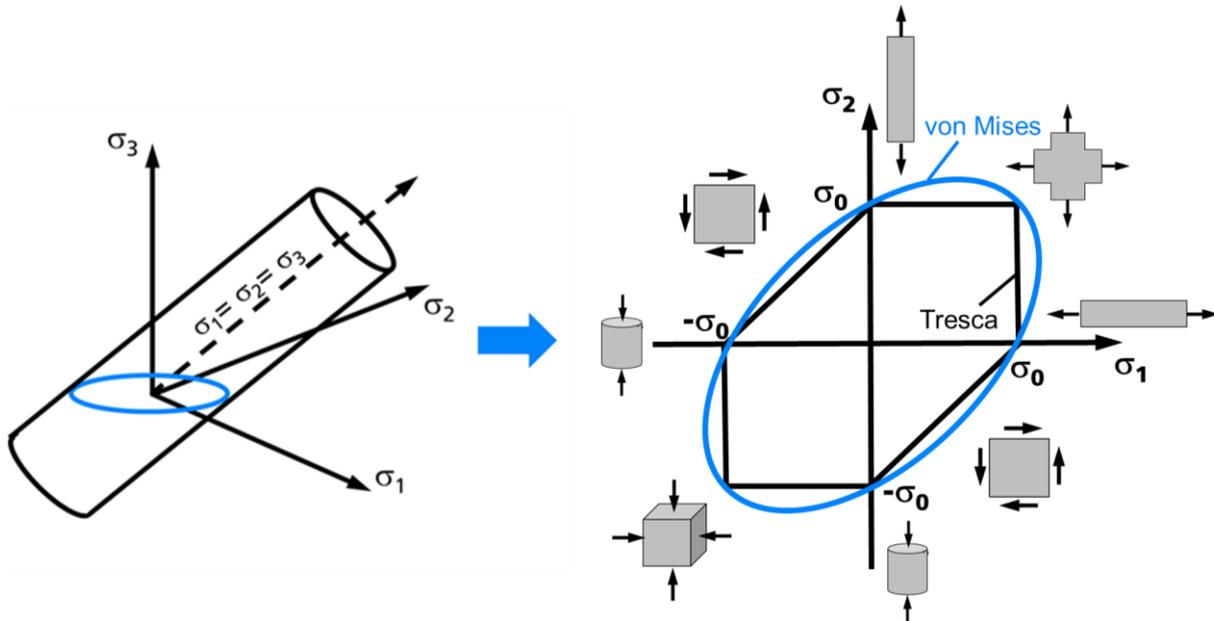
$$F(\underline{T}) = \sigma_v - k_f(\varepsilon_{pl}) \quad (5)$$

Die Fließbedingung wird auch Fließkriterium genannt und gibt an, dass plastisches Fließen beginnt, wenn  $F = 0$  wird. Im Zusammenhang mit dem Fließkriterium wird eine Vergleichsspannung  $\sigma_v$  als skalare Größe über einen analytischen Ansatz ermittelt, z. B. nach dem von Mises Vergleichsspannungskonzept, siehe Gleichung (3). Je nach Wahl des Vergleichsspannungskonzeptes wird von unterschiedlichen Fließkriterien gesprochen, von denen einige bekannte im weiteren Verlauf dieses Kapitels ausführlicher dargestellt sind.

Die Fließregel gibt die Größe und Richtung der plastischen Dehnungssinkremente während des Fließens wieder, d.h. für Spannungszustände auf der Fließfläche bzw. Fließortkurve. Sie dient damit der Ermittlung der plastischen Dehnrates. Liegt der Vektor der plastischen Dehnrates für alle Spannungszustände normal zur Fließortkurve, wird von einer zur Fließfunktion assoziierten Fließregel gesprochen.

Das Fließkriterium kann für 3-dimensionale Spannungszustände als Fließfläche im Hauptspannungsraum dargestellt werden, wie in Bild 7 links beispielhaft für das Fließkriterium nach Huber-von Mises-Hencky [49, 50, 51] gezeigt. Innerhalb des Zylinders ( $F < 0$ ) liegt elastisches Verformungsverhalten vor, ab der Zylindermantelfläche ( $F = 0$ ) setzt plastisches Fließen ein. Für Bleche wird häufig ein ebener Spannungszustand angenommen, sodass die 3. Hauptspannungskomponente in Blechdickenrichtung  $\sigma_3$  vernachlässigbar ist. Als Projektion der Fließfläche in die  $\sigma_1$ - $\sigma_2$ -Ebene ergibt sich damit eine geschlossene Kurve, die auch als Fließortkurve bezeichnet wird, siehe Bild 7 rechts. Die meisten Fließkriterien wurden auf empirischer Basis über Jahr-

zehnte hinweg entwickelt und können eingeteilt werden in isotrope und anisotrope Fließkriterien. Isotrope Fließkriterien setzen keinen Einfluss der Walzrichtung und damit der Belastungsorientierung auf den Fließbeginn voraus. Die wichtigsten isotropen Fließkriterien sind die beiden Kriterien nach nach Tresca [52, 53] und nach Huber-von Mises-Hencky [49, 50, 51].



**Bild 7:** Grafische Darstellung des Fließkriteriums nach von Mises im Spannungsraum (links) und als Projektion in die  $\sigma_1$ - $\sigma_2$ -Ebene im Vergleich zu dem Tresca-Fließkriterium (rechts)

Das von Tresca im Jahr 1878 vorgeschlagene Fließkriterium war das erste bekannte Kriterium und schätzt als Fließgrenze die maximale Schubspannung gegenüber einem kritischen Wert ab. Es wird daher auch als Schubspannungshypothese bezeichnet [52, 53]:

$$\sigma_{v,T} = 2 |\tau_{\max}| \leq k_f(\varepsilon_{pl}) \quad \text{mit} \quad |\tau_{\max}| = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \quad (6)$$

Das Tresca-Fließkriterium hat den Nachteil, dass eine punktuell nicht differenzierbare Fließortkurve entsteht, die für numerische Anwendungen instabil ist, siehe Bild 7 rechts. Eine Alternative bietet das in der Crashsimulation für hoch- bis höchstfeste Stähle am häufigsten verwendete Fließkriterium nach von Huber, von Mises und Hencky, das auch als von Mises-Fließkriterium bekannt ist. Nach dem von Mises-Fließkriterium wird die aus der Verzerrungsenergie ermittelte Vergleichsspannung  $\sigma_{v,M}$  nach Gleichung (3) gegenüber der kritischen Fließspannung  $k_f$  abgeschätzt.

$$\sigma_{v,M} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \leq k_f(\varepsilon_{pl}) \quad (7)$$

Das von Mises-Fließkriterium führt zu einer ovalen differenzierbaren Fließortkurve, siehe Bild 5 rechts. Viele näherungsweise isotrope Metalle liefern Fließorte zwischen der von Mises und der Tresca-Fließortkurve. Daher wurde eine Fülle weiterer Fließbedingungen aufbauend auf den beiden genannten Kriterien beschrieben. Die Fließortkurven von Hershey [54] decken den Be-

reich zwischen dem von-Mises-Fließort und dem Tresca-Fließort parameterabhängig ab und sind an allen Fließorten differenzierbar. In der Crashesimulation werden aufgrund der rechenintensiven FE-Modelle ganzer Fahrzeugkarosserien möglichst einfache Modelle gefordert. Daher ist es in vielen Fällen ausreichend, für hochfeste Stahlblechwerkstoffe mit  $r$ -Werten von ca. 1 das klassische von Mises-Fließkriterium zu verwenden.

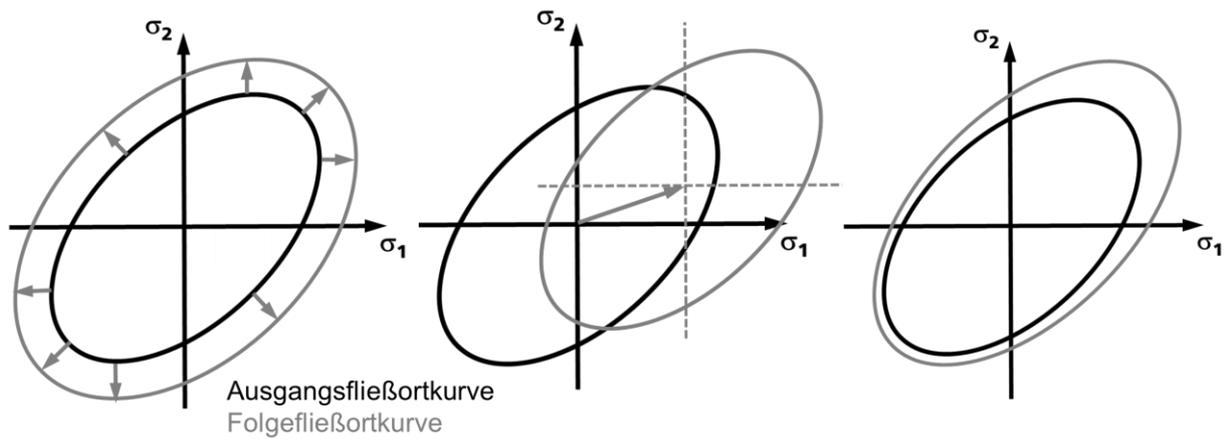
In der Umformsimulation werden höhere Anforderungen an das Fließkriterium gestellt, um den plastischen Fließbeginn während des Umformvorgangs sehr präzise wiederzugeben. Daher werden auch für hochfeste Stahlblechwerkstoffe häufig Fließkriterien verwendet, die das anisotrope Werkstoffverhalten berücksichtigen. Das einfachste anisotrope Fließkriterium wurde von Hill im Jahre 1948 vorgeschlagen [55] und setzt orthotropes Fließverhalten voraus.

$$\sigma_{v,H} = \sqrt{\sigma_{0^\circ}^2 + \frac{2r_0}{1+r_0} \sigma_{0^\circ} \sigma_{90^\circ} + \frac{r_0(1+r_{90^\circ})}{r_{90^\circ}(1+r_0)} \sigma_{90^\circ}^2} \leq k_f(\varepsilon_{pl}) \quad (8)$$

$\sigma_{0^\circ}$  bezeichnet dabei die Hauptspannung in Walzrichtung und  $\sigma_{90^\circ}$  die Hauptspannung senkrecht zur Walzrichtung. Die Parameter für das Hill-Kriterium in dieser ersten Version können lediglich aus einachsigen Zugversuchen längs und quer zur WR ermittelt werden. Aufbauend auf diesem Kriterium wurde eine Fülle an weiteren Fließkriterien vorgeschlagen, die als Hill-Familie bezeichnet werden und mit den geeigneten Einsatzbereichen in weiterführender Literatur, z.B. in den umfangreichen Ausführungen von Banabic nachgelesen werden können [56].

Bei mehrachsigen Belastungen verfestigen Blechwerkstoffe im Allgemeinen in einer Form, die sich aus der Kombination drei grundlegender Mechanismen ergeben. Bei isotroper Verfestigung findet eine gleichmäßige Aufweitung der Fließortkurve statt, siehe Bild 8 links. Eine Verschiebung des Mittelpunktes der Fließortkurve in der  $\sigma_1$ - $\sigma_2$ -Ebene ohne Formänderung wird als kinematische Verfestigung bezeichnet, siehe Bild 8 Mitte. Bei der distorsionalen Verfestigung findet eine Verzerrung der Fließortkurve statt, siehe Bild 8 rechts. Die isotropen Fließkriterien nach Tresca und von Mises bilden die isotrope Verfestigung ab.

Aus wenigen bekannten Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen zum Einfluss der Dehnrates auf die Fließortkurve und den Verfestigungsmechanismus hat sich für den Blechwerkstoff DC06 gezeigt, dass bei Dehnraten von  $100 \text{ s}^{-1}$  von isotroper Verfestigung ausgegangen werden kann [57]. Eine kinematische Verfestigung konnte bei diesen hohen Dehnraten nicht ermittelt werden. Ebenso ergeben sich die Fließortkurven für diesen Blechwerkstoff unter hohen Dehnraten aus einer Aufweitung der Fließortkurve unter quasistatischer Belastung [57].



**Bild 8:** Schematische Darstellung der Verfestigungsmechanismen: isotrope Verfestigung (links), kinematische Verfestigung (Mitte) und distorsionale Verfestigung (rechts)

### 2.1.3 Einfluss der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten

Um den Einfluss der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten zu quantifizieren, ist zunächst die Quantifizierung der Dehnrates erforderlich, die als zeitliche Änderung der Dehnung definiert ist. Es gibt verschiedene spezifische Dehnratesdefinitionen, die in diesem Kapitel zunächst vorgestellt werden. Anschließend wird der Einfluss der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten hochfester Blechwerkstoffe beschrieben, der sich unterteilt in die Dehnratesverfestigung und in die thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung. In diesem Kapitel wird die Dehnratesverfestigung ausführlich beschrieben und in Zusammenhang mit dem Kennwert der Dehnratesempfindlichkeit  $m$  in Analogie zu dem Verfestigungsexponenten  $n$  dargestellt. Die thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung wird aufgrund der Wichtigkeit für diese Arbeit in einem eigenständigen Kapitel (Kapitel 2.2) dargestellt.

#### Dehnratesdefinitionen

Die zeitliche Änderung einer technischen Dehnung  $\varepsilon_t$  wird als technische Dehnrates  $\dot{\varepsilon}_t$  bezeichnet, die zeitliche Änderung einer wahren Dehnung  $\varepsilon_w$  als wahre Dehnrates  $\dot{\varepsilon}_w$ . Die wahre Dehnung  $\varepsilon_w$  kann dabei unter Voraussetzung von Volumenkonstanz als logarithmische Dehnung aus der technischen Dehnung  $\varepsilon_t$  berechnet werden:

$$\varepsilon_w = \ln(1 + \varepsilon_t) \quad (9)$$

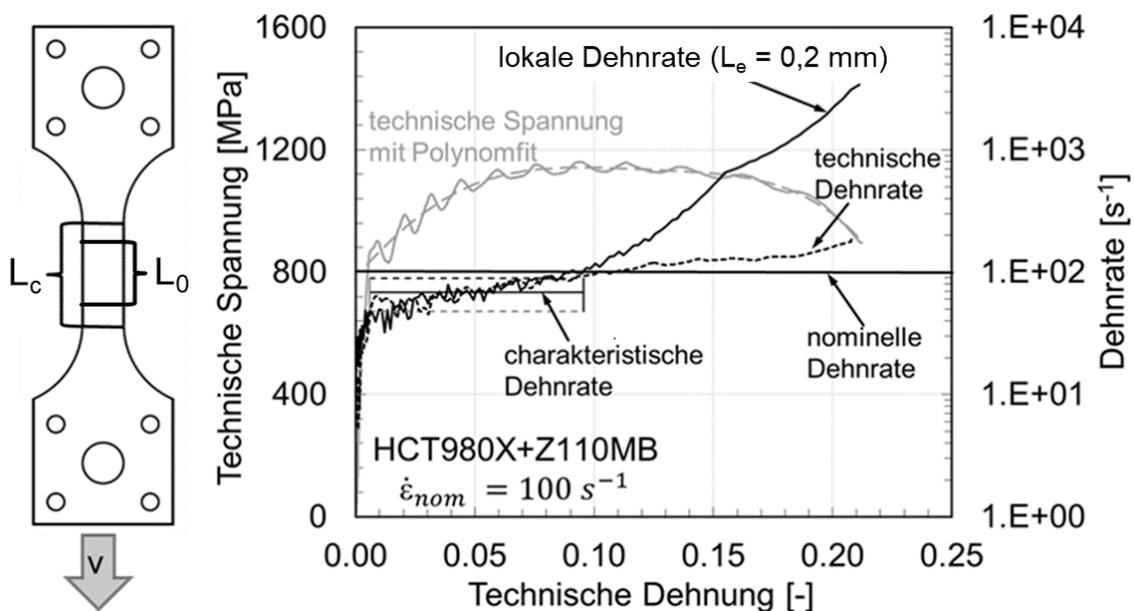
Die in der Literatur gängigste Dehnratesangabe erfolgt mit der nominellen Dehnrates  $\dot{\varepsilon}_{\text{nom}}$ , die für einachsige Zugversuche als technische Dehnrates aus der Prüfgeschwindigkeit  $v$  und der parallelen Länge des Prüfbereiches  $L_c$  der Probe ermittelt wird, siehe Bild 9 [7, 58, 59].

$$\dot{\varepsilon}_{\text{nom}} = \frac{v}{L_c} \quad (10)$$

Als Prüfgeschwindigkeit  $v$  wird üblicherweise die Geschwindigkeit bewegter Komponenten des Prüfaufbaus bezeichnet, die zur Probenverlängerung führen. Die Prüfgeschwindigkeit wird bei

quasistatischen Versuchen an Universalprüfmaschinen mit der Traversengeschwindigkeit gleichgesetzt. Bei dynamischen Versuchen an Schnellzerreißmaschinen wird die bei Verformungsbeginn auftretende Geschwindigkeit der bewegten hohlzylindrischen Beschleunigungseinheit verwendet, die auch als „Vorlaufstrecke“ bezeichnet wird [58, 7].

Aufgrund der Nachgiebigkeit der Prüfeinrichtung stellen sich während des Versuchs jedoch von der nominellen Dehnrates abweichende Dehnrates an der Probe ein, die außerdem wegen des sich verändernden Verfestigungsverhaltens des Werkstoffs während der Belastung nicht konstant sind [7]. In der FAT-Richtlinie „Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation“ [7] sind weitere Dehnrates definiert. Diese Dehnratesdefinitionen wurden dann in das Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1230 „Ermittlung mechanischer Eigenschaften an Blechwerkstoffen bei hohen Dehnrates im Hochgeschwindigkeitszugversuch“ [58] sowie in die ISO 26203-2 „Metallic materials - Tensile testing at high strain rates - Part 2: Servohydraulic and other test systems“ [59] übernommen. Als eine versuchsspezifische Dehnrates wurde in der FAT-Richtlinie die „charakteristische Dehnrates“ eingeführt als Mittelwert der technischen Dehnrates, die sich in der Ausgangsmesslänge  $L_0$  zwischen Fließbeginn und Einschnürbeginn einstellt, siehe Bild 9 rechts.



**Bild 9:** Beispiel für eine einachsige Flachzugprobe (links) und Definition von Dehnrates nach SEP 1230, FAT-Richtlinie und ISO 26203-2 [7, 8, 58] (rechts)

In den hochverformten Zonen treten ab Kraftmaximum in der Einschnürzone lokal höhere Dehnrates auf als in dem umliegenden Material, die mit optischen Methoden wie z.B. Grauwertkorrelation ebenfalls quantifiziert werden. Dabei ist zu beachten, dass die Werte für die Dehnung und die Dehnrates maßgeblich von der Bezugsmesslänge für die Dehnungsermittlung abhängen. Für lokale Dehnungen und Dehnrates wird die individuell festgelegte Bezugsmesslänge üblicherweise als Extensometermesslänge  $L_e$  bezeichnet [59, 7]. In Bild 9 ist die Entwicklung der lokalen

Dehnrates als wahre Dehnrates in der Einschnürzone im Vergleich zur Entwicklung der technischen Dehnrates aufgezeigt. Ab Kraftmaximum liegt die lokale Dehnrates deutlich über der technischen Dehnrates. Ursache dafür ist die kleinere Bezugsmesslänge von  $L_e = 0,2$  mm für die Berechnung der lokalen Dehnrates, im Vergleich zu der Anfangsmesslänge  $L_0$  als Bezugsmesslänge für die technische Dehnrates, die für die in Bild 9 dargestellte Probengeometrie bei  $L_0 = 20$  mm liegt.

### Dehnratesbedingte Verfestigungseffekte und thermische Entfestigung

Zu Beginn der Belastung findet bei den meisten Metallen eine Dehnratesverfestigung statt. Im Verlauf einer dynamischen Belastung tritt eine adiabatische Erwärmung mit thermischer Entfestigung des Werkstoffs ein. Diese beiden Effekte sind anhand von Kurven der wahren Spannungen  $\sigma_w$  und wahren Dehnungen  $\varepsilon_w$  aus Flachzugversuchen für einen mikrolegierten Stahlblechwerkstoff in Bild 3 in Kapitel 1 dargestellt [2]. Bis Kraftmaximum wurden die wahren Spannungen und wahren Dehnungen aus den gemessenen technischen Spannungen  $\sigma_t$  und technischen Dehnungen  $\varepsilon_t$  unter Voraussetzung von Volumenkonstanz nach den Gleichungen (11) und (9) berechnet [7].

$$\sigma_w = \sigma_t(1 + \varepsilon_t) \quad (11)$$

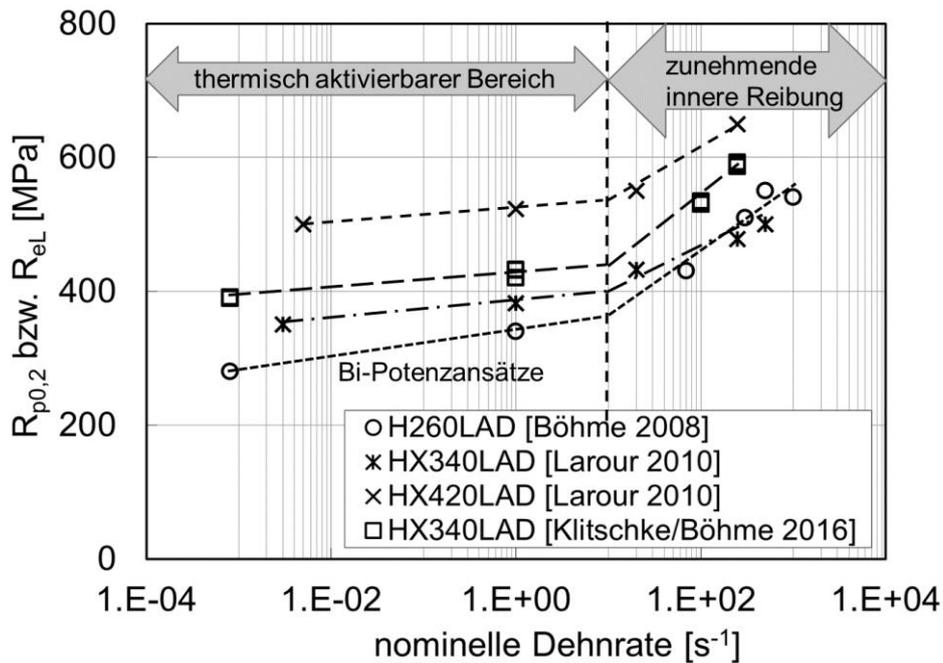
Nach Kraftmaximum kann nicht mehr von Volumenkonstanz ausgegangen werden. Daher ist eine lineare Verbindung mit dem jeweiligen Endwert bei Bruch konstruiert. Die wahre Spannung bei Bruch errechnet sich aus der Kraft bei Bruch  $F_B$  und dem ausgemessenen Bruchquerschnitt  $S_{\min}$  zu  $\sigma_{w,B} = \frac{F_B}{S_{\min}}$  [7]. Jedoch ist zu beachten, dass die so berechnete wahre Spannung bei Bruch lediglich den Spannungsanteil in Zugrichtung quantifiziert, da üblicherweise die Kraftmessung nur den axialen Kraftanteil erfasst. Durch die Einschnürung entsteht in der hochverformten Zone ein mehrachsiger Spannungszustand und es treten auch Kraftkomponenten senkrecht zur Zugrichtung auf, die nicht berücksichtigt sind. Die wahre Dehnung bei Bruch wird aus der Einschnürung als  $\varepsilon_{w,B} = \ln\left(\frac{S_0}{S_{\min}}\right) = -\ln(1-Z)$  ermittelt.

Bei Fließbeginn sind für den Blechwerkstoff HX340LAD deutliche dehnratesbedingte Verfestigungseffekte zu erkennen, siehe Bild 3. Zwischen Kraftmaximum und Bruch kreuzen sich die konstruierten Kurven der Spannungen und Dehnungen, sodass bei Bruch die Kurven für die Versuche bei dynamischer Belastung teilweise unterhalb derjenigen aus den quasistatischen Versuchen liegen.

Die dehnratesbedingten Verfestigungseffekte lassen sich mit der thermischen Aktivierung der Bewegung von Versetzungen kristallplastisch erklären. Versetzungshindernisse, die durch lokale innere Spannungsfelder entstanden sind, können durch Energiezufuhr überwunden werden, die

z.B. durch thermische Fluktuationen im Kristallgitter bereitgestellt wird [15]. Mit zunehmender Dehnrate steht für diesen thermischen Aktivierungsprozess jedoch weniger Zeit zur Verfügung, sodass sich Versetzungen im Laufe der Verformung immer mehr aufstauen. Für weitere Versetzungsbewegungen muss daher im Kristallgitter eine höhere Schubspannung aufgebracht werden, die zu einer höheren Fließspannung führt. Die thermische Aktivierbarkeit von Versetzungsbewegungen gilt nach Macherauch und Vöhringer jedoch lediglich für Versetzungshindernisse durch lokale innere Spannungsfelder, die nach wenigen Atomabständen abklingen [15]. Bei Hindernissen, die über mehrere tausend Atomabstände wirken, ist die thermische Aktivierung der Versetzungsbewegung nicht möglich. Auf dieser Betrachtungsweise basiert die von Macherauch und Vöhringer publizierte und für hoch- bis höchstfeste Stähle erprobte Theorie des thermisch aktivierten Fließens [15]. Diese Theorie beruht auf der Vorstellung, dass die zur Versetzungsbewegung erforderliche Fließspannung in zwei additive Anteile zerlegt werden kann, einen athermischen Anteil und einen thermisch aktivierbaren Anteil. Der athermische Anteil wurde bereits als Fließspannung in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung in Kapitel 2.1.1 beschrieben. Die Theorie eines athermischen Anteils der Fließspannung und eines thermisch aktivierbaren Anteils der Fließspannung ist allgemein akzeptiert, auch für Karosseriestähle, die Belastungen unter Dehnraten von  $10^{-3} - 10^4 \text{ s}^{-1}$  zwischen Raumtemperatur RT und ca.  $100 \text{ °C}$  erfahren, die im realen Crash auftreten [10, 1, 15, 60, 61, 62].

Für Dehnraten oberhalb von  $10 \text{ s}^{-1}$  nehmen für viele Stähle die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte stärker zu als im niedrigeren Dehnratenbereich. Grund hierfür ist die bei hohen Dehnraten vermehrt auftretende innere Reibung, da die thermische Aktivierbarkeit der Versetzungsbewegung bei den kurzen Belastungszeiten vollständig verschwindet. Dadurch steigt die Fließspannung weiter an. Bleck und Larour haben für eine große Anzahl unterschiedlicher Karosseriestähle den Einfluss der Dehnrate auf das Verfestigungsverhalten unter einachsiger Zugbelastung untersucht [16, 12, 1]. Bei Raumtemperatur RT zeigen alle von ihnen in [16, 12, 1] untersuchten mikrolegierten Stähle und Dualphasenstähle dehnratenbedingte Verfestigungseffekte. Für verschiedene mikrolegierte Stahlblechwerkstoffe steigt bei RT die Streckgrenze  $R_{p0,2}$  bzw.  $R_{eL}$  im Dehnratenbereich zwischen  $0,001 \text{ s}^{-1}$  und  $20 \text{ s}^{-1}$  um etwa 10 bis 20 % an, siehe Bild 10. Bei einer weiteren Erhöhung der Dehnrate um eine weitere Dekade auf etwa  $250 \text{ s}^{-1}$  steigt die Streckgrenze nochmals um etwa 10 bis 20 % an.



**Bild 10:** Streckgrenze in Abhängigkeit von der nominellen Dehnrates für mikrolegierte Stahlblechwerkstoffe [1, 2, 7]

Mit zunehmender Festigkeit nehmen bei Stählen mit Ferritanteilen die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte ab. Für Dual- und Komplexphasenstähle liegt die in der Arbeit von Larour ermittelte Erhöhung der Streckgrenze im Dehnratesbereich zwischen  $0,001 \text{ s}^{-1}$  und  $20 \text{ s}^{-1}$  bei bis zu 10 % und damit moderat niedriger als bei den mikrolegierten Stählen [1]. Bei ultrahochfesten Stählen sind die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte wegen ihrer sehr geringen Ausprägung häufig vernachlässigbar [1, 18]. Ursache dafür ist der bei Mehrphasenstählen mit zunehmender Festigkeit abnehmende Ferritgehalt. Da der größte Anteil der Verformung in der ferritischen Phase in Form thermisch aktivierbarer Versetzungen liegt, nimmt die Anzahl der thermisch aktivierbaren Versetzungen mit abnehmendem Ferritgehalt ab [15].

#### Dehnratesempfindlichkeit

Zur Quantifizierung der Dehnratesverfestigung wird häufig die Dehnratesempfindlichkeit  $m$  ermittelt, die die Änderung der Fließspannung bei einer Änderung der plastischen Dehnrates beschreibt. In Analogie zu dem Verfestigungsexponenten  $n$  wird die Dehnratesempfindlichkeit  $m$  in der ursprünglichen Definition aus der um einen Dehnratesterm erweiterten Hollomon-Gleichung bestimmt [63]:

$$k_f(\epsilon_{pl}, \dot{\epsilon}_{pl}) = C \epsilon_{pl}^n \dot{\epsilon}_{pl}^m \quad (12)$$

Es gibt unterschiedliche Definitionen der Dehnratesempfindlichkeit in der Literatur, die in der Arbeit von Larour dargestellt sind [1]. Die Dehnratesempfindlichkeit  $m$  wird häufig auch in Analogie zu dem  $n$ -Wert abschnittsweise mit Angabe des Dehnratesbereiches quantifiziert:

$$m = \frac{\Delta \ln k_f}{\Delta \ln \dot{\epsilon}_p} \quad (13)$$

Da bei RT für die meisten hoch- bis höchstfesten Stähle mit zunehmender Dehnrates eine höhere Fließspannung erforderlich ist, nimmt  $m$  im Anfangsfließbereich einen positiven Wert an [7, 10, 64, 1, 11, 65, 66]. Mit steigender plastischer Dehnung kann die Dehnratesempfindlichkeit abnehmen, da das Verfestigungsvermögen des Werkstoffs ausgeschöpft wird und adiabatische Effekte mit thermischer Entfestigung die Dehnratesverfestigung überlagern. Für hoch- bis höchstfeste Stähle wurden im Bereich zwischen einer plastischen Dehnung von 0,2 % und der Gleichmaßdehnung  $A_g$  jedoch lediglich moderate Änderungen der Dehnratesempfindlichkeit gemessen, ähnlich wie dies auch für den  $n$ -Wert bei krz-Stählen in Kapitel 2.1.1 aufgezeigt wurde [1].

Der Verfestigungsexponent  $n$  kann ebenfalls eine Abhängigkeit von der Dehnrates aufweisen. Macherauch zeigte, dass für kfz-Metalle mit zunehmender Dehnrates ein Anstieg des  $n$ -Wertes zu erwarten ist [15]. Für die in dieser Arbeit untersuchten Stähle, die überwiegend eine krz-Gitterstruktur aufwiesen, ist jedoch mit keinem nennenswerten Einfluss der Dehnrates auf den  $n$ -Wert zu rechnen [15]. Auch Larour hat in seiner Arbeit für einen mikrolegierten Stahl HX340LAD lediglich einen vernachlässigbaren Einfluss der Dehnrates auf den  $n$ -Wert nachgewiesen [1].

Für hochfeste Stahlblechwerkstoffe zeigt sich für Dehnrates zwischen  $0,001 \text{ s}^{-1}$  und  $100 \text{ s}^{-1}$ , dass die dehnratesbedingten Verfestigungseffekte nicht für alle Spannungszustände wie Scherung, ein- und mehrachsige Zugbelastung sowie äquibiaxiale Zugbelastung gleichermaßen eintreten müssen. Für einen Dualphasenstahl DP1000 wurde insbesondere unter Scherbelastung eine geringere Dehnratesempfindlichkeit ermittelt als unter Zugbelastung [2, 8]. Mit dem von Mises-Fließkriterium konnte das Verfestigungsverhalten für die untersuchten Spannungszustände und Dehnrates zumindest bei Fließbeginn jedoch ausreichend gut wiedergegeben werden [8].

Abschließend kann gesagt werden, dass der Einfluss der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten deutlich von der Gitterstruktur abhängt. Für die in dieser Arbeit untersuchten Stahlblechwerkstoffe mit signifikanten Anteilen an ferritischer Phase mit krz-Gitterstruktur ist im Anfangsfließbereich von dehnratesbedingten Verfestigungseffekten auszugehen. Mit zunehmender Festigkeit des Werkstoffs ist mit einer geringeren Ausprägung dieser Effekte zu rechnen, da der Ferritanteil abnimmt. Im weiteren Verformungsverlauf tritt zusätzlich eine thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung auf, siehe Kapitel 2.2. Zum Verständnis der thermischen Entfestigung aufgrund von adiabatischer Erwärmung wird im folgenden Kapitel zunächst der Einfluss der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten beschrieben.

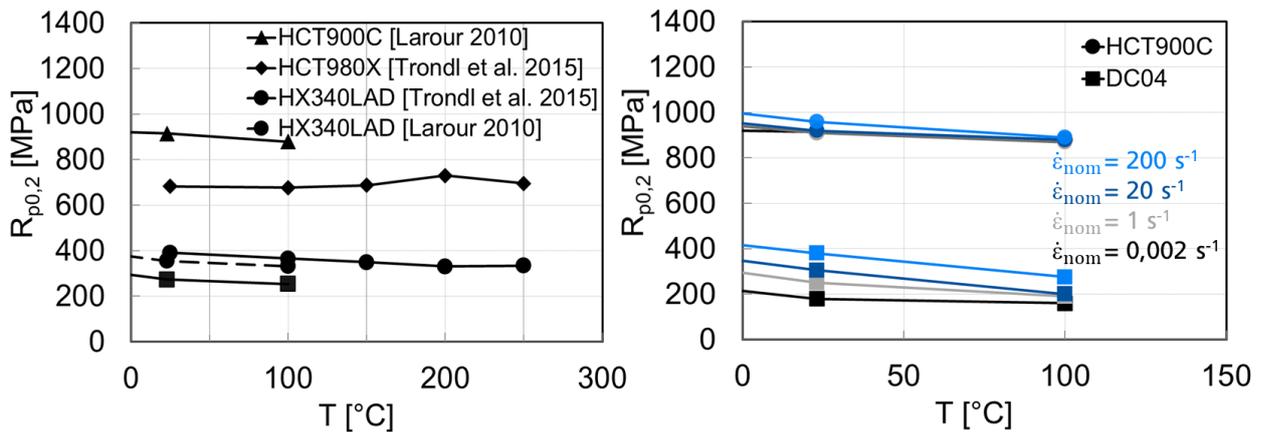
#### **2.1.4 Einfluss der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten**

Es ist bekannt, dass die Temperatur und die Dehnrates einen gegensätzlichen Einfluss auf das Verfestigungsverhalten aufweisen [67, 68, 15, 69, 70, 71]. Da die Versetzungsgeschwindigkeit

thermisch aktivierbar ist, erhöht sie sich mit zunehmender Temperatur und es entsteht eine Werkstoffentfestigung [72]. Analog zu den dehnratenbedingten Verfestigungseffekten nimmt auch die thermische Entfestigung mit zunehmendem ferritischem Anteil im Werkstoff zu [15].

Zum Temperatureinfluss auf das Verfestigungsverhalten von Stählen mit überwiegend krz-Gitterstruktur gibt es zahlreiche Untersuchungen, die meistens unter einachsiger quasistatischer Belastung durchgeführt wurden [73, 74, 61, 65]. Sie zeigen, dass die Ausprägung der thermischen Entfestigung neben der Gitterstruktur des Werkstoffs vor allem vom Temperaturniveau abhängt, siehe Bild 11 links. Unter crashrelevanten Belastungen spielt die thermische Entfestigung im Temperaturbereich zwischen RT und ca. 250 °C eine große Rolle, da durch adiabatische Erwärmung erfahrungsgemäß überwiegend lokale Temperaturen bis ca. 250 °C auftreten können [2]. Für viele hochfeste Stahlblechwerkstoffe liegt zwischen 25 °C und 250 °C eine moderate Werkstoffentfestigung vor, siehe Bild 11 links.

Für krz-Stähle wird zwischen RT und etwa 200 °C bei quasistatischer einachsiger Belastung häufig eine Verringerung der Streckgrenze in der Größenordnung von bis zu 10 % nachgewiesen [75, 74, 71, 61]. Dies gilt auch für die in dieser Arbeit untersuchten Stahlblechwerkstoffe wie mikrolegierte und hochfeste Stähle [61]. Ursache dafür stellt die dynamische Reckalterung dar, die erstmalig von Portevin und Le Chatelier beschrieben wurde und daher als der PLC-Effekt (Portevin-Le Chatelier-Effekt) in die Literatur eingegangen ist [76, 77]. Der PLC-Effekt beruht auf einer Wechselwirkung von Versetzungen mit im Kristallgitter gelösten Legierungsatomen, die das Versetzungsgleiten blockieren, sodass weiteres Fließen erst nach einer Spannungserhöhung erfolgt. Der PLC-Effekt tritt bei dynamischer Belastung üblicherweise nicht auf, da die Versetzungsgeschwindigkeit in der Regel so hoch ist, dass selbst bei höheren Temperaturen die Legierungsatome langsamer durch das Kristallgitter diffundieren und keine Versetzungen mehr blockieren können [75]. Daher ist die thermische Entfestigung bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten üblicherweise größer als diejenige, die unter quasistatischer Belastung ermittelt wird. Aber auch ohne Auftreten des PLC-Effektes zeigt es sich, dass unter dynamischer Belastung in den meisten Fällen eine größere thermische Entfestigung gemessen wird als unter quasistatischer Belastung [71, 78, 75, 1], siehe Bild 11 rechts. Für einen Komplexphasenstahl HCT900C und einen DC04 beispielsweise verdoppelt sich die thermische Entfestigung von quasistatischer Belastung bis zu einer nominellen Dehnrate von 200 s<sup>-1</sup> im Temperaturbereich zwischen RT und 100 °C, siehe Bild 11 rechts [8, 1]. Die thermische Entfestigung zeigt außerdem keinen linearen Zusammenhang mit der Temperatur. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD ist z.B. unter quasistatischer Belastung für Temperaturen zwischen 200 °C und 250 °C keine weitere Entfestigung mehr gemessen worden, siehe Bild 11 links.



**Bild 11:** Einfluss der Temperatur auf die Streckgrenze für hochfeste Stahlblechwerkstoffe bei quasistatischer Belastung [8, 1] (links) und bei verschiedenen Dehnraten [1] (rechts)

Die bisher beschriebenen Ergebnisse für das thermische Entfestigungsverhalten von krz-Stählen wurden mit einachsigen Zug- oder Druckversuchen erzielt. Für Scherbelastung ermittelte Amos mit Hilfe von Scherversuchen an dünnwandigen Torsionsproben eine ähnliche Größenordnung für die thermischen Entfestigungseffekte verglichen mit denen aus einachsigen Zug- oder Druckversuchen. [79, 80].

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass für dynamische Belastungen im crashrelevanten Temperaturbereich zwischen RT und 250 °C eine merkliche Werkstoffentfestigung auftritt, die mit zunehmender Dehnrates größer wird. Von einer linearen Entfestigungsfunktion über den erwähnten Temperaturbereich kann nicht grundsätzlich ausgegangen werden.

### 2.1.5 Viskoplastische und thermo-viskoplastische Verfestigungsmodelle

Es gibt eine Fülle an Funktionen zur Beschreibung von Verfestigungskurven für Stähle mit Berücksichtigung von Dehnung, Dehnrates und Temperatur, die z.B. in den Arbeiten von Stark-Seuken, Larour und Hor ausführlich beschrieben sind [14, 1, 36]. Der Hauptunterschied der Modelle besteht darin, daß die einzelnen Terme der Verfestigungskurve in Abhängigkeit von der Dehnung und in Abhängigkeit von der Dehnrates und der Temperatur additiv oder multiplikativ zu verknüpfen. Die additiven Modelle entsprechen dabei eher der physikalisch basierten Theorie der thermischen Aktivierung von Versetzungsbewegungen, wie das klassische für krz-Metalle geeignete Modell von Macherauch und Vöhringer [15] oder das Zerilli-Armstrong-Modell [81].

Ein einfaches multiplikatives Modell mit einem Dehnrates-term als Polynomansatz ohne Temperaturterm stellt das Modell von Cowper und Symonds [82] dar. Dieses Modell neigt jedoch dazu, die Fließspannung bei Stahlblechwerkstoffen zu unterschätzen und die Zugfestigkeit zu überschätzen [1]. Aufgrund des fehlenden Temperaturterms ist dieses Modell für die Crashsimulation vor allem bei Werkstoffen mit deutlicher Einschnürung weniger geeignet. Das für dynamische Verformungsprozesse am weitesten verbreitete multiplikative Modell mit Dehnrates- und Tem-

peraturterm ist das Johnson-Cook-Modell (J-C-Modell) [21], siehe Gleichung (14). Das J-C-Modell ist relativ einfach formuliert und in allen gängigen numerischen Solvern implementiert. Dieses Modell wird nicht nur in der Crashsimulation, sondern auch für Fertigungsprozesse mit hohen Dehnraten, wie z.B. Zerspanprozesse, eingesetzt [83]. Ein Nachteil des J-C-Modells ist die eingeschränkte Tauglichkeit für einen großen Dehnratenbereich mit einem einzigen Parametersatz [1].

$$k_f(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl}, T) = (C_1 + C_2 \varepsilon_{pl}^{C_3}) \left[ 1 + C_4 \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{C_5} \right] \quad (14)$$

Neben der Verwendung analytischer Ansätze für viskoplastische und thermo-viskoplastische Modelle gibt es in der Crashsimulation eine zweite gängige Methode, Dehnrateneinflüsse auf das Verfestigungsverhalten zu berücksichtigen. Dabei werden die Verfestigungskurven für jede experimentell untersuchte Dehnrade mit einem elasto-plastischen Ansatz, wie beispielsweise dem Voce-Ansatz in Tabelle 1, gefittet und über das Kraftmaximum hinaus extrapoliert. Diese Vorgehensweise wird iterativ für alle experimentell untersuchten Dehnraten gleichzeitig durchgeführt. Die Verfestigungskurven, die sich daraus für die verschiedenen Dehnraten ergeben, werden in tabellarischer Form in dem FE-Code verwendet. Die Interpolation der Fließspannung über der Dehnrade erfolgt in dem untersuchten Dehnratenbereich als lineare oder logarithmische Interpolation. Bei dieser Methode ist zu beachten, dass die an die Experimente unter dynamischer Belastung angepassten Verfestigungskurven keine isothermen Verfestigungskurven darstellen, da im Experiment bei höheren Dehnraten auch gleichzeitig adiabatische Temperaturerhöhungen stattfinden. Ein Vorteil dieser Methode liegt in der einfachen Handhabung und Anwendbarkeit für einen großen Dehnratenbereich, da die Dehnratenabhängigkeit nicht durch einen durchgehenden funktionalen Zusammenhang berücksichtigt wird. Ein Nachteil dieser Vorgehensweise besteht darin, dass in den gängigen Implementierungen von Materialmodellen kein Überkreuzen der Verfestigungskurven für verschiedene Dehnraten zugelassen wird. Aufgrund von adiabatischer Temperaturerhöhung und daraus resultierender Entfestigung ist ein Überkreuzen der Verfestigungskurven jedoch häufig notwendig, um das Verfestigungsverhalten bei hohen Dehnraten und fortgeschrittener Verformung realistisch abzubilden, siehe Bild 3 in Kapitel 1. Ein zweiter Nachteil dieser Vorgehensweise kann entstehen, wenn das Kraftmaximum bei sehr geringen Dehnungen auftritt, wie dies häufig bei hohen Dehnraten der Fall ist. Dann kann die Situation eintreten, dass der Fitbereich nur einen kleinen Dehnungsbereich beinhaltet und damit nicht ausreichend groß ist, um eine zuverlässige Parameteranpassung durchzuführen. Wegen ihrer universellen Anwendbarkeit wird trotz der beiden Nachteile diese Vorgehensweise in der deutschen Automobilindustrie bevorzugt angewendet [84] und auch in dieser Arbeit eingesetzt.

### **2.1.6 Einfluss von Schädigung und Versagen auf das Verfestigungsverhalten**

Während des Verformungsprozesses hochfester Stahlblechwerkstoffe treten auch Werkstoffschädigungen auf, die zu einer Entfestigung und schließlich zum duktilen Werkstoffversagen führen. Dieser Vorgang steht im Gegensatz zu dem bei dickwandigen Stahlbauteilen unter tiefen Temperaturen oder unter Einfluss von Wasserstoff auch auftretenden Spröbruchversagen [85, 86, 87]. Die duktile Schädigung metallischer Werkstoffe wurde bereits Mitte des 20. Jahrhunderts durch Bildung und Wachstum von Poren beschrieben [88, 89] und wird seither kontinuierlich untersucht [90, 91]. Nach Schädigungsbeginn ist mit einem Kraftabfall und daher mit einer Entfestigung zu rechnen [92, 34, 93, 25]. Schädigungsbeginn und -entwicklung werden dabei deutlich durch den Spannungszustand beeinflusst [47, 94] und bewirken daher auch eine Abhängigkeit des finalen Werkstoffversagens vom Spannungszustand. Da die in der Crashsimulation verwendeten Versagensmodelle meistens eine Versagensdehnung in Abhängigkeit des Spannungszustandes beschreiben [95, 94, 96], kommt der möglichst präzisen Berechnung lokaler Dehnungen durch geeignete Verfestigungsmodelle eine besondere Bedeutung zu. In vielen Fällen werden die Verfestigungs- und Versagensmodelle nicht miteinander gekoppelt, sodass das Schädigungs- und Versagensverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe in dieser Arbeit nicht weiter untersucht wird.

### **2.1.7 Zusammenfassung zum Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe**

Wesentliche Einflussfaktoren auf das Verfestigungsverhalten von Stahlblechwerkstoffen sind die Mikrostruktur, die Dehnraten, die Temperatur und der Spannungszustand. Mikromechanisch basiert die plastische Verformung im crashrelevanten Dehnraten- und Temperaturbereich überwiegend auf dem thermisch aktivierbaren Gleiten von Versetzungen. Versetzungsbewegungen laufen bei Mehrphasenstählen, wie z.B. im Karosseriebau eingesetzte hochfeste Stahlblechwerkstoffe, vorrangig in der ferritischen Phase mit krz-Gitterstruktur ab. Für diese Blechwerkstoffe zeigen sich im crashrelevanten Dehnratenbereich von quasistatisch bis zu Dehnraten in der Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  im Anfangsfließbereich dehnratenbedingte Verfestigungseffekte. Mit weiterer Verformung tritt im mittleren bis hohen Dehnratenbereich adiabatische Erwärmung mit thermischer Entfestigung ein, die durch eine Umwandlung von Verformungsarbeit in Wärme eintritt und mit Hilfe des Taylor-Quinney-Koeffizienten berechnet werden kann. Da bei Mehrphasenstählen mit zunehmender Festigkeit der Anteil der ferritischen Phase abnimmt, nehmen auch die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte und die thermische Entfestigung mit zunehmender Festigkeit des Werkstoffs ab. Insgesamt kann festgehalten werden, dass bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen die Dehnraten und die Temperatur einen wichtigen und teilweise gekoppelten Einfluss auf das Verfestigungsverhalten zeigen. Der Einfluss des Spannungszustands auf den Fließbeginn hochfester Stahlblechwerkstoffe wird in der Crashsimulation häufig mit dem Fließ-

kriterium nach von Mises beschrieben, was eine hinreichend genaue Beschreibung des Fließverhaltens ermöglicht. Der Einfluss des Spannungszustandes auf das Verfestigungsverhalten ist jedoch in Abhängigkeit von der Dehnrates und der Temperatur bisher noch wenig untersucht.

## 2.2 Adiabatische Erwärmung bei dynamischer Belastung

Der aus der Thermodynamik stammende Begriff „adiabatisch“ besagt, dass während einer Zustandsänderung eines Systems keine Wärme mit der Umgebung ausgetauscht wird. Im Falle der Verformung unter dynamischer Belastung findet die Zustandsänderung durch eine Umwandlung von Verformungsenergie in eine innere Energie  $U$  statt. Die innere Energie zeigt sich überwiegend als Wärme  $Q$  [97, 98, 99, 100], die unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten nicht oder nur teilweise während der Belastungszeit in das umgebende Volumen des Werkstücks abgeführt werden kann. Der Anteil an Wärme, der nicht durch Wärmetransport abgeführt werden kann, wird als adiabatische Erwärmung bezeichnet. Daher kommt es bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten insbesondere in der hochverformten Zone zu einer Temperaturerhöhung und dadurch in Folge zu einer lokalen thermischen Entfestigung des Werkstoffs [101, 102, 103, 104]. Die Leistungsbilanz während der Verformung kann bei Metallen unter Vernachlässigung der thermischen Ausdehnung und damit des thermoelastischen Anteils [102, 105] nach Gleichung (15) und die Leistung der plastischen Verformungsarbeit  $\dot{W}_{pl}(t)$  nach Gleichung (16) beschrieben werden.

$$\dot{W}_{pl}(t) = \dot{U}(t) - \dot{Q}_{trans}(t) \quad (15)$$

$$\dot{W}_{pl}(t) = \sigma(t) \dot{\epsilon}_{pl}(t) \quad (16)$$

Mit der Größe  $\dot{U}(t)$  wird die zeitliche Änderung der inneren Energie quantifiziert und  $\dot{Q}_{trans}(t)$  beschreibt den Wärmefluss in die Umgebung.

### 2.2.1 Anteil der in Wärme umgesetzten Verformungsarbeit

Farren, Taylor und Quinney [97, 98] haben als erste herausgefunden, dass bei Metallen keine vollständige Umsetzung der Verformungsarbeit in Wärme erfolgt. Damit teilt sich die Leistung der inneren Energie  $\dot{U}(t)$  in eine Wärmeleistung  $\dot{Q}(t)$  auf, die zur Temperaturerhöhung beiträgt, und eine Leistung eines im Metallgitter gespeicherten Energieanteils  $\dot{E}_s(t)$ , der nicht zur Temperaturerhöhung beiträgt [106]:

$$\dot{U}(t) = \dot{Q}(t) + \dot{E}_s(t) \quad (17)$$

Die Wärmeleistung  $\dot{Q}(t)$  kann mit der Dichte  $\rho$ , der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  und der zeitlichen Änderung der Temperatur  $\dot{T}(t)$  berechnet werden nach

$$\dot{Q}(t) = \rho c_p \dot{T}(t) \quad (18)$$

Unter der Annahme adiabatischer Bedingungen wird nach Taylor und Quinney jener differentielle Anteil an plastischer Arbeit, welcher in Wärme umgewandelt wird, durch den differentiellen Wärmeübergangswert  $\beta_{\text{diff}}(t)$  nach Gleichung (19) beschrieben [103].

$$\beta_{\text{diff}}(t) = \frac{\dot{Q}(t)}{\dot{W}_{\text{pl}}(t)} = \frac{\rho c_p \dot{T}(t)}{\sigma \dot{\epsilon}_{\text{pl}}(t)} \quad (19)$$

Da  $\beta_{\text{diff}}$  während des Verformungsprozesses nicht konstant ist, wird häufig auch ein integraler Wärmeübergangswert  $\beta_{\text{int}}$  berechnet nach [106, 107]:

$$\beta_{\text{int}}(t) = \frac{Q(t)}{W_{\text{pl}}(t)} = \frac{\int \rho c_p dT}{\int \sigma d\epsilon_{\text{pl}}} \quad (20)$$

In der Literatur wird der Wärmeübergangswert  $\beta$  in Anlehnung an Taylor und Quinney alternativ auch als Taylor-Quinney-Koeffizient bezeichnet. Üblicherweise wird angegeben, ob es sich um den differentiellen oder um den integralen Wert handelt [108, 106, 109, 110]. Da es für thermomechanische Berechnungen hilfreich ist, einen konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten zu verwenden, wird  $\beta_{\text{int}}(t)$  häufig als Integralwert über die Zeitdauer des gesamten Verformungsprozesses ermittelt [109]. Alternativ werden auch die Mittelwerte  $\overline{\beta_{\text{diff}}}$  oder  $\overline{\beta_{\text{int}}}$  über den Verformungsprozess gebildet [108]. Der konstante Taylor-Quinney-Koeffizient gibt damit an, welcher Anteil der Verformungsenergie insgesamt oder im Mittel in Wärme umgesetzt wird.

### Messung des Taylor-Quinney-Koeffizienten

Die Messung des Taylor-Quinney-Koeffizienten erfolgte bereits bei Taylor und Quinney mit Hochgeschwindigkeitsversuchen, indem Sie den Wärmeabfluss minimiert und adiabatische Bedingungen angenommen haben. Mit Hilfe von Kalorimetern und Thermoelementen haben Sie für zwei Stähle und Kupfer mit Torsionsversuchen einen Wert für  $\beta_{\text{int}}$  von nahezu 0,9 bis Einschnürbeginn bestimmt [97, 98]. Für Stahl und Kupfer werden nach Taylor und Quinney damit etwa 90% der Verformungsenergie in Wärme umgesetzt. Bis heute werden eine Vielzahl an Werkstoffen analog zur Vorgehensweise von Taylor und Quinney thermomechanisch untersucht [99, 111, 108, 103, 100, 104, 112, 113, 114, 115]. In den jüngsten Untersuchungen wurden meistens einachsige Zug- oder Druckversuche bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten durchgeführt. Mit Hochgeschwindigkeitsversuchstechnik wie dem Split-Hopkinson-Druckstab wurden mit geeigneten Probengeometrien Dehnraten in der Größenordnung zwischen  $10^3 \text{ s}^{-1}$  und  $10^4 \text{ s}^{-1}$  erreicht [99, 108]. Für die Bestimmung des Taylor-Quinney-Koeffizienten nach den Gleichungen (19) und (20) ist neben der Ermittlung der Kraft und der plastischen Dehnung die simultane Messung der Temperatur in örtlicher Nähe der Dehnungsmessung erforderlich. Bereits in frühen Untersuchungen der Wissenschaftler um Prof. Rosakis wurden Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen mit Infrarot-Detektoren mit hoher Aufnahmezeit bis zu 2 MHz durchgeführt [99, 116]. Diese

Versuchstechnik ist bis heute die am weitesten verbreitete Methode zur Messung des Taylor-Quinney-Koeffizienten und wird insbesondere von den Wissenschaftlern um Prof. Rittel für viele verschiedene Werkstoffe und Zug-, Druck- und Scherproben eingesetzt [107, 103, 108, 111, 110]. Um die aufwendige Messtechnik bei Hochgeschwindigkeitsversuchen zu umgehen, wurden in den letzten Jahren vereinzelt alternative Methoden erarbeitet, um den Taylor-Quinney-Koeffizienten auch mit Hilfe von Experimenten bei moderaten Dehnraten in der Größenordnung von  $1 \text{ s}^{-1}$  bis  $10 \text{ s}^{-1}$  zu ermitteln. Da bei diesen Dehnraten noch Wärmetransport stattfindet, erfolgt die Berücksichtigung des Wärmeabflusses durch numerische thermomechanische Rechnungen [109, 117, 115]. Für eine genaue Bestimmung des Taylor-Quinney-Koeffizienten müssen jedoch möglichst realistische Annahmen für die thermischen und mechanischen Materialeigenschaften getroffen werden. Diese Vorgehensweisen zur Bestimmung des Taylor-Quinney-Koeffizienten werden als hybride Methoden bezeichnet. Die Messungen des Taylor-Quinney-Koeffizienten zeigen unterschiedliche Ergebnisse für verschiedene metallische Werkstoffe, siehe Tabelle 2.

Die Untersuchungen wurden bei verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten mit unterschiedlichen Probengeometrien und teilweise mit hybriden Methoden durchgeführt. Die Ergebnisse für den Taylor-Quinney-Koeffizienten für Baustahl in den ersten beiden Zeilen von Tabelle 2 betreffen die Untersuchungen von Taylor und Quinney, die mit Torsionsversuchen einen mittleren Wert für  $\beta_{\text{int}}$  von ca. 0,9 für Stahl und auch für Kupfer gefunden haben [98]. Werte in einer vergleichbaren Größenordnung wurden von Rosakis et al. für einen 36CrNiMo4-Stahl mit Bruchmechanikproben (CT-Proben) in der Nähe einer Rissspitze ermittelt [104], ebenso in neueren Untersuchungen von Rittel et al. für einen hochfesten Vergütungsstahl mit Rundzugproben [110]. Die weiteren in Tabelle 2 aufgeführten Ergebnisse zeigen niedrigere Werte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten, als sie von Taylor und Quinney selbst publiziert wurden.

Der Taylor-Quinney-Koeffizient hängt vom Vermögen des Werkstoffs ab, Energie im Kristallgitter zu speichern. Je mehr Energie im Kristallgitter gespeichert werden kann, umso weniger Verformungsenergie wird in Wärme umgesetzt und umso kleinere Werte werden für  $\beta$  erreicht. Daher hängt der Taylor-Quinney-Koeffizient insbesondere von der Mikrostruktur des Werkstoffs ab. Zusätzlich wurden weitere Einflussfaktoren auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten wie die Dehnung, die Dehnrates und der Spannungszustand untersucht, die in den folgenden Abschnitten diskutiert werden.

**Tabelle 2:** Literaturwerte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta$  für Stähle

Werkstoff	Messmethode	Proben- geometrie	Dehnrate [s <sup>-1</sup> ]	$\beta$	Quelle
Baustahl weichgeglüht	experimentell	Torsions- proben	keine Angabe (k.A.)	$\beta_{\text{int}}$ : 0,87 – 0,96	[98]
Baustahl	experimentell	Torsions- proben	k.A.	$\beta_{\text{int}}$ : 0,92 – 1,0	[98]
36CrNiMo4 (1.651)	experimentell	CT-Probe	2000	$\overline{\beta_{\text{diff}}}$ : 0,864	[104]
36CrNiMo4 (1.651)	experimentell	Druckproben	2500	$\overline{\beta_{\text{diff}}}$ : 0,85	[105]
C35 (1.0501)	experimentell	Druckproben	8,7	$\beta_{\text{int}}$ : 0,73 – 0,77	[115]
DP600	hybrid	Flachzug- proben	0,01	$\beta_{\text{int}}$ : 0,45 – 1,0	[109]
DP1000	hybrid	Flachzug- proben	0,01	$\beta_{\text{int}}$ : 0,47 – 0,69	[109]
Vergütungsstahl 1020	experimentell	Rundzug- proben	1500	$\beta_{\text{int}}$ : 0,8 – 0,92	[110]
Stahl C300	experimentell	Rundzug- proben	1500	$\beta_{\text{int}}$ : 0,38 – 0,6	[110]
Edelstahl 304L	experimentell	Rundzug- proben	1500	$\beta_{\text{int}}$ : 0,4 – 0,73	[110]
Edelstahl 304L	hybrid	Flachzug- proben	0,66	$\beta_{\text{int}}$ : 0,45 – 1,0	[118]

#### Einfluss der Mikrostruktur auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten

Der Einfluss der Mikrostruktur auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten korreliert mit dem Einfluss der Mikrostruktur auf die gespeicherte Energie  $E_s$ . In erster Linie dient die gespeicherte Energie  $E_s$  der Erhöhung der Gitterverzerrungsenergie [112], die hauptsächlich infolge zunehmender Versetzungsdichte bei höheren Dehnraten und mit zunehmender plastischer Verformung auftritt [75]. Weiterhin wird ein Teil der gespeicherten Energie  $E_s$  für Rekristallisationsprozesse verwendet, die bei den entstehenden thermischen Bedingungen auftreten können [99, 64, 107]. Thermisch aktivierte Phasentransformationsvorgänge können auch exotherm ablaufen, sodass

ein Anteil der zuvor im Kristallgitter gespeicherten Energie wieder frei wird und in Wärme umgewandelt wird. Dieser Vorgang wird als dynamische Rekristallisation bezeichnet [119, 107]. Dynamische Rekristallisation wurde beispielsweise von Oliferuk an austenitischen Stählen beobachtet. Sie entsteht durch exotherme Vorgänge nach Einschnürbeginn, die als Zeichen für Schädigungsentwicklung gesehen werden [118]. Wenn exotherme Reaktionen auftreten, kann der differentielle Taylor-Quinney-Koeffizient  $\beta_{\text{diff}}(t)$  zeitweise einen Wert größer als 1 einnehmen. Der integrale Taylor-Quinney-Koeffizient  $\beta_{\text{int}}(t)$  kann aufgrund des 1. Hauptsatzes der Thermodynamik den Wert von 1 jedoch nicht überschreiten.

Die unterschiedlichen Ergebnisse für den Taylor-Quinney-Koeffizienten für die verschiedenen Stähle können durch unterschiedliche Gitterstrukturen wie z.B. krz-Gitter oder kfz-Gitter hervorgerufen werden. Ebenso können auch die unterschiedlichen Messmethoden mit den verschiedenen Probengeometrien und Prüfgeschwindigkeiten zu verschiedenen Ergebnissen für den Taylor-Quinney-Koeffizienten führen. Die Ergebnisse in Tabelle 2 zeigen bis auf wenige Ausnahmen die Tendenz, dass bei den Stählen mit überwiegender krz-Gitterstruktur Werte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten in der Größenordnung von 0,8 bis 1 realistisch sind. Die in Tabelle 2 aufgeführten Stähle mit überwiegender kfz-Gitterstruktur zeigen hingegen niedrigere Werte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten.

#### Einfluss der Dehnung auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten

Neben der Werkstoffabhängigkeit kann der Taylor-Quinney-Koeffizient als differentieller Wert  $\beta_{\text{diff}}$  auch eine Abhängigkeit von der plastischen Dehnung aufweisen. Die Herleitung eines Zusammenhangs zwischen dem Taylor-Quinney-Koeffizienten und der plastischen Dehnung basiert häufig entweder auf der Versetzungsdichtetheorie oder auf der Annahme von Eigenspannungen im Werkstoff [112, 120]. Aus diesen beiden Theorien ergeben sich unterschiedliche Modelle.

Bever fand zunächst, dass mit zunehmender Versetzungsdichte der Taylor-Quinney-Koeffizient größere Werte annimmt [112]. Mit zunehmender Versetzungsdichte ist im Werkstoff weniger Kapazität vorhanden, weitere Energie ohne substanzielle Schädigung im Kristallgitter zu speichern. Daher wird ein größerer Anteil der Verformungsenergie in Wärme umgewandelt, sodass der Taylor-Quinney-Koeffizient größere Werte annimmt. Da in der Versetzungsdichtetheorie mit zunehmender Dehnung eine höhere Versetzungsdichte erwartet wird, steigt nach dieser Theorie der Taylor-Quinney-Koeffizient mit zunehmender Dehnung. Über eine Analyse der Versetzungsenergien im Zusammenhang mit der Energieerhaltung entwickelte Zehnder einen analytischen Zusammenhang des differentiellen Taylor-Quinney-Koeffizienten mit der plastischen Dehnung unter Einbeziehung des Verfestigungsexponenten  $n$  [121]:

$$\beta_{\text{diff}} = 1 - C n \left( \frac{\epsilon_{\text{pl}}}{\epsilon_{\text{pl}0}} \right)^{n-1} \quad (21)$$

C stellt in Gleichung (23) einen werkstoffabhängig anzupassenden Parameter dar und mit  $\varepsilon_{pl0}$  wird die plastische Dehnung bei Fließbeginn beschrieben, die bei Stahl üblicherweise mit 2 % festgelegt wird. Nach der Zehnder-Gleichung speichern damit Werkstoffe mit hohem Verfestigungsvermögen mehr Energie während des Verformungsprozesses und haben daher einen geringeren Taylor-Quinney-Koeffizienten als Werkstoffe mit geringem Verfestigungsvermögen.

Die zweite Theorie zur Beschreibung des Einflusses der Dehnung auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten wurde von Aravas vorgeschlagen und baut auf der im Werkstoff gespeicherten Energie aufgrund von Eigenspannungen auf [120], die bei Verformungsbeginn im Werkstoff vorhanden sind und sich während des Verformungsprozesses abbauen. Durch den Abbau von Eigenspannungen während der Verformung nimmt das Energiespeichervermögen des Werkstoffs mit zunehmender plastischer Dehnung zu. Diese Annahme führt dazu, dass im Gegensatz zum Zehnder-Modell der Taylor-Quinney-Koeffizient mit zunehmender Dehnung kleiner wird. Die Eigenspannungstheorie wurde von Aravas genutzt, um einen Zusammenhang zwischen dem Taylor-Quinney-Koeffizienten, der plastischen Dehnung und dem Verfestigungsexponenten zu beschreiben [120]:

$$\beta_{\text{diff}} = \frac{(1-n) \left(\frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_{pl0}}\right)^n}{\left(\frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_{pl0}}\right)^{n-n} \left(\frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_{pl0}}\right)^{2n-1}} \quad (22)$$

Genau wie mit dem Zehnder-Modell ergeben sich auch nach dem Modell von Aravas für Werkstoffe mit größerem n-Wert kleinere Werte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten. Das Modell von Aravas enthält keinen Fitparameter, der Taylor-Quinney-Koeffizient kann daher ausschließlich mit dem n-Wert dehnungsabhängig berechnet werden.

Beide Theorien wurden von Mason an einem hochfesten austenitischen Stahl mit kfz-Gitterstruktur überprüft und miteinander verglichen [105]. Der von Mason gemessene Taylor-Quinney-Koeffizient wurde über den gesamten Verformungsbereich mit der Versetzungsdichtetheorie besser wiedergegeben als mit der Eigenspannungstheorie. Ab einer Dehnung von 10 % lag er in der von Taylor und Quinney publizierten Größenordnung von 0,9. In jüngsten Untersuchungen von Könemann wurde die Versetzungsdichtetheorie auch auf einen krz-dominierten DP1000-Stahl angewandt. Eine Beschreibung des Taylor-Quinney-Koeffizienten nach dem Modell von Zehnder hat im Vergleich zu einem konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten von 0,9 keine signifikante Verbesserung der numerischen Prognose der Wärmeentwicklung gezeigt [122].

Die beschriebenen Ergebnisse können als Indiz gewertet werden, dass für krz-Stähle die Wärmeentwicklung mit einem Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta_{\text{int}}$  in der Größenordnung von 0,9 gut beschrieben werden kann. Für krz-Metalle wird daher heute näherungsweise von einem konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten in der Größenordnung von 0,9 ausgegangen [99, 1, 123, 24].

### Einfluss der Dehnrates auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten

Es gibt nur sehr wenige Untersuchungen bezüglich des Einflusses der Dehnrates auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten [105], da es schwierig ist, bei verschiedenen Dehnrates vergleichbare Rahmenbedingungen für die Messung des Taylor-Quinney-Koeffizienten zu erreichen. Die analytischen Modelle von Zehnder und Aravas beinhalten keine explizite Dehnratesabhängigkeit [121, 120]. Der Einfluss der Dehnrates auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten kann bei diesen Modellen jedoch durch die Abhängigkeit des  $n$ -Wertes von der Dehnrates beschrieben werden. Bei Werkstoffen, bei denen die Dehnrates einen deutlichen Einfluss auf das Verfestigungsvermögen aufweist, ist daher auch mit einer Dehnratesabhängigkeit des Taylor-Quinney-Koeffizienten zu rechnen. Bei krz-Metallen zeigt der  $n$ -Wert keine deutliche Dehnratesabhängigkeit, siehe Kapitel 2.1.3 [15]. Diese Beobachtung wird von Mason bestätigt, der in seinen Untersuchungen für den hochfesten Cr-Ni-Stahl in dem Dehnratesbereich zwischen  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  bis  $10^3 \text{ s}^{-1}$  keinen signifikanten Dehnrateseinfluss auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten nachweisen konnte [105].

### Einfluss des Spannungszustands auf den Taylor-Quinney-Koeffizienten

Die meisten jüngeren Untersuchungen zum Taylor-Quinney-Koeffizienten wurden entweder unter einachsiger Zugbelastung oder unter einachsiger Druckbelastung durchgeführt, siehe Tabelle 2. Taylor und Quinney verglichen ihre Ergebnisse aus Torsionsversuchen mit Ergebnissen von Farren und Taylor aus einachsigen Zugversuchen an einem vergleichbaren Stahlwerkstoff [97, 98]. Da unter Torsionsbelastung wesentlich höhere Dehnungen möglich sind als unter einachsiger Zugbelastung, konnte dieser Vergleich nur für einen kleinen Dehnungsbereich erfolgen, in dem unter Zugbelastung ca. 1-2 % kleinere Werte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten ermittelt wurden als unter Torsionsbelastung [98]. Rittel untersuchte systematisch die Abhängigkeit des Taylor-Quinney-Koeffizienten vom Belastungszustand durch schnelle Zug-, Druck- und Scherversuche [110]. Bei den von ihm untersuchten hochfesten Stählen können sich unter Druck- und Scherbelastung bis zu ca. 5 % höhere Werte für den integralen Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta_{\text{int}}$  ergeben als unter Zugbelastung. Dieses Ergebnis steht qualitativ im Einklang mit den Erkenntnissen von Taylor und Quinney [97, 98]. Unter Druck- und Scherbelastung kann daher bei vergleichbarer plastischer Dehnung der Probe ein moderat geringeres Energiespeichervermögen vorliegen verglichen mit Zugbelastung. Da unter hochdynamischer Scherbelastung eine adiabatische Scherbandbildung mit Werkstoffentfestigung entsteht, kann dieser Vorgang das Verfestigungsvermögen des Werkstoffs verringern. Da nach den Theorien von Bever und Aravas der Taylor-Quinney-Koeffizient mit abnehmendem  $n$ -Wert des Werkstoffs zunimmt, könnte die adiabatische Scherbandbildung mit Werkstoffentfestigung zu einer moderaten Zunahme des Taylor-Quinney-Koeffizienten führen im Vergleich zu Zugbelastung.

### 2.2.2 Adiabatische Erwärmung bei hochfesten Stählen

Durch die erweiterten versuchstechnischen Möglichkeiten, die sich in den letzten Dekaden mit der Hochgeschwindigkeits-Infrarot-Thermografie ergeben haben, kann die adiabatische Temperaturerhöhung heute auch bei kurzen Versuchszeiten unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten transient aufgezeichnet werden. Die ersten Untersuchungen erfolgten im Zusammenhang mit Temperaturmessungen an der Risspitze während der Ausbreitung von Rissen in dickwandigen metallischen Werkstoffen. Da die Rissausbreitung ein hochdynamischer Prozess ist, kann in der Nähe der Risspitze von adiabatischen Bedingungen ausgegangen werden. In den Untersuchungen von Rosakis wurden für einen hochfesten Stahl an der Risspitze lokale Temperaturerhöhungen über 400 K gemessen [104]. In dieser Größenordnung liegen auch die von Hartley gemessenen adiabatischen Temperaturerhöhungen in Scherbändern während der Verformung hochfester Stähle unter Dehnraten in der Größenordnung von ca.  $1000 \text{ s}^{-1}$  [124]. Reichert et al. haben an einem krz-Stahl unter Belastungsgeschwindigkeiten von 2,5 m/s an der Risspitze von dickwandigen Biegeproben lokale Temperaturerhöhungen von ca. 60 K gemessen [86]. Diese Untersuchungen betreffen dickwandige Strukturen. Für Stahlblechwerkstoffe unter hohen Belastungsgeschwindigkeiten liegen bisher jedoch erst wenige Messergebnisse der adiabatischen Temperaturerhöhung in hochverformten Zonen vor. Bäumer hat für hochmanganhaltige TWIP-Stähle in einachsigen Flachzugversuchen für Dehnraten von ca.  $1 \text{ s}^{-1}$  lokale Temperaturerhöhungen bis zu 90 K gemessen [10]. Abedini hat für einen höchstfesten pressgehärteten Stahl mit einer Blechdicke von 1,2 mm an gekerbten Zugproben bei einer Dehnrates von ca.  $100 \text{ s}^{-1}$  eine Temperaturerhöhung von bis zu 80 K gemessen [125]. In der Arbeit von Feuer wurden für einen hochfesten 34MnB5-Stahlblechwerkstoff mit einer Zugfestigkeit von ca. 2000 MPa und einer Blechdicke von 1,5 mm Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen für verschiedene Belastungsfälle von Scherung bis ein- und mehrachsige Zugbelastung im Dehnratenbereich um  $100 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt [18]. Für alle Belastungssituationen wurden lokale Temperaturerhöhungen zwischen 200 K und 300 K gemessen. In dieser Größenordnung liegen auch die von Roth und Mohr für einen DP600 berechneten und punktuell mit Thermoelementen bestätigten adiabatischen Temperaturerhöhungen für Kerbzug- und Scherzugversuche im Dehnratenbereich von  $500 \text{ s}^{-1}$  [17]. Die adiabatische Temperaturerhöhung kann unter Vernachlässigung von Wärmeabfluss durch Umwandlung von Gleichung (19) nach

$$dT(t) = \frac{\beta_{\text{diff}}(t)}{\rho c_p} dw_{\text{pl}}(t) = \frac{\beta_{\text{diff}}(t)}{\rho c_p} \sigma(t) d\varepsilon_{\text{pl}}(t) \quad (23)$$

auch berechnet werden. Damit hängt die adiabatische Erwärmung neben dem Taylor-Quinney-Koeffizienten auch von der Dichte  $\rho$  und der Wärmekapazität  $c_p$  ab. Beide Werkstoffkennwerte

können zusätzlich auch temperaturabhängig sein. Mit dem folgenden Abschnitt erfolgt daher eine kurze Diskussion der Temperaturabhängigkeit dieser beiden Größen.

### Temperaturabhängigkeit der Dichte und der Wärmekapazität

Richter hat systematische Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit physikalischer Eigenschaften verschiedener unlegierter und mikrolegierter Stähle durchgeführt [126]. Nach seinen Untersuchungen nimmt die Dichte bei Raumtemperatur für alle untersuchten Stähle einen Wert von  $7,85 \text{ g/cm}^3 \pm 0,6\%$  ein. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Dichte linear ab. In dem unter Crashbelastung erwarteten Temperaturbereich zwischen  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  nimmt sie jedoch um weniger als  $1 \%$  ab, sodass für einen Stahlblechwerkstoff eine näherungsweise temperaturunabhängige Dichte angenommen werden kann [126]. Die Temperaturabhängigkeit der Wärmekapazität ist bei dem Werkstoff Stahl deutlich stärker ausgeprägt verglichen mit jener der Dichte. Die Wärmekapazität für ferritische, mikrolegierte und unlegierte Stähle sowie für TRIP-Stähle zeigt bei RT lediglich moderat unterschiedliche Werte im Bereich zwischen  $450 \text{ J/kgK}$  und  $490 \text{ J/kgK}$  [126, 100, 127]. Nach experimentellen Untersuchungen von Richter steigt für unlegierte und mikrolegierte Stähle die Wärmekapazität im Temperaturbereich zwischen  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  von  $460 \text{ J/kgK}$  um ca.  $15 \%$  auf  $530 \text{ J/kgK}$  an [126].

Diese Untersuchungen weisen darauf hin, dass in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens von Stahlblechwerkstoffen ein Einfluss der Temperaturabhängigkeit der Dichte vernachlässigt werden kann. Der Einfluss der Temperaturabhängigkeit der Wärmekapazität auf die berechneten Spannungen und Dehnungen sollte überprüft werden. Wird mit einem konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta$ , mit konstanter Dichte  $\rho$  und konstanter Wärmekapazität  $c_p$  gerechnet, errechnet sich die integrale Temperaturerhöhung unter Annahme adiabatischer Bedingungen zu:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho c_p} \int dw_{pl} = \frac{\beta}{\rho c_p} \int \sigma d\varepsilon_{pl} \quad (24)$$

### **2.2.3 Wärmetransportmechanismen**

Nicht in allen dynamischen Belastungsfällen ist von nahezu adiabatischen Bedingungen auszugehen. Bei realen Crashszenarien beispielsweise und auch bei üblichen Umformprozessen treten örtliche und zeitliche Belastungen auf, die thermische Situationen zwischen isotherm und adiabatisch hervorrufen. Für diese Situationen wird ein Teil der in Wärme umgewandelten Verformungsenergie wieder durch Wärmetransport abgeführt. Beispielsweise wurden bei Nakajima-Versuchen unter einer typischen Umformgeschwindigkeit von  $1,5 \text{ mm/s}$  in der Arbeit von Feuer für den höchstfesten Stahl 34MnB5 lokale Temperaturerhöhungen bis zu  $100 \text{ K}$  und lokale Dehnraten in der Größenordnung von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  gemessen [18]. Im Vergleich mit der adiabatischen Temperaturerhöhung von  $200 - 300 \text{ K}$  bei Dehnraten um  $100 \text{ s}^{-1}$  ist bei dieser Verformungsge-

schwindigkeit von einem nicht vernachlässigbaren Wärmetransport auszugehen. Der Wärmetransport in Festkörpern erfolgt durch Wärmeleitung und Wärmestrahlung.

#### Wärmeleitung:

Bei der Wärmeleitung, auch als Konduktion bezeichnet, wird die Wärme als kinetische Energie zwischen materiellen Teilchen übertragen. Daher ist die Wärmeleitfähigkeit eines Werkstoffs durch die Eigenbewegung der Teilchen bestimmt. In Metallgittern sind die frei beweglichen Teilchen die Elektronen, die gleichzeitig Ladung und Wärme übertragen. Wärmetransport aufgrund von Gitterschwingungen kann ebenfalls in Metallen auftreten, dieser ist jedoch dem Wärmetransport aufgrund der Elektronenbewegung untergeordnet. Der Wärmestrom durch Wärmeleitung  $\dot{Q}_{\text{kond}}$  wird nach dem Fourier'schen Grundgesetz durch die zu ihm senkrecht stehende Fläche  $S$  mit der Temperaturdifferenz  $\Delta T$  über eine Länge  $L$  beschrieben [128]:

$$\dot{Q}_{\text{kond}} = -S \lambda \frac{\Delta T}{L} \quad (25)$$

Die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  [W/mK] beschreibt somit eine Stoffeigenschaft. Metalle gelten als gute Wärmeleiter. Da die Wärmeleitfähigkeit durch die Anzahl der Elektronen bestimmt ist, die die Wärme transportieren, variiert sie deutlich für verschiedene Metalle und Legierungszusammensetzungen. Für reines Eisen wird eine Wärmeleitfähigkeit von ca. 80 W/mK angegeben. Mit dem Zusatz von Legierungselementen reduziert sich die Wärmeleitfähigkeit signifikant, teilweise um mehr als 50 % [126]. Für mikrolegierte Stähle wurden Wärmeleitfähigkeiten im Bereich zwischen 30 und 50 W/mK gemessen [126]. Im Vergleich dazu liegen die Wärmeleitfähigkeiten von Kunststoffen in der Größenordnung von 0,1 – 0,4 W/mK [129]. Bei Festkörpern wird die Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit üblicherweise als gering eingestuft, bei hochfesten Stählen kann im Bereich zwischen RT und 200 °C eine Zu- oder Abnahme der Wärmeleitfähigkeit um ca. 10 % vorliegen [130, 131, 126]. Die Kenntnis realistischer Werte für die Wärmeleitfähigkeit ist für numerische Rechnungen mit thermomechanischer Kopplung wichtig.

#### Wärmestrahlung:

Jeder Körper emittiert und absorbiert an seiner Oberfläche ständig Energiequanten, die durch Schwingungen der Moleküle erzeugt werden. Bei Metallen sind dies die Gitterschwingungen, die zu einer Emission von Strahlungen mit verschiedenen Wellenlängen führen. Im Infrarotbereich liegt für Metalle das Maximum der emittierten Strahlung bei Wellenlängen zwischen 1 bis 3  $\mu\text{m}$ . Als Maß für die emittierte Strahlung wird die Strahlungsintensität  $I$  als Flächenleistungsdichte in  $\text{W}/\text{m}^2$  verwendet. Die Strahlungsintensität hängt im Wesentlichen von der chemischen Zusammensetzung, der Beschaffenheit der Oberfläche und dem Temperaturniveau des emittierenden Körpers ab [132]. Die maximal mögliche Energieabgabe  $\dot{Q}_{\text{rad,max}}$  für eine Fläche  $S$  integriert

über die spektrale Verteilung der verschiedenen emittierten Wellenlängen erfolgt für den „vollkommen schwarzen Körper“ mit dem Strahlungskoeffizienten  $K_S$  nach Planck [133]:

$$\dot{Q}_{\text{rad,max}} = S K_S T^4 \quad (26)$$

Da reale Körperoberflächen nicht vollkommen schwarz sind, wird für technische Berechnungen der Emissionsgrad  $e$  eines Körpers eingeführt als

$$e = \frac{\dot{Q}_{\text{rad}}}{\dot{Q}_{\text{rad,max}}} \quad (27)$$

Da jeder Körper gleichzeitig Strahlung emittiert und absorbiert, müssen bei der Wärmeübertragung durch Wärmestrahlung die Temperaturen und Emissionsgrade beider beteiligter Körper, Körper 1 und Körper 2, berücksichtigt werden. Dieser Vorgang wird mit dem zwischen den Körpern 1 und 2 effektiv wirkenden Strahlungskoeffizienten  $K_{12}(e_1, e_2, K_S)$  nach dem Stefan-Boltzmann-Gesetz beschrieben [134, 135]:

$$\dot{Q}_{\text{rad}} = S K_{12}(e_1, e_2, K_S)(T_1^4 - T_2^4) \quad (28)$$

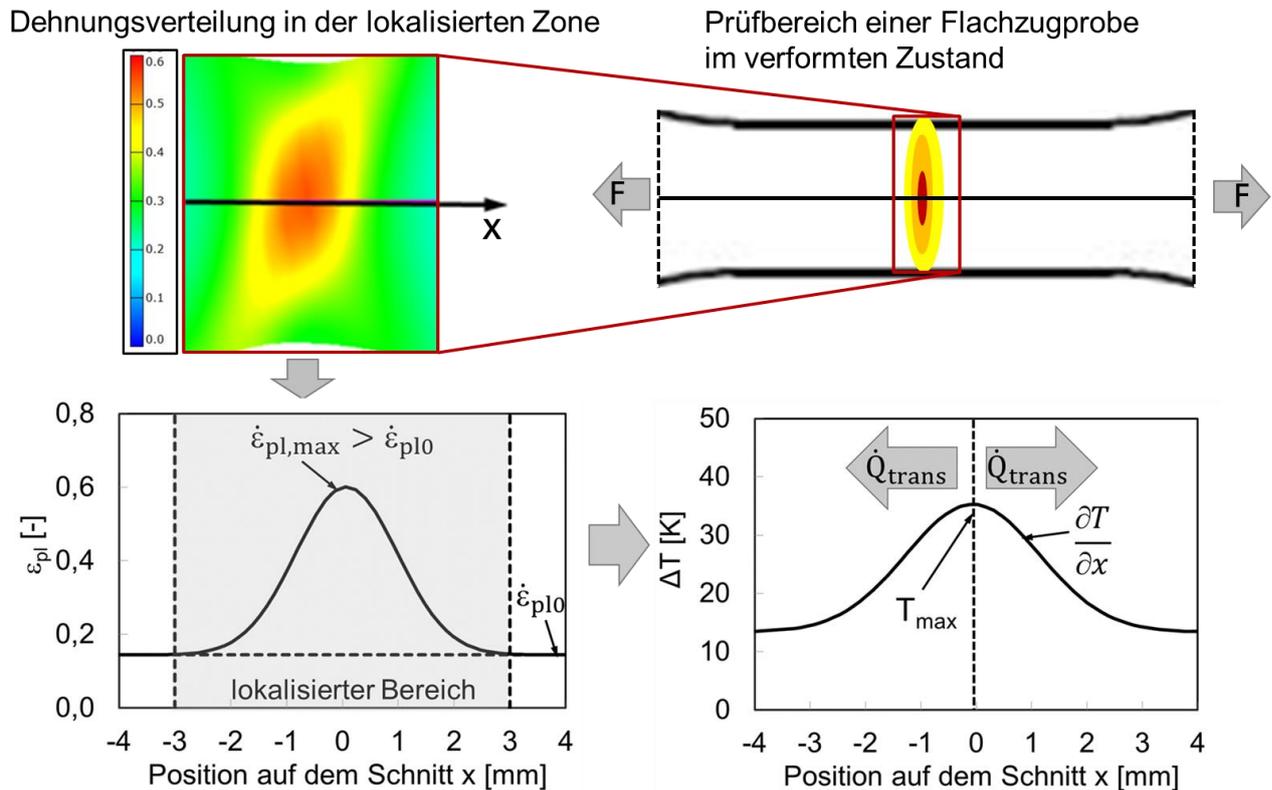
Für die Wärmestrahlung ist kein Medium erforderlich und sie kann im Gegensatz zur Wärmeleitung über eine weite Strecke erfolgen. Der physikalische Effekt der Wärmestrahlung wird für die Infrarot-Spektroskopie (IR-Spektroskopie) und für die Infrarot-Thermografie (IRT) genutzt. Bei der IR-Spektroskopie wird die Strahlungsintensität in Abhängigkeit von der Wellenlänge ermittelt. Dadurch werden Rückschlüsse auf das Vorhandensein bestimmter Elemente getroffen. Bei der IRT wird die Strahlungsintensität für den werkstoffabhängig signifikanten Wellenlängenbereich im Infrarotspektrum über eine definierte Zeit mit einem Infrarot-Detektor integral gemessen und mit der Temperatur korreliert [136]. Die für diese Arbeit relevante Messtechnik von Temperaturen mittels IRT ist in Kapitel 2.4.1 ausführlich beschrieben.

Da Metalle aufgrund der Beweglichkeit der Elektronen im Metallgitter sehr gute Wärmeleiter sind, spielt bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen die Wärmeleitung im Hinblick auf den Wärmetransport eine bedeutende Rolle. Die übertragene Wärmemenge hängt neben den genannten Werkstoffeigenschaften vor allem von der für den Wärmetransport zur Verfügung stehenden Zeit und damit auch von der Dehnrates ab. Eine weitere wesentliche Einflussgröße auf die abgeleitete Wärmemenge ist der Temperaturgradient, der durch die Lokalisierung der plastischen Dehnungen beeinflusst wird. Im folgenden Kapitel sind daher die für diese Arbeit relevanten Informationen zu den Einflußgrößen auf die Lokalisierung von Dehnungen dargestellt.

#### **2.2.4 Lokalisierung von Dehnungen im Zusammenhang mit adiabatischer Erwärmung**

Durch den komplexen Zusammenhang zwischen lokalen Bereichen mit hoher plastischer Verformung, adiabatischer Erwärmung und Wärmetransport aufgrund von Wärmeleitung wird die Thematik der Lokalisierung in einem eigenen Unterkapitel behandelt. Lokalisierung bezeichnet die

Ausbildung von örtlich begrenzten Bereichen mit hoher plastischer Verformung ausgehend von einer gleichförmigen Verformung [9]. Lokalisierte Zonen werden auch als hochverformte Zonen bezeichnet. Für den Prüfbereich einer Flachzugprobe ist in Bild 12 ein Zusammenhang zwischen der Lokalisierung der Dehnungen, einer lokalen Temperaturerhöhung mit Temperaturgradienten und Wärmetransport schematisch aufgezeigt. Die Dehnungen lokalisieren sich in diesem Beispiel auf eine Fläche von ca. 50 mm<sup>2</sup> mit einer Länge von ca. 5 - 6 mm in Zugrichtung.



**Bild 12:** Schematischer Zusammenhang zwischen Lokalisierung der Dehnungen und Dehnraten, der lokalen adiabatischen Temperaturerhöhung und dem Wärmetransport am Beispiel einer Flachzugprobe

Im linken Diagramm in Bild 12 ist die plastische Dehnung über der Position auf einem Schnitt durch die lokalisierte Zone aufgetragen. Die Lokalisierung der Dehnung tritt zusammen mit einer Lokalisierung der Dehnrate auf. Im Bereich des Dehnungsmaximums wird aufgrund der dort vorliegenden höheren Dehnungen als im umliegenden Bereich auch mehr Verformungsarbeit in Wärme umgewandelt, sodass sich in dem lokalisierten Bereich höhere Temperaturen einstellen als in der Umgebung, siehe Diagramm in Bild 12 rechts. Aufgrund der dadurch auftretenden lokalen Temperaturgradienten werden Wärmetransportvorgänge aufgrund von Wärmeleitung in der Blechebene initiiert. Die Dehnratenlokalisierung im Bereich des Dehnungsmaximums bremst jedoch die Kinetik des Wärmetransports. Daher haben die Dehnrate und der Temperaturgradient einen gegenläufigen Einfluss auf die Wärmemenge, die aus der lokalisierten Zone in das umliegende Material abtransportiert wird. Welcher dieser gegensätzlichen Einflüsse überwiegt, hängt

insbesondere von den auftretenden Temperaturgradienten und der Dehnrates ab, die wiederum von den mechanischen und thermischen Werkstoffeigenschaften und auch vom Spannungszustand beeinflusst werden. Dabei ist zu beachten, dass die lokale Temperaturerhöhung zu einer Werkstoffentfestigung führt, die die Lokalisierung sowohl der Dehnungen als auch die der Dehnrates zusätzlich beschleunigt.

Dieser komplexe Zusammenhang der verschiedenen Einflussfaktoren auf den Wärmetransport in der Blechebene kann grundsätzlich an den beiden verschiedenen Lokalisierungsformen der Einschnürung und der Scherbandbildung untersucht werden. Die Lokalisierung tritt bei duktilen Werkstoffen auf und zeigt sich in Form von Einschnürungen oder in der Ausbildung von Scherbändern. Einschnürungen entstehen unter ein- oder mehrachsiger Zugbelastung und führen bei Blechwerkstoffen zu einer Dickenreduktion der Probe oder des Werkstücks. Scherbänder treten im Zusammenhang mit lokaler Scherbelastung auf. Die für die Kinetik des Wärmetransports wesentlichen und in der Literatur verfügbaren Informationen zu diesen beiden Lokalisierungsformen sind im Folgenden separat dargestellt.

### Einschnürung

Die Untersuchungen zur Lokalisierung aufgrund von Einschnürung betreffen in der Literatur meistens entweder den Einschnürbeginn oder die Einschnürung zum Bruchzeitpunkt (Brucheinschnürung  $Z$ ). Der Einschnürbeginn spielt im Zusammenhang mit der Untersuchung der adiabatischen Erwärmung in lokalisierten Zonen in dieser Arbeit nur insofern eine Rolle, da ab Einschnürbeginn lokale Temperaturgradienten auftreten. Daher ist ab Einschnürbeginn mit lokaler thermischer Entfestigung zu rechnen. Bei der Ermittlung des Einschnürbeginns ist zwischen diffuser und lokalisierter Einschnürung zu unterscheiden [137]. Die diffuse Einschnürung wurde erstmals von Swift als „das Erreichen des Kraftmaximums“ analytisch beschrieben [34]. Im einachsigen Zugversuch beginnt die diffuse Einschnürung mit der Gleichmaßdehnung  $A_g$ . Da für hochfeste krz-Stahlblechwerkstoffe mit hoher Gleichmaßdehnung auch große Verfestigungsexponenten einhergehen, ist der Beginn der diffusen Einschnürung mit zunehmendem  $n$ -Wert zu größeren Dehnungen verschoben [38]. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit spielt lediglich der Beginn der lokalisierten Einschnürung eine Rolle, da erst ab lokalisierter Einschnürung nennenswerte Dehnungsgradienten auftreten [25]. Mit lokalisierter Einschnürung wird die Lokalisierung unter Zugbelastung bezeichnet. Meist geht der lokalisierten Einschnürung die diffuse Einschnürung voraus [137]. Der Beginn der lokalisierten Einschnürung ist ein umfangreiches Forschungsgebiet vor allem in der Blechumformung. Die Dehnungen zum Einschnürbeginn werden für verschiedene Spannungs- und Dehnungszustände üblicherweise in Form der Grenzformänderungskurve (FLC, Forming limit curve) beschrieben, die erstmalig von Keeler [138] und Godwin [139] verwendet wurde. Für Spannungszustände zwischen einachsigem und äquibiaxialem Zug

wird die bei lokalem Einschnürbeginn vorliegende Hauptformänderung über der Nebenformänderung aufgetragen. Punkte oberhalb der FLC geben dabei Werkstoffversagen durch lokale Einschnürung und damit inhomogene Blechausdünnung an. Die FLC kann experimentell oder näherungsweise analytisch ermittelt werden [140, 141]. Für die experimentelle Ermittlung der FLC entwickelte Nakajima einen Versuchstyp, bei dem Blechstreifen mit unterschiedlicher Breite mit einem halbkugelförmigen Stempel umgeformt werden [142]. Durch die unterschiedlichen Probenbreiten ergeben sich verschiedene Spannungs- und Dehnungszustände in der Polkkappe des Stempels zwischen einachsigen und äquibiaxialen Zug. Versuchsaufbau, Probengeometrien, Versuchsdurchführung und die Auswertung der FLC sind in der DIN EN ISO 12004-2 [143] standardisiert. Die Auswertemethodik zur Grenzformänderung stellt in der Umformtechnik bis heute ein aktuelles Forschungsgebiet dar. In der Blechumformung wurden außerdem viele analytische Ansätze zur Ermittlung des Einschnürbeginns entwickelt. Da in dieser Arbeit keine theoretischen Modelle zur Ermittlung des Einschnürbeginns untersucht werden, wird an dieser Stelle auf die umfangreiche Arbeit von Banabic verwiesen [56].

#### Einfluss der Dehnrates auf den Einschnürbeginn

Unter dynamischer Belastung wird der Einschnürbeginn durch viele Faktoren beeinflusst und daher in der FE-Rechnung für dehnratensensitive Werkstoffe häufig ein problematischer Aspekt. Es wirken sowohl die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte, die thermische Entfestigung, der Wärmetransport als auch der Schädigungsbeginn durch Porenbildung zusammen. Aus Hochgeschwindigkeitszugversuchen an Stahlblechwerkstoffen ist bekannt, dass mit zunehmender Dehnrates die Gleichmaßdehnung häufig abnimmt, was mit thermischer Entfestigung begründet wird [7]. Mit zunehmender Dehnrates werden die Dehnungen bei diffussem Einschnürbeginn daher kleiner. Diesen Zusammenhang hat Campbell bereits 1967 auf Basis der zeitlichen Veränderung der Dehnungsgradienten in der Einschnürzone analytisch hergeleitet [144]. Auf Basis der Versetzungstheorie sagte er für dehnratensensitive metallische Werkstoffe eine Abnahme der diffusen Einschnürdehnung mit zunehmender Dehnrates voraus. Er bestätigte diese Hypothese anhand von Zugversuchen an einem ferritischen Stahl mit Dehnrates zwischen  $0,001 \text{ s}^{-1}$  und  $100 \text{ s}^{-1}$  [144]. Keller und Herbrich beziehen sich auf die Arbeit von Campbell und bestätigten ebenfalls in theoretischen und numerischen Untersuchungen für einachsige Zugversuche an einem ferritischen Stahl die Abnahme der Einschnürdehnung mit zunehmender Dehnrates [92].

Für mehrachsige Belastungen liegen vereinzelte Untersuchungen zum Einfluss der Dehnrates auf die FLC und damit auf den lokalen Einschnürbeginn von Stahlblechwerkstoffen für verschiedene Zugspannungszustände vor. Für den Blechwerkstoff CP600 zeigten Berg und Tröster, dass die experimentell ermittelte FLC im uniaxialen Bereich für Hochgeschwindigkeitsbelastung in der Größenordnung von  $10 \text{ m/s}$  um ca. 15 % über der bei üblicher Umformgeschwindigkeit von ca.

1,5 mm/s ermittelten liegt [145]. Im Bereich der mehrachsigen Belastungen konnte in dieser Arbeit keine nennenswerte Erhöhung der FLC mit zunehmender Dehnrates nachgewiesen werden. Für vergleichbare Untersuchungen an einem einfachen Stahlblechwerkstoff DC01 bei einer Stempelgeschwindigkeit von 20 m/s ermittelte Weiß eine Erhöhung der FLC im uniaxialen Bereich um bis zu 30 %, im äquibiaxialen Bereich eine Reduktion um etwa 10 % verglichen mit der üblichen Prüfgeschwindigkeit von 1-2 mm/s [146]. Diese Untersuchungen geben eine generelle Tendenz bezüglich des Einflusses der Dehnrates auf den lokalen Einschnürbeginn bei mehrachsiger Zugbelastung wieder. Für einachsige Zugbelastung ergibt sich damit ein gegensätzlicher Dehnrateseffekt auf die Grenzformänderung als lokalen Einschnürbeginn und auf den diffusen Einschnürbeginn bei Zugversuchen. Während mit zunehmender Dehnrates die diffuse Einschnürung bei kleineren Dehnungen stattfindet, tritt die lokale Einschnürung dann erst bei größeren Dehnungen ein. Damit vergrößert sich der Bereich zwischen diffuser und lokaler Einschnürung mit zunehmender Dehnrates. Systematische Untersuchungen dazu liegen bisher jedoch nicht vor. Für mehrachsige Belastungen kann für die wenigen untersuchten Stahlblechwerkstoffe keine einheitliche Tendenz bezüglich des Einflusses der Dehnrates auf die FLC und damit auf den lokalen Einschnürbeginn festgehalten werden.

#### Einschnürung zum Bruchzeitpunkt

Für einachsige Zugbelastung wird die Einschnürung zum Bruchzeitpunkt als Brucheinschnürung  $Z$  bezeichnet.  $Z$  ist ein Werkstoffkennwert und gibt die prozentuale Verkleinerung des Probenquerschnitts der geprüften Probe bezogen auf den Anfangsquerschnitt an. Die Ermittlung der Brucheinschnürung  $Z$  ist in der DIN EN ISO 6892-1 standardisiert [30]. Die Brucheinschnürung gibt Hinweise auf die lokale Versagensdehnung bei Bruch. Im Zusammenhang mit der Gleichmaßdehnung liefert dieser Wert daher Hinweise auf die Duktilität und das Lokalisierungspotenzial des Werkstoffs. Unter den Annahmen der Volumenkonstanz und der homogenen Dehnungsverteilung über den Bruchquerschnitt kann aus dem  $Z$ -Wert die lokale Versagensdehnung  $\varepsilon_f$  nach Gleichung (29) abgeschätzt werden. Sie entspricht der in Kapitel 2.1.3 erwähnten wahren Bruchdehnung  $\varepsilon_{w,B}$ . Hance und Davenport bezeichnen die aus der Einschnürung berechnete Versagensdehnung als „True Fracture Strain“ (TFS) [147].

$$\varepsilon_f = -\ln(1 - Z) = \varepsilon_{w,B} = \text{TFS} \quad (29)$$

Hance und Davenport haben eine Einteilung der Werkstoffe nach ihrer Duktilität vorgeschlagen, indem sie den Wert für TFS in das Verhältnis zur wahren Gleichmaßdehnung „True Uniform Elongation“ ( $\varepsilon_u$ ) nach Gleichung (30) setzen [147].

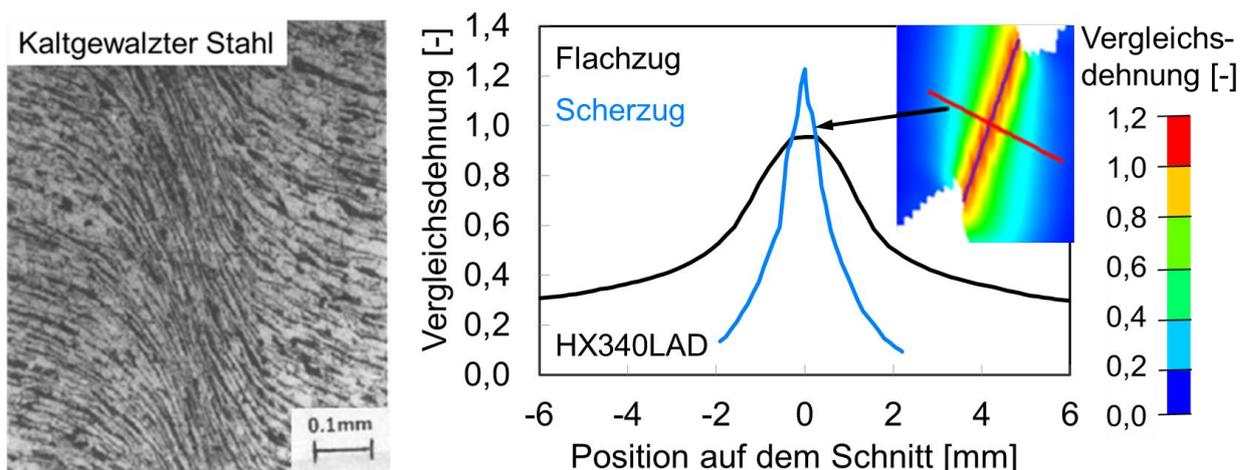
$$\varepsilon_u = \ln(1 + A_g) \quad (30)$$

Werkstoffe mit großen Werten für das Verhältnis von wahrer Bruchdehnung zur wahren Gleichmaßdehnung  $TFS/\epsilon_u$  zeigen eine große lokale Verformbarkeit und damit eine starke Lokalisierung von Dehnungen. Werkstoffe mit kleinen Werten für  $TFS/\epsilon_u$  hingegen zeigen eine große globale Verformbarkeit mit eher geringerer Lokalisierung von Dehnungen. Heibel untersuchte die lokale und globale Verformbarkeit einiger Dual- und Komplexphasenstähle für den Karosseriebau [38]. Er bestätigte die größere lokale Verformbarkeit von Komplexphasenstählen im Vergleich zu den Dualphasenstählen. Heibel hat für die von ihm untersuchten Dual- und Komplexphasenstähle auch nachgewiesen, dass die wahre Gleichmaßdehnung linear mit dem Verfestigungsexponenten verknüpft ist. Daher zeigen hochfeste Stahlblechwerkstoffe mit kleinen  $n$ -Werten eine hohe lokale Verformbarkeit.

Es ist davon auszugehen, dass Werkstoffe mit großer lokaler Verformbarkeit große lokale Dehnungsgradienten und damit auch hohe Temperaturgradienten aufweisen. Die Werkstoffteilung nach der Duktilität könnte Hinweise auf die Kapazität des Werkstoffs zu lokalem Wärmetransport bei höheren Dehnraten geben. Dieser Zusammenhang wurde jedoch bisher noch nicht überprüft und ist im Zusammenhang mit den lokal auftretenden Dehnraten zu bewerten.

### Scherlokalisierung

Im Verformungsverhalten von Metallen werden auch Lokalisierungen in Form von Scherbändern beobachtet. Als Scherbänder werden sehr schmale lokalisierte Bänder im Werkstoff in der Größenordnung von üblicherweise 10 – 100  $\mu\text{m}$  bezeichnet [148], siehe Bild 13 links. Im Vergleich zu Einschnürvorgängen unter Zugbelastung liegen damit unter Scherbelastung deutlich größere Dehnungsgradienten vor, siehe Bild 13 rechts.



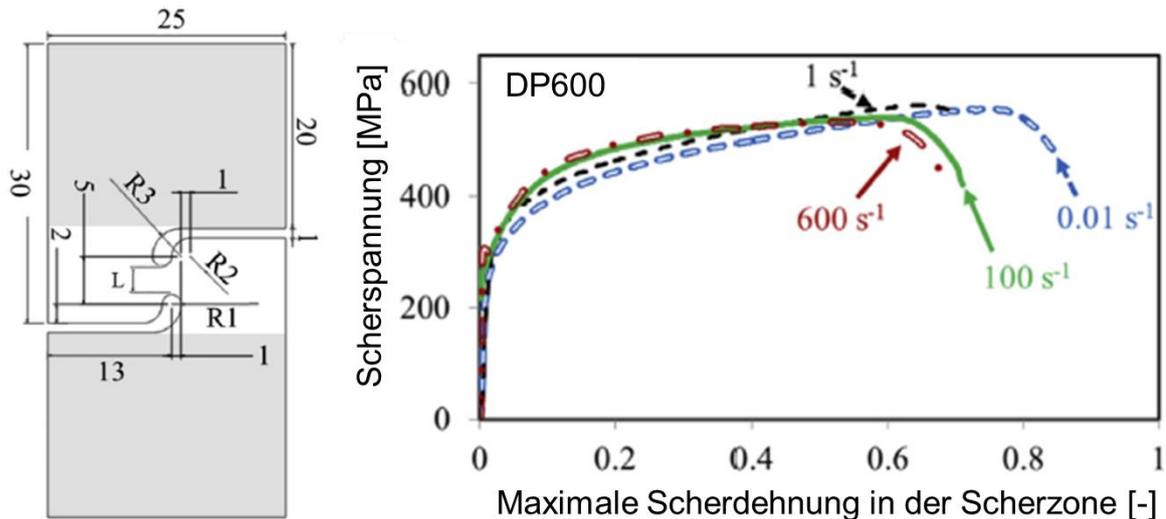
**Bild 13:** Mikroskopaufnahme eines Scherbandes in einer Rohrtorsionsprobe eines kaltgewalzten Stahls [124] (links) und Dehnungen aus Grauwertkorrelation längs eines Schnittes durch die hochverformte Zone einer Scher- und Flachzugprobe kurz vor Bruch für den Blechwerkstoff HX340LAD [2] (rechts)

Es wird unterschieden zwischen adiabatischen Scherbändern mit hohen lokalen Dehnraten bis zu  $10^6 \text{ s}^{-1}$  und hohen lokalen Temperaturen von teilweise über  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ , und jenen Scherbändern, die sich unter quasistatischer Belastung bei nahezu isothermen Bedingungen einstellen [148]. Da die Bildung von Scherbändern gerade bei duktilen metallischen Werkstoffen plötzlichen Scherbruch und damit unerwünschte Schadensfälle einleiten kann [149, 148], ist die thermomechanische Kinetik von Scherbändern seit den frühen Untersuchungen von Tresca im Jahre 1878 [150] ein kontinuierliches Forschungsgebiet. Aufgrund der umfangreichen Untersuchungen mit teilweise gegensätzlichen Theorien werden in diesem Kapitel lediglich die wesentlichen Informationen zusammengestellt, die sich auf die Lokalisierung von Dehnungen und Temperaturen und auf den Wärmeabfluss aus der lokalisierten Zone beziehen.

Die in vielen Arbeiten wiederkehrende Frage zum Thema Scherlokalisierung betrifft das lokale Dehnungsniveau zu Beginn der Scherbandbildung. Da ab der lokalen Dehnung, bei der die Scherbandbildung beginnt, die thermomechanische Kinetik der Scherlokalisierung eintritt, wird diese Dehnung auch als Scherinstabilitätsdehnung bezeichnet [148]. Die Scherinstabilitätsdehnung wird beeinflusst von dehnratenbedingten Verfestigungseffekten, von einer Entfestigung aufgrund von Schädigung durch Porenwachstum und aufgrund von thermischer Entfestigung durch lokale adiabatische Temperaturerhöhung. Zusätzlich können im Scherband Phasenänderungen durch Rekristallisationsprozesse auftreten, die ebenfalls die Werkstofffestigkeit beeinflussen [148, 111, 151, 152]. In diesem Zusammenhang hat sich gezeigt, dass mit zunehmendem Verfestigungsexponenten ( $n$ -Wert) der Beginn der Scherinstabilität erst bei höheren Dehnungen eintritt. Staker hat für einen mikrolegierten, hochfesten Stahlblechwerkstoff unter hochdynamischer Belastung einen linearen Zusammenhang zwischen der Scherinstabilitätsdehnung und dem  $n$ -Wert ermittelt [153]. Daher können aus dem Verfestigungsvermögen des Werkstoffs Tendenzen bezüglich des Lokalisierungsverhaltens abgeleitet werden, sowohl bezüglich der Einschnürung unter Zugbelastung als auch bezüglich der Scherbandbildung.

Eine weitere für diese Arbeit wichtige Fragestellung betrifft die Festigkeit des Werkstoffs im Scherband verglichen mit dem unverformten Material. Aus Härtemessungen an Proben aus Baustahl nach sowohl einer isothermen als auch einer adiabatischen Scherverformung oder nach einem Scherbruch hat sich im Scherband und im direkten Umfeld des Scherbandes eine höhere Festigkeit gezeigt als im unverformten Werkstoff [154]. Daher führt Scherverformung häufig ohne vorherige Werkstoffentfestigung zu einem unmittelbaren Bruch durch Werkstofftrennung. Dies ist im Einklang mit Kraft-Verlängerungs-Diagrammen von Scherversuchen bei Stahlblechwerkstoffen, die insbesondere für quasistatische Belastung die maximale Kraft unmittelbar vor Bruch zeigen ohne eine vorherige Entfestigung, siehe Bild 14 rechts [155, 156, 157].

Außerdem wurde bereits 1983 publiziert, dass unter Scherbelastung unter RT bei verschiedenen Baustählen, Werkzeugstählen und mikrolegierten Stählen ab Dehnraten von  $10 \text{ s}^{-1}$  aufwärts deutlich kleinere Scherbruchdehnungen gemessen werden als unter niedrigeren Dehnraten [148], siehe auch Bild 14 rechts. Für Dehnungsmessungen mit Hilfe von Grauwertkorrelation hat sich dieses Ergebnis für hochfeste Stahlblechwerkstoffe sowohl bei RT als auch im Temperaturbereich von  $-40 \text{ °C}$  bis  $100 \text{ °C}$  bestätigt [158, 123, 155, 93].

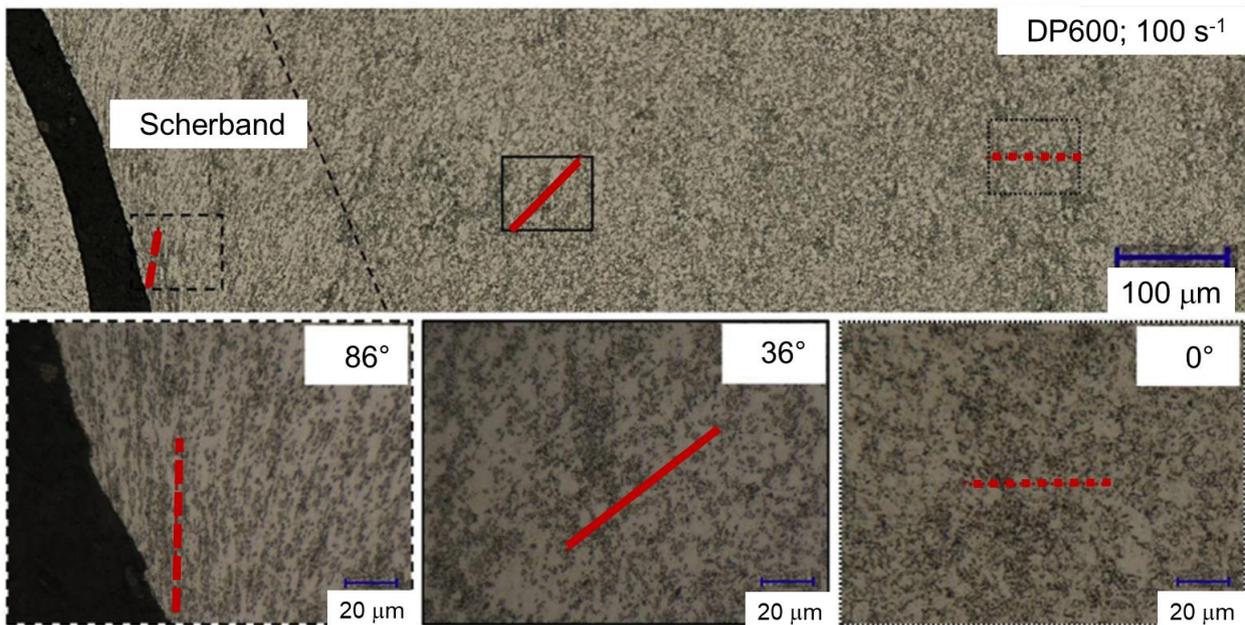


**Bild 14:** Beispiel einer Scherprobengeometrie (links) [155, 123] und Spannungs-Dehnungs-Kurven für Scherversuche unter den angegebenen Dehnraten für einen DP600 Stahlblechwerkstoff (rechts) [155]

Da Scherbandlokalisationen unter hohen Dehnraten Breiten im Mikrometerbereich zeigen [155], siehe Bild 15, können Scherbruchdehnungen mit Grauwertkorrelation aufgrund üblicher Ortsauflösungen von ca. 0,1 - 0,3 mm nur mit grober Näherung erfasst werden. Anhand der Kornrotationen, die in Bild 15 als Winkel angegeben sind, werden deutlich größere Scherbruchdehnungen berechnet verglichen mit denjenigen, die aus Grauwertkorrelation ermittelt werden [155]. Auch hieran ist zu erkennen, dass die Scherlokalisierung in deutlich schmalere Bänder erfolgt und damit eine andere Kinetik aufweist als die klassische Einschnürung unter Zugbelastung.

Bezüglich des Übergangsbereiches zwischen isothermen und adiabatischen Bedingungen in den Scherbändern ist es nachvollziehbar, dass bei vergleichbarer Dehnrates aus schmalen Scherbändern mehr Wärme in das umliegende Werkstoffvolumen abtransportiert werden kann als aus breiteren Scherbändern. Der Wärmetransport führt zu einem Temperaturabfall im Scherband und hemmt damit eine weitere Scherlokalisierung in Breiten- und Tiefenrichtung. Aus breiteren Scherbändern wird bei vergleichbarer Dehnrates hingegen weniger Wärme in das umliegende Volumen transportiert. Dadurch steigt die Temperatur im Scherband an und die fortschreitende Scherlokalisierung wird begünstigt. Aufgrund dieser gegenläufigen Kinetik stellt sich aus energetischen Gründen eine optimale Scherbandbreite ein, die beeinflusst wird von der Wärmeleitfähigkeit.

higkeit des Werkstoffs, der Temperatur und dem Betrag der Schubspannung im Scherband, und die mit zunehmender Dehnrates abnimmt [148].



**Bild 15:** Mikrostrukturbilder der Scherzone einer bei  $100 \text{ s}^{-1}$  geprüften Scherzugprobe für den Blechwerkstoff DP600 nach dem Versuch [155]

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass bei der Lokalisierung sowohl als Einschnürung als auch als Scherband der wesentliche Fokus bisheriger Untersuchungen auf der Ermittlung der Dehnung zu Lokalisierungsbeginn liegt. Sowohl für den Einschnürbeginn als auch für den Beginn der Scherlokalisierung zeigte sich, dass mit zunehmendem Verfestigungsvermögen die Lokalisierung zu höheren Dehnungen verschoben ist. Wesentlich für den Wärmetransport ist die Größe der lokalisierten Zone. Da in Stahlproben Scherbänder schmalere als Einschnürzonen sind, ist bei vergleichbarer Dehnrates unter Scherbelastung mit einem höheren Wärmetransport zu rechnen als unter Zugbelastung. Zum Verständnis der Lokalisierungskinetik unter Zug- und Scherbelastung bleiben jedoch noch Fragen offen, z.B. bezüglich der Entwicklung der Dehnrates im Zusammenhang mit der Breite der lokalisierten Zone. Um den Einfluss des Spannungszustandes auf den Wärmetransport aus der lokalisierten Zone abschätzen zu können, sind diesbezüglich direkte Vergleichsuntersuchungen für Zug- und Scherbelastung erforderlich.

### 2.2.5 Zusammenfassung der adiabatischen Erwärmung bei dynamischer Belastung

Während einer plastischen Verformung wird bei Stahlblechwerkstoffen der überwiegende Teil der Verformungsarbeit in Wärme umgewandelt. Der nicht in Wärme umgewandelte Teil der Verformungsenergie wird im Kristallgitter gespeichert und hängt damit von der Kristallstruktur ab. Jener in Wärme umgewandelte Anteil der Verformungsarbeit wird durch den Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta$  quantifiziert, der Werte zwischen 0 und 1 annehmen kann. Die in dieser Arbeit relevanten Stahlblechwerkstoffe zeigen überwiegende Anteile an krz-Gitterstruktur.

Für diese Werkstoffklasse wurden in den meisten Untersuchungen Werte für den Taylor-Quinney-Koeffizienten zwischen 0,8 und 1 ermittelt, d.h. 80 % bis nahezu 100 % der Verformungsarbeit werden in Wärme umgewandelt. Eine Abhängigkeit des Taylor-Quinney-Koeffizienten von der Dehnrates und vom Spannungszustand kann für hochfeste Stahlblechwerkstoffe mit großen Anteilen an krz-Gitterstruktur nach bisherigem Kenntnisstand als vernachlässigbar eingestuft werden.

Bei Belastungen im crashrelevanten Bereich mit Dehnraten in der Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  wurden bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen adiabatische Temperaturerhöhungen von ca. 200 K bis 300 K ermittelt. Unter nahezu adiabatischen Bedingungen kann mit Kenntnis des Taylor-Quinney-Koeffizienten, der Dichte und der Wärmekapazität des Stahlwerkstoffs die lokale Temperaturerhöhung aus der plastischen Verformungsarbeit der Probe berechnet werden. Für Zustände zwischen isotherm und adiabatisch wird ein signifikanter Anteil der entstandenen Wärme aus der lokalisierten Zone wieder abtransportiert. Aufgrund ihrer guten Wärmeleitfähigkeit findet bei Stahlblechwerkstoffen ein großer Teil des Wärmetransportes über Wärmeleitung statt. Die Wärmemenge, die durch Wärmetransport aus der lokalisierten Zone abtransportiert wird, wird neben der Wärmeleitfähigkeit als Werkstoffeigenschaft vor allem von der Transportzeit und dem Temperaturgradienten beeinflusst. Daher beeinflussen die Größe der lokalisierten Zone und die lokalen Dehnraten wesentlich die aus der lokalisierten Zone abtransportierte Wärmemenge. Die Lokalisierung der Dehnungen unter Zugbelastung führt zu Einschnürbildung mit Ausdünnung der Probe, unter Scherbelastung entstehen Scherbänder. Scherbänder sind mit ca. 10 – 100  $\mu\text{m}$  deutlich schmaler als Einschnürzonen. Ein direkter Vergleich der Lokalisierungskinetik unter Zug- und Scherbelastung liegt bisher nicht vor, würde jedoch Aufschluss geben über den Einfluss des Spannungszustandes auf den Wärmetransport im Bereich zwischen isotherm und adiabatisch.

### **2.3 Modellierung des Verfestigungsverhaltens für die Crashsimulation**

Für die virtuelle Abbildung des mechanischen Verhaltens von Werkstoffen als Reaktion auf äußere Belastungen wird üblicherweise das numerische Verfahren der Finite-Elemente-Methode (FEM) eingesetzt. Die FEM basiert auf einer Unterteilung des Strukturvolumens komplexer Geometrien in endlich viele Teilelemente wie z.B. Quader oder Tetraeder. Für diese Teilelemente gelten vereinfachte modellhafte Beschreibungen für die aufgebrachten Belastungen. Durch das virtuelle Aufbringen äußerer Belastungen entstehen Differentialgleichungen, die analytisch nicht vollständig lösbar sind und daher in der FEM iterativ gelöst werden. Dazu sind konstitutive Modelle, sog. Materialmodelle, erforderlich, die das Werkstoffverhalten in dem anwendungsrelevanten Dehnratenbereich und unter real auftretenden Spannungszuständen realistisch abbilden

können. Für die Simulation von Crashbelastungen sollte das verwendete Materialmodell das Materialverhalten in einem Dehnratenbereich von quasistatisch (ca.  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) bis crashartig (ca.  $100 \text{ s}^{-1} - 1000 \text{ s}^{-1}$ ) und unter ein- und mehrachsigen Zug- und Druckbelastungen sowie Scherbelastung möglichst präzise abbilden können. Für die Modellierung des Verfestigungsverhaltens unter komplexen Belastungszuständen ist die Wahl eines geeigneten Fließkriteriums und eines geeigneten Modells für die Beschreibung der Verfestigungskurven, die bereits in den Kapiteln 2.1.2.2 und 2.1.5 diskutiert wurden, erforderlich. Üblicherweise wird bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen das von Mises-Fließkriterium als Fließbedingung in der Crashsimulation verwendet. Die heutzutage in der Crashsimulation verwendeten Verfestigungsmodelle berücksichtigen üblicherweise dehnratenbedingte Verfestigungseffekte, siehe Kapitel 2.1.5. Die zusätzliche Berücksichtigung der thermischen Entfestigung durch adiabatische Erwärmung erfordert jedoch auch ein Verfestigungsmodell mit einer Berücksichtigung der Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur sowie die Berechnung der lokal vorliegenden Temperatur. Die derzeit praktizierten Vorgehensweisen sind im folgenden Kapitel aufgezeigt.

### 2.3.1 Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in der Modellierung

Um die Temperaturabhängigkeit des Verfestigungsverhaltens zu berücksichtigen, besteht eine Möglichkeit in der Verwendung eines thermo-viskoplastischen Verfestigungsmodells, das neben einer Dehnratenabhängigkeit auch eine analytische Abhängigkeit von der Temperatur beinhaltet, siehe 2.1.5. Eine weitere Möglichkeit stellt die Verwendung eines elasto-plastischen Verfestigungsmodells dar, wie z.B. den Voce-Ansatz mit tabellarischer Eingabe dehnratenabhängiger Verfestigungskurven und einer multiplikativen Verknüpfung dieser Verfestigungskurven mit einem temperaturabhängigen Entfestigungsterm. Für beide Varianten werden realistische Werte der aktuell vorliegenden lokalen Temperatur benötigt.

Unter adiabatischen Bedingungen, wie z.B. bei hochdynamischen Prozessen, kann die lokale Temperatur ohne eine thermomechanisch gekoppelte Rechnung aus den mechanischen Größen ermittelt werden. Die lokale Temperaturerhöhung lässt sich dann aus der lokalen Verformungsarbeit nach Gleichung (23) in Kapitel 2.2.2 berechnen. Häufig wird für hochfeste krz-Stähle ein konstanter Taylor-Quinney-Koeffizient  $\overline{\beta}_{\text{int}}$  zwischen 0,9 und 0,95 eingesetzt, [99, 1, 123, 36, 159]. Eine mögliche numerische Umsetzung der Berechnung der adiabatischen Temperaturerhöhung ohne Berücksichtigung von Wärmeabfluss in Kombination mit einem Verfestigungsmodell mit tabellarischer Eingabe von dehnratenabhängigen Verfestigungskurven erfolgte von Buyuk [22]. Im Zusammenhang mit seiner Arbeit entstand für den FE-Code LS-DYNA das Materialmodell MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK (MAT\_224) [160]. Dieses Materialmodell wurde mittlerweile mehrfach erfolgreich in Crashberechnungen [22, 8, 161] sowie für hochdynamische

Fertigungsprozesse wie adiabatisches Scherschneiden oder Umformprozesse mit hohen Umformgeschwindigkeiten [152, 162] verwendet.

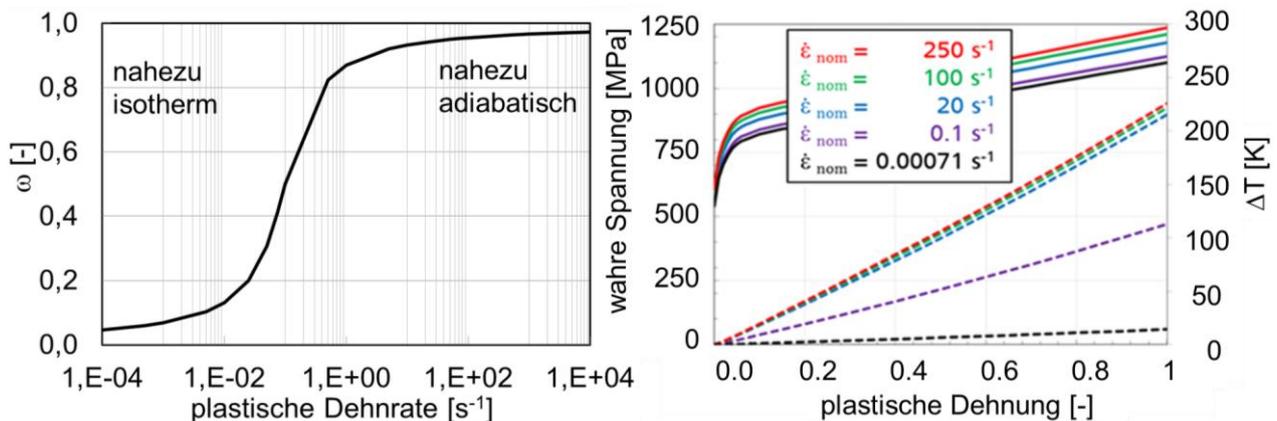
Wenn keine adiabatischen Bedingungen vorliegen, muss die aktuelle lokale Temperatur unter Berücksichtigung des lokalen Wärmetransports ermittelt werden. In der Umformsimulation werden dazu üblicherweise thermomechanisch gekoppelte Simulationen durchgeführt, bei denen die Temperaturfeldinformationen aus der thermischen Rechnung entnommen werden [163]. Für thermomechanische Zustände, in denen noch ein signifikanter Wärmetransport stattfindet, kann die lokale Temperatur auch näherungsweise durch eine isotherm-adiabatische Korrektur der unter adiabatischen Bedingungen berechneten Temperatur berücksichtigt werden. Eine in einigen Arbeiten für die Crashsimulation bereits erprobte Vorgehensweise ist im Folgenden dargestellt.

Dixon und Perry haben erstmals durch Temperaturmessungen untersucht, dass der Anteil der im Werkstoff verbleibenden Wärme durch eine differenzierbare Funktion in Abhängigkeit von der Dehnrates beschrieben werden kann [23]. Darauf aufbauend wurde in der Vergangenheit in einigen Arbeiten der Übergang von isotherm zu adiabatisch mit einem analytischen Ansatz beschrieben [24, 164, 8, 17, 23, 127]. Der Wärmeabfluss wird dehnratenabhängig berücksichtigt, indem eine Skalierung der generierten Wärme mit einer Gewichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl})$  erfolgt, die Werte zwischen 0 für vollständig isotherme Bedingungen und 1 für vollständig adiabatische Bedingungen annehmen kann, siehe Gleichung (31) und Bild 16 links.

$$dT = \omega(\dot{\epsilon}_{pl}) \frac{\beta_{int}}{\rho c_p} dw_{pl} = \omega(\dot{\epsilon}_{pl}) \frac{\beta_{int}}{\rho c_p} \sigma d\epsilon_{pl} \quad (31)$$

Diese Vorgehensweise gleicht einer Skalierung des Taylor-Quinnney-Koeffizienten in einem Übergangsbereich. Dadurch kann auf die Informationen aus einer Temperaturfeldberechnung verzichtet werden, sodass das Werkstoffverhalten vollständig aus den mechanischen Größen ermittelt werden kann. In Bild 16 rechts sind beispielhaft für einen Dualphasenstahl DP1000 isotherme Fließkurven für verschiedene Dehnrates und die nach Gleichung (31) berechnete Temperaturerhöhung gezeigt [8]. Für die nominellen Dehnrates  $20 \text{ s}^{-1}$  bis  $250 \text{ s}^{-1}$  werden bei einer plastischen Dehnung von 1 vergleichbare Temperaturerhöhungen von bis zu 200 K berechnet, sodass für diesen Dehnratesbereich von näherungsweise adiabatischen Zuständen ausgegangen werden kann. Für die nominelle Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  werden mit Gleichung (31) um ca. 50% niedrigere Temperaturerhöhungen berechnet, sodass ein Zustand zwischen isotherm und adiabatisch abgebildet wird. Mit der dehnratenabhängigen Skalierung des Taylor-Quinnney-Koeffizienten ist es daher möglich, auch im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch realistische Temperaturerhöhungen zu berechnen. Voraussetzung dafür ist jedoch, dass die eingesetzte Gewichtungsfunktion an das Werkstoffverhalten angepasst wurde, idealerweise durch Temperaturmessungen im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch. Weiterhin

ist zur Berechnung der im Werkstoff vorhandenen lokalen Wärme ein realistischer Wert für den konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta_{\text{int}}$  notwendig.



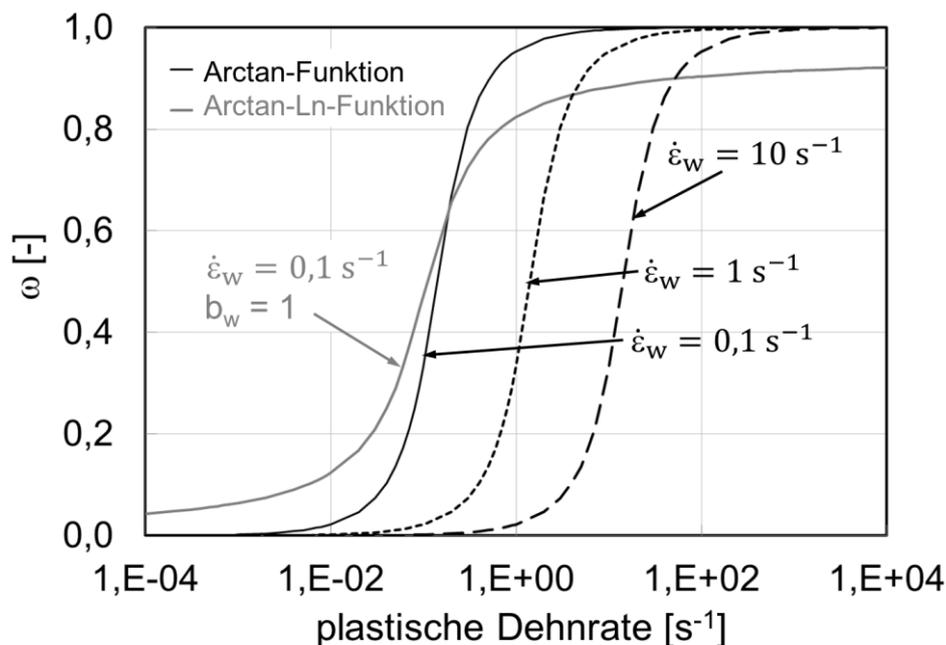
**Bild 16:** Schematische Darstellung der Gewichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{\text{pl}})$  für die Skalierung des Taylor-Quinney-Koeffizienten im isotherm-adiabatischen Übergang (links) [23] und isotherme Verfestigungskurven mit berechneter Temperatur für verschiedene Dehnrates für einen DP1000-Blechwerkstoff (rechts) [8]

Die analytische Beschreibung von  $\omega(\dot{\epsilon}_{\text{pl}})$  erfolgte in der Vergangenheit durch Ansätze, die die Kurvenform und die Positionierung der Kurve auf der Abszisse festlegen [11, 24, 8, 164, 127, 165, 127], siehe Tabelle 3. Als einfachste Funktion wurde von El-Magd et al. eine Arcus-Tangens-Funktion mit lediglich einem Parameter  $\dot{\epsilon}_{\text{w}}$  als Übergangs- oder Wendedeahrates von isotherm zu adiabatisch für Aluminiumlegierungen verwendet [24]. Der Einsatz einer Übergangsdehnrates  $\dot{\epsilon}_{\text{w}}$  als Parameter bewirkt, dass die Gewichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{\text{pl}})$  auf der Dehnratesachse verschoben werden kann, siehe Bild 17. Die Steigung der Kurve kann jedoch mit nur einem einzigen Parameter nicht angepasst werden, sodass weitere Ansätze mit 2 Parametern entwickelt wurden. Trondl schlug dazu eine erweiterte Arcus-Tangens-Funktion mit dem zusätzlichen Parameter  $b_{\text{w}}$  vor, der neben der Übergangsdehnrates  $\dot{\epsilon}_{\text{w}}$  zusätzlich die Breite des Übergangsbereiches festlegt [8], siehe auch Bild 17.

Roth, Mohr und Li haben beispielsweise Polynomfunktionen mit der Anfangs- und der Enddehnrates des Übergangsbereiches als Parameter vorgeschlagen [17, 165]. Entgegengesetzt zu den übrigen in Tabelle 3 aufgeführten Ansätze setzen die Polynomfunktionen außerhalb des Übergangsbereiches vollständig isothermes bzw. vollständig adiabatisches Verhalten voraus. Li konnte für einen DP800 mit dem logarithmischen Polynomansatz sowie mit der erweiterten Arcus-Tangens-Funktion von Trondl die experimentellen Ergebnisse überwiegend gut abbilden [165]. Im nahezu isothermen Bereich führte die erweiterte Arcus-Tangens-Funktion von Trondl zu moderat zu hohen Werten für die Gewichtungsfunktion.

**Tabelle 3:** Analytische Beschreibungen des skalierten Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl})$ 

Isotherm-adiabatische Gewichtungsfunktion	Fitparameter	Quelle
$\omega(\dot{\epsilon}_{pl}) = \frac{1}{3} + \frac{4}{3\pi} \arctan\left(\frac{\dot{\epsilon}_{pl}}{\dot{\epsilon}_w} - 1\right)$	$\dot{\epsilon}_w$	[24]
$\omega(\dot{\epsilon}_{pl}) = \frac{1}{2} \left( 1 + \tanh\left(b_c \log\left(\frac{\dot{\epsilon}_{pl}}{\dot{\epsilon}_w}\right)\right) \right)$	$b_c, \dot{\epsilon}_w$	[127]
$\omega(\dot{\epsilon}_{pl}) = \frac{(\dot{\epsilon}_{pl} - \dot{\epsilon}_{it})^2 (3\dot{\epsilon}_a - 2\dot{\epsilon}_{pl} - \dot{\epsilon}_{it})}{(\dot{\epsilon}_{pl} - \dot{\epsilon}_{it})^3}, \dot{\epsilon}_{it} < \dot{\epsilon}_{pl} < \dot{\epsilon}_a$	$\dot{\epsilon}_{it}, \dot{\epsilon}_a$	[17]
$\omega(\dot{\epsilon}_{pl}) = \frac{(\log \dot{\epsilon}_{pl} - \log \dot{\epsilon}_{it})^2 (3 \log \dot{\epsilon}_a - 2 \log \dot{\epsilon}_{pl} - \log \dot{\epsilon}_{it})}{(\log \dot{\epsilon}_{pl} - \log \dot{\epsilon}_{it})^3},$ $\dot{\epsilon}_{it} < \dot{\epsilon}_{pl} < \dot{\epsilon}_a$	$\dot{\epsilon}_{it}, \dot{\epsilon}_a$	[165]
$\omega(\dot{\epsilon}_{pl}) = 0,5 + \arctan\left(b_w \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_{pl}}{\dot{\epsilon}_w}\right)\right)$	$b_w, \dot{\epsilon}_w$	[8]

**Bild 17:** Gewichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl})$  in Abhängigkeit der Dehnrates für die im Diagramm angegebenen Funktionen aus Tabelle 3 mit den zugehörigen Parametern [24, 8]

Der Übergangsbereich und damit auch die Übergangsbereichsdehnrates zeigt eine Abhängigkeit vom Werkstoff und kann zusätzlich durch die Probengeometrie beeinflusst werden. In vergangenen Untersuchungen wurde aufgezeigt, dass der Übergangsbereich bei Stählen zwischen  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis  $10 \text{ s}^{-1}$  liegen kann, siehe Tabelle 4. Für Druckversuche wurden Übergangsbereichsbereiche bis zu ca.  $10 \text{ s}^{-1}$  ermittelt. Für Zugversuche dagegen zeigten sich Übergangsbereichsbereiche bis zu einer Dehnrates von etwa  $1 \text{ s}^{-1}$ .

**Tabelle 4:** Literaturwerte für den isotherm-adiabatischen Übergangsdehnratenbereich für verschiedene Stähle und Probengeometrien

Werkstoff	Probengeometrie	isotherm-adiabatischer Übergangsdehnratenbereich	Quelle
C1018 (kaltgewalzt)	gekerbte Zylinderdruckproben	$10^{-2} \text{ s}^{-1} - 10 \text{ s}^{-1}$	[127]
Ferritischer Stahl	k.A.	$> 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	[166]
Ferritischer Stahl	Flach-/ Rundzugproben	$10^{-2} \text{ s}^{-1} - 1 \text{ s}^{-1}$	[14]
Austenitischer Stahl	k.A.	ca. $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	[166]
StE47	k.A.	$10^{-4} \text{ s}^{-1} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	[14]
C-Mn-Stahl Typ 224	Zylinderdruckproben	$10^{-2} \text{ s}^{-1} - 4 \text{ s}^{-1}$	[23]
Karosseriestähle	Druckproben	$10 \text{ s}^{-1}$	[1]
DP1000	Flachzugproben	$6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	[8]
HX340LAD	Flachzugproben	$5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	[8]

Bisher liegen nur wenige Untersuchungen darüber vor, in welcher Weise die Übergangsdehnratenrate durch Werkstoff- und Geometrieparameter beeinflusst wird. Frost und Alby haben aus konventionellen Druckversuchen die Übergangsdehnratenrate in Abhängigkeit von dem Verfestigungsexponenten  $n$ , der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , einem Geometrieparameter  $A$  und der Steigung der thermischen Entfestigung nach Gleichung (32) beschrieben [167]. Systematische Untersuchungen zum Einfluss des Spannungszustandes auf den Übergangsdehnratenbereich sind an dieser Stelle noch erforderlich.

$$\dot{\epsilon}_w = \frac{4n\lambda}{A \left( \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right)_{\epsilon, \dot{\epsilon}}} \quad (32)$$

### 2.3.2 Zusammenfassung der Modellierung des Verfestigungsverhaltens

In der Simulation von Verformungsprozessen bei hohen Dehnraten, wie sie in der Crashsimulation erforderlich sind, werden häufig phänomenologische viskoplastische Verfestigungsmodelle eingesetzt. Erfolgt eine zusätzliche Berücksichtigung der thermischen Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung, so wird die Temperaturerhöhung aus der in Wärme umgesetzten Verformungsenergie berechnet. Da in der Crashsimulation zur Reduktion des Berechnungsbedarfs in den meisten Fällen keine thermomechanisch gekoppelten Simulationen durchgeführt werden, wird der Wärmeabfluss im Bereich zwischen isotherm und adiabatisch häufig nicht berücksichtigt, sondern es wird von einem vollständig isothermem oder von einem vollständig adiabatischen Zustand ausgegangen. Die nach Wärmeabfluss im Werkstoff verbleibende Wärme kann

jedoch auch analytisch durch eine Skalierung des Taylor-Quinney-Koeffizienten mit einer Gewichtungsfunktion beschrieben werden. Die Gewichtungsfunktion kann abhängig von der Dehnratenrate Werte zwischen 0 für isothermes Verhalten und 1 für adiabatisches Verhalten einnehmen. Der Dehnratenbereich des Übergangs von isotherm bis adiabatisch zeigt eine Abhängigkeit vom Werkstoff und von bisher nicht näher definierten geometrischen Rahmenbedingungen. Bezüglich des Einflusses des Spannungszustands auf den Übergangsbereich liegen bisher keine systematischen Untersuchungen vor. Es ist davon auszugehen, dass aus schmalen Scherzonen bei gleicher Dehnratenrate mehr Wärme abtransportiert wird als aus größeren Einschnürzonen unter Zugbelastung. Daher könnte für Scherbelastung der Übergangsbereich bei höheren Dehnraten liegen als für Zugbelastung.

## 2.4 Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation

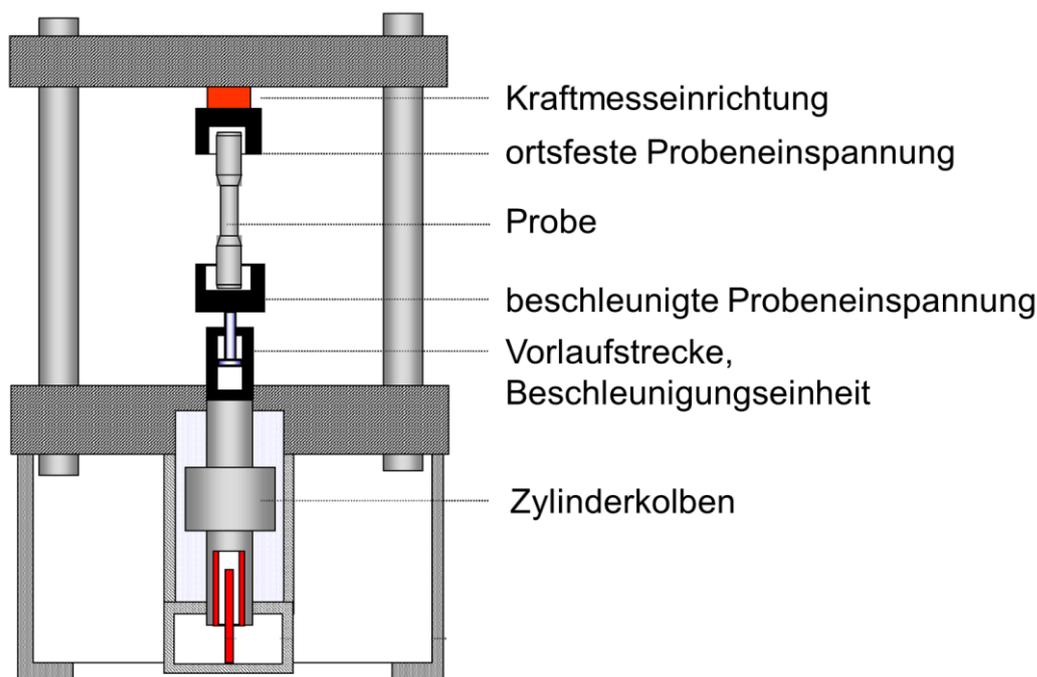
Die Charakterisierung von im Karosseriebau eingesetzten hochfesten Stahlblechwerkstoffen für die Crashsimulation deckt üblicherweise einen weiten Bereich an Spannungszuständen von Scherung über einachsigen bis zu mehrachsigen Zug ab. Zur Ermittlung von Dehnrateneffekten werden üblicherweise Hochgeschwindigkeitsversuche durchgeführt, meistens unter einachsiger Zugbelastung, teilweise auch für mehrachsige Spannungszustände.

Die Basischarakterisierung für metallische Blechwerkstoffe wird im einachsigen Zugversuch bei Raumtemperatur und einer nominellen Dehnratenrate in der Größenordnung von etwa  $0,001 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt, üblicherweise nach DIN EN ISO 6892-1 [30]. Meistens werden Flachzugproben eingesetzt, die sich auch für die Charakterisierung unter hohen Dehnraten eignen, z.B. nach ISO 26203-2 [59], siehe Kapitel 2.4.1. Anisotropes Verfestigungsverhalten in der Blechebene wird überprüft, indem einachsige Zugversuche mit den Orientierungen längs, quer und diagonal zur Walzrichtung durchgeführt werden. Mögliches anisotropes Werkstoffverhalten in Dickenrichtung wird bei Blechwerkstoffen üblicherweise nicht untersucht. Die Experimente werden üblicherweise mit homogener Lastzunahme durchgeführt. Eine unterbrochene Lasterhöhung zur Überprüfung einer möglichen kinematischen Verfestigung des Werkstoffs erfolgt gewöhnlich nicht, da in den meisten Fällen isotrope Verfestigungsgesetze in der Crashsimulation verwendet werden. Für die direkte Ermittlung von Verfestigungskurven können die experimentellen Daten aus einachsigen Zugversuchen bis zur Gleichmaßdehnung verwendet werden. Der experimentell ermittelte Endpunkt bei Bruch kann lediglich als Orientierung für die Lage der Verfestigungskurve dienen, da nach Einschnürbeginn bereits ein mehrachsiger Spannungszustand im Einschnürbereich und damit kein linearer Dehnungspfad vorliegt, siehe FAT-Richtlinie [7] und Bild 8 in Kapitel 2.1.3. Um auch über den Einschnürpunkt hinaus zuverlässige experimentelle Daten für die Ermittlung der Verfestigungskurve zu erhalten, werden teilweise auch Bulgetests

[168], Stauchversuche [83] oder ebene Torsionsversuche eingesetzt [169, 170, 171], die einen nahezu gleichbleibenden Spannungszustand und damit näherungsweise lineare Dehnungspfade bis zum Bruch aufweisen. Mögliche Anisotropieeffekte können jedoch nur unter einachsiger Belastung charakterisiert werden. Aus diesem Grund und wegen ihrer einfachen Durchführung für einen weiten Dehnratenbereich werden in vielen Fällen in der Praxis lediglich einachsige Zugversuche für die Bestimmung von Verfestigungskurven eingesetzt.

#### 2.4.1 Charakterisierung unter hohen Dehnraten

Der Einfluss der Dehnrates auf das Werkstoffverhalten wird üblicherweise mit einachsigen Zugversuchen in einem möglichst weiten Dehnratenbereich untersucht. Für Zugversuche mit nominalen Dehnraten bis ca.  $1000 \text{ s}^{-1}$  ist der Einsatz von Schnellzerreißmaschinen mit Geschwindigkeiten bis ca.  $20 \text{ m/s}$  besonders häufig, siehe Bild 18 [58]. Auf der Krafteinleitungsseite der Probe wird die erforderliche kinetische Energie durch eine vorbeschleunigte Masse auf die Probe aufgebracht. Meistens handelt es sich bei der beschleunigten Masse um einen Zylinderkolben, wie in Bild 18 gezeigt.



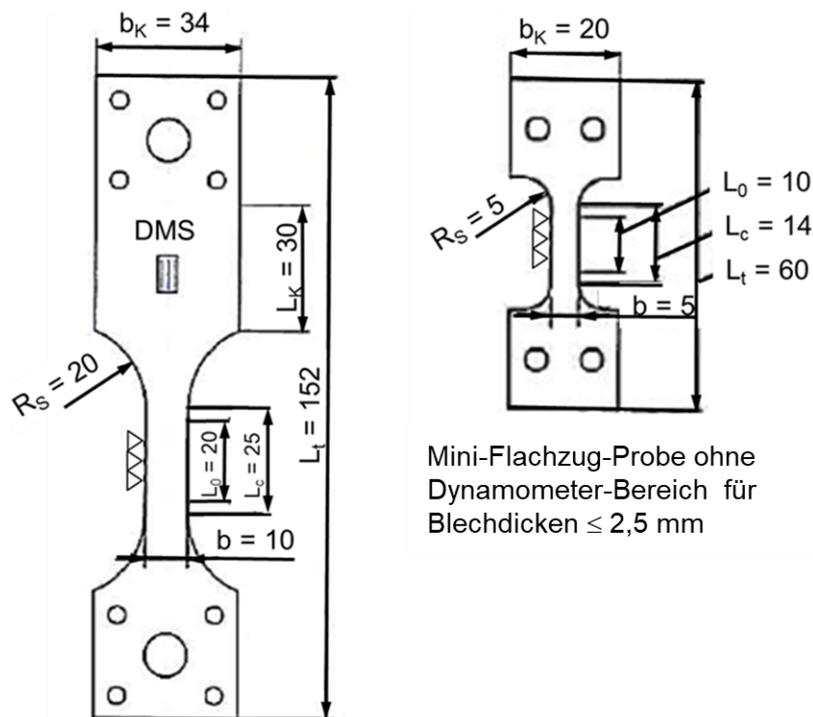
**Bild 18:** Typischer schematischer Versuchsaufbau für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche an einer Schnellzerreißmaschine [58]

Die Krafteinleitung erfolgt schlagartig, indem der Kolben in einer Vorlaufstrecke auf die gewünschte Geschwindigkeit beschleunigt wird, bevor der Kontakt mit der Probe einsetzt [7]. Im Bereich der ortsfesten Probeneinspannung ist die Kraftmesseinrichtung angeordnet. Das experimentelle Vorgehen in einem Dehnratenbereich von quasistatisch bis ca.  $1000 \text{ s}^{-1}$  wird in mehreren Arbeiten detailliert von der Versuchsdurchführung bis zur Auswertung beschrieben [7, 59, 58]. Eine sehr ausführliche Empfehlung wird in der FAT-Richtlinie „Dynamische Werkstoff-

kennwerte für die Crashsimulation“ [7] aufgezeigt und wurde in weiten Teilen in die 2011 publizierte internationale Norm „ISO 26203-2 [59] aufgenommen. Die wichtigsten Aspekte, die bei der Durchführung und Auswertung von Hochgeschwindigkeitszugversuchen im Hinblick auf die Kennwertermittlung für die Crashsimulation zu beachten sind, sind im Folgenden beschrieben.

#### Wahl einer geeigneten Probengeometrie

Für die Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter einachsiger Zugbelastung und hohen Dehnraten kommen im Vergleich zu den Normzugproben, die in DIN EN ISO 6892-1 für quasi-statische Belastung vorgeschlagen sind [30], üblicherweise Flachzugproben mit einem verkürzten parallelen Prüfbereich zur Anwendung [58, 7, 59], siehe Bild 19. Eine Verkürzung des Prüfbereiches verringert Oszillationen im Kraftsignal, die sich unter dynamischer Belastung während des Prüfablaufes einstellen. Weiterhin können bei gleicher Prüfgeschwindigkeit mit verkürztem Prüfteil der Probe höhere nominelle Dehnraten erreicht werden, siehe Gleichung (7) in Kapitel 2.1.3. In der FAT-Richtlinie und in der ISO 26203-2 sind für dynamische Belastungen geeignete Probengeometrien in verschiedenen Probengrößen vorgeschlagen [7, 59]. Für eine Kraftmessung mit Dehnungsmessstreifen (DMS) auf der Probenoberfläche nahe des fest eingespannten Probenbereichs werden Proben mit verlängerten Kopfbereichen verwendet, siehe Bild 19 links.



Standard-Flachzug-Probe  
mit Dynamometer-Bereich  
für Blechdicken  $\leq 5$  mm

Mini-Flachzug-Probe ohne  
Dynamometer-Bereich für  
Blechdicken  $\leq 2,5$  mm

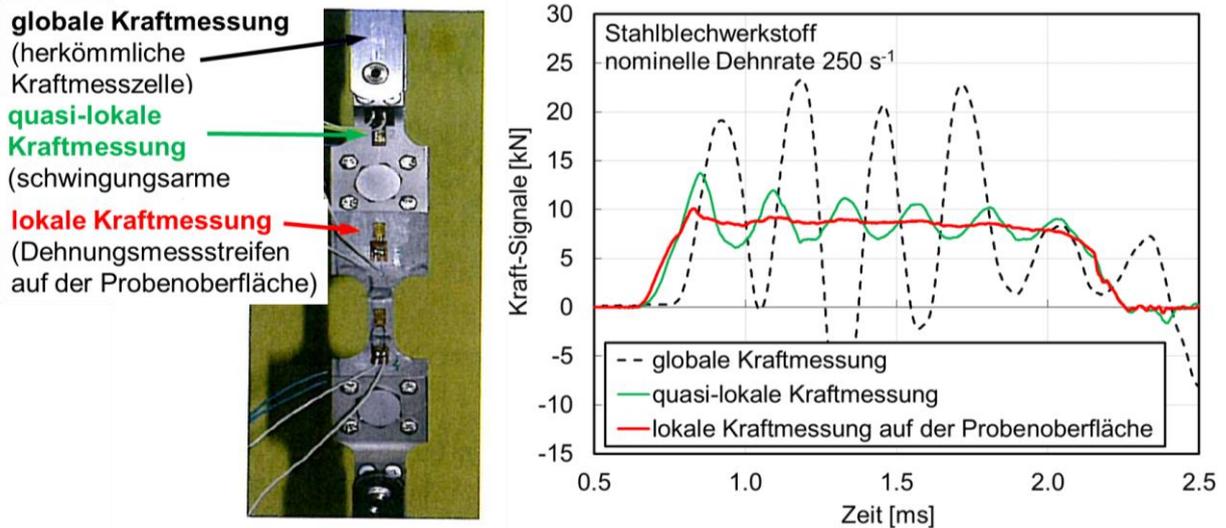
**Bild 19:** Flachzug-Probengeometrien für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche, links nach FAT-Richtlinie und ISO 26203-2 [7, 59], rechts nach FAT-Richtlinie [7]

Die Verkürzung der parallelen Prüflänge  $L_c$  gegenüber Normzugproben aus DIN EN ISO 6892-1 hat jedoch zur Folge, dass diejenigen Kennwerte, die das Werkstoffverhalten nach Einschnürbeginn beschreiben, nicht direkt mit denjenigen vergleichbar sind, die für Normzugproben mit quasistatischer Belastung ermittelt wurden. Beispielsweise ist die Bruchdehnung der Zugproben mit verkürztem Prüfbereich systematisch größer als  $A_5$  für Normzugproben aus DIN EN ISO 6892-1 [30]. Die Einspannung der Blechproben erfolgt für Hochgeschwindigkeitsprüfungen nicht mit hydraulischen Klemmzangen, da diese aufgrund ihrer Masse zusätzliche Oszillationen im Kraftsignal hervorrufen. In vielen Fällen werden die Proben daher mit Hilfe von Passschrauben und Bolzen in Probenhalterungen fixiert. Bei der Probenentnahme aus den Blechen sollte beachtet werden, dass eine Schnittoberfläche mit möglichst geringer Rauigkeit entsteht und gleichzeitig die Werkstoffeigenschaften im Kantenbereich der Prüfzone nicht durch Wärmeeintrag signifikant verändert werden. Daher werden Blechproben bevorzugt durch Mikrowasserstrahlschneiden aus den Blechen entnommen [172].

### Kraftmessung

Für die Kraftmessung bei hohen Dehnraten oberhalb von  $100 \text{ s}^{-1}$  sind hohe Aufnahmeraten erforderlich, um das Werkstoffverhalten ausreichend genau erfassen zu können. Dazu werden Transientenrecorder mit Aufnahmeraten bis zu 2 MHz sowie hochfrequente Messverstärker eingesetzt. Bei schlagartiger Belastung der Probe entstehen im Kraftsignal außerdem Oszillationen aufgrund von Wellenlaufzeiten zwischen der Probe und der Kraftmesseinrichtung. Die Kraftmessung sollte dem Werkstoff und der Belastungsgeschwindigkeit so angepasst sein, dass diese Oszillationen im Kraftsignal minimal bleiben. In der FAT-Richtlinie ist vorgeschlagen, dass das Verhältnis der Kraftwerte des ersten Maximums und des darauffolgenden Minimums einen Wert von 1,3 nicht überschreiten soll, um die Fließspannung als Kennwert zuverlässig auswerten zu können [7]. In der Hochgeschwindigkeitsprüfung werden daher unterschiedliche Kraftmesskonzepte verwendet, siehe Bild 20.

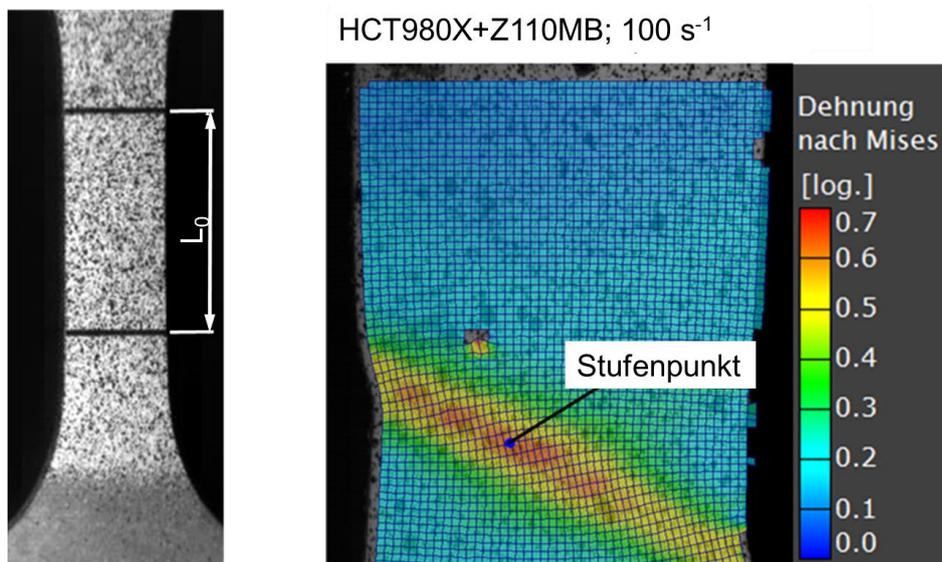
Im niedrigen und mittleren Dehnratenbereich bis etwa  $10 \text{ s}^{-1}$  werden üblicherweise Piezo-Kraftmesszellen als globale Kraftmessung außerhalb der Probeneinspannung eingesetzt. Für höhere Dehnraten wird entweder eine quasilokale Kraftmessung an der Probeneinspannung [173] oder lokale Kraftmessung mit Dehnungsmessstreifen (DMS) im elastischen Verformungsbereich der Probe (Dynamometerteil) verwendet [7]. Gelegentlich wird die Kraft auch aus einer Dehnungsmessung eines Speckle-Musters mit Grauwertkorrelation im elastischen Bereich der Probe ermittelt [174, 175, 176]. Diese Messmethode erfordert eine genaue Kenntnis des Elastizitätsmoduls, erlaubt jedoch auch die Messung von Kräften quer zur Belastungsrichtung. Sie wird allerdings aufgrund des experimentellen Aufwandes und der häufig zu niedrigen Aufnahmeraten der Hochgeschwindigkeits-Videokameras selten eingesetzt.



**Bild 20:** Lokale, quasilokale und globale Kraftmessung (links) und ausgewertete Kraftsignale in Abhängigkeit der Zeit (rechts) nach FAT-Richtlinie [7, 2], exemplarisch für einen Stahlblechwerkstoff

### Dehnungsmessung

Die in quasistatischen Versuchen häufig verwendeten mechanischen Ansatzdehnungsaufnehmer können bei Dehnraten über Werten von ca.  $1 \text{ s}^{-1}$  für die Messung der Probenverlängerung aufgrund ihrer zu hohen Trägheit nicht mehr verwendet werden. Als trägheitsfreie Messsysteme werden stattdessen DMS, elektro-optische Extensometer und besonders häufig Hochgeschwindigkeits-Videokameras im Zusammenhang mit einer Grauwertkorrelationssoftware eingesetzt [7], siehe Bild 21.



**Bild 21:** Speckle-Muster und Markierungen für die optische Verlängerungsmessung auf der Probenoberfläche einer Flachzugprobe (links) [93] und Dehnungsfeld mit Stufenpunkt für die Auswertung der maximalen Dehnung aus Grauwertkorrelation im lokalisierten Bereich einer crashartig geprüften Flachzugprobe kurz vor Bruch [2]

Hochgeschwindigkeits-Videokameras stehen heute mit Bildraten in einer Größenordnung von 1 MHz bei reduzierter Ortsauflösung zur Verfügung und bieten die Möglichkeit, auch lokale Dehnungen bis zum Bruch zu messen. Durch Applikation von Grauwertmustern auf der Probenoberfläche können globale und lokale Verschiebungen mit einer Grauwertkorrelationssoftware ausgewertet werden, siehe Bild 21. Die Bildrate für die Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen muss so gewählt werden, dass in Abhängigkeit von der jeweiligen Prüfgeschwindigkeit ausreichend viele Datenpunkte erfasst werden. Wegen der reduzierten Ortsauflösung bei hohen Bildraten wird für die Verlängerungs- und Dehnungsmessung meistens eine geringere Aufnahme rate verwendet als für die Kraftmessung. Daher wird eine Korrelation zwischen den gemessenen Kraft- und Dehnungswerten durchgeführt [7].

### Kennwertermittlung

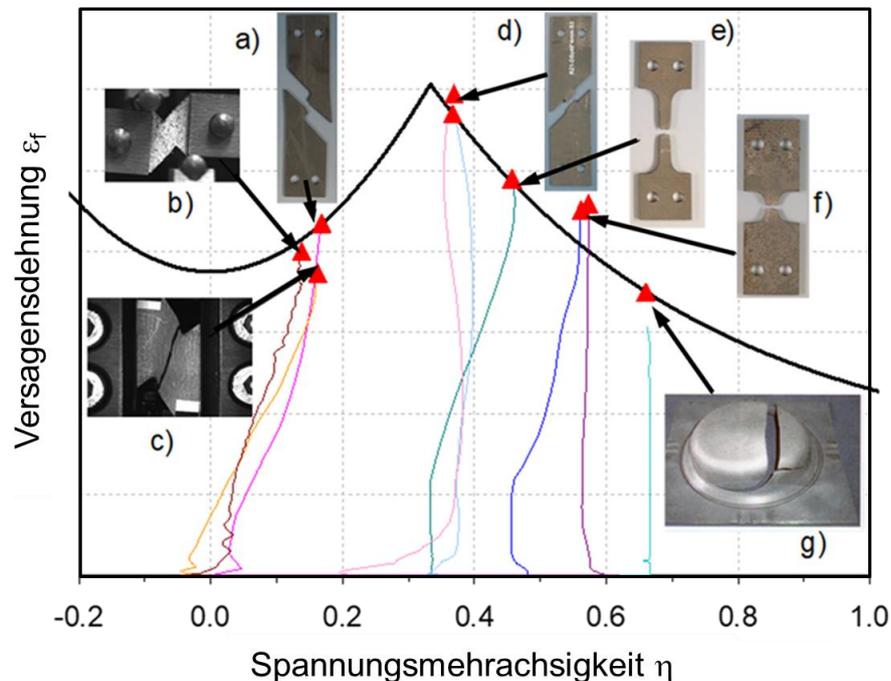
Da sich bei Versuchen unter crashartiger Belastung trotz optimierter Kraftmessung in der Regel Oszillationen im Kraftsignal einstellen, werden die Spannungs-Dehnungskurven geglättet oder mit einem Polynomfit versehen. In der FAT-Richtlinie ist eine Vorgehensweise der Fitbildung beschrieben [7]. Die Kennwertermittlung für die Versuche unter crashartiger Belastung erfolgt analog derjenigen für quasistatische Versuche nach DIN EN ISO 6892-1 [30]. Die Streckgrenze und die Zugfestigkeit werden jedoch für Versuche mit Oszillationen im Kraftsignal aus dem nach der FAT-Richtlinie ermittelten Polynomfit bestimmt.

### **2.4.2 Charakterisierung unter mehrachsigen Belastungen**

Um den Einfluss der Dehnrates und des Spannungszustands auf das Werkstoffverhalten zu untersuchen, sind Versuche unter verschiedenen Spannungszuständen erforderlich. Um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse für verschiedene Dehnrates sicherzustellen, sollten die Versuche im gesamten untersuchten Dehnratesbereich möglichst mit einheitlicher Versuchstechnik durchgeführt werden [7]. In Bild 22 sind Probengeometrien gezeigt, die sich für die Charakterisierung von Blechwerkstoffen für die Crashsimulation unter mehrachsigen Belastungszuständen eignen [20]. Alle in Bild 22 abgebildeten Probengeometrien eignen sich auch für Hochgeschwindigkeitsprüfungen mit Ausnahme der Scherprobe c), die aufgrund der hohen Masse der Klemmung zu großen Trägheitskräften führt.

Grundsätzlich liegen bisher keine Standards für mehrachsige Experimente an Blechproben in einem weiten Dehnratesbereich vor. Die Auswahl der Probengeometrien erfolgt daher häufig evidenzbasiert und richtet sich in der Crashsimulation nach den eingesetzten Versagensmodellen, die möglichst präzise und bevorzugt mit linearen Lastpfaden zu kalibrieren sind [20, 177, 57, 96, 178, 179]. Für die experimentelle Untersuchung des Verfestigungsverhaltens von Stahlblechwerkstoffen werden meistens die gleichen Probengeometrien verwendet, die auch für die Ka-

librierung der Versagensmodelle eingesetzt werden. Diese Probengeometrien sollten für die Charakterisierung unter ebenen Spannungszuständen mit ein- und mehrachsiger Zugbelastung, Scherbelastung und äquibiaxialer Zugbelastung geeignet sein, um Stützpunkte für die Ermittlung von Versagenskurven bereitzustellen, siehe Bild 22. Neben Flachzugproben für einachsige Zugbelastung werden daher meistens noch mindesten weitere drei Probengeometrien für die Charakterisierung unter mehrachsigen Spannungszuständen verwendet, siehe Tabelle 5.



**Bild 22:** Probengeometrien für die Charakterisierung eines hochfesten Stahlblechwerkstoffs unter mehrachsigen Belastungszuständen mit Lastpfaden und Versagensdehnungen aus FE-Simulation [20]

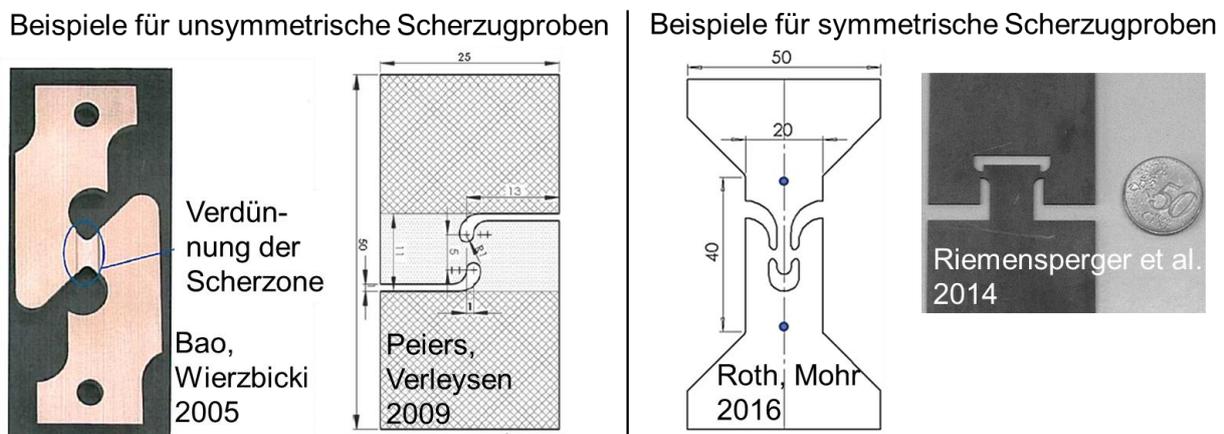
**Tabelle 5:** Probengeometrien, die für die mehrachsige Charakterisierung von hochfesten Stahlblechwerkstoffen in einem weiten Dehnratenbereich häufig verwendet werden

Probengeometrie	Spannungszustand
Scherzugproben	Scherbelastung
gekerbte Flachzugproben	mehrsichtige Zugbelastung
Durchstoß-/Nakajima- oder Marciniak-Probe	äquibiaxiale Zugbelastung

### Scherbelastung

Für Stahlblechwerkstoffe existiert keine gültige Standardisierung von Scherversuchen für die Charakterisierung des Verfestigungs- und Versagensverhaltens, weder für quasistatische noch für dynamische Belastung. In der Vergangenheit wurden daher unterschiedliche Scherzugprobengeometrien eingesetzt, siehe Bild 23. Es werden bezogen auf die Probenlängsachse symmetrische und asymmetrische Geometrien eingesetzt [123, 180, 181, 182, 158, 183, 184]. Symmetrische Scherzugproben bieten eine größere Steifigkeit als asymmetrische Scherzugproben und

neigen damit weniger dazu, sich aus der Blechebene herauszudrehen. Der Nachteil der symmetrischen Scherzugproben ist die Aufteilung der gemessenen Kraft auf zwei Scherzonen, die eine eindeutige Zuordnung der Kraft auf die belasteten Einzelflächen nicht erlaubt. Unsymmetrien in der Probenfertigung und Inhomogenitäten im Werkstoff wirken sich hier besonders stark aus. Weiterhin treten im Laufe der Belastung vermehrt Querkräfte in der Scherzone auf, die zu überlagerten Zugkräften und damit vorzeitigem Versagen unter Zugbelastung führen [184, 39]. Die unsymmetrischen Scherzugproben zeigen aufgrund ihrer Asymmetrie eine geringere Steifigkeit verglichen mit symmetrischen Proben und sie weisen eine Drehung der Scherzone in der Blechebene während des Versuchs auf [186]. Daraus ergibt sich jedoch der Vorteil, dass bei einer lateral verschieblichen Einspannung der Scherspannungszustand in der Scherzone länger erhalten bleibt als bei symmetrischen Scherzugproben. Dieser Umstand fördert Scherversagen [39].



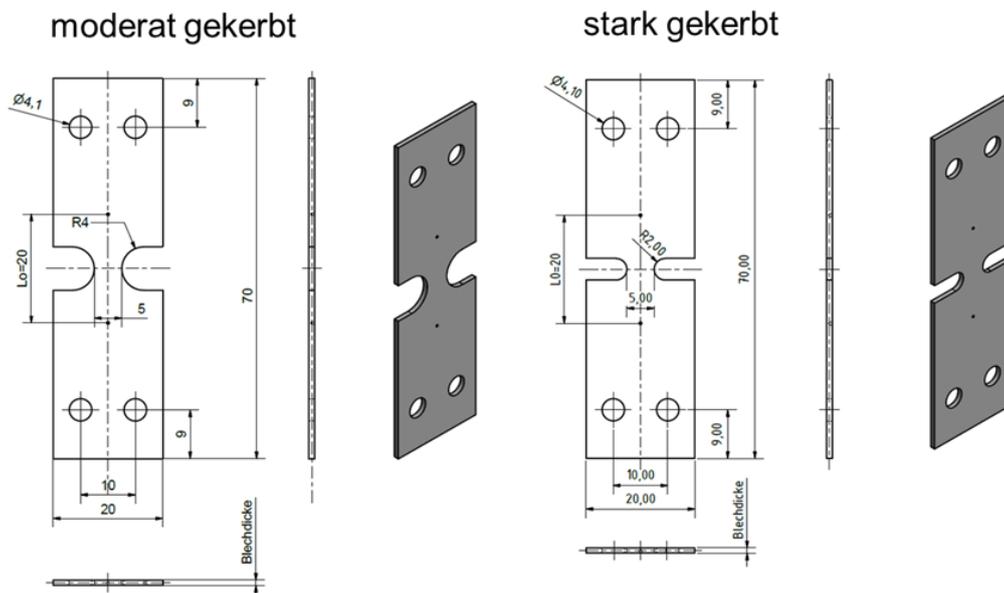
**Bild 23:** Asymmetrische und symmetrische Scherzugprobengeometrien, die für Blechwerkstoffe in einem weiten Dehnratenbereich eingesetzt werden können [181, 185, 177, 183]

Eine weitere Möglichkeit für die Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter Scherbelastung besteht in der Verwendung von „Butterfly“-Proben, mit denen Belastungszustände zwischen reiner Scherung und einachsigen Zug durch Variation der Orientierung der Scherzone zur Zugrichtung eingestellt werden können [187, 149, 188]. Diese Probengeometrie führt zuverlässig zu linearen Dehnungspfaden, hat jedoch den Nachteil, dass Scherversagen nur durch eine Reduktion der Blechdicke im Scherbereich bewirkt werden kann, sodass keine Anisotropieeffekte über die Blechdicke erfasst werden können. Die Verwendung dieses Versuchsprinzips unter Hochgeschwindigkeitsbelastung ist aufgrund der hohen Einspannmasse nur aufwendig zu ermöglichen. In der MPA Stuttgart wurde von Offermanns und Weihe jedoch eine spezielle Vorrichtung entwickelt, um auch dieses Versuchsprinzip für hohe Prüfgeschwindigkeiten zu ermöglichen [149].

### Mehrachsige Zugbelastung

Für die Ermittlung des Verfestigungs- und des Versagensverhaltens von Blechwerkstoffen unter mehrachsiger Zugbelastung und in einem weiten Dehnratenbereich werden häufig Zugversuche

mit unterschiedlich gekerbten Flachzugproben durchgeführt [20, 177, 7], siehe Bild 24 [7]. Auch für diese Probengeometrie liegt keine Standardisierung vor, jedoch sind einige Kerbzugprobengeometrien mit unterschiedlichen Kerbradien beispielhaft in der FAT-Richtlinie dargestellt [7].



**Bild 24:** Beispiele für Flach-Kerbzug-Proben mit verschiedenen Kerbradien [7]

Durch Variation des Kerbradius kann die Spannungsmehrachsigkeit im Prüfbereich zwischen den Kerben variiert werden. Mit Verringerung des Kerbradius erhöht sich die Spannungsmehrachsigkeit im Prüfbereich und die Neigung zu Versagensbeginn unter einachsiger Zugbelastung im Kerbgrund und nicht in der Blechmitte. Bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen wurde für einen Kerbradius von 4 mm Versagen in der Blechmitte und damit bei einem mehrachsigen Spannungszustand beobachtet [2], siehe Bild 24 links. Bei der experimentellen Ermittlung lokaler Dehnungen durch optische Dehnungsmessung ist für Flach-Kerbzug-Proben zu beachten, dass sich die Dehnungen ab Fließbeginn im gesamten Kerbbereich lokalisieren und sich bereits relativ früh ein dreiachsiger Spannungszustand einstellt. Dadurch entstehen Dehnungsgradienten über die Blechdicke, sodass sich im Probeninneren größere Dehnungswerte ergeben als auf der Probenoberfläche [189]. Gelegentlich werden für einen dreiachsigen Spannungszustand in Kombination mit einem ebenen Dehnungszustand auch Biegeversuche eingesetzt, die sich auch für Proben im Mikrobereich eignen [177, 190].

Eine Charakterisierung des Werkstoffverhaltens unter äquibiaxialem Spannungszustand kann mit gekerbten Zugproben nicht erfolgen. Mit Versuchen an Kreuzzug-Proben kann ein äquibiaxialer Belastungszustand eingestellt werden [191], jedoch ist dieser Versuchstyp derzeit noch nicht für schlagartige Belastung bei hohen Dehnraten technisch umgesetzt. Für den äquibiaxialen Spannungszustand in einem weiten Dehnratenbereich werden daher Durchstoßversuche mit einem kugelförmigen Stempel eingesetzt. Je nach Stempeldurchmesser und Blechdicke treten dabei un-

terschiedliche Biegeverhältnisse auf. Häufig verwendete Stempeldurchmesser sind 20 mm wie in dem Tiefungsversuch nach Erichsen [192] oder 100 mm wie bei den Nakajima-Versuchen [143]. Der Tiefungsversuch nach Erichsen ist in der DIN EN ISO 20482 standardisiert [192], der Nakajima-Versuch in der DIN EN ISO 12004-2 [143]. Der Nakajima-Versuch wurde in Kapitel 2.2.4 im Zusammenhang mit der Ermittlung der Grenzformänderung als Einschnürbeginn bzw. Festlegung des Versagens im ebenen Dehnungsraum bereits erwähnt. Für beide Versuchsvarianten ist es notwendig, die Reibung zwischen Stempel und Probe zu minimieren. Bei den Erichsen-Durchstoßversuchen werden dazu Schmierstoffe verwendet. Nakajima-Versuche werden häufig mit dünnen PVC- oder Teflonlagen zwischen Probe und Werkzeug durchgeführt. Erichsen- und Nakajima-Versuche können auch bei hohen Prüfgeschwindigkeiten an Fallgewichtsanlagen oder Schnellzerreißmaschinen zuverlässig durchgeführt werden [143, 2, 146, 145, 135, 193, 194].

Für alle in diesem Kapitel genannten Probengeometrien ist der Prüfbereich visuell einsehbar, um zusätzlich Dehnungsfelder und Temperaturfelder mit Video- und Infrarotkameras aufzeichnen zu können. Zum Vergleich von Dehnungen und Dehnraten zwischen verschiedenen Probengeometrien und damit zwischen verschiedenen Spannungszuständen ist eine lokale Vergleichsdehnung  $\varepsilon_v$  und Vergleichsdehnrates  $\dot{\varepsilon}_v$  in der hochverformten Zone geeignet. Für hochfeste Stahlblechwerkstoffe wird hier in der Praxis üblicherweise ein Fließverhalten nach von Mises angenommen und damit die Vergleichsdehnrates nach von Mises  $\dot{\varepsilon}_{v,M}$  als 1. zeitliche Ableitung der Vergleichsdehnung nach von Mises  $\varepsilon_{v,M}$  verwendet [195, 196, 8].

### 2.4.3 Messung der adiabatischen Temperaturerhöhung in der lokalisierten Zone

Gelegentlich werden bei der Charakterisierung unter hohen Dehnraten auch Messungen der adiabatischen Temperaturerhöhung durchgeführt, wie sie beispielsweise in den Arbeiten von Taylor und Quinney erfolgten [98]. Sowohl mit Thermoelementen als auch mit Infrarot-Thermografie (IRT) können lokale Temperaturen auf der Probenoberfläche gemessen werden. Der Nachteil von Thermoelementen ist jedoch ihre thermische Reaktionszeit, die bei üblichen kommerziellen Ausführungen häufig in der Größenordnung von 10 bis 100 Millisekunden liegt. Um kürzere Reaktionszeiten zu erreichen, müssen individuelle Lösungen gefunden werden. Hochgeschwindigkeitsversuche bei Dehnraten in der Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  dauern jedoch meistens nur wenige Millisekunden, sodass Thermoelemente nur selten für die Messung der Temperaturentwicklung der Probe in Frage kommen. Bei mittleren bis hohen Dehnraten werden daher üblicherweise Hochgeschwindigkeits-Infrarot-Kameras (HG-IR-Kameras) eingesetzt [197, 136, 10, 102, 105, 2, 198]. Die Aufnahmezeiten üblicher HG-IR-Kameras liegen bei reduzierter Ortsauflösung in der Größenordnung von 10 bis 20 kHz. Sehr hochwertige Kameraausführungen erreichen heute auch höhere Aufnahmezeiten.

Neben der Möglichkeit, die Temperatur in kurzen Zeitschritten zu messen, liegt ein weiterer Vorteil von HG-IR-Kameras in der Erfassung von Temperaturfeldern auf der Probenoberfläche gegenüber punktuellen Messwerten bei Thermoelementen. Für den Zusammenhang zwischen Strahlungsintensität und Temperatur ist eine zuverlässige Kalibrierung erforderlich. Die vom Infrarot-Detektor (IR-Detektor) erfasste Strahlungsintensität steigt mit zunehmender Temperatur, unterliegt jedoch einer Reihe von Einflussfaktoren, die keine einfache physikalische Beschreibung erlauben [136]. Zu den Umgebungseinflüssen zählen beispielsweise Reflexionen und Änderungen der Lichtintensität durch Sonneneinstrahlung sowie Labor- und Probenbeleuchtung. Als Probeneinflüsse sind die Oberflächenbeschaffenheit und Oberflächentemperatur des Prüfwerkstoffs anzusehen, die den Emmissionsgrad der Probe direkt beeinflussen. Ebenso spielen das verwendete Objektiv sowie die Detektoreinstellungen wie z.B. Integrationszeit und Bildrate eine wesentliche Rolle. Einige IR-Detektoren sind daher bereits mit werksinternen Kalibrierungen der Hersteller versehen. Um die Proben- und Umgebungseinflüsse während der Messung möglichst genau zu berücksichtigen, hat Lienhard in seiner Arbeit eine In-Situ-Kalibrierung als ein zuverlässiges Kalibrierkonzept vorgestellt [136]. Unter realen Prüfbedingungen wird eine Kalibrierprobe des zu prüfenden Werkstoffs schrittweise von Raumtemperatur auf die im Versuch maximal erwartete Temperatur aufgeheizt. Dabei werden die Strahlungsintensität des IR-Detektors sowie die mit einem kalibrierten Thermoelement gemessene Oberflächentemperatur der Probe für mehrere Temperaturstützpunkte aufgezeichnet [136]. Durch lineare Interpolation zwischen den einzelnen Kalibrierpunkten ergibt sich eine Kalibrierkurve, die für die spezielle Versuchsserie verwendbar ist.

#### **2.4.4 Zusammenfassung der Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation**

Die Ermittlung des Verfestigungsverhaltens von Stahlblechwerkstoffen erfolgt üblicherweise mit genormten Zugversuchen an Flachzugproben bei RT, die einen einachsigen Spannungszustand bewirken. Für quasistatische Belastung ist die Durchführung und Auswertung der Zugversuche in der DIN EN ISO 6892-1 standardisiert [30]. Zur Ermittlung des Einflusses der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten werden speziell für Craschanwendungen Experimente üblicherweise in einem Dehnratenbereich von  $0,001 \text{ s}^{-1}$  bis ca.  $1000 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. Dazu werden meistens Schnellzerreißmaschinen und spezielle Hochgeschwindigkeitsmesstechnik verwendet. Für einachsige Hochgeschwindigkeitszugversuche ist die Durchführung und Auswertung in der ISO 26203-2 standardisiert [59]. Dabei erfolgt der Einsatz von Flachzugproben mit verkürztem Prüfbereich, um Oszillationen im Kraftsignal zu minimieren und hohe nominelle Dehnraten zu erreichen. Hochgeschwindigkeitsversuche unter mehrachsigen Belastungen sind bisher nicht standardisiert und werden ebenfalls bevorzugt mit Zugprobengeometrien durchgeführt. Unter Verwendung der gleichen Messtechnik wie für Flachzugproben werden mit diesen Probengeometrien

Spannungszustände von Scherung bis zu mehrachsiger Zugbelastung erzeugt. Für Scherbelastung werden z.B. Scherzugproben verwendet, die entlang ihrer Längsachse entweder symmetrisch oder asymmetrisch konstruiert sind. Für mehrachsige Zugbelastung werden meistens gekerbte Zugproben verwendet. Die äquibiaxiale Zugbelastung kann mit Hilfe von Durchstoß- oder Nakajima-Versuchen in einem weiten Dehnratenbereich erreicht werden. Die lokale adiabatische Temperaturerhöhung wird heute üblicherweise mit Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen über den gesamten Verformungsprozess ermittelt. Dabei wird die Strahlungsintensität der Probenoberfläche erfasst, die über eine Kalibrierung mit der Temperatur auf der Probenoberfläche korreliert werden muss.

## 3 Motivation, Zielsetzung und Vorgehensweise

### 3.1 Problemstellung und Motivation

Für die Modellierung des Werkstoffverhaltens unter crashartiger Belastung ist eine effiziente und gleichzeitig prognosesichere Vorgehensweise notwendig. Besondere Bedeutung besitzt in der Crashsimulation daher die möglichst präzise Berechnung der Energieaufnahme von crashrelevanten Strukturen aus Blech, die aufgrund von steigenden Anforderungen an die Crashesicherheit und Leichtbaukonzepte ständig verbessert wird. Die Werkstoffmodelle, die neben meist isotropen Fließregeln üblicherweise für Crashberechnungen eingesetzt werden, unterscheiden sich in Verfestigungs- und Versagensmodelle. Da viele Versagensmodelle auf den berechneten lokalen Dehnungen aufbauen, ist es von besonderer Wichtigkeit, zunächst das Verfestigungsverhalten unter höheren Dehnraten unmittelbar vor dem Versagen möglichst realistisch abzubilden.

Für moderne Karosserieblechwerkstoffe stellen die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte sowohl experimentell als auch numerisch ein in der Literatur gut untersuchtes Gebiet dar. Hingegen besteht ein wissenschaftliches Defizit in der Quantifizierung der adiabatischen Erwärmung, vor allem unter Berücksichtigung des Wärmeabflusses, da in heutigen Crashberechnungen in der Regel auf thermomechanisch gekoppelte Rechnungen zur Einsparung von Rechenkapazität verzichtet wird. Eine in der Crashsimulation häufig praktizierte Vorgehensweise ist der Einsatz von nicht-isothermen, dehnratenabhängigen Verfestigungskurven. Eine Schwäche dieser Methode liegt in der solverbedingten Einschränkung, dass die Verfestigungskurven bei hohen Dehnraten diejenigen bei niedrigeren Dehnraten nicht überkreuzen dürfen und damit nur eine eingeschränkte thermische Entfestigung abbilden können. Gerade bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen treten unter Crashbelastung lokale Temperaturerhöhungen von über 100 K auf, sodass die dadurch auftretende Entfestigung häufig nicht ausreichend genau erfasst werden kann. Eine realistische Abbildung des Einschnürverhaltens dieser Werkstoffklasse und damit auch der Energieabsorption von Komponenten unter Crashbelastung ist häufig nicht ausreichend präzise möglich. Unter vollständig adiabatischen Bedingungen kann die lokale Temperaturerhöhung aus der Umwandlung der lokalen Verformungsarbeit in Wärme berechnet werden. Für eine möglichst präzise Beschreibung des Verfestigungsverhaltens ist jedoch zusätzlich die Dehnratenabhängigkeit der thermischen Entfestigung zu beachten und es ist insbesondere die Beschreibung des Wärmetransports aus mechanischen Größen erforderlich. In einigen wissenschaftlichen Untersuchungen wird die abgeflossene Wärme durch analytische, ausschließlich dehnratenabhängige Korrekturansätze mit einer meist werkstoffabhängig empirisch ermittelten Übergangdehnraten von isothermem zu adiabatischem Verhalten berücksichtigt. Diese Vorgehensweise zeigt keine relevanten Werkstoffkennwerte auf und berücksichtigt vor allem nicht den Einfluss des Spannungszustands

auf den Wärmeabfluss. Vor allem unter signifikanten Scherbelastungen werden in diesem Dehnratenbereich für hochfeste Stahlblechwerkstoffe zu hohe Temperaturen und damit ein zu duktileres Werkstoffverhalten berechnet, während unter einachsiger Zugbelastung lokal zu geringe Dehnungen ermittelt werden [8, 26]. Für eine realistischere Prognose der lokalen Temperaturen, Dehnungen und damit auch der thermischen Entfestigung für mehrachsige Belastungen ergibt sich somit der wissenschaftliche Handlungsbedarf, die Einflussfaktoren auf den Wärmeabfluss genauer zu untersuchen und in einem effizienten Materialmodell zu berücksichtigen.

### **3.2 Zielsetzung und wissenschaftliche Herausforderung**

Zusammenfassend geht aus dem Stand der Technik hervor, dass der Zusammenhang zwischen dem Wärmetransport, Werkstoffeigenschaften und mechanischen Größen wie z. B. der Dehnraten und dem Spannungszustand für hoch- und höchstfeste Stahlblechwerkstoffe bisher unzureichend untersucht ist. Die in der Crashsimulation bisher verwendeten Materialmodelle für hoch- und höchstfeste Stahlblechwerkstoffe können das entsprechende Werkstoffverhalten für mehrachsige Belastungszustände im mittleren Dehnratenbereich nur unzureichend genau abbilden. Daraus resultiert die folgende Forschungshypothese dieser Arbeit:

*Die belastungsabhängige Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung und des Wärmetransports in Crashberechnungen für Komponenten aus hochfesten Stahlblechwerkstoffen ermöglicht eine verbesserte Prognose des Verfestigungsverhaltens und der absorbierten Energie.*

Das primäre Ziel dieser Arbeit besteht somit in der Überprüfung und Untersuchung dieser Forschungshypothese. Sofern diese These bestätigt werden kann, ergibt sich daraus ein effektives Materialmodell, das in der Crashsimulation komplex belasteter Strukturen aus hochfesten Stahlblechwerkstoffen eingesetzt werden kann. Auch in der Umformsimulation könnte dieses Modell erprobt werden.

Die wissenschaftliche Herausforderung dieser Arbeit liegt darin, die adiabatische Erwärmung der genannten Blechwerkstoffe in der lokalisierten Zone in Abhängigkeit von der Dehnraten und vom Spannungszustand zunächst experimentell zu quantifizieren und deren wesentliche Einflussgrößen zu ermitteln. Die Ergebnisse sollen in einem geeigneten Materialmodell implementiert werden, sodass die adiabatische Erwärmung und der Wärmetransport ausschließlich durch mechanische Größen abbildbar werden. Abschließend erfolgt eine Anwendung dieses Materialmodells für multiaxiale dynamische Belastungssituationen.

### **3.3 Vorgehensweise**

Die grundsätzliche Vorgehensweise zur Bearbeitung der Problemstellung gliedert sich in die vier Abschnitte Experimente, Analyse der Lokalisierung und des Wärmeabflusses, Modellierung und Anwendung, siehe Bild 25.

Im experimentellen Teil soll für hochfeste Stahlblechwerkstoffe mit unterschiedlicher Duktilität und Festigkeit die adiabatische Erwärmung in einem weiten Dehnratenbereich von quasistatisch bis crashartig unter verschiedenen Spannungszuständen untersucht werden. Mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen und lokalen Dehnungsfeldmessungen werden die Temperaturerhöhungen und die Dehnungsentwicklungen in den lokalisierten Zonen quantifiziert.

	a.) Experimente	b.) Wärmeabfluss/ Lokalisierung	c.) Modellierung	d.) Anwendung
Problemstellung	<u>Adiabatische Erwärmung bei höheren Dehnraten:</u> - Werkstoffeinfluss? - Dehnrates? - Spannungszustand?	<u>Einflussfaktoren auf die thermische Entfestigung:</u> - Wärmeabfluss? - Werkstoffeinfluss? - Dehnrates? - Spannungszustand?	<u>Vermeidung thermo-mechanischer Kopplung:</u> - isotherm-adiabatischer Übergang abhängig nur von Dehnrates? - zu hoch berechnete Temp. bei Scherung?	<u>Crashversuche an Hohlprofilen:</u> - Modellierung mit isotherm-adiabatischem Übergang abhängig von Dehnrates → unpräzise Energieberechnung?
Lösung	- quasistatische bis crashartige Scher-, ein-/mehrachsiges Zugversuche - Dehnungs-/Temperaturfeldmessungen	<u>Experimentelle Analyse:</u> - Wärmeanteil der Verformungsarbeit - Lokalisierungsverhalten - Einflüsse auf isotherm-adiabatischen Übergang	<u>Modellerweiterung:</u> - isotherm-adiabatischer Übergang abhängig von Dehnrates <u>und</u> Spannungszustand	<u>Erweitertes Modell:</u> - Crashversuche an Hohlprofilen - Dynamische Versuche an Blechproben mit hohem Scheranteil

**Bild 25:** Übersicht über die Arbeitsabschnitte und Lösungsansätze in dieser Arbeit

Für die Untersuchungen zur Lokalisierung und zum Wärmeabfluss sollen auf Basis der Experimente die folgenden wissenschaftlichen Fragestellungen beantwortet werden:

- Kann aus den experimentell ermittelten Ergebnissen die Temperaturerhöhung im Bereich zwischen isotherm und adiabatisch in Abhängigkeit von Werkstoffeigenschaften sowie mechanischen Größen wie dem Spannungszustand und der Dehnrates berechnet werden?
- Welche Bedeutung besitzt dabei die Lokalisierung von Dehnungen für die verschiedenen Werkstoffe und Spannungszustände, insbesondere unter Zug- und Scherbelastung?

Im Modellierungsabschnitt soll der isotherm-adiabatische Übergang mit einem numerisch umsetzbaren, analytischen Ansatz in Abhängigkeit mechanischer Größen beschrieben werden. Das erweiterte Modell wird in den FE-Code LS-DYNA implementiert. Es soll zu einer verbesserten Berechnung der auftretenden Temperaturen und Dehnungen unter komplexen Belastungsbedingungen mit signifikanten Anteilen an Scherbelastung führen. Das erweiterte Modell wird für zwei hochfeste Stahlblechwerkstoffe mit unterschiedlicher Duktilität und Festigkeit für Komponentenversuche und Experimente an Blechproben mit hohem Scheranteil im mittleren bis hohen Dehnratesbereich angewendet. Durch Vergleich mit Ergebnissen aus üblicherweise verwendeten isothermen sowie vollständig adiabatischen Rechnungen wird eine Empfehlung für die Modellierung des Verfestigungsverhaltens hochfester Stahlblechwerkstoffe in Abhängigkeit der Werkstoffklasse, des Dehnratesbereiches und des Belastungszustands bereitgestellt.

## 4 Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation

Die Beantwortung der Fragestellungen aus Kapitel 3 erfordert eine grundlegende experimentelle Datenbasis, wie dies in Bild 25, Spalte a.), gefordert ist. Die Ergebnisse in diesem Kapitel dienen damit einerseits der Analyse und Bewertung der Einflussfaktoren auf das Verformungsverhalten verschiedener Blechwerkstoffe unter hohen Dehnraten. Andererseits stellen sie die experimentelle Grundlage für die Kalibrierung der in Kapitel 6 entwickelten numerischen Modelle bereit.

Als Basischarakterisierung der in dieser Arbeit ausgewählten Blechwerkstoffe erfolgte zunächst eine Erfassung der mechanischen Kennwerte unter quasistatischer einachsiger Zugbelastung. Die Untersuchung des Einflusses der Dehnrates und des Spannungszustands auf das Werkstoffverhalten verlangt zusätzliche Hochgeschwindigkeitsversuche unter ein- und mehrachsiger Zugbelastung sowie unter Scherbelastung, jeweils mit spezieller Versuchsführung und Messtechnik. Vollfeld-Dehnungsmessungen dienten der Ermittlung der Dehnungen und Dehnraten in den hochverformten Zonen, die für die verschiedenen Spannungszustände einander gegenübergestellt werden. Für eine Erfassung der Dehnungs- und Dehnratenfelder unter äquibiaxialer Belastung wurden zusätzlich auch einige Nakajima-Versuche durchgeführt. Zur Quantifizierung der adiabatischen Erwärmung in den hochverformten Bereichen sind Temperaturfeldmessungen erforderlich, die jedoch aufgrund der Wichtigkeit für diese Arbeit gemeinsam mit den Analysen zum Wärmeabfluss im Kapitel 5 ausgeführt werden. Da eine reale Crashsituation üblicherweise bei Raumtemperatur (RT) stattfindet, erfolgte die Charakterisierung grundsätzlich bei RT. Um für die Modellierung jedoch experimentelle Orientierungswerte für die thermische Entfestigung bei höheren Dehnraten bereitstellen zu können, wurden zusätzlich auch quasistatische und dynamische Zugversuche an temperierten Proben für durchgeführt und die thermische Entfestigung in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrates beschrieben.

### 4.1 Werkstoffe und Kennwerte für Crashapplikationen

Die Untersuchungen in dieser Arbeit erfolgten für hochfeste Stahlblechproben mit Blechdicken von 1,4 mm bzw. 1,5 mm, die im modernen Karosseriebau in crashrelevanten Strukturen besonders häufig verwendet werden, siehe Tabelle 6. Die zulässigen chemischen Zusammensetzungen sind in den angegebenen Normen bzw. Spezifikationen festgelegt. Alle untersuchten Werkstoffe beinhalten wesentliche Anteile von ferritischer Gefügestruktur mit krz-Gitter.

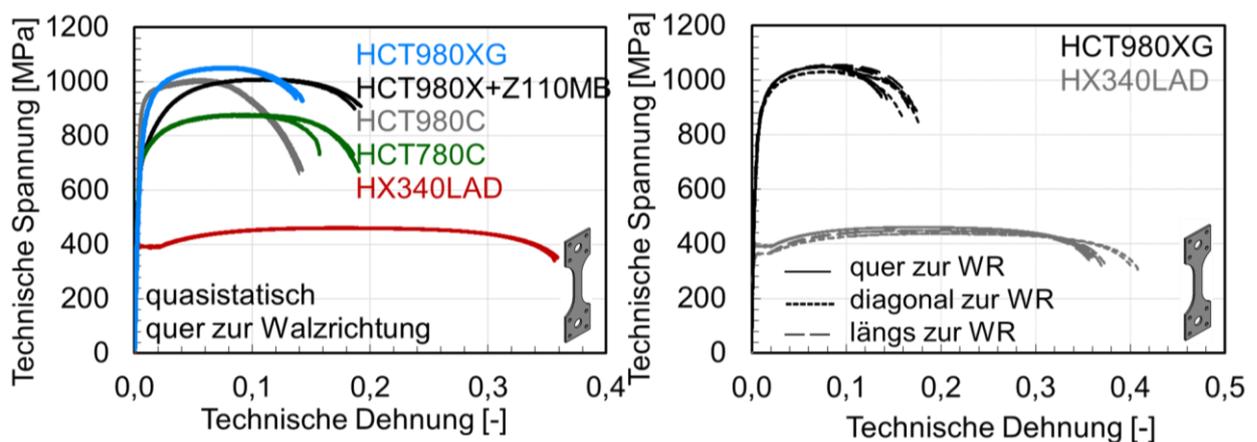
Die beiden ersten Werkstoffe in Tabelle 6, HX340LAD und HCT980XG, decken im Rahmen der in dieser Arbeit untersuchten Blechwerkstoffe die Minimal- und Maximalwerte in Festigkeit und Bruchdehnung ab, siehe die Spannungs-Dehnungs-Kurven in Bild 26 links. Daher wurden diese beiden Werkstoffe ausführlich im Hinblick auf Dehnrateneffekte und adiabatische Erwärmung untersucht. Mit den weiteren Blechwerkstoffen wurden lediglich stichprobenartige Untersuchun-

gen durchgeführt, um wesentliche Erkenntnisse in Bezug auf die Einflussgrößen auf die adiabatische Erwärmung im Bereich zwischen isotherm und adiabatisch zu bestätigen.

**Tabelle 6:** Untersuchte Blechwerkstoffe

Werkstoffbezeichnung	Werkstoffklasse	Norm und Spezifikation	Blechdicke [mm]
HX340LAD	mikrolegierter Stahl ZStE340	DIN EN 10346, DIN EN 10143	1,5
HCT980XG	Dualphasenstahl DP1000 (blank)	EN10346	1,4
HCT980X+Z110MB	Dualphasenstahl DP1000	EN10346	1,5
HCT780C (CP-K 60/78+ZE)	Komplexphasenstahl CP800	DIN EN 10152, 10338, 10346, VDA 239-100	1,5
HCT980C (CR780Y980T-CP)	Komplexphasenstahl CP1000	VDA 239-100	1,5

Als Probengeometrie dienen Standard-Flachzugproben analog Beispiel 2 in ISO 26203-2 [59] mit einem verkürzten parallelen Prüfbereich, um die gleiche Geometrie wie bei den später in Kapitel 4.2 beschriebenen Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen zu verwenden. Die Anfangsmesslänge dieser Probengeometrie beträgt  $L_0 = 20$  mm, siehe Bild 117 im Anhang in Kapitel 1.1. Als Hauptuntersuchungsorientierung wurde für alle Blechproben die Orientierung quer zur Walzrichtung (WR) gewählt. Diese Orientierung zeigt im Allgemeinen bei Stahlblechwerkstoffen die kleinste Bruchdehnung [143].



**Bild 26:** Kurven der technischen Spannungen und Dehnungen quer zur WR (links) und für drei Orientierungen (rechts) für die in den Diagrammen angegebenen Blechwerkstoffe

Der Einfluss der Orientierung auf die Festigkeit kann für diese Werkstoffe als moderat angesehen werden, siehe Kurven der technischen Spannungen und Dehnungen in Bild 26 rechts. Für die Blechwerkstoffe HX340LAD und HCT980XG sind die Werte für die senkrechte Anisotropie nach DIN EN ISO 10113 [43] für die drei Orientierungen  $0^\circ$  (längs zur WR),  $45^\circ$  (diagonal zur WR) und  $90^\circ$  (quer zur WR) in Tabelle 7 aufgeführt. Die Werte ergeben sich bei einer werkstoffabhängig gewählten plastischen Dehnung im Bereich zwischen Fließbeginn und Einschnürbeginn als Mittelwerte aus drei Wiederholungsversuchen. Diagonal zur WR liegt für beide Werkstoffe keine signifikante Anisotropie vor, in Quer- und Längsrichtung treten r-Werte unter 1 auf.

**Tabelle 7:** Einfluss der Orientierung auf die senkrechte Anisotropie

Werkstoff	quer zur WR	längs zur WR	diagonal zur WR
HX340LAD ( $r_{10}$ )	0,80	0,61	0,97
HCT980XG ( $r_5$ )	0,73	0,93	1,04

Die mechanischen Kennwerte für die Versuche aus Bild 26 links sind in Tabelle 8 als Mittelwerte aus 3 Wiederholungsversuchen angegeben. Für den Werkstoff HX340LAD wurde als Streckgrenze die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  ausgewertet, da sich bei diesem Werkstoff eine ausgeprägte Streckgrenze zeigt. Für alle anderen Werkstoffe wurde  $R_{p0,2}$  als Streckgrenze ermittelt, unter Verwendung eines Elastizitätsmoduls von  $E = 210$  GPa. Es ist zu beachten, dass die Bruchdehnung  $A_{20mm}$  aufgrund des verkürzten Prüfteils prinzipiell höher liegt als die Bruchdehnung von Normzugproben wie beispielsweise  $A_{80mm}$  [30]. Die Ermittlung der Einschnürung  $Z$  erfolgte nach DIN EN ISO 6892-1 [30] als größte während des Versuchs aufgetretene Querschnittsänderung bezogen auf den Ausgangsquerschnitt in Prozent. Der Verfestigungsexponent  $n_{2-A_g}$  wurde in Anlehnung an DIN ISO 10275 [37] als Mittelwert zwischen 2% plastischer Dehnung und Gleichmaßdehnung  $A_g$  nach dem Hollomon-Ansatz bestimmt.

**Tabelle 8:** Technische Kennwerte der untersuchten Blechwerkstoffe (quer zur Walzrichtung)

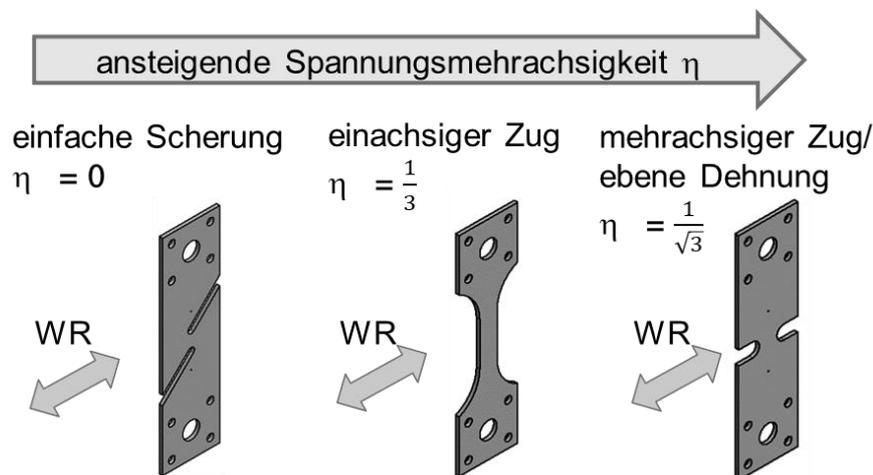
Werkstoff	$R_{p0,2}$ bzw. $R_{eL}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_g$ [%]	$A_{20mm}$ [%]	$n_{2-A_g}$	$Z$ [%]
HX340LAD	390	461	17,4	35,6	0,148	62,5
HCT980XG	759	1049	7,1	13,4	0,080	33,5
HCT980X+Z110MB	683	1007	10,3	18,5	0,132	35,1
HCT780C	689	878	8,4	17,4	0,094	50,5
HCT980C	890	1003	5,1	13,7	0,057	53,9

Abschließend wird zusammengefasst, dass die ausgewählten hochfesten Stahlblechwerkstoffe einen der Werkstoffklasse entsprechend großen Bereich an Festigkeit, Duktilität und Verfesti-

gungsvermögen abdecken. Mit dem Dualphasenstahl HCT980XG und dem mikrolegierten Stahl HX340LAD wurden zwei sehr unterschiedliche Werkstoffe für die ausführlichen Untersuchungen der Dehnrateneinflüsse und adiabatischen Erwärmung in den engeren Fokus dieser Arbeit einbezogen. Der moderate Einfluss der Orientierung auf Festigkeit und Duktilität begründet die Modellierung mit einem isotropen Verfestigungsmodell, siehe Kapitel 6.

## 4.2 Hochgeschwindigkeits-Zugversuche bei Raumtemperatur

In diesem Kapitel wird der Einfluss der Dehnrates auf das Werkstoffverhalten der untersuchten Blechwerkstoffe bei unterschiedlichen Spannungszuständen experimentell ermittelt und bewertet. Die Untersuchungen erfolgten bei Raumtemperatur (RT) mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen in einem weiten Dehnratenbereich von quasistatisch bis zu crashartigen Dehnraten. Für die Werkstoffcharakterisierung unter verschiedenen Spannungszuständen von Scherung bis zu mehrachsiger Zugbelastung dienten neben den einachsigen Flachzugproben auch Scherzugproben und gekerbte Zugproben, siehe Bild 27. Die angegebenen Spannungsmehrachsigkeiten  $\eta$  ergeben sich für die idealisierten ebenen Spannungszustände der jeweiligen Probengeometrie. Die Zugrichtung wurde analog zu den quasistatischen Flachzugversuchen für alle Geometrien einheitlich quer zur WR gewählt. Die ausgewählten Probengeometrien eignen sich besonders gut für die Charakterisierung unter Crashbelastung bei verschiedenen Spannungszuständen, da die Versuchsführung der einachsigen Hochgeschwindigkeits-Zugversuche auch für die anderen Probengeometrien beibehalten wird.

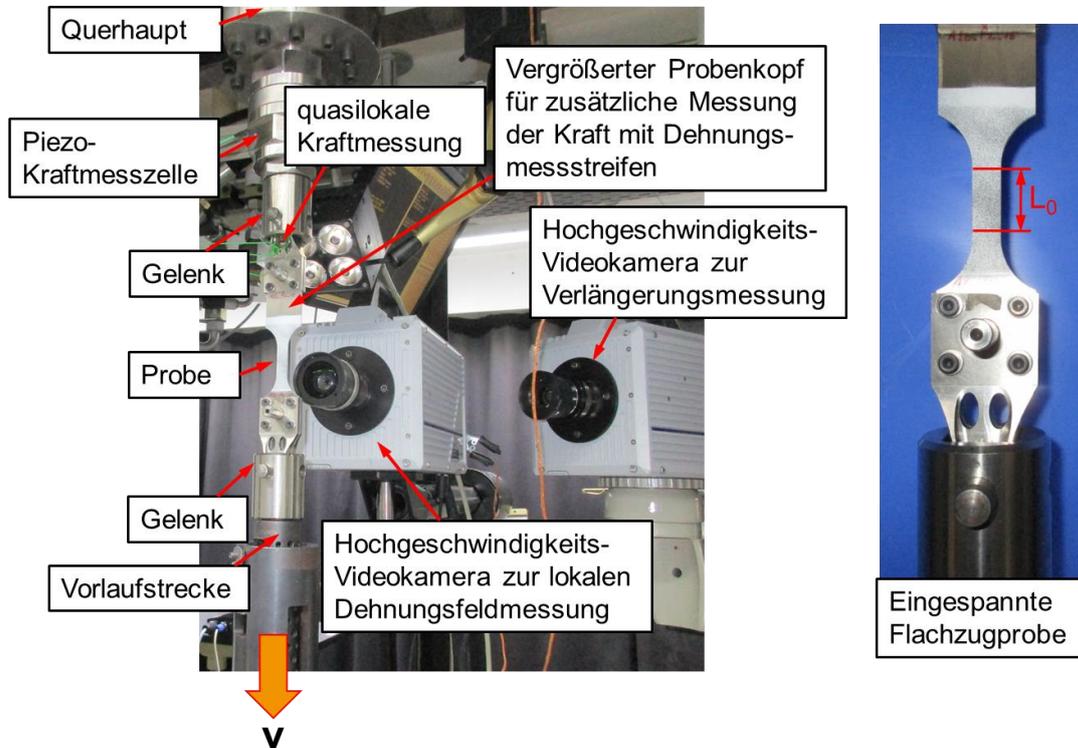


**Bild 27:** Verwendete Probengeometrien für die dehnratenabhängige Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter verschiedenen ebenen Spannungszuständen

### 4.2.1 Messtechnik und Versuchsdurchführung

Die Hochgeschwindigkeits-Zugversuche wurden mit verschiedenen Schnellzerreißmaschinen in einem Kraftbereich bis 500 kN und Prüfgeschwindigkeiten von bis zu 20 m/s durchgeführt. Der prinzipielle Versuchsaufbau ist in Bild 28 dargestellt. Die dynamische Belastung wird durch

einen in einer Vorlaufstrecke vorbeschleunigten Zylinderkolben mit einer Kupferdämpfung schlagartig eingekoppelt. Um eine nicht-axiale Krafteinleitung zu verhindern, sind Gelenke im Kraftfluss der Zugbelastung eingebracht, siehe Bild 28. Dies bewirkt, dass sich die Probe zu Versuchsbeginn winkelfehlerfrei in Belastungsrichtung ausrichtet.



**Bild 28:** Versuchsaufbau für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche bei RT (links) und Anfangsmesslänge  $L_0$  auf einer eingespannten Probe (rechts)

Die Proben wurden in einem Geschwindigkeitsbereich zwischen 0,02 mm/s und 6,25 m/s geprüft. Bei den Flachzugproben führten diese Geschwindigkeiten zu nominellen Dehnraten zwischen  $0,0008 \text{ s}^{-1}$  und  $250 \text{ s}^{-1}$ .

Durch die kurzen Versuchszeiten, welche bei crashartigen Versuchen teilweise kleiner als 1 ms sein können, müssen bei der Versuchsführung und der Messwerterfassung und -auswertung dynamische Effekte wie Trägheitseffekte und Wellenlaufzeiten sowie Resonanzphänomene beachtet werden. Für die bewegten Teile, Zylinderkolben und Vorlaufstrecke, wurden daher gewichtsreduzierte Bauteile verwendet. Die Erfassung der Kraftsignale erfolgte mit Hilfe schneller Transientenrecorder mit Aufnahmezeiten von bis zu 10 MHz zusammen mit hochfrequenten Messverstärkern. Die gelenkig realisierte Lagerung verhindert in der Einspannung die Übertragung signifikanter Querkräfte auf die Probe. Daher ist es bei dieser Versuchsführung ausreichend, die Kraft lediglich in Zugrichtung zu messen. Die Kraftmessung wurde den Werkstoffen und Dehnraten so angepasst, dass Oszillationen im Kraftsignal minimiert werden konnten und die Kriterien für Kraftmessverfahren bei dynamischen Zugversuchen entsprechend der FAT-Richtlinie erfüllt

sind, siehe Kapitel 2.4.1 [7]. Für alle Versuche wurden Piezosensoren mit einem Kraftbereich bis 120 kN eingesetzt. Da diese Kraftmessung ab einer nominellen Dehnrate von  $100 \text{ s}^{-1}$  und einer Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s zu signifikanten Oszillationen im Kraftsignal führte, kam bei diesen Versuchen zusätzlich eine schwingungsarme patentierte IWM-Kraftmesszelle als »quasi-lokale« Kraftmessung zum Einsatz [173]. Für die höchste untersuchte Dehnrate von  $250 \text{ s}^{-1}$  erfolgte die lokale Kraftmessung mit Instrumentierung der Proben mit Dehnungsmessstreifen (DMS) im Kopfbereich der Proben. Um das Werkstoffverhalten einschließlich möglicher auftretender Lüders-Dehnungen bei diesen hohen Prüfgeschwindigkeiten ausreichend genau zu erfassen, wurden die Aufnahmeraten so angepasst, dass möglichst mindestens 1000 Kraftmesswerte von Verformungsbeginn bis zum Bruch der Probe aufgezeichnet werden konnten. Für die Versuche bei 2,5 m/s und 6,25 m/s waren dafür Aufnahmeraten bis zu 2 MHz erforderlich.

Die Messung der Probenverlängerung bis zum Bruch erfolgte für die Anfangsmesslänge  $L_0$  durch lokale Messung von im Prüfteil applizierten Speckle-Mustern mit einer Photron-Hochgeschwindigkeits-Videokamera, siehe Bild 28. Im Vollbildmodus erreicht der Sensor eine örtliche Auflösung von  $1024 \times 1024 \text{ Pxl}$ . Ab Bildraten von 5.400 Bildern/s (Kamera der Photron-Serie SA1) bzw. 7.500 Bildern/s (Kamera der Photron-Serie SA5) reduziert sich die Ortsauflösung aufgrund einer Begrenzung der Sensorkapazität. Für die Versuche mit hohen Prüfgeschwindigkeiten von 2,5 m/s und 6,25 m/s wurden deutlich höhere Bildraten in der Größenordnung von 25.000 – 150.000 Bildern/s verwendet. Dadurch ergibt sich eine geringere örtliche Auflösung, die durch die Größe des Messfeldes beeinflusst wird. Die verwendeten Bildraten wurden den Versuchszeiten serienspezifisch so angepasst, dass etwa 200 bis 500 Bilder von Verformungsbeginn bis zum Bruch aufgezeichnet werden konnten. Mit diesen Einstellungen konnte ein Bildausschnitt des vollständigen Prüfbereichs der Probe über den gesamten Versuchszeitraum noch erfasst werden. Die Videofilme wurden anschließend mittels Grauwertkorrelation mit der Korrelationssoftware ARAMIS 6.3 [199] auf Verschiebungen ausgewertet. Somit erfolgte die Verlängerungsmessung mit kleineren Aufnahmeraten als die Kraftmessung. Gründe dafür sind zum einen eine Verkleinerung des Datenvolumens, da die ARAMIS-Dateien deutlich mehr Speicherkapazität benötigen als die ASCII-Dateien der Kraftsignale. Zum anderen war es mit den verwendeten Photron-Kameras nicht möglich, die hohen Aufnahmeraten der Kraftmessung bei gleichzeitig ausreichender Ortsauflösung zu erreichen. Wegen der unterschiedlichen Aufnahmeraten wurden daher Kraft- und Wegsignale mit Lasertriggern oder maschineninternen Triggern zeitlich synchronisiert. Bei der Zusammenführung der Messdaten erfolgte eine Interpolation der Werte für die Prüfteilverlängerung auf die Zeitskala der Kraftwerte.

Für ausgewählte Versuche wurde zusätzlich eine zweite Photron-Hochgeschwindigkeits-Videokamera der SA-Serie eingesetzt, um die lokalen Dehnungen und Dehnraten mit ausreichend ge-

nauer örtlicher und zeitlicher Auflösung in den lokalisierten Zonen zu ermitteln, siehe Bild 28. Um ähnlich wie bei der Verlängerungsmessung ca. 200 – 500 Bilder während des Verformungsvorgangs bis zum Bruch aufzeichnen zu können, wurde für jede Versuchsserie ein Kompromiss zwischen örtlicher und zeitlicher Auflösung separat gewählt. Die Angaben zu den optischen Einstellungen sowie die Vorgehensweise der Auswertung lokaler Dehnungen ist in Kapitel 4.2.5 ausführlich beschrieben.

#### 4.2.2 Einachsige Hochgeschwindigkeits-Zugversuche gemäß ISO 26203-2

Der Einfluss der Dehnrates auf das Werkstoffverhalten wurde zunächst mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen an einachsigen Flachzugproben analysiert. Die Versuchsmatrix ist in Tabelle 9 gezeigt. Auch die in Kapitel 4.1 bereits beschriebenen quasistatischen Flachzugversuche sind zur Vollständigkeit mit aufgeführt (nominelle Dehnrates  $0,0008 \text{ s}^{-1}$ ).

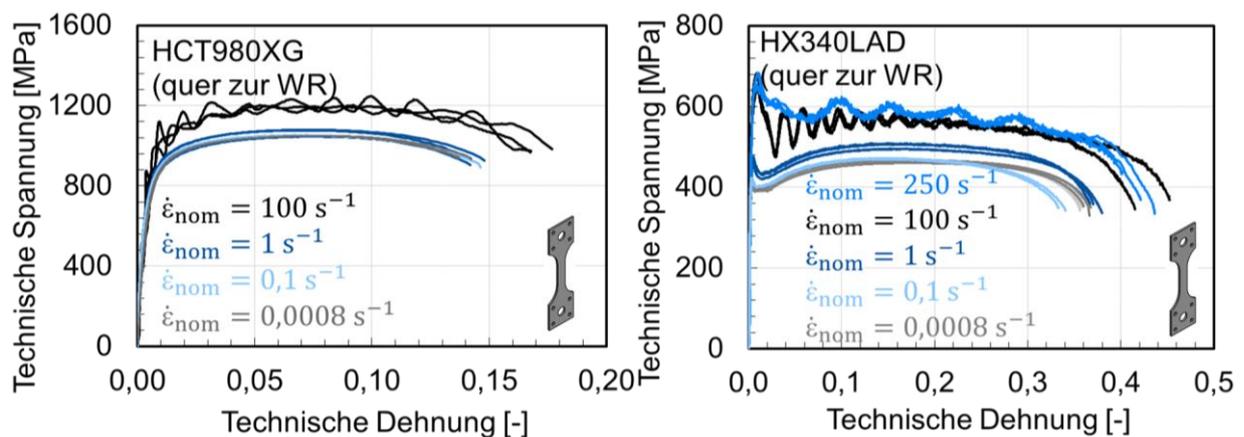
**Tabelle 9:** Versuchsmatrix für Hochgeschwindigkeits-Flachzugversuche bei RT (quer zur WR)

nominelle Dehnrates [ $\text{s}^{-1}$ ]	Prüfgeschwindigkeit [mm/s]	Anzahl Wiederholungsversuche				
		HX340LAD	HCT980XG	HCT980X +Z110MB	HCT780C	HCT980C
0,0008	0,02	3	3	3	3	3
0,1	2,5	2	1	-	1	1
1	25	3	3	3	-	-
100	2500	3	3	3	-	-
250	6250	3	-	-	-	-

Als Probengeometrie wurde die Flachzug-Probengeometrie Beispiel 2 aus ISO 26203-2 verwendet [59], die bereits für die Versuche unter quasistatischer Belastung eingesetzt wurde. Für alle Versuchsvarianten wurden mindestens 3 Versuchswiederholungen durchgeführt. Ausnahme bilden Versuche mit einer reduzierten nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$ , die eingefügt wurden, um die adiabatische Erwärmung punktuell für einen weiteren Dehnratesstützpunkt im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch in Kapitel 5 zu untersuchen. Die für diese Dehnrates reduzierte Anzahl an Wiederholungsversuchen wurde im Hinblick auf das umfangreiche Versuchsprogramm als ausreichend erachtet, da Dehnrateseffekte des Blechwerkstoffes HCT980XG erst für nominelle Dehnrates über  $0,1 \text{ s}^{-1}$  festgestellt wurden. Weiterhin sind die Ergebnisse der Kurven der technischen Spannungen und Dehnungen für die beiden bei  $0,1 \text{ s}^{-1}$  durchgeführten Versuche für den Blechwerkstoff HX340LAD reproduzierbar, siehe Bild 29 rechts.

Die Verläufe der technischen Spannungen und Dehnungen sind für die beiden ausführlich untersuchten Blechwerkstoffe HX340LAD und HCT980XG bis zu den höchsten geprüften Dehnrates

reproduzierbar, siehe Bild 29. Mit zunehmender Dehnrates treten dehnratesbedingte Verfestigungseffekte auf: für den Dualphasenstahl HCT980XG für nominelle Dehnrates über  $0,1 \text{ s}^{-1}$ , für den mikrolegierten Stahl HX340LAD bereits ab quasistatischer Belastung. Von quasistatisch bis zur nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  zeigt sich für den Dualphasenstahl HCT980XG eine Festigkeitssteigerung von ca. 21 % und für HX340LAD von 36 %. Mit zunehmender Dehnrates ergeben sich für beide Werkstoffe tendenziell höhere Bruchdehnungen. Einzelne Ausnahmen treten für den mikrolegierten Stahl HX340LAD auf, der bei nomineller Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  eine niedrigere Bruchdehnung zeigt als unter quasistatischer Belastung. Auch bei den beiden höchsten Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  und  $250 \text{ s}^{-1}$  tritt für diesen Werkstoff keine weitere Erhöhung der Bruchdehnung auf. In beiden Fällen ist dies ein Indiz für adiabatische Erwärmung mit thermischer Entfestigung.

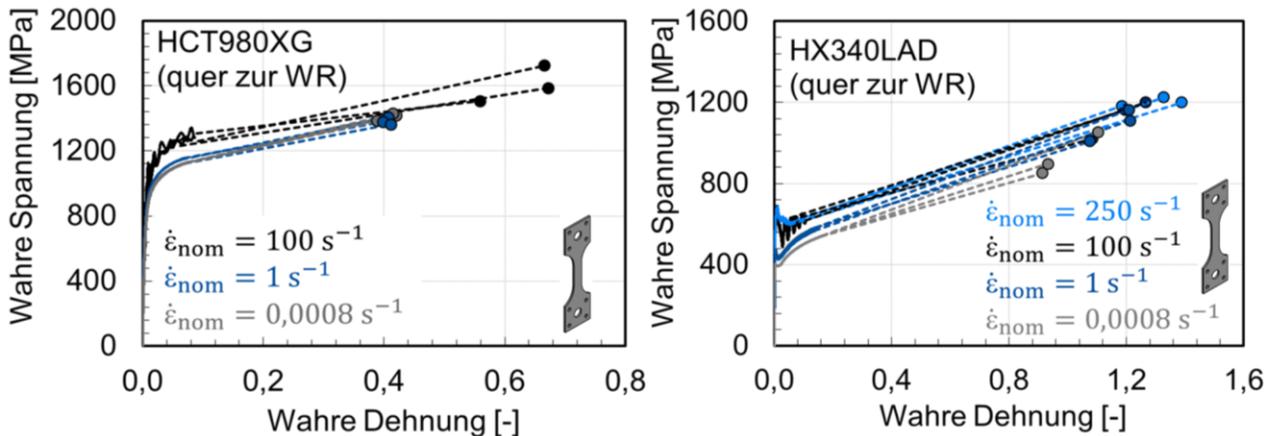


**Bild 29:** Messkurvenverläufe der technischen Spannungen und Dehnungen für die Blechwerkstoffe HCT980XG (links); HX340LAD (rechts) für verschiedene nominelle Dehnrates bei RT

Der Dualphasenstahl HCT980X+Z110MB zeigt von quasistatischer Belastung bis zur nominellen Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  mit 21 % eine zu dem HCT980XG vergleichbare Erhöhung der Streckgrenze, siehe Bild 118 links im Anhang. Die Werte für die Bruchdehnung nehmen ebenfalls mit zunehmender Dehnrates zu. Für die beiden Komplexphasenstähle HCT980C und HCT780C ist mittels der einachsigen Zugversuche im untersuchten Dehnratesbereich weder eine Festigkeitssteigerung noch eine signifikante Änderung der Bruchdehnung nachweisbar, siehe Bild 120 rechts.

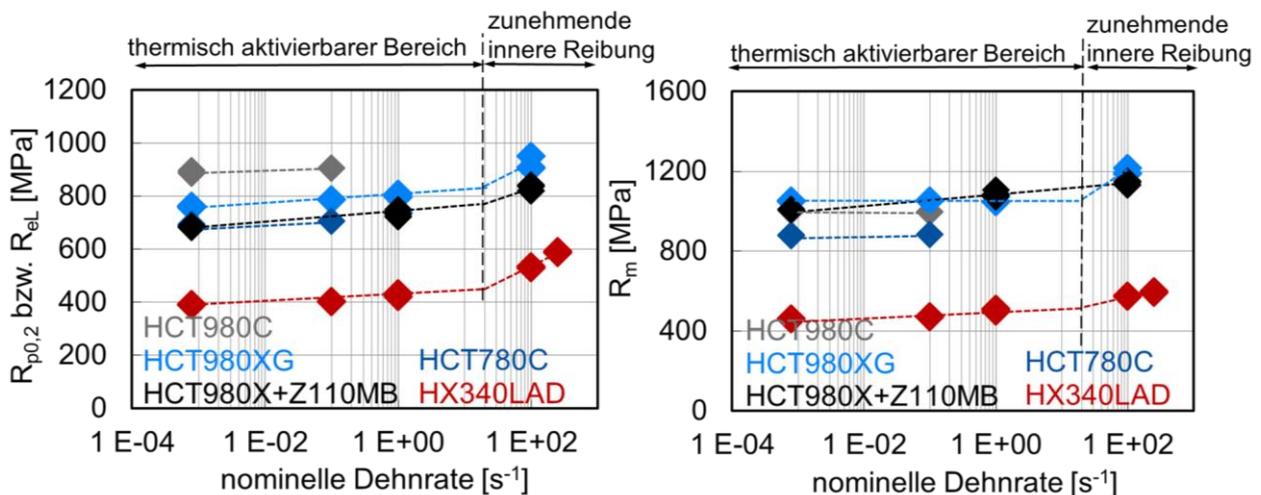
Um experimentelle Daten für die Ermittlung der Verfestigungskurven für die Modellierung des Werkstoffverhaltens bereitzustellen, wurden zusätzlich die wahren Spannungen und wahren Dehnungen aus den technischen Spannungen und technischen Dehnungen in Anlehnung an die FAT-Richtlinie bestimmt, siehe Kapitel 2.4.1 [7]. Die Kurven für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD sind im gesamten untersuchten Dehnratesbereich streng monoton steigend, siehe Bild 30. Es fällt jedoch auf, dass für beide Werkstoffe die Steigung der Kurven nach dem Kraftmaximum mit zunehmender Dehnrates moderat abfällt. Dies ist für den Blechwerkstoff HCT980XG deutlicher ausgeprägt als für den Blechwerkstoff HX340LAD und eben-

falls ein Hinweis auf adiabatische Erwärmung unter dynamischer Belastung. Ein Überkreuzen der Kurven zeigt sich ansatzweise ab einer nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$ .



**Bild 30:** Kurven der wahren Spannungen und Dehnungen für die Blechwerkstoffe HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts) für verschiedene nominelle Dehnrates bei RT

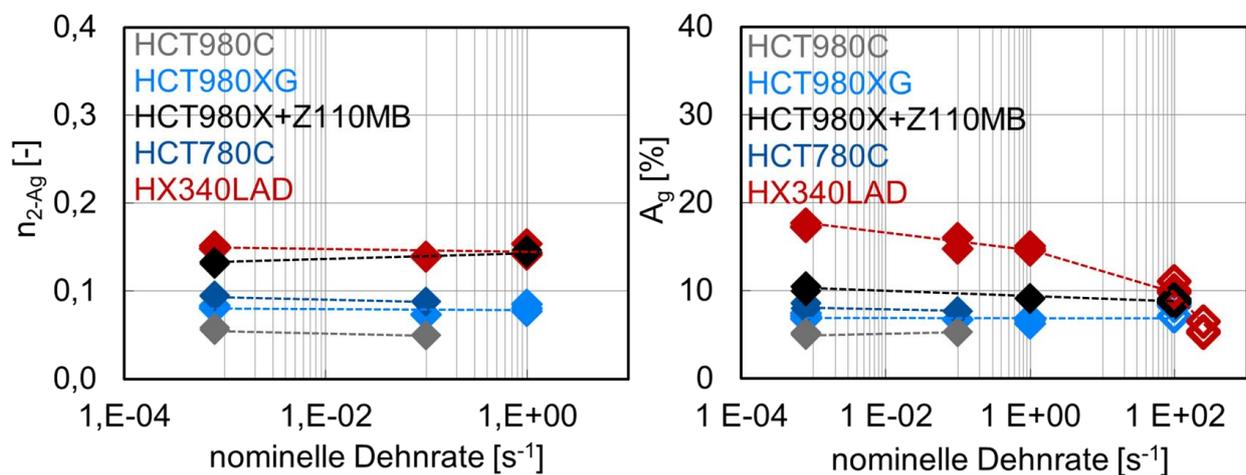
Auf Basis der Messwerte der Hochgeschwindigkeits-Zugversuche wurden für alle untersuchten Blechwerkstoffe die Festigkeitskennwerte  $R_{p0,2}$ ,  $R_{eL}$  und  $R_m$  nach der FAT-Richtlinie ermittelt [7] und in Bild 31 in Abhängigkeit der nominellen Dehnrates dargestellt. Die Vorgaben in der FAT-Richtlinie legen fest, dass bei Auftreten von Oszillationen in den gemessenen Kraftsignalen  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  anhand eines definierten Polynomfits zu bestimmen sind, siehe auch Kapitel 2.4.1 [7]. Für die nominellen Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  und  $250 \text{ s}^{-1}$  wurden daher  $R_{p0,2}$  und  $R_m$  anhand des Polynomfits bestimmt. Für den Werkstoff HX340LAD wurde statt  $R_{p0,2}$  die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  ausgewertet, um die Vergleichbarkeit mit der unteren Streckgrenze bei quasistatischer Belastung zu gewährleisten.  $R_{eL}$  wurde nach FAT-Richtlinie als Mittelwert der Oszillationen im Anfangsfließbereich ausgewertet [7].



**Bild 31:** Einfluss der Dehnrates auf die Streckgrenze (links) und auf die Zugfestigkeit (rechts) für die in den Diagrammen angegebenen Blechwerkstoffe bei RT (quer zur WR)

Für alle untersuchten Blechwerkstoffe nimmt die Streckgrenze mit zunehmender Dehnrates zu, siehe Bild 31 links. Ab der nominellen Dehnrates von  $10 \text{ s}^{-1}$  nimmt die Streckgrenze signifikanter zu als im niedrigeren Dehnratesbereich, wie für krz-Stähle bereits in Kapitel 2.1.3 in Bild 10 gezeigt. Ursache dafür ist zunehmende innere Reibung, die bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten zu einer Festigkeitszunahme führt. Die Zugfestigkeit  $R_m$  zeigt mit zunehmender Dehnrates die gleiche ansteigende Tendenz wie die Streckgrenze, jedoch geringer ausgeprägt, siehe Bild 31 rechts. Ursache dafür bildet die beginnende adiabatische Erwärmung im Bereich des Einschnürbeginns, sodass eine thermische Entfestigung die dehnratesbedingte Verfestigung überlagert. Die Mittelwerte der technischen Kennwerte sind in Tabelle 25 im Anhang in Kapitel 0 aufgeführt.

Für die Untersuchung des Einflusses der Dehnrates auf das Verformungsverhalten stellen der Verfestigungsexponent  $n_{2-A_g}$  und die Gleichmaßdehnung  $A_g$  weitere wichtige Kennwerte dar, welche in Bild 32 in Abhängigkeit von der Dehnrates gezeigt sind. Dabei wurde der Verfestigungsexponent  $n_{2-A_g}$  für die Versuche im niedrigen Dehnratesbereich bis zu einer nominellen Dehnrates von nur  $1 \text{ s}^{-1}$  ausgewertet. Für die Versuche mit Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  und höher ist eine Ermittlung des Verfestigungsexponenten aufgrund der auftretenden Oszillationen im Kraftsignal nur über einen entsprechenden Polynomfit möglich. Die Wahl des Grades des Polynomfits ist in der FAT-Richtlinie nicht festgelegt, hat jedoch eine Auswirkung auf die Krümmung der Verfestigungskurve und damit auf den Verfestigungsexponenten. Daher wurde für die Versuche bei den nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  und  $250 \text{ s}^{-1}$  auf die Ermittlung von  $n_{2-A_g}$  verzichtet.



**Bild 32:** Einfluss der Dehnrates auf den Verfestigungsexponenten (links) und auf die Gleichmaßdehnung (rechts) für die in den Diagrammen angegebenen Blechwerkstoffe bei RT (quer zur WR)

Für die Blechwerkstoffe HX340LAD, HCT980XG und HCT980X+Z110MB ergeben sich für die quasistatische Belastung und für die nominelle Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  vergleichbare Werte für  $n_{2-A_g}$ , siehe Bild 32 links. Für die Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  wurden moderat geringere Werte für den Verfestigungsexponenten ermittelt. Ebenso zeigen die beiden Komplexphasenstähle HCT780C und

HCT980C für die Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  moderat geringere Werte für  $n_{2-A_g}$  verglichen mit den unter quasistatischer Belastung ermittelten. Insgesamt ist jedoch der Einfluss der Dehnrates auf den Verfestigungsexponenten als vernachlässigbar anzusehen. Dieses Ergebnis deckt sich mit den Untersuchungen von Macherauch für krz-Stähle [15]. Auch Larour ermittelte für einen HX340LAD keinen signifikanten Einfluss der Dehnrates auf den Verfestigungsexponenten [1], siehe auch Kapitel 2.1.3. Die Auswertung der Gleichmaßdehnung  $A_g$  erfolgte für die Versuche ab der nominellen Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  ebenfalls mit Hilfe eines Polynomfits. Auch auf diese Größe zeigt der Grad des Polynomfits einen merklichen Einfluss, daher sind die Werte für die Gleichmaßdehnung bei diesen Dehnrates als offene Punkte im Diagramm in Bild 32 rechts eingetragen. Für die Dual- und Komplexphasenstähle zeigen sich mit zunehmender Dehnrates gleichbleibende oder moderat abnehmende Werte für die Gleichmaßdehnung  $A_g$ . Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD nimmt die Gleichmaßdehnung mit zunehmender Dehnrates deutlich ab, insbesondere für Dehnrates größer als  $1 \text{ s}^{-1}$ . Auch dies dient als Hinweis auf thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung.

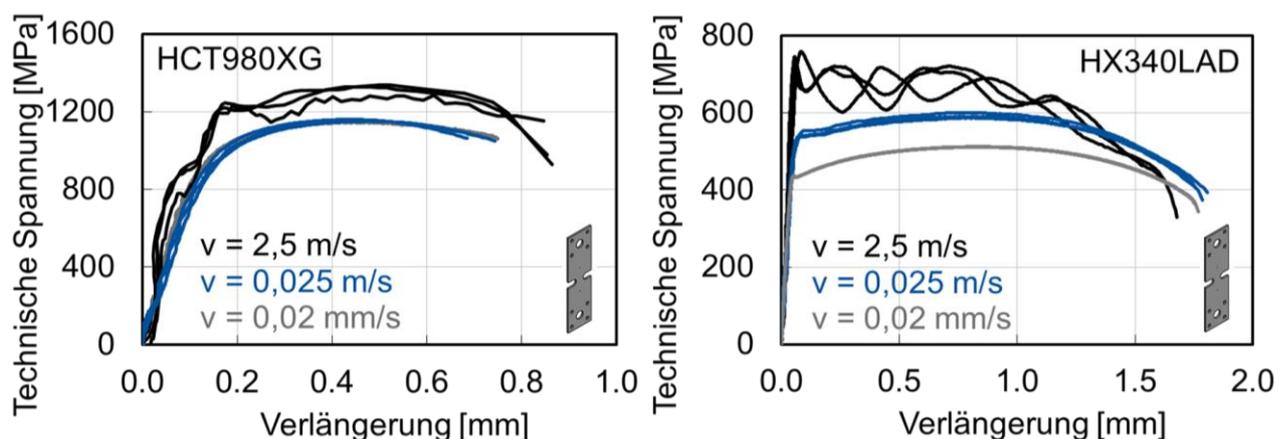
Zusammenfassend kann in Bezug auf den Einfluss der Dehnrates auf das Verformungsverhalten der untersuchten Blechwerkstoffe herausgestellt werden, dass ab einer nominellen Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$  sowohl dehnratesbedingte Verfestigungseffekte ab Fließbeginn zu erkennen sind als auch eine thermische Entfestigung ab der Gleichmaßdehnung. Für den mikrolegierten Stahl wurden größere dehnratesbedingte Verfestigungseffekte beobachtet als für die höherfesten Dualphasenstähle. Dieses Ergebnis bestätigt die allgemein übliche Erfahrung, dass mit zunehmender Festigkeit des Werkstoffs geringere dehnratesbedingte Verfestigungseffekte entstehen, siehe Kapitel 2.1.3 im Stand der Technik. Der Verfestigungsexponent zeigt im untersuchten Dehnratesbereich bis  $1 \text{ s}^{-1}$  keinen signifikanten Dehnrateseinfluss. Für die Gleichmaßdehnung konnten mit zunehmender Dehnrates moderat fallende Werte nachgewiesen werden, insbesondere für den mikrolegierten Stahl für Dehnrates ab  $100 \text{ s}^{-1}$ .

### 4.2.3 Hochgeschwindigkeits-Zugversuche an gekerbten Proben

Die Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter mehrachsiger Zugbelastung ist nicht standardisiert, weder für quasistatische noch für Hochgeschwindigkeitsbelastung im Dehnratesbereich bis ca.  $100 \text{ s}^{-1}$ . In der FAT-Richtlinie werden jedoch „Standard-Flach-Kerbzug-Proben für Kerbzugversuche in einem weiten Dehnratesbereich bei Blechdicken bis zu 5 mm“ mit unterschiedlichen Kerbradien vorgeschlagen [7], siehe Bild 24 im Stand der Technik. Die in dieser Arbeit verwendete Kerbzugprobengeometrie mit einem Kerbradius von 4 mm ist in Bild 117 im Anhang in Kapitel 1.1 gezeigt. Für die untersuchten Werkstoffe versagten diese Proben in der Probenmitte und nicht in der Kerbe [2], und damit unter einem dreiachsigen Zug-Spannungszustand, gekoppelt mit einem näherungsweise ebenen Dehnungszustand. Die Anfangsmesslänge für die

Verlängerungsmessung weist mit  $L_0 = 30$  mm eine größere Länge auf als bei den Flachzugversuchen nach ISO 26203-2 [59]. Dadurch lagen die Messmarken weit genug von der lokalisierten Kerbzone entfernt und im Bereich der Messmarken trat keine plastische Verformung auf. Die Versuche mit den gekerbten Zugproben erfolgten für die drei Blechwerkstoffe HCT980XG, HX340LAD und HCT980X+Z110MB jeweils für die Prüfgeschwindigkeiten 0,02 mm/s, 25 mm/s und 2,5 m/s mit jeweils 3 Versuchswiederholungen. Nach Empfehlung in der FAT-Richtlinie wurden damit die Prüfgeschwindigkeiten analog derjenigen der Flachzugversuche derart gewählt, so dass diese zu den nominellen Dehnraten  $0,0008\text{ s}^{-1}$ ,  $1\text{ s}^{-1}$  und  $100\text{ s}^{-1}$  führen. Verglichen mit den Flachzugversuchen erscheint diese Versuchsmatrix reduziert, da sich im Laufe der Untersuchungen gezeigt hat, dass der Einfluss der Dehnrates bezogen auf die adiabatische Erwärmung unter verschieden zugartigen Belastungen vergleichbar ist, siehe Kapitel 5.4.

Da für Versuche unter mehrachsiger wirkendem Spannungszustand erfolgte eine Normierung der in Zugrichtung gemessenen Kraft  $F$  auf den kleinsten Ausgangsquerschnitt in der Kerbzone  $S_0$ . Diese normierte Kraft entspricht einer Technischen Spannung und wird daher im Folgenden als Technische Spannung bezeichnet. Für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD sind die Kurven der Technischen Spannung in Abhängigkeit von der Verlängerung in Bild 33 dargestellt, für den Dualphasenstahl HCT980X+Z110MB in Bild 119 im Anhang.



**Bild 33:** Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die normierten Kraft-Verlängerungs-Kurven bei Kerbzugversuchen für die Blechwerkstoffe HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts) bei RT

Für alle Werkstoffe liegen die maximalen normierten Kräfte unter quasistatischer Belastung moderat über der Zugfestigkeit. Die dehnratenbedingte Verfestigung zeigt sich bei dem Dualphasenstahl HCT980XG erst ab einer Prüfgeschwindigkeit von über 25 mm/s, bei den beiden Blechwerkstoffen HX340LAD und HCT980X+Z110MB sind bereits für diese Prüfgeschwindigkeit deutliche dehnratenbedingte Verfestigungseffekte gegenüber quasistatischer Belastung zu erkennen. Von quasistatischer bis zu dynamischer Prüfgeschwindigkeit bei 2,5 m/s erhöht sich bei RT die Festigkeit für die Dualphasenstähle HCT980XG und HCT980X+Z110MB um ca. 15 % und

für den mikrolegierten Stahl HX340LAD sogar um ca. 33 %, jeweils in vergleichbarer Größenordnung verglichen mit einachsiger Zugbelastung. Bei HX340LAD kreuzen die normierten Kraft-Verlängerungs-Kurven für die Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s diejenigen für niedrigere Prüfgeschwindigkeiten. Diese Entfestigung bei hoher Prüfgeschwindigkeit ist auf eine thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung zurückzuführen.

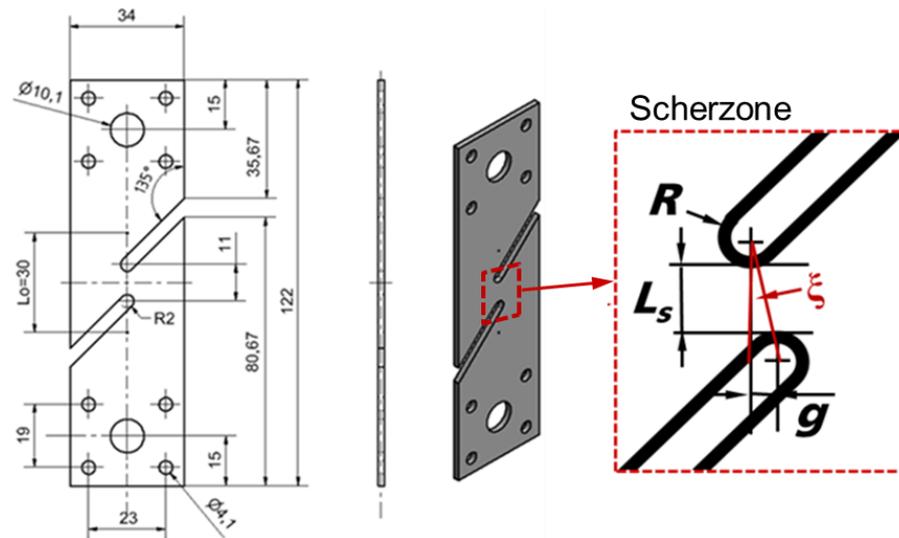
#### 4.2.4 Hochgeschwindigkeits-Scherversuche

Im Stand der Technik wurde in Kapitel 2.4.2 gezeigt, dass keine gültige Standardisierung für die Charakterisierung von Stahlblechwerkstoffen unter Scherbelastung existiert, weder für quasistatische noch für dynamische Belastung. Auch in der FAT-Richtlinie liegen keine Angaben zu empfohlenen Probengeometrien für die Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter Scherbelastung vor. In dieser Arbeit wurden Schrägkerb-Scherzugproben eingesetzt, da diese eine Versuchsdurchführung analog zu den Flachzug- und Kerbzugversuchen für einen weiten Bereich an Dehnraten erlauben und die Scherzone für Dehnungs- und Temperaturfeldmessungen visuell einsehbar wird. Schrägkerb-Scherzugproben werden heute in ihrer symmetrischen und asymmetrischen Form eingesetzt, siehe Kapitel 2.4.2 [123, 180, 181, 182, 158, 183, 184]. Voruntersuchungen für den Blechwerkstoff HCT980XG zur Findung einer geeigneten Probengeometrie ergaben Vorteile für asymmetrische Schrägkerb-Scherzugproben gegenüber den symmetrischen Probengeometrien [39]. Bei unsymmetrischen Scherzugproben liegen im Kerbbereich geringere Zugspannungen vor und der Kerbanriss wird verzögert. Verglichen mit den symmetrischen Proben werden daher etwas höhere Dehnungen in der Scherzone bis kurz vor Bruch erreicht [200]. Für die Charakterisierung unter Scherbelastung wurden in dieser Arbeit somit asymmetrische Scherprobengeometrien verwendet. Ein vorzeitiger Kerbanriss kann auch durch die Probenfertigung beeinflusst werden. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit erfolgte die Extraktion der Scherproben aus den Blechen mit Hilfe des Mikrowasserstrahlschneidens ohne weitere Bearbeitung der Probenkanten im Prüfbereich. Durch diese Art der Probenpräparation wird keine Wärme in die Proben eingebracht und eine Kantenverfestigung vermieden, die beispielsweise bei Laserstrahlschneiden, Funkenerodieren oder Fräsen entstehen kann.

##### Werkstoffabhängige Optimierung der Scherprobengeometrie

Zunächst erfolgte eine Optimierung der Probengeometrie, sodass der Kerbanriss möglichst nicht oder erst bei hohen Dehnungsbeträgen in der Scherzone auftritt und möglichst keine bzw. nur vernachlässigbare Spannungsmehrachsigkeiten in der Scherzone während des Verformungsprozesses entstehen. Die Ausgangsprobengeometrie für die Optimierung ist in Bild 34 links gezeigt. Unter Variation von den Geometrieparametern Kerbradius  $R$ , senkrechte Scherlänge  $L_s$  und Kerbversatzwinkel  $\xi$  wurden FE-Simulationen für die verschiedenen Blechwerkstoffe durchgeführt.

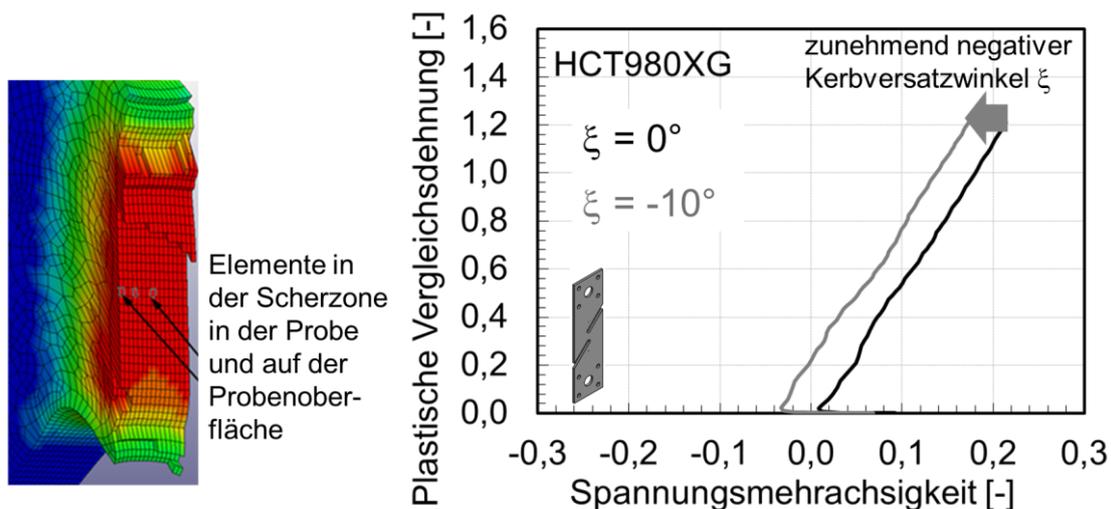
In früheren Untersuchungen konnte bereits gezeigt werden, dass diese Parameter im Zusammenhang mit der Blechdicke einen deutlichen Einfluss auf den Spannungs- und Dehnungszustand in der Scherzone aufweisen [201, 185, 180, 202, 183, 158].



**Bild 34:** Ausgangsgeometrie für die Probenoptimierung der Scherprobe (links) und zu variierende Parameter  $R$ ,  $L_s$  und Winkel  $\xi$  ( $X_i$ ) in der Scherzone (rechts)

Ziel dieser Untersuchungen ist die Verringerung der Dehnungen im Kerbbereich (Kerbmitte und Kerbgrund) zugunsten der maximal erreichbaren Dehnungsbeträge in der Scherzone und eine Reduktion überlagerter Zugspannungen. Wie bereits von Böhme et al. [202] vorgeschlagen wurde dazu ein negativer Versatz der Kerben zueinander eingestellt, siehe Bild 34 rechts. Ein negativer Kerbversatz führt im Scherbereich zu einer Überlagerung von Druckspannungen und damit zu einer Reduktion der Spannungsmehrachsigkeit. Der als  $g$  bezeichnete negative Kerbversatz lässt sich bei gegebener senkrechter Scherlänge  $L_s$  und gegebenem Kerbradius  $R$  in den Kerbversatzwinkel  $\xi$  umrechnen. Für die Ausgangsgeometrie der Scherprobe in Bild 34 links erfolgte die Variation des Kerbversatzwinkels  $\xi$  zwischen  $0^\circ$  und  $-20^\circ$ . Der Kerbradius wurde auf  $R = 1$  mm und die senkrechte Scherlänge auf  $L_s = 4$  mm festgelegt, da diese Werte in Voruntersuchungen zu einem näherungsweise homogenen Dehnungszustand in der Scherzone ohne Konzentrationen der Dehnungen im Kerbbereich führen. Die FE-Simulationen mit den verschiedenen Kerbversatzwinkeln  $\xi$  wurden mit LS-DYNA Version 10.0.0 [160] explizit durchgeführt, unter Verwendung von vollintegrierten Volumenelementen (ELTYP2) mit einer Elementkantenlänge in der Scherzone von 0,1 mm und 10 Elementen über der Blechdicke. Die eingestellte Verschiebungsgeschwindigkeit von 0,02 mm/s entspricht derjenigen der Experimente für quasistatische Belastung. Als Verschiebungsrandbedingung wurde ein horizontaler translatorischer Freiheitsgrad festgelegt und dieselbe Anfangsmesslänge für die Verlängerungsmessung von  $L_0 = 30$  mm verwendet wie bei den Kerbzugversuchen. Im Bereich der Messmarken ergaben sich dadurch horizontale Verschiebungen in der Größenordnung von bis zu 0,8 mm bis zum Bruch, die in [200]

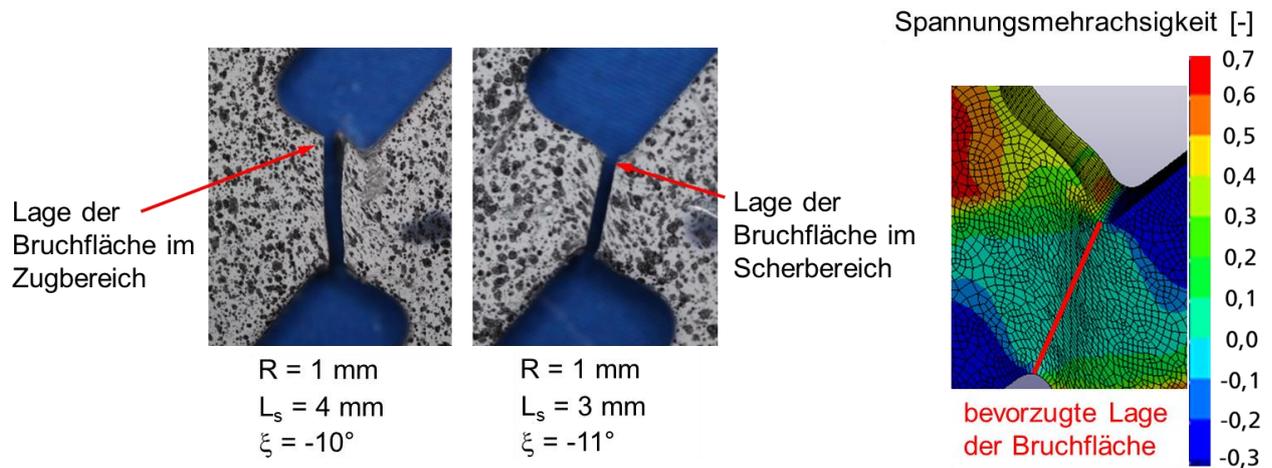
experimentell nachgewiesen sind. Als Materialmodell diente ein elasto-plastisches Materialgesetz in tabellarischer Form (MAT\_024). Die eingesetzten Verfestigungskurven ergaben sich aus inverser Simulation der quasistatischen Flachzugversuche aus Kapitel 4.1. Für einzelne Elemente im Probeninneren der Scherzone führt ein zunehmend negativer Kerbversatzwinkel  $\xi$  dazu, dass sich die Spannungsmehrachsigkeit in der Scherzone zu niedrigeren Werten verschiebt, siehe Bild 35. Ebenso führt ein zunehmend negativer Kerbversatzwinkel  $\xi$  zu einer Verringerung der Dehnungen in der Kerbzone, vor allem im Kerbgrund, im Vergleich zu denjenigen in der Scherzone, siehe Bilder 120 und 121 im Anhang.



**Bild 35:** Ausgewertete Elemente im Probeninneren der Scherzone (links) und Einfluss des Kerbüberlappwinkels auf die Abhängigkeit der Vergleichsdehnung von der Spannungsmehrachsigkeit aus FE-Rechnungen für ein Element im Inneren der Scherzone (rechts)

Ausgeführte FE-Simulationen führten zu den in Tabelle 10 aufgeführten Werten für den Kerbversatzwinkel  $\xi$ , sodass die Dehnungen in der Scherzone oberhalb derjenigen im Kerbbereich liegen. Es zeigt sich, dass bei Werkstoffen mit größerem Verfestigungsvermögen auch ein größerer negativer Kerbüberlapp notwendig ist. Dies bestätigen auch experimentelle Untersuchungen an Proben mit unterschiedlichen Kerbüberlappwinkeln [203]. Für die beiden Dualphasenstähle HCT980XG und HCT980X+Z110MB wurde von der Festlegung der senkrechten Scherlänge von  $L_s = 4$  mm abgewichen und auf  $L_s = 3$  mm verkürzt. Die beiden Proben unterscheiden sich im Wesentlichen durch die Orientierung ihrer Bruchfläche in der Scherzone, siehe Bild 36 links. Voraussetzung für Scherversagen ist eine Orientierung der Bruchfläche von der unteren Ecke der oberen Kerbe bis zur oberen Ecke der unteren Kerbe, da nur in diesem Bereich ein reiner Scherbelastungszustand ohne Spannungsmehrachsigkeiten vorliegt, siehe Bild 36 rechts. Durch eine Verkürzung der senkrechten Scherlänge auf  $L_s = 3$  mm konnte die Bruchinitiierung in Kerbmitte unter Zugbelastung vermieden werden, siehe Bild 36 links. Es ist bekannt, dass Dualphasenstähle zu früh einsetzenden Kerbanrissen aufgrund ihrer niedrigen Versagensdehnungen unter mehr-

achsiger Zugbelastung neigen [204]. Eine Verkleinerung der senkrechten Scherlänge führt zu einer moderaten Reduktion der Dehnungen in der Kerbzzone [203], was den Kerbanriss hinauszögert. Allerdings ergibt sich dadurch auch eine moderate Erhöhung der Spannungsmehrachsigkeit in der Scherzone aufgrund der zunehmenden Abweichung vom ebenen Spannungszustand [203].



**Bild 36:** Orientierung der Bruchfläche bei unterschiedlichen Scherlängen  $L_s$  und Kerbversatzwinkeln  $\xi$  (links) und Verteilung der Spannungsmehrachsigkeit in der Scherzone aus FE-Rechnung (rechts), beides für den Blechwerkstoff HCT980X+Z110MB bei RT

**Tabelle 10:** Geeignete Scherzonenparameter der genannten Blechwerkstoffe mit den Blechdicken 1,4 und 1,5 mm

	HX340LAD	HCT980XG	HCT980X +Z110MB	HCT780C	HCT980C
$\xi$ [°]	-18	-10	-11	-10	-10
$L_s$ [mm]	4	3	3	4	4
$R$ [mm]	1	1	1	1	1

#### Dehnratenabhängige Charakterisierung unter Scherbelastung

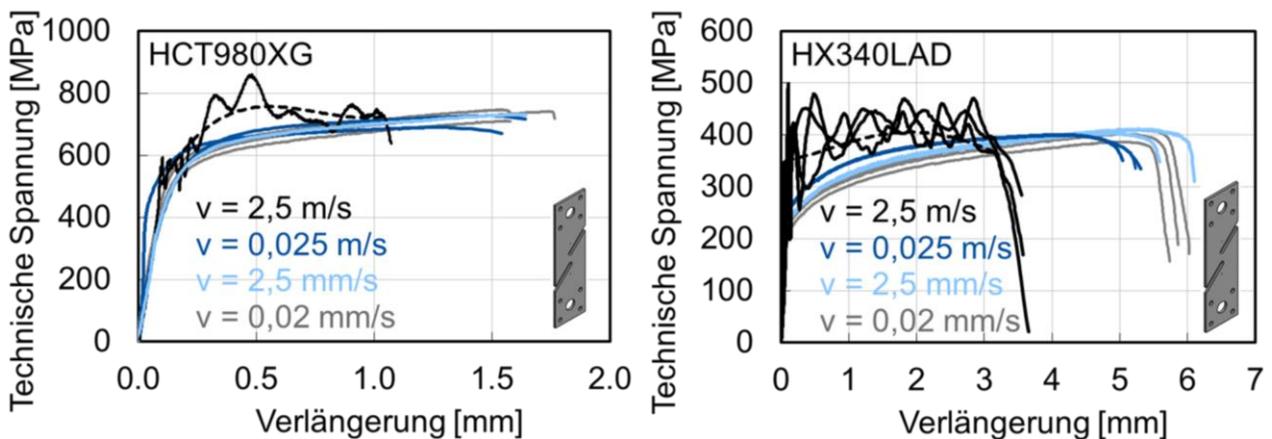
Die Charakterisierung unter Scherbelastung erfolgte für alle in dieser Arbeit untersuchten, in Tabelle 6 aufgeführten Blechwerkstoffe teilweise mit bis zu vier verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten, siehe Versuchsmatrix in Tabelle 11. Als Scherprobengeometrien wurden die werkstoffabhängig angepassten Geometrien nach den Angaben in Tabelle 10 verwendet.

Für den Dualphasenstahl HCT980XG sowie für den mikrolegierten Stahl HX340LAD zeigen sich im normierten Kraft-Verlängerungs-Diagramm dehnratenbedingte Verfestigungseffekte, wie es ebenso für die Flachzug- und Kerbzugversuche in den Kapiteln 4.2.2 und 4.2.3 nachgewiesen wurde, siehe Bild 37. Nach Fließbeginn treten mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit flachere Kraft-Verlängerungs-Verläufe auf, die bei beiden Werkstoffen ab einer Prüfgeschwindigkeit von 25 mm/s erkennbar sind. Dies könnte auf eine adiabatische Erwärmung zurückzuführen sein, die aufgrund der frühen Lokalisierung unter Scherbelastung schon zu Beginn der plastischen Ver-

formung einsetzt. Wie bereits in einigen früheren Untersuchungen im Rahmen von Charakterisierungen von Blechwerkstoffen unter Scherbelastung nachgewiesen wurde, bestätigt sich hier das Phänomen, dass mit zunehmender Dehnrates kleinere Verlängerungen bis zum Bruch auftreten [123, 158, 205, 2, 206]. Dieser negative Dehnrateseffekt auf die Bruchdehnung unter Scherbelastung ist unabhängig von der eingesetzten Scherprobengeometrie. Die Untersuchungen zur Lokalisierung von Dehnungen in Kapitel 5.6 in dieser Arbeit können möglicherweise auch einen Beitrag zur Begründung dieses bisher noch nicht erklärten Phänomens leisten.

**Tabelle 11:** Versuchsmatrix für Scherzugversuche für verschiedene Prüfgeschwindigkeiten (quer zur WR)

Prüfgeschwindigkeit	Anzahl Wiederholungsversuche				
	HX340LAD	HCT980XG	HCT980X+Z110MB	HCT780C	HCT980C
0,02 mm/s	3	3	3	3	3
2,5 mm/s	3	1	-	1	1
25 mm/s	3	2	3	-	-
2,5 m/s	3	1	3	-	-



**Bild 37:** Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die normierten Kraft-Verlängerungs-Kurven der Blechwerkstoffe HCT980XG (links); HX340LAD (rechts) unter Scherbelastung bei RT

Die normierten Kraft-Verlängerungskurven für die den Dualphasenstahl HCT980X+Z110MB und die beiden Komplexphasenstähle sind in Anhang in Bild 122 gezeigt. Für den Dualphasenstahl werden bis zu der Prüfgeschwindigkeit von 25 mm/s keine dehnratesbedingten Verfestigungseffekte beobachtet. Für die Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s wurde für den Anfangsfließbereich eine Erhöhung der Kraft von ca. 20 % gemessen. Nach Fließbeginn sind auch für diesen Werkstoff mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit flachere Kraft-Verlängerungs-Verläufe und damit eine mögliche thermische Entfestigung zu erkennen. Für die beiden Komplexphasenstähle

zeigt sich die Entfestigung nach Fließbeginn bereits für die Prüfgeschwindigkeit von 2,5 mm/s und ist ausgeprägter als bei den Blechwerkstoffen HCT980XG und HX340LAD.

Zusammenfassend kann zu den Ergebnissen der Scherzugversuche gesagt werden, dass die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte im Anfangsfließbereich für den Werkstoff HX340LAD und die beiden Komplexphasenstähle im gesamten untersuchten Dehnratenbereich erkennbar sind. Für die Dualphasenstähle zeigen sie sich jedoch erst bei Prüfgeschwindigkeiten über 25 mm/s. Nach Fließbeginn zeigt sich mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit eine Entfestigung, die bei den beiden Komplexphasenstählen besonders deutlich auftritt.

#### 4.2.5 Messung lokaler Dehnungen und Dehnraten

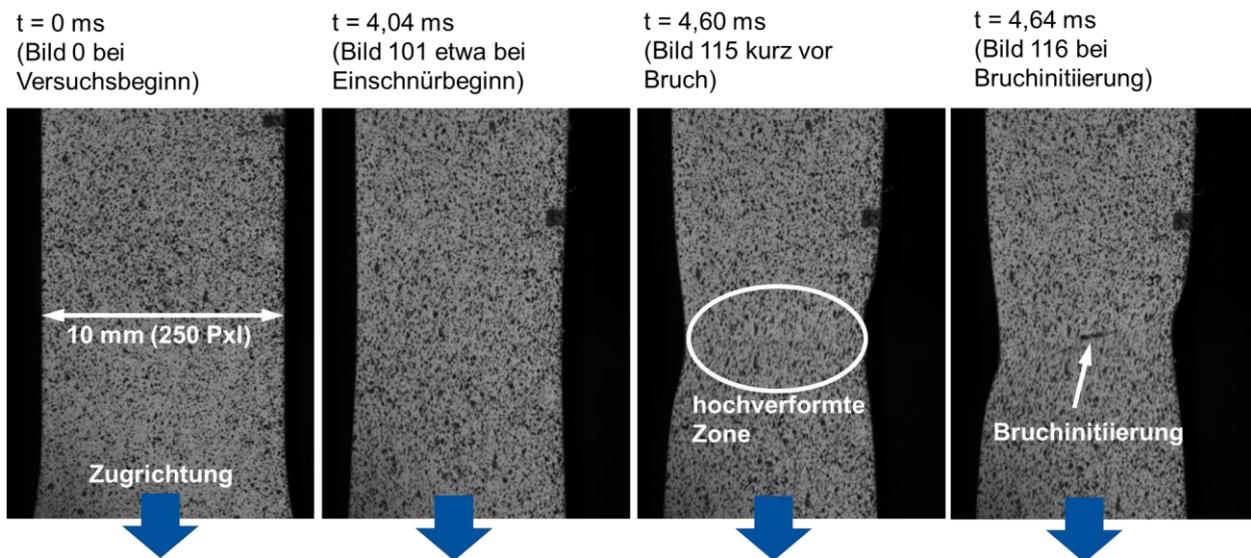
Zu einer umfassenden Werkstoffcharakterisierung für die Crashesimulation gehört auch eine möglichst genaue flächenhafte Erfassung der Dehnungen und Dehnraten in den hochverformten Zonen über den gesamten Verformungsprozess bis zum Bruch. Die Dehnungen und Dehnraten sind wechselseitig mit der adiabatischen Temperaturerhöhung und der thermischen Entfestigung verknüpft, die die Kernthemen dieser Arbeit darstellen. Eine wesentliche Einflussgröße auf die ermittelten Dehnungen stellt die Größe des Bilanzierungsfeldes  $S_e$  dar, in dem eine Mittelwertbildung für die darin auftretenden Dehnungen erfolgt. In dieser Arbeit wurden Bilanzierungsfelder  $S_e$  in der Größenordnung von ungefähr  $0,01 \text{ mm}^2$  bis  $0,1 \text{ mm}^2$  verwendet. Diese Größenordnung konnte durch die teilweise Verwendung von Makroobjektiven auch bis zu den hohen Prüfgeschwindigkeiten von 2,5 m/s und 6,25 m/s mit Bildraten bis zu 90.000 Bildern/s eingestellt werden. Bei Verwendung von Objektiven mit ausreichender Vergrößerung, die bei Mikroversuchen eingesetzt werden, sind sogar noch kleinere Bilanzierungsfelder möglich [190]. Grundsätzlich wurden in den hochverformten Zonen wahre (logarithmische) Vergleichsdehnungen nach von Mises ermittelt. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit werden diese Dehnungen auch als „lokale“ Dehnungen bezeichnet und beziehen sich auf die oben angegebenen Bilanzierungsfelder  $S_e$ . Die lokalen Dehnungen stehen im Gegensatz zu der technischen und wahren Dehnung für die Flachzugversuche in Kapitel 4.2.2, die sich auf die Anfangsmesslänge  $L_0 = 20 \text{ mm}$  beziehen und Dehnungen in Zugrichtung darstellen.

In diesem Kapitel erfolgt die Darstellung der Vorgehensweise zur Messung und Auswertung der lokalen Dehnungen und Dehnraten in den hochverformten Zonen auf der Probenoberfläche für die verschiedenen Probengeometrien und Prüfgeschwindigkeiten. Ebenso werden Unterschiede in der Entwicklung der Dehnungen und Dehnraten der verschiedenen Probengeometrien aufgezeigt. Diese gemessenen Dehnungs- und Dehnratenfelder stehen vor allem für die Analyse der Einflussfaktoren auf die adiabatische Erwärmung bei Crashbelastung in Kapitel 5 und für die an-

schließende Modellentwicklung in Kapitel 6.1 zur Verfügung. Weiterhin liegen sie als experimentelle Vergleichswerte für die Modellkalibrierung in Kapitel 6.2 vor.

### Auswertung lokaler Dehnungen

Die Ermittlung der lokalen Dehnungen basiert auf Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen der hochverformten Zone auf der Probenoberfläche, siehe Kapitel 4.2.1. Bild 38 zeigt beispielhaft Hochgeschwindigkeits-Videobilder verschiedener Verformungszustände für eine bei der nominalen Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  geprüfte Flachzugprobe des Blechwerkstoffs HX340LAD. Das in den Videobildern sichtbare stochastische Muster wurde zur Erfassung von Verschiebungen vor Versuchsbeginn als Lack auf der Probenoberfläche aufgebracht.

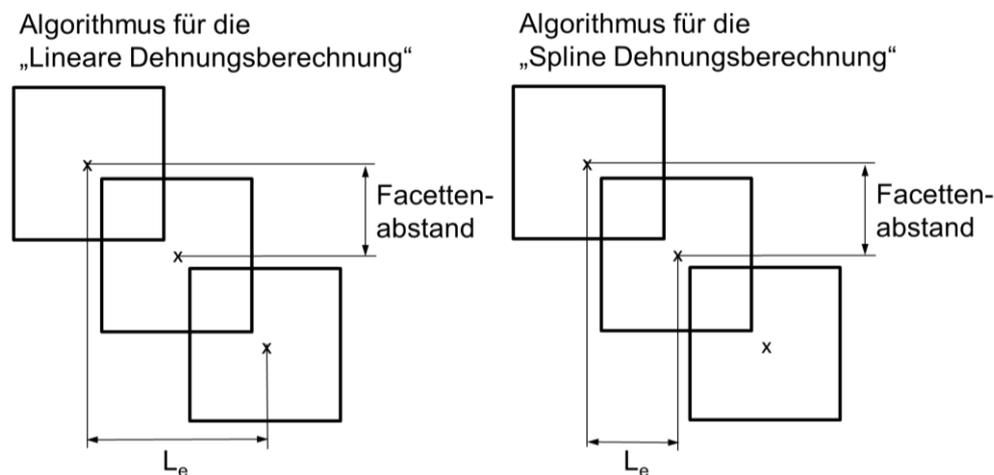


**Bild 38:** Hochgeschwindigkeits-Videobilder für ausgewählte Verformungszustände einer Flachzugprobe des Blechwerkstoffs HX340LAD, die mit einer nominalen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  (Prüfgeschwindigkeit  $v = 2,5 \text{ m/s}$ ; Bildrate  $25.000 \text{ s}^{-1}$ ) bei RT geprüft wurde

Die Auswertung der lokalen Dehnungen aus den Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen erfolgte für die meisten Versuche mit ARAMIS 6.3 [199] als Software für digitale Bildkorrelation. Die von der Korrelationssoftware erfassten Verschiebungen können von der Software in Dehnungen umgerechnet werden. Für einige Scherversuche konnten mit der ARAMIS 6.3-Software die lokalen Dehnungen nicht bis zum Bruch ausgewertet werden, da aufgrund der großen Verzerrungen in der Scherzone die Grauwertkorrelation nicht mehr möglich war. Für diese Versuchsserien wurde die Softwareversion GOM Correlate 2017 mit einem veränderten Korrelationsalgorithmus eingesetzt. Für die Korrelation mit ARAMIS 6.3 wurden quadratische Facetten mit einem empfohlenen Facettenüberlapp von maximal 50 % verwendet [207], siehe Bild 39.

Die Grauwertkorrelation mit GOM Correlate 2017 erfolgt grundsätzlich mit dreieckigen Facetten, auch hier wurde auf einen maximalen Facettenüberlapp von 50 % geachtet. Die quantitative Auswertung der Dehnungen und Dehnrates wird maßgeblich durch die Größe des Bilanzierungsfeldes  $S_e$  bestimmt, die wiederum von der verwendeten lokalen Dehnungsreferenzlänge abhängt

[186]. Die lokale Dehnungsreferenzlänge entspricht nach DIN EN ISO 6892-1 [30] einer Extensometermesslänge  $L_e$  und wird daher in dieser Arbeit ebenfalls mit  $L_e$  bezeichnet. Sie ergibt sich aus dem Facettenabstand und der Art der Dehnungsberechnung. In ARAMIS 6.3 stehen die Optionen der „Linearen Dehnungsberechnung“ und der „Spline Dehnungsberechnung“ zur Verfügung, in GOM Correlate ist die softwareinterne Dehnungsberechnung nach einem weiteren Algorithmus festgelegt [199]. In der ARAMIS 6.3-Version errechnet sich  $L_e$  für die „Lineare Dehnungsberechnung“ näherungsweise aus dem doppelten Facettenabstand, siehe Bild 39 links, und für die „Spline Dehnungsberechnung“ aus dem einfachen Facettenabstand, siehe Bild 39 rechts. Für die Softwareversion GOM Correlate 2017 kann die lokale Dehnungsreferenzlänge aus dem 1,7-fachen Facettenabstand abgeschätzt werden. Bei beiden Softwareversionen beeinflusst die Facettenkantenlänge nur dann signifikant das Ergebnis der ermittelten Dehnungen, wenn eine maximale Überlappung der Facetten von 50% nicht eingehalten wird. Diese Obergrenze der Facettenüberlappung wurde bei den Versuchen in dieser Arbeit eingehalten.

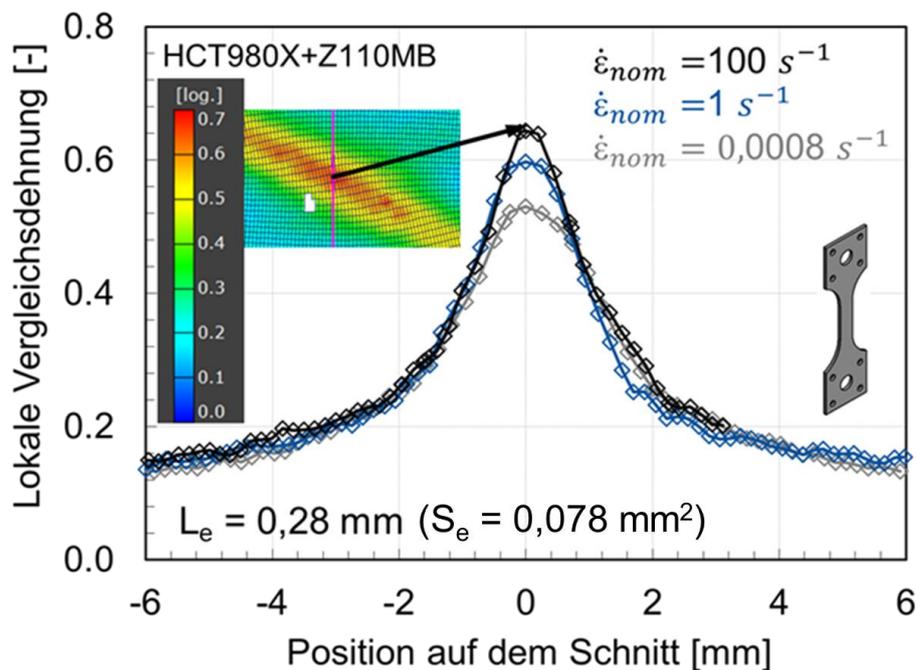


**Bild 39:** Quadratische Facetten und lokale Dehnungsreferenzlänge für die in ARAMIS 6.3 angebotenen Algorithmen für die Dehnungsberechnung

In dieser Arbeit wurden lokale Dehnungsreferenzlängen  $L_e$  zwischen 0,1 mm und 0,3 mm verwendet, die zu Messfeldgrößen  $S_e$  zwischen 0,01 mm<sup>2</sup> und 0,1 mm<sup>2</sup> führten. Behrens hat gezeigt, dass bei vergleichbarer lokaler Dehnungsreferenzlänge  $L_e$  die auf einem Spline basierende Spline Dehnungsberechnung und die Lineare Dehnungsberechnung zu vergleichbaren Dehnungswerten führen [187]. In dieser Arbeit wurde überwiegend die Spline-basierte Dehnungsberechnung verwendet, da mit dieser Berechnung ausreichend kleine Werte für  $L_e$  erreicht werden konnten, um die maximale Dehnung auch in den hochverformten Zonen zuverlässig ermitteln zu können. Eine Vergleichbarkeit der ermittelten Dehnungen aus den Softwareversionen ARAMIS 6.3 und GOM Correlate ist in [39] dokumentiert.

Für die Ermittlung der maximalen Dehnung bis zum Bruch sollte im letzten Bild vor Bruch eine ausreichende Anzahl an Dehnungsmesspunkten im Bereich des Dehnungsmaximums über einen

Schnitt senkrecht zur lokalisierten Zone vorhanden sein, siehe Bild 40. Als ausreichend wurden mindestens zwei Dehnungsmesswerte im Bereich des Dehnungsmaximums definiert, die sich in ihrem Dehnungsniveau lediglich moderat unterscheiden.



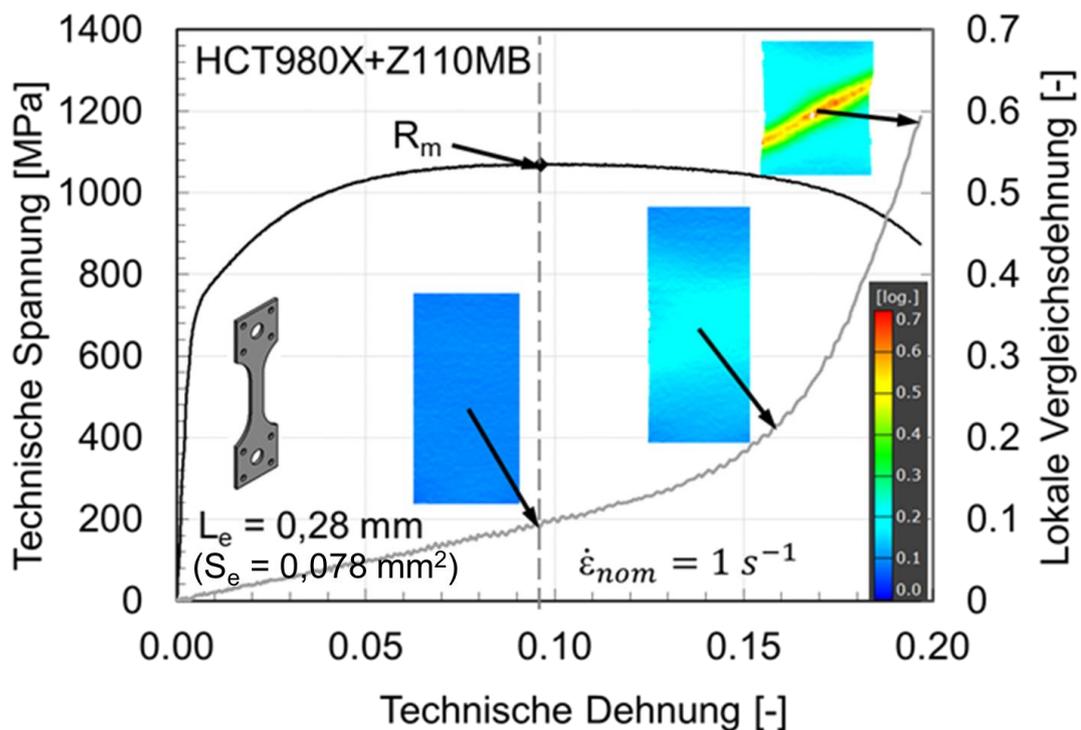
**Bild 40:** Lokale Vergleichsdehnung für Flachzugversuche bei RT im letzten Bild vor Bruch, aufgetragen über einem Schnitt senkrecht zur lokalisierten Zone

In Bild 40 ist erkennbar, dass für alle drei Dehnraten bei Flachzugversuchen an dem Blechwerkstoff HCT980X+Z110MB mit  $L_e$  zwischen 0,2 mm und 0,3 mm die Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{v,max}$  im Maximum der Glockenkurve ausreichend gut erfasst werden kann. Diese Größenordnung für  $L_e$  zeigte sich auch für die anderen Werkstoffe als geeignet, sodass für alle Versuchsserien verwendet Werte für  $L_e$  zwischen 0,2 mm und 0,3 mm verwendet wurden. Eine Ausnahme bildeten die Scherzugversuche aufgrund von schmalen lokalisierten Zonen, hier wurden teilweise auch Werte für  $L_e$  von 0,1 mm verwendet. Tabelle 12 gibt einen Überblick über die bei den jeweiligen Versuchstypen eingesetzte Korrelationssoftware sowie die Größenordnung der Extensometermesslängen  $L_e$  und der zugehörigen Bilanzierungsfelder  $S_e$ . Eine ausführliche Dokumentation der Parameter für die optische Auflösung der einzelnen Versuchsserien bei den unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ist in Kapitel 0 im Anhang in Tabelle 28 und Tabelle 29 dokumentiert.

Für sämtliche weiterführende Auswertungen lokaler Dehnungen und lokaler Dehnraten wurde jene Facette mit maximaler Dehnung vor Bruch ausgewählt und dort der Auswertepunkt für die maximale Dehnung und Dehnrates gesetzt, siehe Bild 40. Die Dehnungsentwicklung für diesen Auswertepunkt ist am Beispiel eines Flachzugversuchs bei nomineller Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  in Bild 41 gezeigt. Eine signifikante Lokalisierung wird erst nach Kraftmaximum im Dehnungsfeld erkennbar.

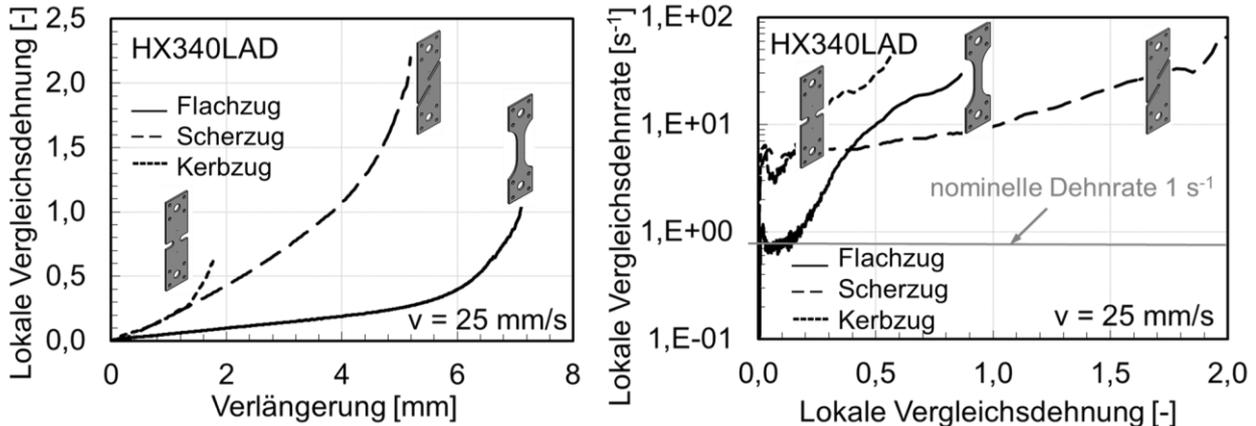
**Tabelle 12:** Verwendete Softwareversionen und Messfeldgrößen für die Dehnungsmessung

	Flachzug- versuche	Kerbzug- versuche	Scherzugversuche
Softwareversion	ARAMIS 6.3	ARAMIS 6.3	GOM Correlate 2017/ ARAMIS 6.3
Dehnungsermittlungs- verfahren	Spline	Spline	GOM Correlate 2017/ Spline
$L_e$ [mm]	0,19 – 0,26	0,21 – 0,22	0,10 – 0,27
$S_e$ [mm <sup>2</sup> ]	0.036 – 0.068	0.044 – 0.048	0.01 – 0.073

**Bild 41:** Spannungs-Dehnungs-Diagramm für den Blechwerkstoff HCT980X+Z110MB bei RT und lokale Dehnung in Abhängigkeit von der technischen Dehnung

Für eine Vergleichbarkeit der Dehnungen und Dehnraten der verschiedenen Probengeometrien untereinander wurde in dieser Arbeit die Vergleichsdehnung nach von Mises  $\epsilon_{v,M}$  und die der Vergleichsdehnung zugehörige Dehnratesymbol  $\dot{\epsilon}_{v,M}$  aus der verwendeten Korrelationssoftware ausgewertet. Zur Vereinfachung werden im Folgenden die Begriffe Vergleichsdehnung und lokale Dehnung bzw. Vergleichsdehnratesymbol und lokale Dehnratesymbol mit den Formelzeichen  $\epsilon_v$  und  $\dot{\epsilon}_v$  verwendet. Für die verschiedenen Probengeometrien ergeben sich bei gleicher globaler Probenverlängerung unterschiedliche Werte der lokalen Dehnung, siehe Bild 42 links. Der Scherzug- und der Kerbzugversuch zeigen von Beginn der Probenverlängerung an einen größeren Anstieg der lokalen Dehnung als der Flachzugversuch. Dies ist auf die frühe Lokalisierung der Dehnung

im Scherzug- und Kerbzugversuch zurückzuführen. Die für Bild 42 links ausgewerteten Versuche wurden mit gleicher Prüfgeschwindigkeit durchgeführt. Bei den verschiedenen Probengeometrien können sich jedoch unterschiedliche zeitliche Dehnungsentwicklungen und damit unterschiedliche lokalen Dehnraten einstellen. Für eine Bewertung des Einflusses der Dehnrates auf das lokale Verformungsverhalten und die lokale Temperaturentwicklung erfolgte daher auch eine Quantifizierung der lokalen Dehnraten.



**Bild 42:** Lokale Vergleichsdehnung in Abhängigkeit von der Verlängerung (links) und lokale Vergleichsdehnrates in Abhängigkeit von der lokalen Vergleichsdehnung (rechts) für einen Flachzug-, Scherzug- und Kerbzugversuch des Blechwerkstoffes HX340LAD bei einer Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$  ( $S_e$  zwischen  $0,029 \text{ mm}^2$  und  $0,044 \text{ mm}^2$ ) bei RT

#### Auswertung lokaler Dehnrates

Für die in Bild 42 links ausgewerteten Versuche wurde die in der ARAMIS-Software errechnete Vergleichsdehnrates für den analog zu Bild 40 gewählten Auswertepunkt exportiert. Aufgrund des grossen Rauschens des Dehnratesignals wurde eine Glättung mit gleitender Mittelwertbildung über 9 bis 25 Messpunkte durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Bild 42 rechts über der lokalen Dehnung aufgetragen. Für den Scherzug- und Kerbzugversuch liegt die Dehnrates bereits bei Verformungsbeginn um einen Faktor 2-3 höher als für den Flachzugversuch, siehe Bild 42 rechts. Im Scherzug- und Kerbzugversuch setzt die Lokalisierung unmittelbar mit dem Beginn des plastischen Fließens ein. Dies führt zu einem Anstieg der lokalen Dehnrates. Im Flachzugversuch dagegen beginnt die Lokalisierung erst mit dem Einschnürbeginn nach Kraftmaximum und führt dann erst zu einem Dehnratesanstieg [25, 208, 209], siehe auch Bild 42 links. Im weiteren Verformungsverlauf steigt für den Flachzug- und Kerbzugversuch die Dehnrates in vergleichbarer Größenordnung an, sodass die Dehnrates im Kerbzugversuch in nahezu jedem Verformungszustand um den Faktor 2-3 höher liegt als im Flachzugversuch. Kurz vor Bruch liegen die Dehnrateswerte für diese beiden Geometrien in der Größenordnung von etwa  $30 \text{ s}^{-1}$  und damit um mehr als eine 10er-Potenz höher als die nominelle Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$  im Flachzugversuch. Im Scherzugversuch findet demnach ein deutlich geringerer Dehnratesanstieg während der Ver-

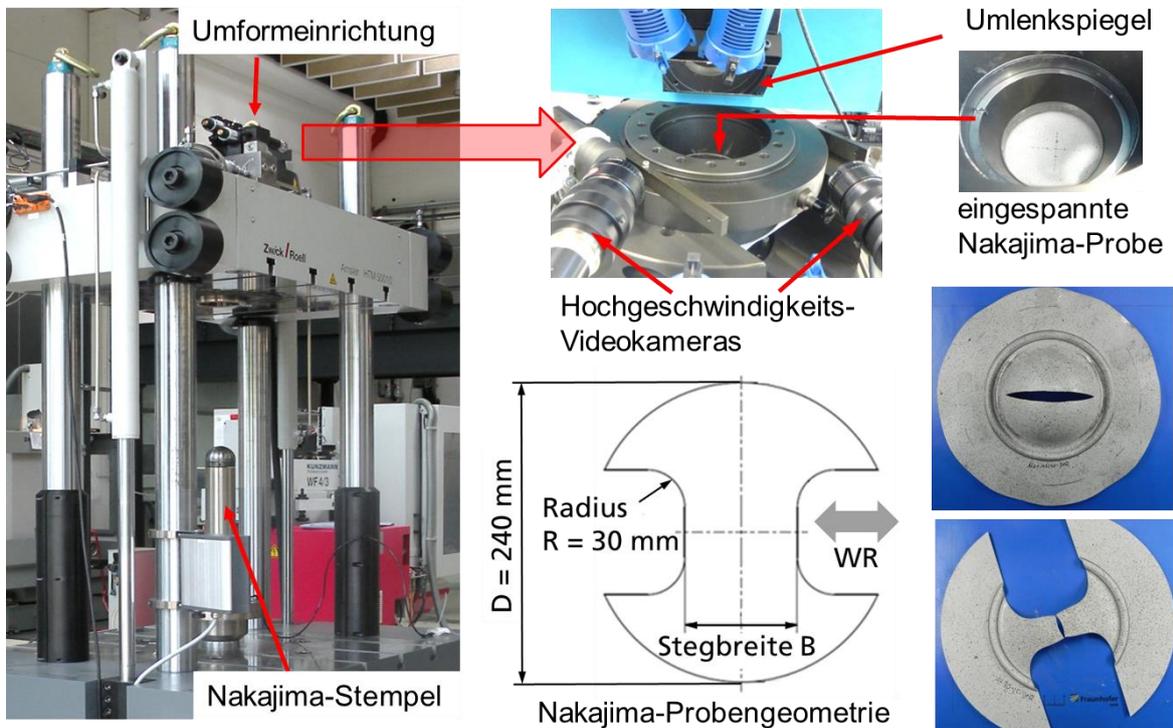
formung statt, verglichen mit den beiden zugdominierten Belastungszuständen. Kurz vor Bruch liegt die Dehnrates im Scherzugversuch mit etwa  $40\text{-}50\text{ s}^{-1}$  nur moderat über den Werten des Kerbzug- und Flachzugversuchs. Diese Ergebnisse zeigen bereits an dieser Stelle, dass der Spannungszustand einen wesentlichen Einfluss auf das Lokalisierungsverhalten aufweist.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass bei gleicher Prüfgeschwindigkeit unterschiedliche Werte der Dehnung und der Dehnrates in der lokalisierten Zone für die verschiedenen Probengeometrien vorliegen. Beide Größen, die lokale Dehnung und die lokale Dehnrates, stellen somit Anzeichen für das Lokalisierungsverhalten dar und zeigen einen sichtbaren Einfluss auf die lokale Temperaturerhöhung. Die lokale Dehnung beeinflusst unmittelbar die lokale Verformungsarbeit, die wiederum teilweise in Wärme umgesetzt wird. Die lokale Dehnrates beeinflusst die Wärmemenge, die aus der hochverformten Zone in das umliegende Material abgeführt wird, da sie auf die für den Wärmetransport zur Verfügung stehende Zeit einwirkt. Der Dehnungsgradient, welcher aus dem Dehnungsfeld ermittelt werden kann, zeigt ebenfalls Auswirkungen auf den Wärmetransport. Daher sind diese beiden Größen bei der Bewertung des Einflusses des Spannungszustands auf die adiabatische Erwärmung zu berücksichtigen. Der komplexe Zusammenhang zwischen den lokalen Größen Dehnung und Dehnrates ist ausführlich in Kapitel 5.6 für die verschiedenen Spannungszustände untersucht und dort auch in einen Zusammenhang mit der lokalen Temperaturerhöhung gestellt.

### **4.3 Nakajima-Versuche bei Raumtemperatur gemäß DIN EN ISO 12004-2**

In realen Crashesituationen können an Karosserieblechwerkstoffen auch biaxiale Spannungszustände bis zu äquibiaxialer Zugbelastung mit einer Spannungsmehrachsigkeit von  $\eta = 0,667$  auftreten. Für die Analyse des Einflusses des Spannungszustands auf die adiabatische Erwärmung sind daher auch experimentelle Untersuchungen unter äquibiaxialer Zugbelastung erforderlich. Die in Kapitel 4.2 beschriebenen Hochgeschwindigkeits-Zugversuche mit Kerbzugproben führen in der hochverformten Zone zu einer Spannungsmehrachsigkeit von näherungsweise  $\eta = 0,577$  und können damit nicht zu einer äquibiaxialen Zugbelastung führen. Als zusätzliches Versuchskonzept wurden daher in dieser Arbeit die für die traditionelle Ermittlung von Grenzformänderungen verwendeten Nakajima-Versuche eingesetzt, siehe Kapitel 2.4.2 im Stand der Technik. In den hochverformten Zonen sollten dabei Dehnrates erreicht werden, die im unteren bis mittleren Dehnratesbereich (ca.  $0,01\text{ s}^{-1}$  bis  $1\text{ s}^{-1}$ ) liegen. In Tabelle 4 in Kapitel 2.3.1 im Stand der Technik wurde gezeigt, dass dieser Dehnratesbereich bei Stählen im Übergangsbereich zwischen isothermen und adiabatischen Zuständen liegt. Mit der in DIN EN ISO 12004-2 vorgeschlagenen Stempelgeschwindigkeit von  $v_s = 1,5\text{ mm/s}$  wird dieser Dehnratesbereich in den hochverformten Zonen erreicht, siehe auch Bild 49 im weiteren Verlauf dieses Kapitels. Die mittels der

Nakajima-Versuche gemessenen Dehnungen und Dehnraten dienen als zusätzliche Daten für die Analyse des Einflusses des Spannungszustands auf die Lokalisierung von Dehnungen in Kapitel 5.6.2, was eine Vorbereitung für die Modellierung des Wärmetransports in Kapitel 6.1 darstellt. Um das Werkstoffverhalten unter diesem Spannungszustand punktuell untersuchen zu können, wurde es als ausreichend erachtet, Nakajima-Versuche lediglich für den Blechwerkstoff HX340LAD durchzuführen. Neben der Prüfung äquibiaxialer Proben wurde zusätzlich noch ein nahezu einachsiger Zug-Belastungszustand mit einer Nakajima-Probengeometrie mit einer Stegbreite von  $B = 30$  mm untersucht, siehe Bild 43 unten. Dieser zusätzliche Versuch wird als Vergleich zu den einachsigen Zugversuchen ebenfalls für die Analysen in Kapitel 5.6.2 verwendet. Die Durchführung der Nakajima-Versuche erfolgte nach DIN EN ISO 12004-2 [143]. Die Versuche wurden mit einer 500 kN Schnellzerreißmaschine mit einer speziellen, integrierten Umformeinrichtung durchgeführt, die zusammen mit dem Versuchsprinzip und der Probenklemmung in Bild 43 gezeigt ist.

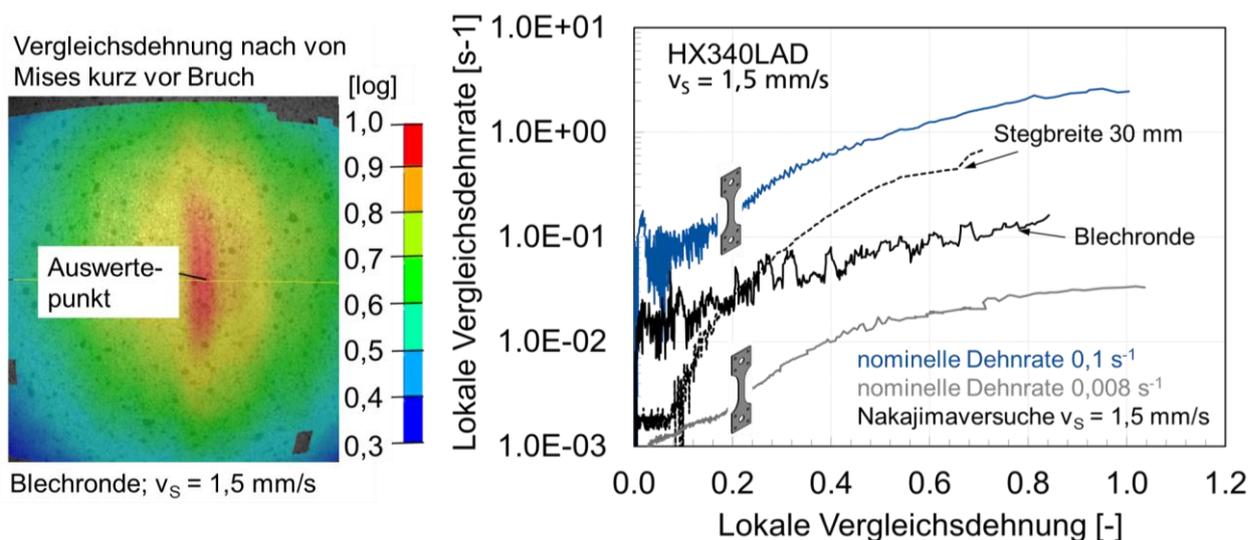


**Bild 43:** Versuchsaufbau, Probengeometrie und geprüfte Proben für Nakajima-Versuche

Während des Versuchs bleiben die Matrize, der Blechhalter und der geklemmte Probenrand im massiven Querhaupt fest eingespannt, während der Stempel mit konstanter Geschwindigkeit die Probe verformt. Die Spannkraft wurde mit 216 kN über die gesamte Versuchsdauer konstant gehalten. Für das Erreichen eines kontrollierten Spannungszustandes in der Polmitte der Probe ist es wesentlich, dass der Bruch in Polmitte eintritt und nicht mehr als 15 % des Stempeldurchmessers von der Polmitte entfernt liegen darf [143]. Hauptursache für außermittige Brüche bilden inhomogene Reibungsbedingungen durch ungenügende Schmierung zwischen Stempel und Pro-

be. Mit einer mehrlagigen, ca. 3 mm dicken Folienschicht konnte der Bruch in der Probenmitte reproduzierbar erreicht werden, siehe geprüfte Proben in Bild 43 rechts. Die Verformungen auf der Probenoberfläche wurden mit zwei Hochgeschwindigkeits-Videokameras für 3D-Video-Aufnahmen dokumentiert. Aufgrund des komplexen Versuchsaufbaus wurden die Strahlengänge mit einem unter  $45^\circ$  angebrachten Spiegel umgelenkt, wie das in Bild 43 oben gezeigt ist. Die Ermittlung der Dehnungen erfolgte mit der Grauwertkorrelationssoftware ARAMIS 6.3 [199]. Auch für die Nakajima-Versuche wurden lokale Dehnungsreferenzlängen von  $L_e$  ca. 0,3 mm eingestellt und damit Bilanzierungsfelder von  $S_e$  ca.  $0,09 \text{ mm}^2$  erreicht.

Im Verlauf der Nakajima-Versuche ergeben sich für die beiden untersuchten Probengeometrien in Polmitte Dehnraten zwischen  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und ca.  $0,3 \text{ s}^{-1}$ , siehe Bild 44. Sie liegen damit zwischen jenen Dehnraten, die sich bei den einachsigen Zugversuchen mit einer nominellen Dehnrade von  $0,0008 \text{ s}^{-1}$  und einer nominellen Dehnrade von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  in den hochverformten Zonen einstellen.



**Bild 44:** Dehnungsfeld einer Nakajima-Probe kurz vor Bruch (links) und Vergleichsdehnrate in Polmitte in Abhängigkeit von der lokalen Dehnung für Nakajima-Versuche im Vergleich zu Flachzugversuchen bei den angegebenen Dehnraten bei RT (rechts)

Zu Versuchsbeginn liegt die Dehnrade für den äquibiaxialen Nakajima-Versuch über derjenigen des einachsigen Nakajima-Versuchs. Im weiteren Versuchsverlauf nimmt die Dehnrade für den einachsigen Nakajima-Versuch mit nahezu zwei 10er-Potenzen zu, während die Dehnrade im äquibiaxialen Nakajima-Versuch weniger als eine 10er-Potenz lediglich auf eine Dehnrade von ca.  $0,1 \text{ s}^{-1}$  ansteigt. Ursache für diese unterschiedliche Entwicklung der Dehnraten ist die verstärkte Einschnürung unter einachsiger Zugbelastung im Gegensatz zur äquibiaxialen Zugbelastung. Dieses unterschiedliche Lokalisierungsverhalten wird in Abhängigkeit von der lokalen Vergleichsdehnrate in Kapitel 5.6.2 weitergehend analysiert und mit den Ergebnissen für die Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche im Kontext zu den Ergebnissen aus Kapitel 4.2.5

diskutiert. Daher wird in diesem Kapitel auf weitere Auswertungen der Nakajima-Versuche verzichtet, die nicht zielführend für die Fragestellung in dieser Arbeit sind.

#### 4.4 Hochgeschwindigkeits-Zugversuche bei erhöhter Temperatur

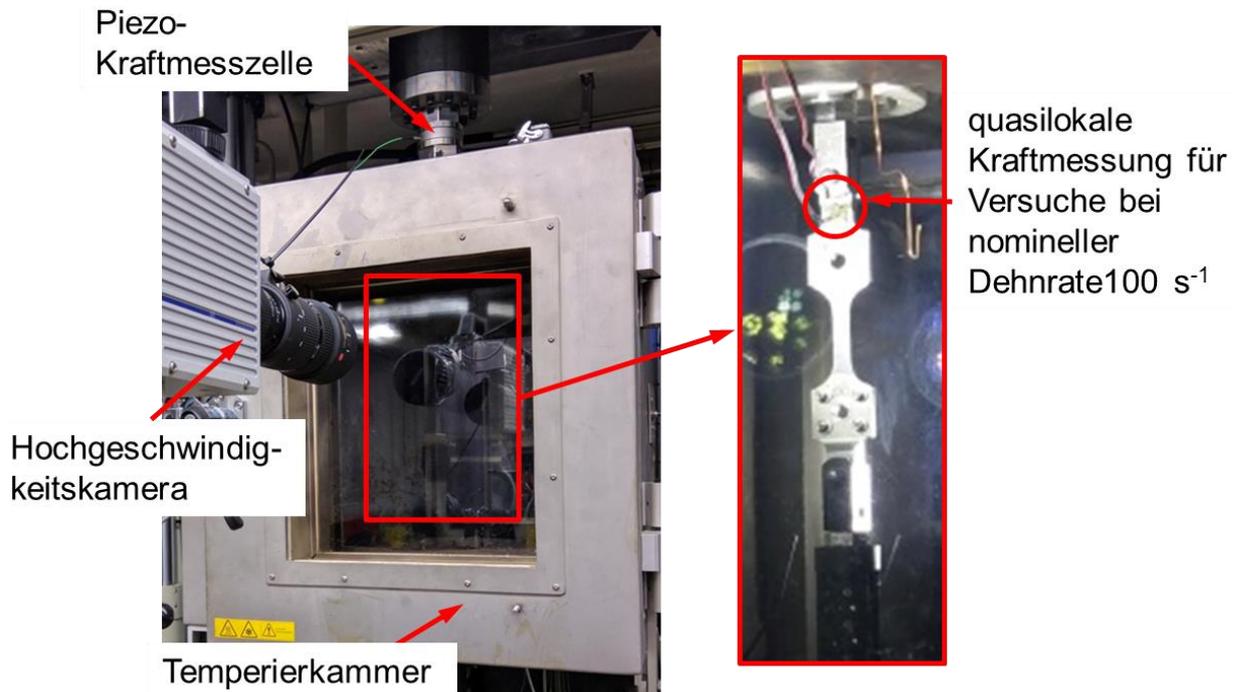
Bei hohen Prüfgeschwindigkeiten, bei denen nahezu adiabatische Zustände im belasteten Probenvolumen vorliegen, können bei den in dieser Arbeit untersuchten hochfesten Stahlblechwerkstoffen lokale Temperaturerhöhungen in der Größenordnung von 200 K auftreten, siehe Kapitel 2.2.2. Für die modellhafte Beschreibung des Verfestigungsverhaltens im gesamten untersuchten Dehnratenbereich ist daher die Kenntnis der thermischen Entfestigung im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis mindestens 200 °C notwendig. Daher wurden für die beiden Werkstoffe HCT980XG und HX340LAD in dieser Arbeit auch Warmzugversuche zwischen Raumtemperatur und 200 °C durchgeführt. In Kapitel 2.1.4 wurde gezeigt, dass die thermische Entfestigung bei hochfesten Stahlblechwerkstoffen auch eine Abhängigkeit von der Dehnraten aufweisen kann. Die Untersuchungen erfolgten daher sowohl bei quasistatischer Belastung als auch bei der nominellen Dehnraten von  $1 \text{ s}^{-1}$ . Für die nominelle Dehnraten von  $100 \text{ s}^{-1}$  sind Versuche mit temperierten Proben aufgrund der notwendigen quasilokalen Kraftmessung mit Messzellenkalibrierung bei Prüftemperatur deutlich aufwendiger. Um dennoch den Dehnrateneinfluss auf die thermische Entfestigung exemplarisch abschätzen zu können, wurden für diese Dehnraten ebenfalls Warmzugversuche bis zu einer Prüftemperatur von 100 °C durchgeführt. Die Versuchsmatrix mit der Anzahl an Wiederholungsversuchen zeigt Tabelle 13, einschließlich der Anzahl an Wiederholungsversuchen bei RT aus Kapitel 4.2.2.

**Tabelle 13:** Versuchsmatrix für Warmzugversuche (quer zur WR)

Werkstoff	nominelle Dehnraten [ $\text{s}^{-1}$ ]	Anzahl Wiederholungsversuche				
		RT	50 °C	100 °C	150 °C	200 °C
HCT980XG	0,0008	3	-	3	-	-
	1	3	2	2	2	2
	100	3	-	3	-	-
HX340LAD	0,0008	3	-	2	-	-
	1	3	2	2	2	2
	100	3	-	3	-	-

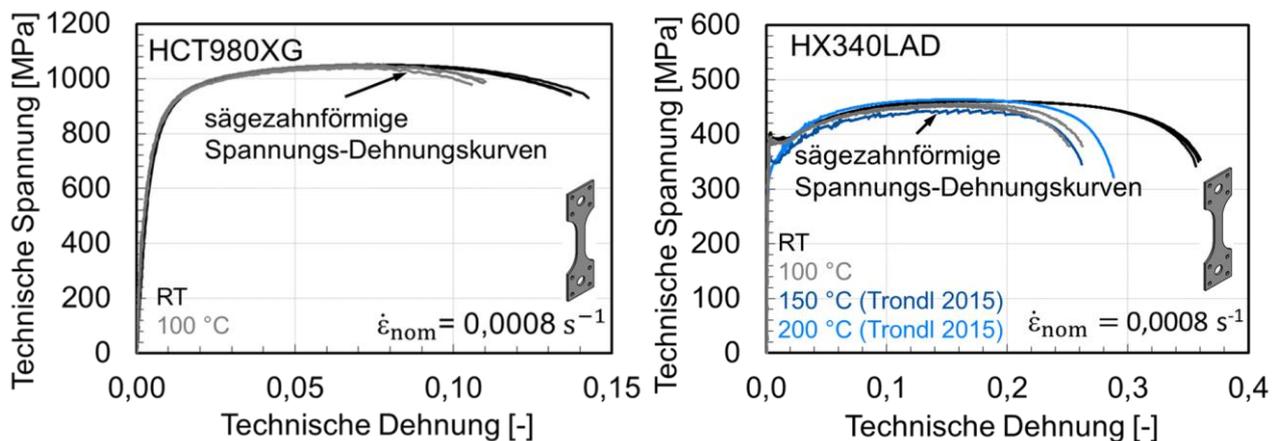
Zur Temperierung diente eine in den Arbeitsraum der Schnellzerreißmaschine eingesetzte, elektrisch beheizte Temperierkammer, siehe Versuchsaufbau in Bild 45. Es diente die gleiche Messtechnik wie bei den Versuchen unter RT, siehe Kapitel 4.2.1. Die Probenverlängerung wurde mit

einer Hochgeschwindigkeits-Videokamera durch ein Fenster der Temperierkammer gemessen. Die Temperaturmessung erfolgte mit einem Thermoelement auf der Probenoberfläche.



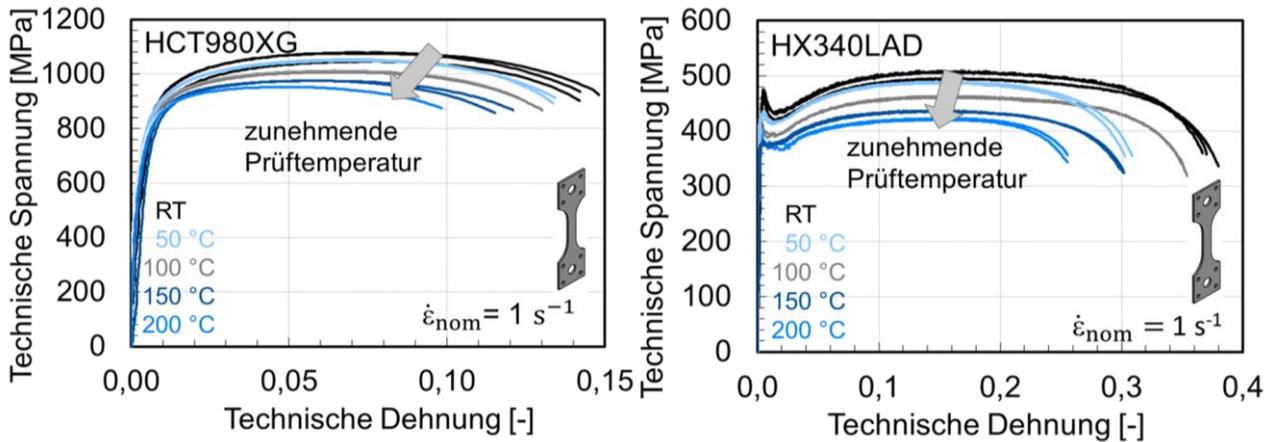
**Bild 45:** Versuchsaufbau für quasistatische und dynamische Warmzugversuche bei Prüftemperaturen zwischen 50 °C und 200 °C [93]

Unter quasistatischer Belastung zeigt sich im untersuchten Temperaturbereich kaum ein Einfluss der Prüftemperatur auf die Festigkeit, siehe Bild 46. Die Ergebnisse für HX340LAD bei den Prüftemperaturen von 150 °C und 200 °C wurden der Arbeit von Trondl et al. [8] entnommen. Ab 100 °C zeigen sich für beide Werkstoffe sägezahnförmige Verläufe der Spannungs-Dehnungs-Kurven, die auf dynamische Reckalterung (PLC-Effekt) hinweisen. Bestätigt wird dies durch die fehlende Entfestigung und die deutlich kleineren Bruchdehnungen dieser Versuche im Vergleich zu den Versuchen bei RT.

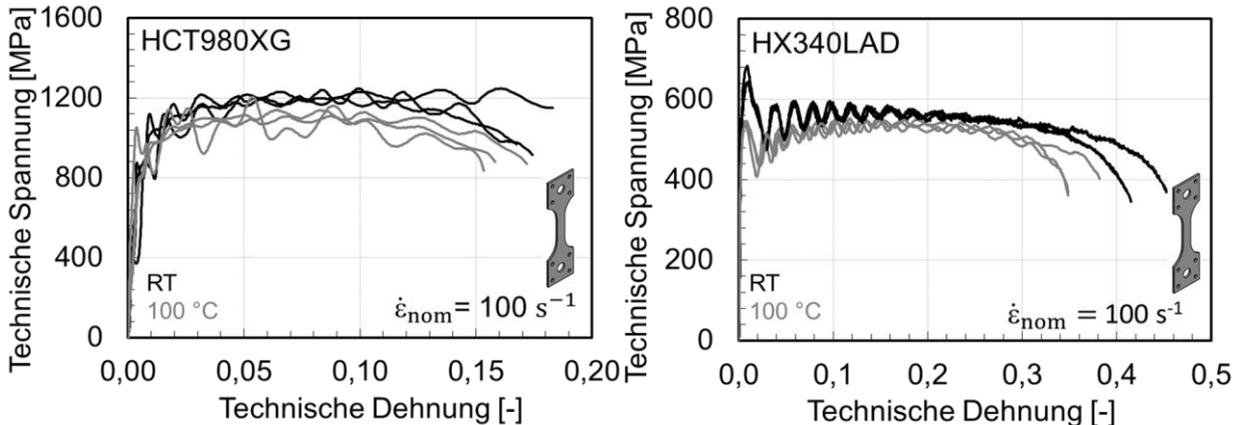


**Bild 46:** Messkurvenverläufe der technischen Spannungen und Dehnungen für quasistatische Warmzugversuche der Blechwerkstoffe HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts)

Bei den nominellen Dehnraten von  $1 \text{ s}^{-1}$  und  $100 \text{ s}^{-1}$  nimmt die Festigkeit für beide Werkstoffe mit zunehmender Prüftemperatur ab und es treten stetig verlaufende Spannungs-Dehnungs-Kurven auf, siehe Bild 47 und Bild 48. Die Bruchdehnung nimmt ebenfalls mit zunehmender Temperatur für beide Dehnraten jeweils für drei Wiederholungsversuche tendenziell ab. Damit kann bei Dehnraten von  $1 \text{ s}^{-1}$  und höher anhand des globalen Werkstoffverhaltens keine dynamische Reckalterung mehr nachgewiesen werden.



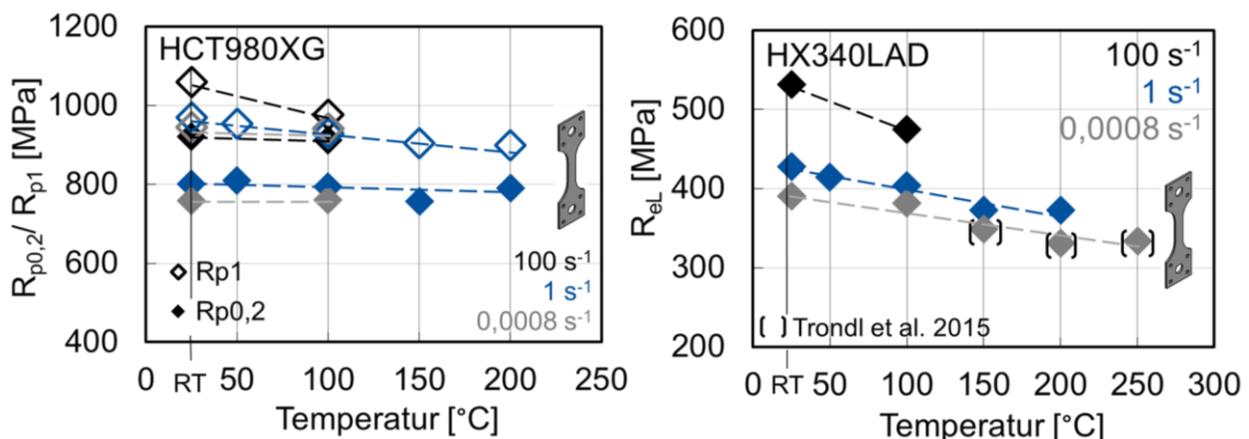
**Bild 47:** Messkurvenverläufe der technischen Spannungen und Dehnungen für Warmzugversuche der Blechwerkstoffe HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts) bei einer nominellen Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$



**Bild 48:** Jeweils 3 Messkurvenverläufe der technischen Spannungen und Dehnungen für Warmzugversuche der Blechwerkstoffe HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts) bei einer nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$

Zu Fließbeginn kann sowohl unter quasistatischer als auch unter dynamischer Belastung von einem nahezu isothermen Zustand ausgegangen werden, da eine adiabatische Temperaturerhöhung erst mit plastischer Verformung zu erwarten ist. Daher ist bei Fließbeginn eine Zuordnung der gemessenen Fließspannung zur Prüftemperatur möglich, während sich der Prüftemperatur bei Bestimmung der Zugfestigkeit bereits eine zusätzliche adiabatische Erwärmung überlagern kann. Als relevanter Kennwert für die thermische Werkstofffestigkeit bei mittleren bis hohen Dehnrates wurde daher die Streckgrenze gewählt. Sie dient damit als experimentelle Orientierungs-

größe für die Modellierung der thermischen Entfestigung. Für den Dualphasenstahl HCT980XG wurden als Streckgrenze sowohl  $R_{p0,2}$  als auch  $R_{p1}$  ausgewertet.  $R_{p0,2}$  zeigt aufgrund des kontinuierlichen Fließbeginns bei diesem Werkstoff eine größere Streubreite als  $R_{p1}$ . Dies ist erkennbar an den Standardabweichungen (SD), die bei  $R_{p0,2}$  ein Mehrfaches von  $R_{p1}$  betragen, siehe Tabelle 27 im Anhang in Kapitel 0. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD wurde als Streckgrenze die untere Streckgrenze  $R_{eL}$  als Mittelwert der Oszillationen des Spannungssignals im Anfangsfließbereich nach der FAT-Richtlinie [7] ausgewertet. Bei diesem Werkstoff liegt sowohl unter quasistatischer als auch unter dynamischer Belastung im untersuchten Prüftemperaturbereich eine ausgeprägte Streckgrenze vor. Für die Versuche bei nomineller Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  erfolgte die Ermittlung von  $R_{p0,2}$  für den Blechwerkstoff HCT980XG aus dem Polynomfit. Die Mittelwerte der Streckgrenzen aus Tabelle 26 und Tabelle 27 sind in Bild 49 über der Prüftemperatur aufgetragen. Die technischen Werkstoff-Kennwerte der in dieser Arbeit durchgeführten temperierten Versuche befinden sich im Anhang in Kapitel 0 in Tabelle 26 und Tabelle 27 als Mittelwerte für die in Tabelle 13 aufgeführte Anzahl an Wiederholungsversuchen.



**Bild 49:** Streckgrenze in Abhängigkeit von der Prüftemperatur für quasistatische und dynamische Versuche an HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts)

Für den Blechwerkstoff HCT980XG bleiben die Werte von  $R_{p0,2}$  im Temperaturbereich zwischen RT und  $100 \text{ °C}$  für die untersuchten Dehnraten nahezu konstant, siehe Bild 49 links. Auch bei  $200 \text{ °C}$  liegt für die nominelle Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  ein vergleichbarer Wert von ca.  $800 \text{ MPa}$  vor, lediglich bei  $150 \text{ °C}$  liegt ein Minimum bei ca.  $750 \text{ MPa}$  vor. Damit ist bei diesem Werkstoff auf Basis des Kennwertes  $R_{p0,2}$  keine nennenswerte Entfestigung im untersuchten Temperatur- und Dehnratenbereich messbar. Für den Kennwert  $R_{p1}$  wird bei den dynamischen Versuchen eine kontinuierliche Entfestigung gemessen. Von RT bis  $150 \text{ °C}$  reduziert sich  $R_{p1}$  bei nomineller Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  um ca.  $10\%$  und bleibt dann für  $200 \text{ °C}$  auf konstantem Niveau. Für die nominelle Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  tritt eine Entfestigung in dieser Größenordnung bereits bei  $100 \text{ °C}$  ein.

Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD tritt bei allen untersuchten Dehnraten zwischen RT und  $100 \text{ °C}$  eine Entfestigung auf, die mit zunehmender Dehnrates ansteigt, siehe Bild 49 rechts.

Unter quasistatischer Belastung nimmt die Fließgrenze von RT bis 100 ° C um ca. 2,5 % von 390 MPa auf 381 MPa ab, bei nomineller Dehnrates 1 s<sup>-1</sup> um ca. 6 % und bei 100 s<sup>-1</sup> um ca. 10 %. Für höhere Temperaturen läuft die Entfestigung in eine Sättigung, die bei nomineller Dehnrates 1 s<sup>-1</sup> bei 150°C erreicht wird, unter quasistatischer Belastung jedoch erst bei 200 °C.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Entfestigung für beide Werkstoffe keine lineare Abhängigkeit von der Proben temperatur zeigt. Zwischen 150 °C und 200 °C tritt abhängig von der Dehnrates eine Sättigung ein, siehe auch Kapitel 2.1.4 im Stand der Technik. Der Blechwerkstoff HX340LAD zeigt eine größere thermische Entfestigung als der HCT980XG. Von RT bis 150 °C reduzieren sich bei HCT980XG die Werte für R<sub>p1</sub> um ca. 10 %, bei HX340LAD die Werte für R<sub>eL</sub> um ca. 13 %, jeweils bei einer nominellen Dehnrates von 1 s<sup>-1</sup>.

#### 4.5 Zusammenfassung der Werkstoffcharakterisierung

Zur Untersuchung der Einflussfaktoren auf die adiabatische Erwärmung hochfester Stahlblechwerkstoffe unter realen crashartigen Belastungen erfolgte eine Charakterisierung mit Hochgeschwindigkeitsversuchen. Die für diese Arbeit ausgewählten Ein- und Mehrphasenstähle mit Blechdicken von 1,4 mm und 1,5 mm decken einen Festigkeitsbereich von ca. 460 MPa bis ca. 1000 MPa ab und werden in crashrelevanten Karosseriekomponenten eingesetzt.

Die Hochgeschwindigkeitsversuche wurden von quasistatisch bis teilweise zu einer nominellen Dehnrates von 250 s<sup>-1</sup> sowohl an Flachzug-, als auch an Kerbzug- und Scherzugproben durchgeführt. Bei allen untersuchten Spannungszuständen zeigten sich dehnratesbedingte Verfestigungseffekte in vergleichbarer Größenordnung. Der duktilste der untersuchten Werkstoffe, der mikrolegierte Stahl HX340LAD, zeigte von quasistatischer Belastung bis zu einer nominellen Dehnrates von 100 s<sup>-1</sup> mit 36 % einen deutlich größeren dehnratesbedingten Anstieg der Streckgrenze verglichen mit den beiden Dualphasenstählen, siehe Tabelle 14. Zusätzlich zeigte sich als Hinweis auf thermische Entfestigung aufgrund von adiabatischer Erwärmung eine dehnratesbedingte Abnahme der Gleichmaßdehnung. Bei dem Blechwerkstoff HX340LAD wurde auch dieser Effekt signifikant beobachtet, während bei dem Dualphasenstahl HCT980XG eine Zunahme der Gleichmaßdehnung auf ein Überwiegen von Verfestigungseffekten hinweist, siehe Tabelle 14.

**Tabelle 14:** Von quasistatischer Belastung bis zu einer nominellen Dehnrates von 100 s<sup>-1</sup> ermittelte prozentuale Dehnrateseffekte für die angegebenen Stahlblechwerkstoffe

	HCT980XG	HCT980X+Z110MB	HX340LAD
Streckgrenze R <sub>p0,2</sub> ; R <sub>eL</sub>	+ 21 %	+ 21 %	+ 36 %
Gleichmaßdehnung A <sub>g</sub>	+ 12 %	- 16 %	- 40 %
Einschnürung Z	+ 39 %	+ 43 %	+ 11 %
Verfestigungsexponent n	kein nennenswerter Dehnrateseinfluss		

Eine Zunahme der Einschnürung korreliert mit einer Zunahme der Duktilität, ebenfalls in Folge von adiabatischer Erwärmung und tritt insbesondere bei den Dualphasenstählen deutlich auf, siehe Tabelle 14. Ein unterschiedlicher Einfluss der Dehnrates auf die Gleichmaßdehnung  $A_g$  und auf den Z-Wert weist auf einen werkstoffabhängigen Einfluss der Dehnrates auf das Lokalisierungsverhalten hin, was mittels Spannungs-Dehnungs-Kurven nicht erfasst werden kann.

Zur Untersuchung des thermischen Entfestigungsverhaltens erfolgten zusätzlich auch Hochgeschwindigkeits-Warmzugversuche bis zu Temperaturen von 200 °C für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD. Die Ergebnisse werden in Kapitel 6.2.2 als experimentelle Orientierungswerte für die Kalibrierung der Modellparameter der thermischen Entfestigungsfunktion verwendet. Die Entfestigung hängt von der Dehnrates ab und zeigt keine lineare Temperaturabhängigkeit, sondern führt zwischen 150 °C und 200 °C in eine Sättigung. Für die mittlere Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$  zeigt der mikrolegierte Stahl HX340LAD zwischen RT und 150 °C eine Reduktion der Streckgrenze um ca. 13 %, der Dualphasenstahl lediglich um ca. 10 %. Dieses Ergebnis begründet auch die große Abnahme der Gleichmaßdehnung mit zunehmender Dehnrates für den Blechwerkstoff HX340LAD aufgrund von thermischer Entfestigung.

Um auch das Lokalisierungsverhalten in Abhängigkeit des Werkstoffs, der Dehnrates und insbesondere auch des Spannungszustandes experimentell zu untersuchen, wurden lokale Dehnungen und Dehnrates in den hochverformten Zonen mit Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen und Korrelationssoftware gemessen. Diese Messungen erfolgten auch an zusätzlich durchgeführten Nakajima-Versuchen, um Messergebnisse auch für den äquibiaxialen Spannungszustand zur Verfügung zu haben. Für die gleiche Prüfgeschwindigkeit zeigten sich bei den Kerbzug- und bei den Scherzugversuchen von Fließbeginn an höhere Dehnrates als bei den Flachzugversuchen, bedingt durch eine unmittelbar nach Fließbeginn einsetzende Lokalisierung von Dehnungen bei den Kerbzug- und Scherzugversuchen im Gegensatz zum späteren Einschnürbeginn bei den Flachzugversuchen. Dieses Ergebnis beeinflusst die adiabatische Erwärmung, da mit höheren lokalen Dehnungen auch mehr Verformungsarbeit in Wärme umgewandelt werden kann und mit höheren Dehnrates weniger Zeit für den Wärmeabfluss zur Verfügung steht. Da diese Zusammenhänge komplex sind, ist der weiterführenden Auswertung der gemessenen Dehnungs- und Dehnratesfelder im Hinblick auf das Lokalisierungsverhalten und die adiabatische Erwärmung ein eigenes Kapitel 5.6 gewidmet. Um den Einfluss des Lokalisierungsverhaltens auf die adiabatische Erwärmung bei höheren Dehnrates bewerten zu können, wird jedoch zunächst im folgenden Kapitel 5 die adiabatische Erwärmung in den hochverformten Zonen für die untersuchten Blechwerkstoffe in Abhängigkeit von der Dehnrates und vom Spannungszustand quantifiziert.

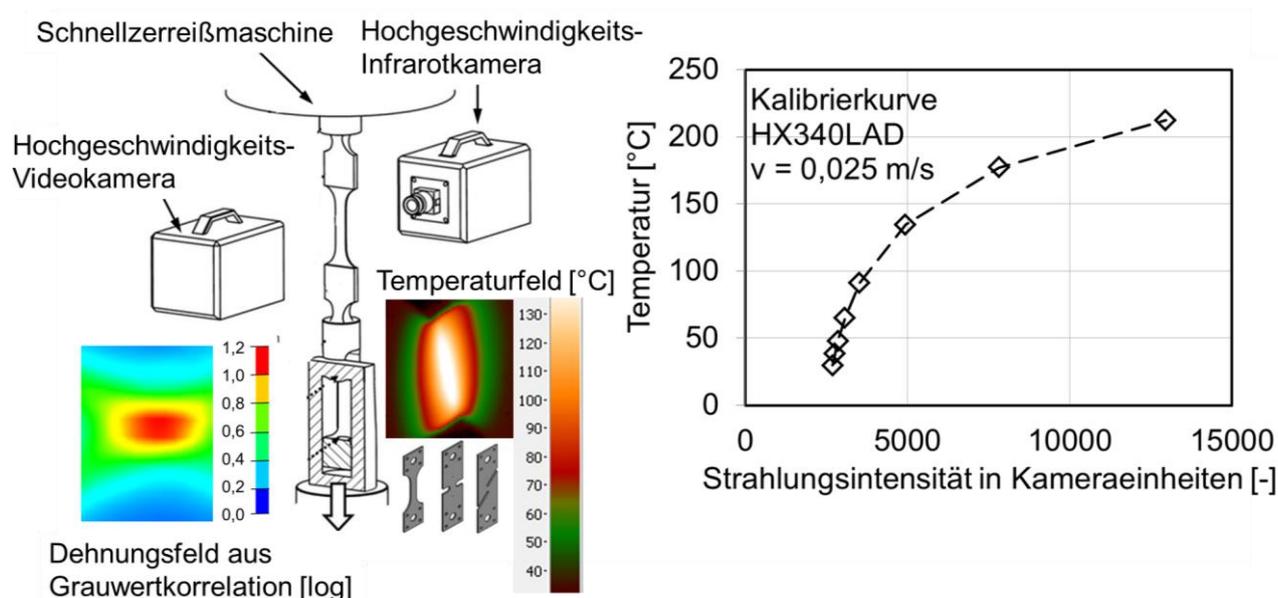
## 5 Adiabatische Erwärmung in den hochverformten Zonen

Um das in Kapitel 4 beobachtete Entfestigungsverhalten der untersuchten Blechwerkstoffe für hohe Dehnraten modellhaft beschreiben zu können, ist zunächst die Quantifizierung und Analyse der Einflussgrößen auf die adiabatische Erwärmung in den hochverformten Zonen erforderlich. Daher werden in diesem Kapitel die dazu erforderlichen und in dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen dargestellt und im Hinblick auf die wesentlichen Einflussfaktoren auf die adiabatische Erwärmung in der lokalisierten Zone analysiert. Besonderer Fokus liegt dabei auf der Untersuchung des Einflusses des Spannungszustands auf die adiabatische Erwärmung, da dieser Zusammenhang das Kernthema dieser Arbeit darstellt. Zur Ermittlung der lokalen Temperaturerhöhungen erfolgten daher Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen für die verschiedenen Probengeometrien für einen weiten Dehnratenbereich. Aufgrund der begrenzten maximalen Bildrate der eingesetzten Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera von ca. 15.000 Bildern/s liegen für Experimente mit kurzen Versuchszeiten im Millisekundenbereich oder kürzer nur wenige Bilder bis zum Bruch vor. Für diese unter nahezu vollständig adiabatischen Bedingungen ablaufenden Versuche erfolgte eine Abschätzung der lokalen Temperaturerhöhung aus der gemessenen Kraft und der gemessenen lokalen Dehnung. Die ersten beiden Unterkapitel beschreiben die beiden Vorgehensweisen zur Ermittlung der lokalen Temperaturerhöhung, Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen und Abschätzung aus der Kraft und der lokalen Dehnung. In weiteren Unterkapiteln erfolgt eine Darstellung der Ergebnisse für die untersuchten Blechwerkstoffe, Dehnraten und Spannungszustände. Eine wichtige Fragestellung bildet je nach den wesentlichen Einflussfaktoren auf die aus der lokalisierten Zone abtransportierte Wärmemenge, die für die Modellierung ohne thermomechanische Kopplung bekannt sein sollte. Ein separates Unterkapitel dient daher der Untersuchung des Wärmeflusses aus der lokalisierten Zone in das umliegende Material für den Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch. Da die Lokalisierung der Dehnungen und die lokal auftretenden Dehnraten einen wichtigen Einfluss auf die Temperaturlokalisierung und den Wärmetransport ausüben, ist ein weiteres Unterkapitel der Analyse des Lokalisierungsverhaltens in Abhängigkeit des Werkstoffs und des Spannungszustands gewidmet. Das Kapitel endet mit einer Zusammenfassung zu den wesentlichen Einflussfaktoren auf die adiabatische Erwärmung in der hochverformten Zone für den Bereich von isothermen bis zu überwiegend adiabatischen Bedingungen.

### 5.1 Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen

Für ausgewählte Flachzug-, Scherzug und Kerbzugversuche wurden Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen zur Quantifizierung der lokalen adiabatischen Temperaturerhöhung durchgeführt. Die Versuche wurden im Dehnratenbereich zwischen den nominellen Dehnraten  $0,0008 \text{ s}^{-1}$

und  $1 \text{ s}^{-1}$ , in wenigen Ausnahmen auch für die nominelle Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  durchgeführt. Dieser Dehnratenbereich deckt für die untersuchten Stahlwerkstoffe nahezu isotherme bis nahezu adiabatische Bedingungen ab. Für die Temperaturmessungen wurde eine Hochgeschwindigkeits-Infrarot-Dualbandkamera (IR-Kamera) der Serie IRCAM GEMINIS 327k ML mit einer Ortsauflösung bis zu  $512 \times 256$  Pixel und mit einer maximalen Bildrate von ca. 15.000 Bildern/s eingesetzt. Diese Messtechnik wurde zusätzlich zu den Hochgeschwindigkeits-Videokameras eingesetzt, die für die Verlängerungs- und Dehnungsfeldmessung in Kapitel 4.2.1 dargestellt ist. Die Temperaturmessung erfolgte auf der Probenrückseite durch Messung der Strahlungsintensität auf der mit einem Lack versehenen Probenoberfläche. Der Versuchsaufbau ist in Bild 50 links schematisch dargestellt. Die Zuordnung der gemessenen Strahlungsintensität zur Temperatur auf der Probenoberfläche erfolgte durch die von Lienhard vorgeschlagene Insitu-Kalibrierung vor jeder Versuchsserie mit einer analog lackierten und in der Maschine eingebauten Kalibrierprobe, siehe Kapitel 2.4.1 im Stand der Technik [136]. Die Kalibrierprobe wurde schrittweise von Raumtemperatur auf die maximal erwartete Temperatur von ca.  $200 \text{ °C}$  bis  $250 \text{ °C}$  erwärmt. Für sechs bis acht Stützstellen wurden sowohl die Temperatur mit einem Thermoelement als auch die Strahlungsintensität mit der IR-Kamera nahe des Thermoelementes auf der Probenoberfläche gemessen. Die mit dem Thermoelement gemessene Temperatur wurde über der Strahlungsintensität aufgetragen, siehe Bild 50 rechts. Durch lineare Interpolation zwischen den gemessenen Kalibrierpunkten wurde eine Kalibrierkurve erstellt, die für genau die jeweilige Versuchsserie mit den gewählten Kameraeinstellungen (Objektiv, Bildausschnitt auf dem Detektor, Bildrate), der Probenoberfläche und den Umgebungsbedingungen eingesetzt wurde.

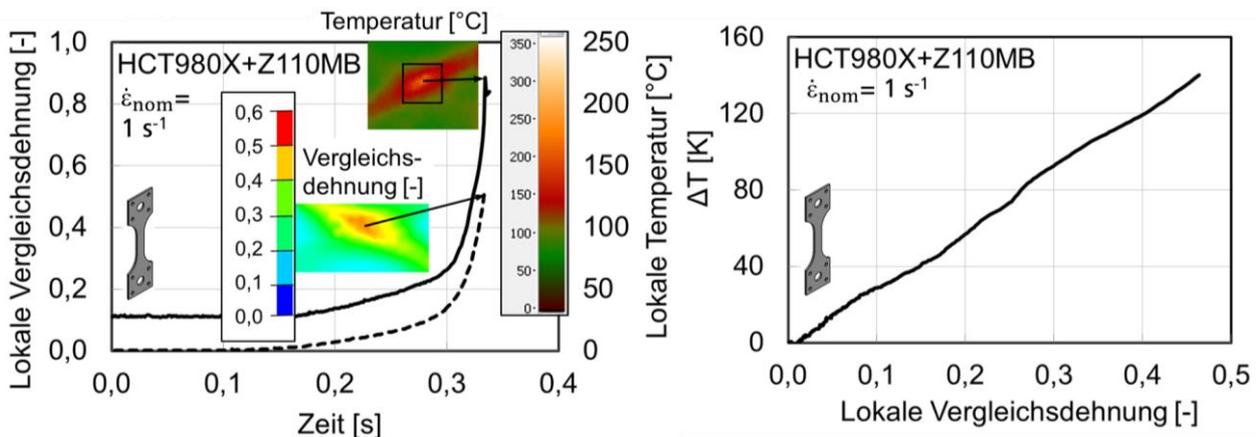


**Bild 50:** Versuchsaufbau für gleichzeitige Dehnungsfeld- und Infrarotmessung [136] (links) und Beispiel einer Kalibrierkurve für die Infrarotmessung einer Versuchsserie (rechts)

Für die Versuche bei der Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s erfolgten die Hochgeschwindigkeits-Infrarotaufnahmen mit einer Ortsauflösung von 0,2 mm/Pxl, für alle anderen Versuche betrug die Ortsauflösung 0,1 mm/Pxl. Jedes Pixel gibt einen Wert der Strahlungsintensität wieder, die einem Temperaturwert zugeordnet wird. Damit liegt die Ortsauflösung der Temperaturmessungen in der gleichen Größenordnung wie die Messungen der lokalen Dehnungen aus Grauwertkorrelation, siehe Kapitel 4.2.5. Die Bildraten der Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen sind für die einzelnen Versuchsserien im Anhang in

Tabelle 30 in Kapitel 0 aufgeführt.

Aus den Temperaturfeldmessungen wurde die maximale Temperatur in der hochverformten Zone für den gesamten Verformungsvorgang bis zum Bruch ausgewertet, siehe Bild 51 links. Aufgrund der unterschiedlichen Bildraten von Temperatur- und Dehnungsfeldmessung wurde eine Zeitkorrelation durchgeführt, indem die Dehnungswerte auf die Zeitpunkte für die Temperaturmessung interpoliert wurden. Daraus wurde der Zusammenhang zwischen der maximalen lokalen Temperaturerhöhung  $\Delta T$  und der lokalen Vergleichsdehnung erstellt, siehe Bild 51 rechts. Die Ergebnisse für die verschiedenen Blechwerkstoffe, Dehnraten und Probengeometrien werden in den Kapiteln 0 und 5.4 zusammen mit den aus dem Dehnungsfeld abgeschätzten Temperaturerhöhungen ausführlich dokumentiert und diskutiert.



**Bild 51:** Gemessene lokale maximale Temperatur- und Dehnungswerte (links) und Korrelation der lokalen Temperatur- und Dehnungswerte (rechts) für einen Flachzugversuch bei nomineller Dehnrade  $1 \text{ s}^{-1}$  für den Blechwerkstoff HCT980X+Z110MB bei RT

## 5.2 Ermittlung der adiabatischen Erwärmung aus Dehnungsfeldmessungen

Für einige Flachzugversuche wurde für die nominelle Dehnrade von  $100 \text{ s}^{-1}$  die lokale Temperaturerhöhung  $\Delta T$  näherungsweise aus der in Wärme umgesetzten, lokalen volumenbezogenen Verformungsarbeit  $w$  unter Vernachlässigung des Wärmetransportes nach Gleichung (33) berechnet.  $T_0$  bezeichnet dabei die Prüftemperatur als Anfangstemperatur bei Versuchsbeginn. Für die Berechnungen wurde eine konstante Wärmekapazität für Stahl von  $c_p = 0,47 \text{ J/gK}$ , eine Dich-

te für Stahl von  $\rho = 7,86 \text{ g/cm}^3$  und ein konstanter Taylor-Quinney-Koeffizient von  $\beta_{\text{int}} = 0,9$  verwendet. Die volumenbezogene Verformungsarbeit  $w$  wurde dabei nach Gleichung (34) bestimmt aus der aus Grauwertkorrelation ermittelten maximalen lokalen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{v,\text{max}}$  im Einschnürbereich und der zugehörigen wahren Vergleichsspannung  $\sigma_{\text{wahr},v}$ .

$$\Delta T = \int_{T_0}^T dT = \frac{\beta_{\text{int}}}{\rho c_p} w \quad (33)$$

$$w = \int_0^W dw = \int_0^{\varepsilon_{v,\text{max}}} \sigma_{\text{wahr},v} d\varepsilon_{v,\text{max}} \quad (34)$$

$\sigma_{\text{wahr},v}$  bezeichnet dabei die wahre Vergleichsspannung in der Einschnürzone im Bereich maximaler Dehnung. Bei Flachzugversuchen liegt bis Einschnürbeginn in der hochverformten Zone ein nahezu einachsiger Spannungszustand vor. Daher kann in diesem Belastungsbereich die wahre Vergleichsspannung  $\sigma_{\text{wahr},v}$  nach Gleichung (35) unter Voraussetzung von Volumenkonstanz und eines homogenen Spannungszustandes in der Einschnürzone kalkuliert werden. Die technische Spannung  $\sigma_t$  wird mit der in Zugrichtung gemessenen Kraft  $F$  nach  $\sigma_t = \frac{F}{S_0}$  berechnet [7]. Aufgrund der rotationsfreien Lagerung der Probe können Querkräfte in der Einspannung vernachlässigt werden.  $S_0$  bezeichnet den Ausgangsquerschnitt der Probe im Prüfbereich.

$$\sigma_{\text{wahr}} = \sigma_t e^{\varepsilon_{v,\text{max}}} \quad (35)$$

Bei den Flachzugversuchen liegt erst ab Einschnürbeginn ein mehrachsiger Spannungszustand vor und bei den Kerbzug- und Scherzugversuchen bereits ab Fließbeginn. In diesen Fällen kann  $\sigma_{\text{wahr},v}$  über eine Spannungskorrektur nach den Gleichungen (36) und (37) mit der Mittelspannung  $\sigma_m$  und der Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$  näherungsweise ermittelt werden [196]:

$$\sigma_{\text{wahr},v} = \frac{\sigma_m}{\eta} \quad (36)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (37)$$

Die Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$  in einem Punkt des Probenvolumens wird üblicherweise aus der FE-Simulation bestimmt. Unter Voraussetzung eines ebenen Spannungszustandes, isotropem Fließverhalten nach von Mises und vernachlässigbaren elastischen Dehnungen kann die aktuell vorliegende Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{cur}}$  jedoch auch aus Dehnratenwerten ermittelt werden nach [196, 55]:

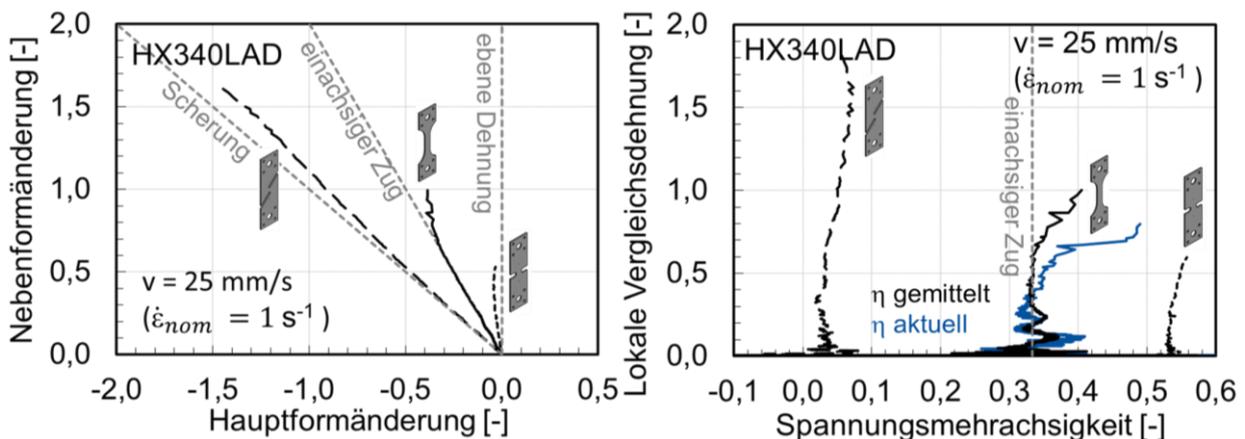
$$\eta_{\text{cur}} \sim \frac{2}{3} \frac{\dot{\varepsilon}_1 + \dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_v} \quad (38)$$

Für lineare Dehnungspfade entspricht das Verhältnis der Dehnraten  $\frac{\dot{\varepsilon}_1 + \dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_v}$  in Gleichung (38) dem Dehnungsverhältnis  $\frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{\varepsilon_v}$ . Unter dieser Voraussetzung kann die Spannungsmehrachsigkeit auch aus dem Dehnungsfeld nach Gleichung (39) abgeschätzt werden [196, 55]. Ist die Voraussetzung

linearer Dehnungspfade nicht erfüllt, kann die nach Gleichung (39) berechnete Spannungsmehrachsigkeit als gemittelte Spannungsmehrachsigkeit betrachtet werden und wird deshalb nach Andrade et al. als  $\eta_{\text{avg}}$  bezeichnet [196].

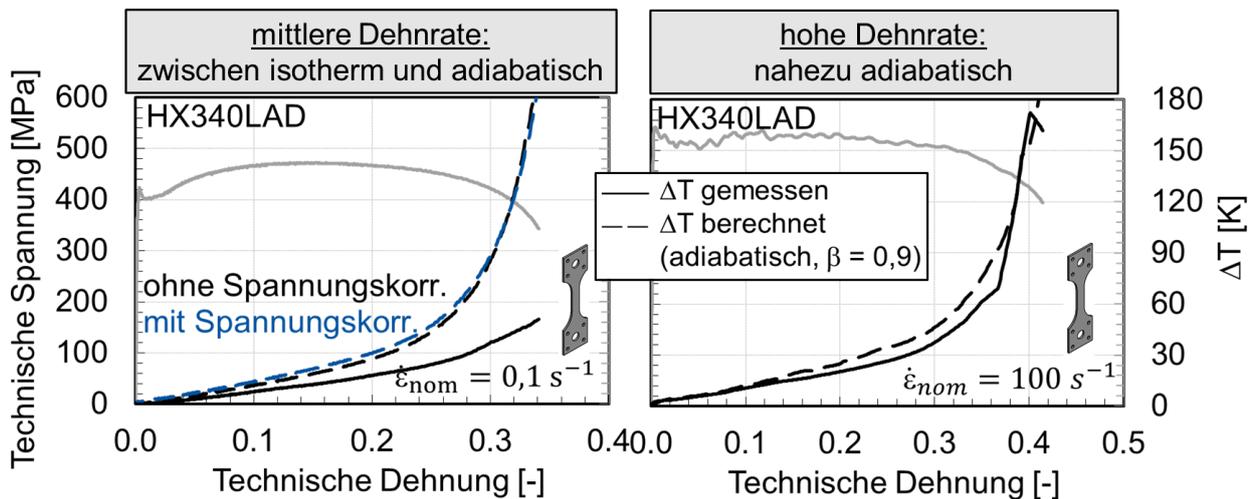
$$\eta_{\text{avg}} \sim \frac{2}{3} \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{\varepsilon_v} \quad (39)$$

Für den Blechwerkstoff HX340LAD ist für jeweils einen Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $v = 25 \text{ mm/s}$  die Nebenformänderung über der Hauptformänderung aus einer entsprechenden ARAMIS-Messung in Bild 52 links aufgetragen. Für den Kerbzug- und den Scherzugversuch werden näherungsweise lineare Dehnungspfade erreicht, bei dem Flachzugversuch liegt ab Einschnürbeginn eine moderate Abweichung vom linearen Dehnungspfad vor. Aufgrund der optimierten Probengeometrie für den Scherversuch aus Kapitel 4.2.4 konnten Hauptformänderungen in der Größenordnung von 150 % bis vor Bruch gemessen werden, was ein Hinweis ist auf deutlich höhere Bruchdehnungen unter Scherbelastung verglichen mit denjenigen, die unter ein- und mehrachsiger Zugbelastung erreicht werden. Auf Basis der gemittelten Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{avg}}$  zeigen sich für den Scherzug- und Kerbzugversuch in der Auftragung der Vergleichsdehnung über der Spannungsmehrachsigkeit auch annähernd lineare Lastpfade, siehe Bild 52 rechts. Für den Flachzugversuch zeigt sich ab Einschnürbeginn eine deutliche Abweichung von der einachsigen Zugbelastung mit einer Spannungsmehrachsigkeit von  $\eta = \frac{1}{3}$ . Die nach Gleichung (38) berechnete aktuell vorliegende Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{cur}}$  wurde aufgrund des Rauschens in den Dehnratenignalen mit einem gleitenden Mittelwert über 100 Punkte berechnet.  $\eta_{\text{cur}}$  erlangt bei dem einachsigen Flachzugversuch ab Einschnürbeginn signifikant größere Werte verglichen mit der gemittelten Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{avg}}$ , siehe Bild 52 rechts. Dieser Unterschied ist auf die Abweichung vom linearen Dehnungspfad ab Einschnürbeginn zurückzuführen.



**Bild 52:** Dehnungspfade (links) und aus Dehnungs- bzw. Dehnratenwerten berechnete Lastpfade (rechts) für jeweils einen Scherzug-, Flachzug- und Kerbzugversuch bei  $v = 25 \text{ mm/s}$  an Proben des Blechwerkstoffs HX340LAD

Für die Scherzug- und Kerbzugversuche in Bild 52 wird im Folgenden die Vergleichsspannung  $\sigma_{\text{wahr,v}}$  nach Gleichung (35) berechnet. Aufgrund der überwiegend linearen Dehnungs- und Lastpfade wird die gemittelte Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{avg}}$  nach Gleichung (39) verwendet. Für Flachzugversuche wurde zunächst überprüft, ob eine Spannungskorrektur ab Einschnürbeginn eine signifikante Auswirkung auf die errechnete Temperaturerhöhung in der lokalisierten Zone bei nahezu adiabatischen Bedingungen zeigt. In Bild 53 links ist daher für den Blechwerkstoff HX340LAD für einen Flachzugversuch bei einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  die nach Gleichung (33) berechnete lokale Temperaturerhöhung ohne Spannungskorrektur und mit Spannungskorrektur dargestellt. Für die Spannungskorrektur wurde die aktuell vorliegende Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{cur}}$  verwendet. Beide Berechnungsvarianten führen zu vergleichbaren Ergebnissen, sodass daher bei den Flachzugversuchen auch nach Einschnürbeginn auf eine Spannungskorrektur verzichtet wurde, trotz der Abweichung des Spannungszustandes von der einachsigen Zugbelastung. Eine signifikante Abweichung von der einachsigen Zugbelastung tritt vor allem bei Werkstoffen mit hohen Bruchdehnungen auf. Diese Untersuchung zur Auswirkung der Spannungskorrektur auf die berechnete lokale Temperaturerhöhung wurde daher lediglich für den mikrolegierten Stahl HX340LAD durchgeführt, der von den in dieser Arbeit untersuchten Stahlblechwerkstoffen die größte Bruchdehnung zeigt. Weiterhin zeigt der Vergleich der berechneten und gemessenen Temperaturerhöhungen für den Blechwerkstoff HX340LAD, dass bei einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  die nach Gleichung (33) berechneten Temperaturwerte deutlich über den gemessenen Temperaturwerten liegen, siehe Bild 53 links. Für den mikrolegierten Stahl findet damit bei dieser Dehnrates ein signifikanter Wärmetransport aus der lokalisierten Zone in das umliegende Probenvolumen statt und es liegen daher auch keine adiabatischen Verhältnisse vor. Für eine nominelle Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  liegt die berechnete Temperaturerhöhung moderat über den gemessenen Werten für die Temperaturerhöhung, siehe Bild 53 rechts. Ursache könnte neben einem moderaten Wärmeabfluss auch ein etwas zu groß gewählter Taylor-Quinney-Koeffizient von 0,9 für den mikrolegierten Stahl HX340LAD sein, der von den in dieser Arbeit untersuchten Stahlblechwerkstoffen mit  $n_{2-\text{Ag}} = 0,148$  den größten  $n$ -Wert aufweist. Letztere Begründung wird bestätigt durch die beiden Theorien von Zehnder [121] und Aravas [120], die mit zunehmendem  $n$ -Wert einen kleineren Taylor-Quinney-Koeffizienten prognostizieren, siehe Kapitel 2.2.1 im Stand der Technik. Dennoch kann bei der nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  von nahezu adiabatischen Verhältnissen ausgegangen werden. Für einzelne Versuche für die Dualphasenstähle bei dieser Dehnrates, für die aufgrund der zu geringen Bildrate der verwendeten Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera keine Temperaturmessungen vorlagen, wurde daher die lokale Temperaturerhöhung mit dem hier vorgestellten Ansatz näherungsweise abgeschätzt.



**Bild 53:** Vergleich zwischen gemessener und berechneter Temperaturerhöhung in der lokalisierten Zone bei Flachzugversuchen für den Blechwerkstoff HX340LAD bei mittlerer Dehnrade (links) und bei hoher Dehnrade (rechts)

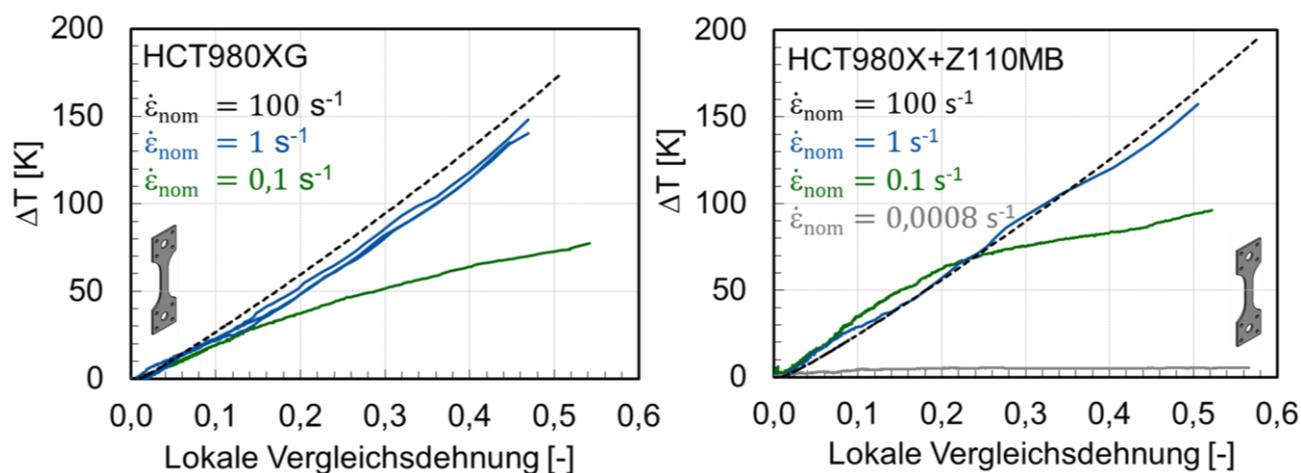
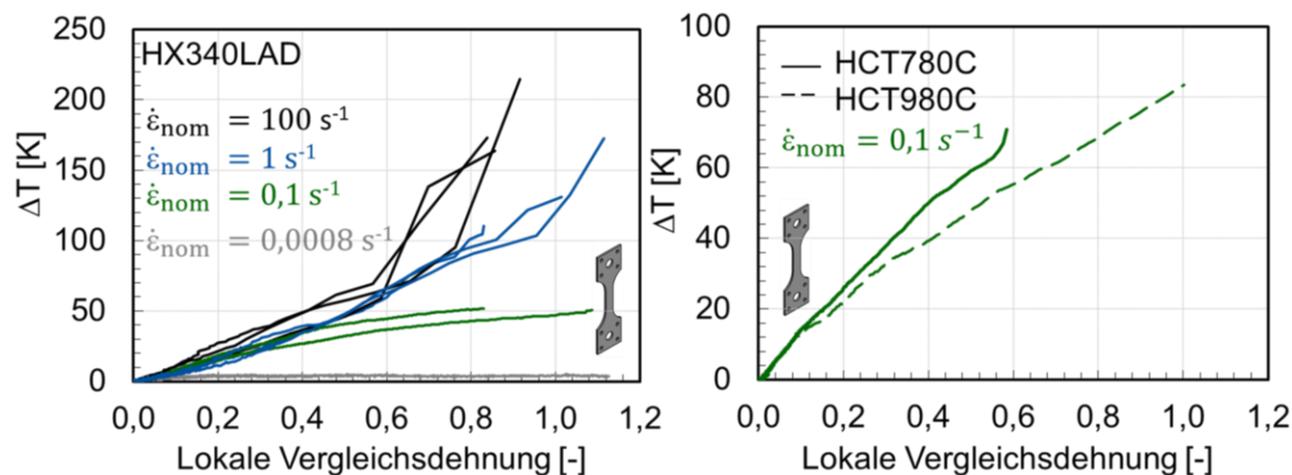
Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass für Flachzugversuche bei nomineller Dehnrade von  $100 \text{ s}^{-1}$  die lokale Temperaturerhöhung in der Einschnürzone aus experimentell ermittelten Kraft- und Dehnungswerten mit einem konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten von 0,9 abgeschätzt werden kann. Eine Berücksichtigung der Spannungsmehrachsigkeit in der Einschnürzone ist für diese Temperaturberechnung nicht erforderlich. Diese Vorgehensweise wird für die hochfesten Dualphasenstähle eingesetzt, da die Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen mit der vorhandenen Messtechnik bei dieser hohen Dehnrade zu wenige Temperaturmesspunkte liefern.

### 5.3 Einfluss von Werkstoff und Dehnrade auf die adiabatische Erwärmung

Für die untersuchten Blechwerkstoffe wurde die Temperaturerhöhung zunächst in der Einschnürzone von Flachzugversuchen bei verschiedenen Dehnraten quantifiziert. Die lokale Temperaturerhöhung  $\Delta T$  wurde gemessen oder nach Gleichung (33) mit einem Taylor-Quinney-Koeffizienten von  $\beta_{int} = 0,9$  berechnet. Die Versuchsmatrix für die Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen ist in Tabelle 15 dargestellt. Die Größe  $\Delta T$  ist in Abhängigkeit von der lokalen Vergleichsdehnung  $\epsilon_v$  für die beiden Dualphasenstähle HCT980XG und HCT980X+Z110MB in Bild 54 und für den mikrolegierten Stahl und die beiden Komplexphasenstähle in Bild 60 dargestellt. Für den Dualphasenstahl HCT980X+Z110MB und für den mikrolegierten Stahl HX340LAD wurden die Infrarotmessungen auch für jeweils einen quasistatischen Versuch durchgeführt. Für beide Blechwerkstoffe wurden maximale Temperaturerhöhungen unter 5 K bis zum Bruch gemessen. Grundsätzlich ergeben sich mit zunehmender Dehnrade größere Temperaturerhöhungen, wobei die Kurven bei einer nominellen Dehnrade von  $1 \text{ s}^{-1}$  nur moderat unter denjenigen bei einer nominellen Dehnrade von  $100 \text{ s}^{-1}$  liegen, insbesondere für die beiden Dualphasenstähle. Dies stellt einen Hinweis dar, dass für diese beiden Werkstoffe bereits bei einer nominellen Dehnrade von  $1 \text{ s}^{-1}$  nahezu adiabatische Bedingungen vorliegen.

**Tabelle 15:** Versuchsplan für Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen an Flachzugversuchen

nominelle Dehnrates [s <sup>-1</sup> ]	Prüfgeschwindigkeit [mm/s]	Anzahl Wiederholungsversuche				
		HX340LAD	HCT980XG	HCT980X+Z110MB	HCT780C	HCT980C
0,0008	0,02	1	-	1	-	-
0,1	2,5	2	1	1	1	1
1	25	3	3	1	-	-
100	2500	3	-	-	-	-

**Bild 54:** Gemessene und berechnete Temperaturerhöhung in Abhängigkeit von der Dehnung im lokalisierten Bereich für Flachzugversuche bei verschiedenen nominellen Dehnraten an Proben von zwei Dualphasenstählen (gestrichelte Linie: berechnete Kurve)**Bild 55:** Gemessene Temperaturerhöhung in Abhängigkeit von der Dehnung im lokalisierten Bereich für Flachzugversuche bei verschiedenen nominellen Dehnraten an Proben des Blechwerkstoffs HX340LAD (links) und zweier Komplexphasenstähle (rechts)

Während für die beiden Dualphasenstähle HCT980XG und HCT980X+Z110MB bei einer gegebenen Vergleichsdehnung vergleichbare Temperaturerhöhungen in der lokalisierten Zone ermittelt wurden, ergeben sich bei dem mikrolegierten Stahl HX340LAD deutlich niedrigere Tempe-

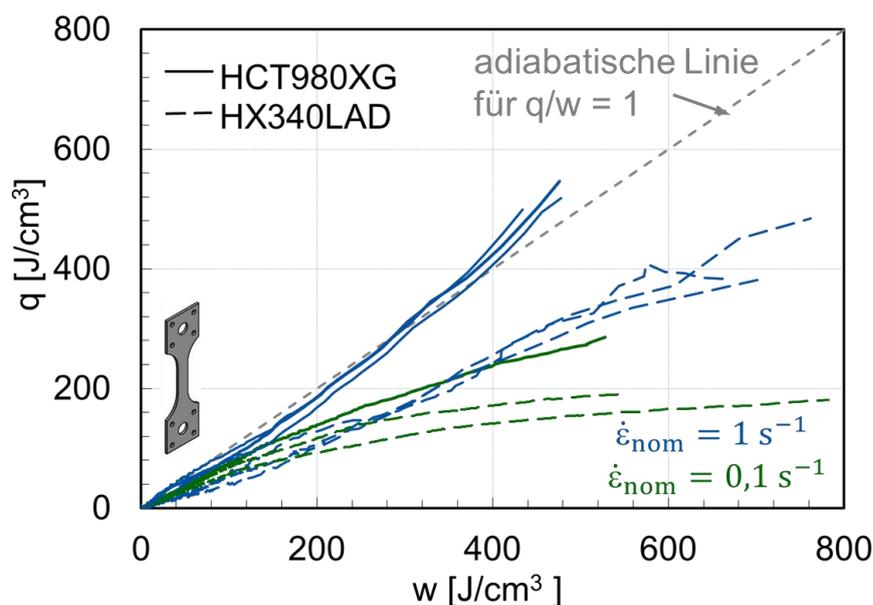
raturerhöhungen siehe Bilder 54 und 55. Dieser Effekt könnte in der unterschiedlichen Festigkeit der Werkstoffe begründet sein, die bei gleicher Dehnung zu unterschiedlicher Verformungsarbeit in der lokalisierten Zone führt. Für die Komplexphasenstähle ergeben sich jedoch bei der nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  für den höherfesten Blechwerkstoff HCT980C bei vergleichbarer lokaler Dehnung kleinere Temperaturerhöhungen als für den HCT780C-Blechwerkstoff. Dieses Ergebnis könnte auf einen unterschiedlichen Wärmetransport aus der lokalisierten Zone zurückzuführen sein, da bei einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  keine vollständig adiabatischen Bedingungen vorliegen, siehe Bild 53 links.

Für eine Vergleichbarkeit der adiabatischen Temperaturerhöhung der verschiedenen Blechwerkstoffe ist es daher notwendig, den Anteil an Verformungsarbeit zu kennen, der als Wärme im Werkstoff bleibt. Dieser Anteil wird charakterisiert durch das Verhältnis  $q/w$  von volumenbezogener Wärmeenergie  $q$  zu volumenbezogener Verformungsarbeit  $w$  in der lokalisierten Zone. Der Quotient  $q/w$  beinhaltet damit den Anteil an Verformungsarbeit, der zunächst in Wärme umgesetzt wurde und durch den Taylor-Quinney-Koeffizienten charakterisiert wird, abzüglich des Energieanteils, der durch Wärmetransport wieder abgeführt wurde. Damit ist  $q/w$  die relevante Größe, die auch für die numerische Berechnung der lokal vorliegenden Temperaturerhöhung bei der Modellierung des Verformungsverhaltens maßgeblich ist. Für die Flachzugversuche der beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD im mittleren Dehnratesbereich ist daher in Bild 56 die Wärmeenergie  $q$  über der Verformungsarbeit  $w$  aufgetragen, jeweils als lokale volumenbezogene Größen. Die Berechnung der lokalen Verformungsarbeit  $w$  erfolgte nach Gleichung (34) in Kapitel 2.2.1. Die Wärmeenergie  $q$  wurde nach Gleichung (40) aus der gemessenen Temperaturerhöhung  $\Delta T$ , der konstanten Wärmekapazität  $c_p$  von  $0,47 \text{ J/gK}$  und der konstanten Dichte  $\rho$  von  $7,86 \text{ g/cm}^3$  für Stahl berechnet.

$$q = \rho c_p \Delta T \quad (40)$$

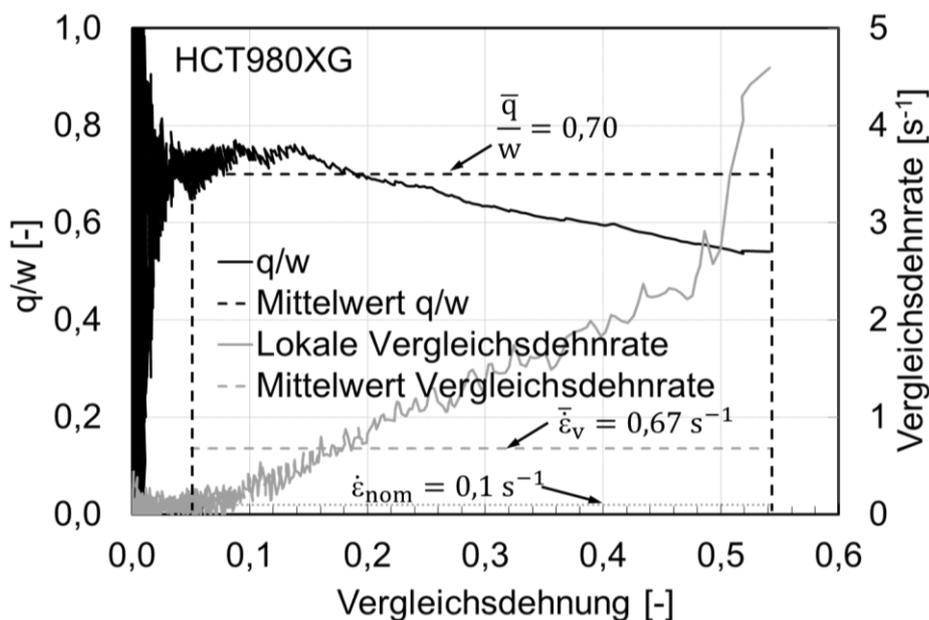
Bei nomineller Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  beträgt der Quotient  $q/w$  für den Dualphasenstahl HCT980XG während des gesamten Verformungsverlaufs Werte in der Größenordnung von 1, siehe Bild 56. Dieses Ergebnis deutet auf adiabatische Bedingungen und einen Taylor-Quinney-Koeffizienten in der Größenordnung von 1 hin. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD liegen bei gleicher nomineller Dehnrates die Werte für  $q/w$  um ca. 30% niedriger und damit im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch, auch unter Annahme eines Taylor-Quinney-Koeffizienten von ca. 0,9 oder moderat geringer. Bei einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  liegt der Wert  $q/w$  für die beiden untersuchten Blechwerkstoffe deutlich unter 1. Dieser Dehnratesbereich gehört damit eindeutig zum Übergangsbereich isotherm-adiabatisch. Die Werte von  $q/w$  liegen auch bei dieser Dehnrates für den Dualphasenstahl HCT980XG über denjenigen des mikrolegierten Stahls

HX340LAD. Damit zeigt sich, dass der Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch für den Dualphasenstahl bei niedrigeren Dehnraten liegen muss als für den mikrolegierten Stahl.



**Bild 56:** Lokale Wärme  $q$  in Abhängigkeit von der lokalen Verformungsarbeit  $w$  für Flachzugversuche von Proben der Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD bei zwei Dehnraten bei RT

Zur Ermittlung eines Zusammenhangs von  $q/w$  und der lokalen Dehnrate wurde für jeden einzelnen Versuch die Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  ausgewertet. Dazu wurde sowohl für  $q/w$  als auch für die lokale Vergleichsdehnrates  $\dot{\epsilon}_v$  der Mittelwert über den Versuchsverlauf gebildet. In Bild 57 ist beispielhaft für einen Flachzugversuch an einer HCT980XG-Probe der Verlauf von  $q/w$  und  $\dot{\epsilon}_v$  über der lokalen Vergleichsdehnung dargestellt.



**Bild 57:** Mittelwertbildung für  $q/w$  und die Vergleichsdehnrates im Bereich zwischen 5% Vergleichsdehnung und Versagensdehnung am Beispiel eines Flachzugversuchs bei nomineller Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  für den Blechwerkstoff HCT980XG bei RT

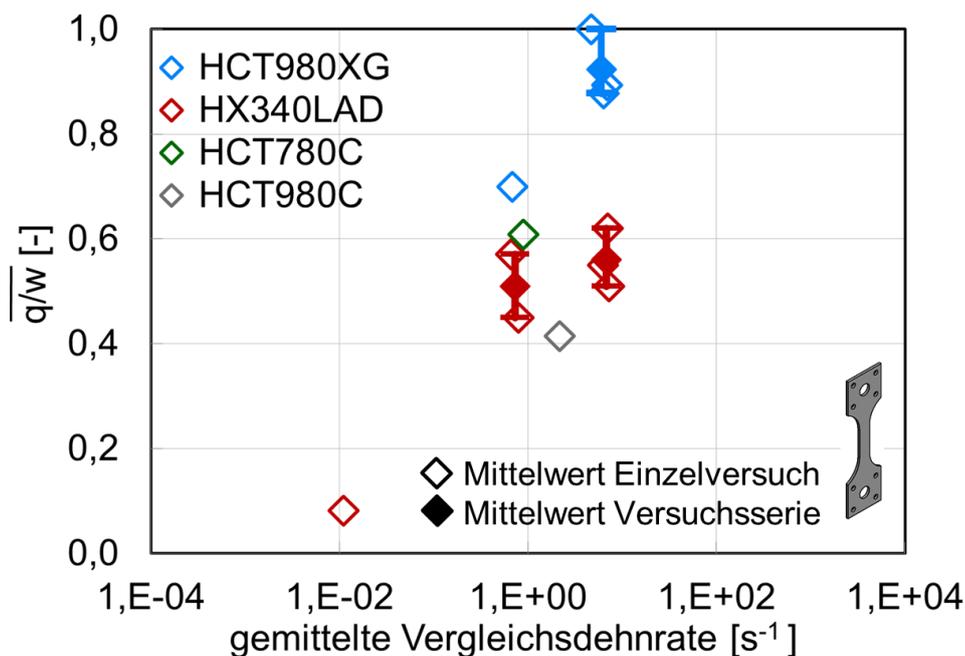
Die Mittelwertbildung erfolgte in einem Intervall zwischen einer werkstoffabhängigen lokalen Vergleichsdehnung um den Einschnürbeginn und dem Versagenszeitpunkt, siehe Bild 57. Für beide Größen wurde der arithmetische Mittelwert über die Zeit auf Basis der Bildrate der Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera gebildet. Für den in Bild 57 gezeigten Versuch ergibt sich damit für die Wärmequote ein Wertepaar  $\overline{q/w(\dot{\epsilon}_v)}$  von (0,67/0,7). Für die Blechwerkstoffe, bei denen Ergebnisse von Experimenten bei der nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  vorlagen, wurde jeweils eine sinnvolle Anfangsdehnung in der Nähe des Einschnürbeginns für die Mittelwertbildung gewählt, siehe Tabelle 16.

**Tabelle 16:** Anfangsdehnung für die Mittelwertbildung von  $q/w$  und  $\dot{\epsilon}_v$  für Flachzugversuche

Werkstoff	Anfangsdehnung für die Mittelwertbildung [-]	$A_g$ [%]	$n_{2-Ag}$ [-]
HCT980XG	0,05	7,1	0,08
HX340LAD	0,2	17,4	0,15
HCT780C	0,1	8,4	0,09
HCT980C	0,1	5,1	0,06

Die Wertepaare für die Wärmequote  $\overline{q/w(\dot{\epsilon}_v)}$  unterscheiden sich für die in Tabelle 16 genannten Blechwerkstoffe teilweise deutlich, siehe Bild 58. Die offenen Symbole geben die Wertepaare der Wärmequote für die einzelnen Versuche wieder. Für die Versuchsserien mit mindestens zwei Einzelversuchen wurden wiederum Mittelwerte für  $q/w$  und auch für die Vergleichsdehnrates gebildet, die in Bild 58 als gefüllte Symbole dargestellt sind. Die Streubänder des Quotienten  $q/w$  für diese Versuchsserien liegen alle in der Größenordnung von ca. 0,12, siehe Bild 58. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD ergeben sich bei vergleichbarer Dehnrates niedrigere Werte für  $\overline{q/w}$  als für den Dualphasenstahl HCT980XG. Unter Voraussetzung eines annähernd vergleichbaren Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta$  findet daher bei vergleichbarer Dehnrates bei dem Blechwerkstoff HX340LAD ein größerer Wärmetransport statt verglichen mit dem Dualphasenstahl. Der Übergangsbereich von isotherm zu adiabatisch liegt in der Größenordnung von ca.  $0,01 \text{ s}^{-1}$  bis ca.  $10 \text{ s}^{-1}$  und für den mikrolegierten Stahl HX340LAD bei höheren Dehnrates als für den Dualphasenstahl HCT980XG. Die Ergebnisse für die Wärmequote  $\overline{q/w(\dot{\epsilon}_v)}$  liegen jeweils in der Nähe des oberen und unteren Randes des Streubandes der  $q/w$ -Werte für den mikrolegierten Stahl HX340LAD.

Eine Ursache für den unterschiedlichen Wärmetransport bei vergleichbarer Dehnrates für die verschiedenen Blechwerkstoffe könnte auf unterschiedliche Temperaturgradienten in der lokalisierten Zone zurückzuführen sein, die sich wiederum durch unterschiedliche Dehnungsgradienten ergeben könnten. Diese Fragestellung wird in den Kapiteln 5.5 und 5.6 näher untersucht.



**Bild 58:** Darstellung der Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  für die im Diagramm angegebenen Blechwerkstoffe; Einzelwerte für jeden Versuch und Mittelwerte mit Streubändern für die Versuchsserien

#### 5.4 Einfluss von Spannungszustand und Dehnrade auf die adiabatische Erwärmung

Die Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen erfolgten auch für eine Auswahl an Kerbzug- und Scherzugversuchen bei Prüfgeschwindigkeiten zwischen  $v = 2,5$  mm/s und  $v = 2,5$  m/s. Für die Kerbzugversuche wurde für den Blechwerkstoff HX340LAD jeweils ein Versuch bei 25 mm/s und bei 2,5 m/s durchgeführt, da bei Kerbzugversuchen aufgrund der geringen Bruchdehnungen weniger lokale Verformungsarbeit in Wärme umgesetzt werden kann verglichen mit den Flachzug- und Scherzugversuchen, siehe Bild 42 in Kapitel 4.2.5. Für die Scherzugversuche wurde aufgrund der hohen Bruchdehnungen unter Scherbelastung eine größere Anzahl an Hochgeschwindigkeit-Infrarotmessungen durchgeführt, die für die einzelnen Blechwerkstoffe in Tabelle 17 dokumentiert sind. Für die Prüfgeschwindigkeit  $v = 2,5$  m/s erfolgten für die Scherzugversuche keine Hochgeschwindigkeit-Infrarotmessungen, da die Versuchszeiten in der Größenordnung von 1-2 Millisekunden mit der in dieser Arbeit gegebenen Messtechnik zu einer zu geringen Anzahl an Temperaturmesspunkten führen.

Die Ergebnisse der Temperatur- und Dehnungsmessungen wurden direkt in Werte für die volumenbezogene Wärmeenergie  $q$  und für die volumenbezogene Verformungsarbeit  $w$  umgerechnet, um den Quotienten  $q/w$  für die verschiedenen Spannungszustände und Dehnraten darstellen zu können. Die lokale volumenbezogene Verformungsarbeit  $w$  in der hochverformten Zone wurde für die Kerbzug- und Scherzugversuche unter Verwendung von  $\sigma_{\text{wahr},v}$  nach Gleichung (36) in

Kapitel 5.2 ausgewertet. Die lokale volumenbezogene Wärmeenergie  $q$  wurde analog der Vorgehensweise bei den Flachzugversuchen nach Gleichung (40) ermittelt.

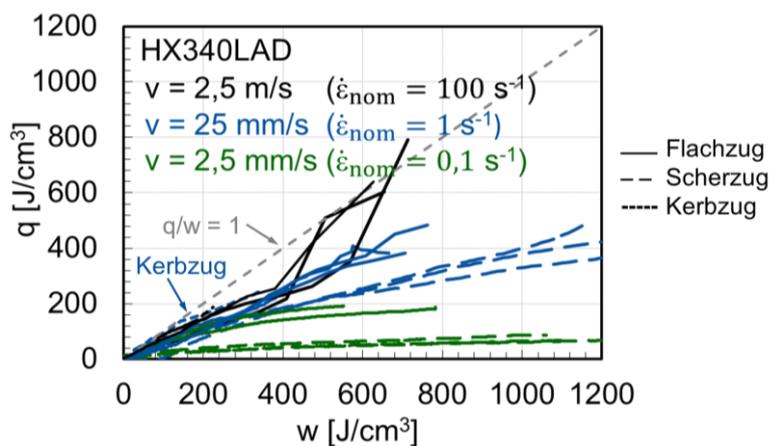
**Tabelle 17:** Versuchsplan für Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen an Scherzugversuchen

Prüf- geschwindigkeit [mm/s]	Anzahl Wiederholungsversuche				
	HX340LAD	HCT980XG	HCT980X +Z110MB	HCT780C	HCT980C
0,02	1	1	-	-	-
2,5	3	2	-	1	1
25	3	3	-	-	-

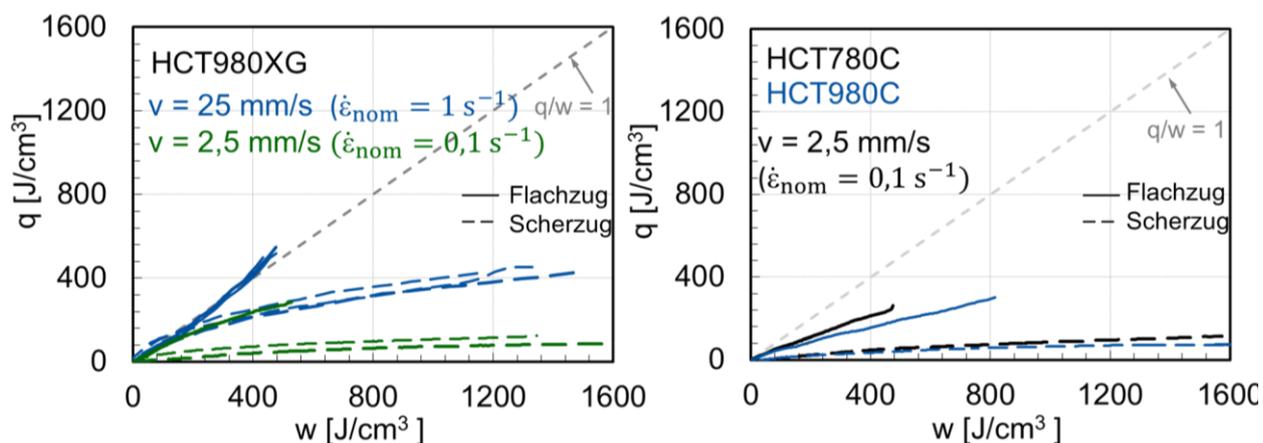
Für den Blechwerkstoff HX340LAD liegen die  $q(w)$ -Kurven für die Flachzug- und Kerbzugversuche bei der höchsten Prüfgeschwindigkeit von  $v = 2,5$  m/s sehr nahe zusammen, siehe Bild 59. Für die einachsigen Zugversuche wurde in 5.3 bereits nachgewiesen, dass unter dieser Belastungsgeschwindigkeit nahezu adiabatische Bedingungen vorliegen. Die Auswertungen in diesem Kapitel bestätigen auch für die Kerbzugversuche vergleichbare  $q(w)$ -Kurven für diese hohe Prüfgeschwindigkeit. Damit kann für ein- und mehrachsige Zugbelastung ein vergleichbarer Taylor-Quinney-Koeffizient in der Größenordnung von ca. 0,9 angenommen werden. Bei den Kerbzugversuchen wird erwartungsgemäß signifikant weniger Verformungsarbeit  $w$  bis zum Bruch geleistet aufgrund der niedrigen Bruchdehnung, verglichen mit den Flachzug- und Scherzugversuchen [2]. Daher ergeben sich bei den Kerbzugversuchen auch geringere adiabatische Temperaturerhöhungen bis zum Bruch, verglichen mit den anderen beiden Probengeometrien.

Für die beiden Prüfgeschwindigkeiten von 2,5 mm/s und 25 mm/s liegen die Kurven für die Scherzugversuche deutlich unter denen der Flachzug- und Kerbzugversuche. Dies gilt für alle vier untersuchten Blechwerkstoffe HX340LAD, HCT980XG, HCT980C und HCT780C, siehe Bilder 59 und 60. Die Ergebnisse für die quasistatischen Scherzugversuche sind in diesen Diagrammen nicht eingezeichnet, da die gemessene lokale Temperaturerhöhung für Blechwerkstoffe HX340LAD und HCT980XG weniger als 1 K beträgt.

Der Zusammenhang  $q(w)$  im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch ist für die Flachzug- und Kerbzugversuche, und daher für ein- und mehrachsige Zugbelastung, vergleichbar. Unter Scherbelastung stellen sich deutlich geringere Werte für  $q(w)$  ein. Im Folgenden wird daher der Einfluss des Spannungszustands auf die adiabatische Erwärmung anhand der Unterscheidung zwischen Flachzug- und Scherzugversuchen analysiert. Die Kerbzugversuche wurden aufgrund des mit den Flachzugversuchen vergleichbaren thermischen Verhaltens nicht weitergehend untersucht.



**Bild 59:** Verlauf der Wärme über der Verformungsarbeit für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche für verschiedene nominelle Dehnraten von Proben des Blechwerkstoffs HX340LAD

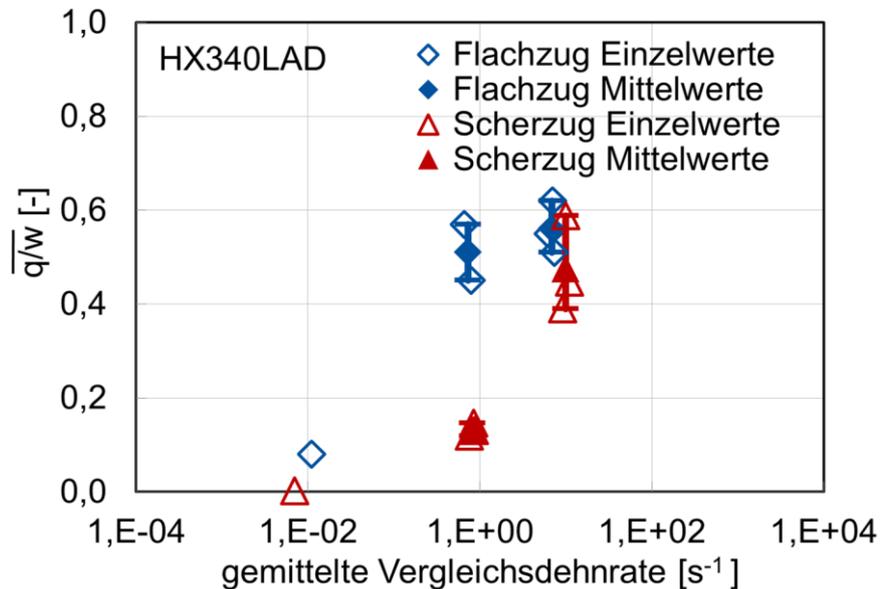


**Bild 60:** Verlauf der Wärme über der Verformungsarbeit für Flachzug- und Scherzugversuche für zwei nominelle Dehnraten von Proben der Blechwerkstoffe HCT980XG (links), HCT780C und HCT980 (rechts)

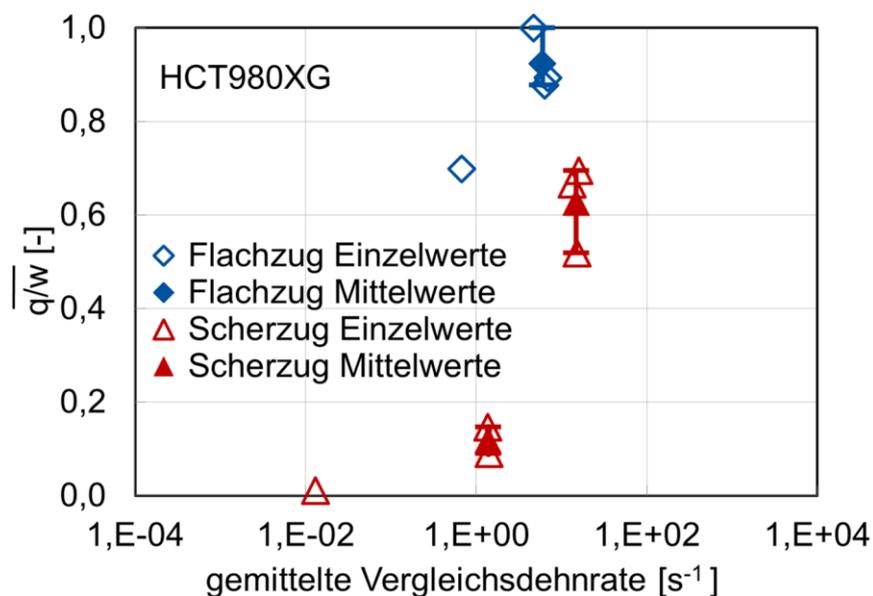
Die Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  für die Scherzugversuche wurden analog der Vorgehensweise für die Flachzugversuche in Bild 57 ausgewertet. Da bei den Scherversuchen die Lokalisierung direkt nach Fließbeginn einsetzt, wurde die Mittelwertbildung ab einer lokalen Anfangsvergleichsdehnung von 5% bis zur Versagensdehnung durchgeführt. Der Wert der lokalen Anfangsdehnung von 5% hat sich bei allen untersuchten Blechwerkstoffen als sinnvoller Lokalisierungsbeginn für die Scherzugversuche gezeigt.

In den Bildern 61, 62 und 63 wird ersichtlich, dass der Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch für die Scherzugversuche im Vergleich zu den Flachzugversuchen für die untersuchten Blechwerkstoffe HX340LAD, HCT980XG, HCT780C und HCT980C zu höheren Dehnraten verschoben ist. Für den Blechwerkstoff HCT980XG beispielsweise liegen bei einer Dehnraten von  $10 \text{ s}^{-1}$  für die Flachzugversuche bereits nahezu adiabatische Zustände vor, die Scherzugversuche befinden sich bei dieser Dehnraten noch im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch, siehe Bild 62. Damit kann davon ausgegangen werden, dass bei annähernd vergleich-

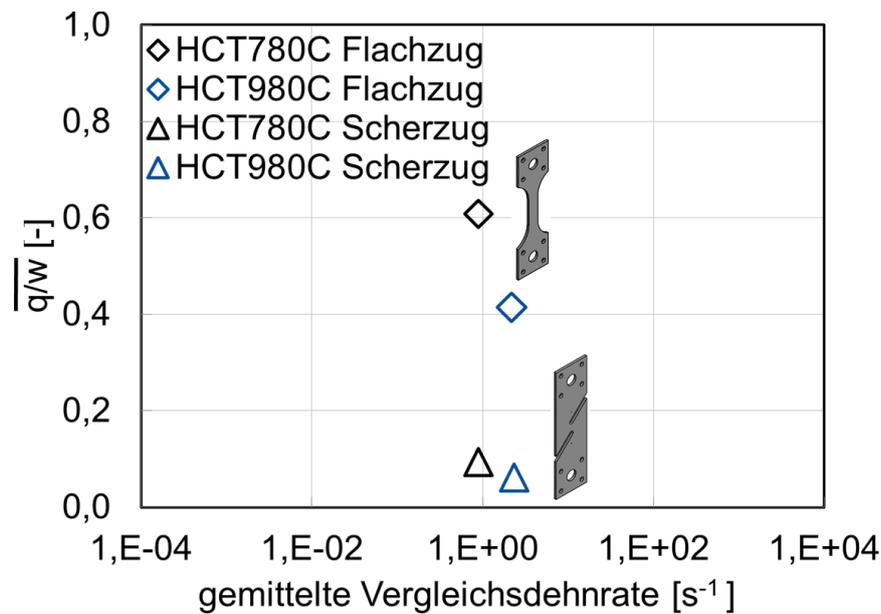
barer Dehnrate unter Scherbelastung ein größerer Wärmetransport aus den Scherbändern in das umliegende Material erfolgt als dies bei den Einschnürzonen unter Zugbelastung der Fall ist. Die Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  der Versuchsserien sind für den Blechwerkstoff HCT980XG in Tabelle 31 und für den Blechwerkstoff HX340LAD in Tabelle 32 im Anhang aufgeführt.



**Bild 61:** Darstellung der Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  für Scher- und Zugbelastung für den Blechwerkstoff HX340LAD



**Bild 62:** Darstellung der Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  für Scher- und Zugbelastung für den Blechwerkstoff HCT980XG



**Bild 63:** Darstellung der Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  für Scher- und Zugbelastung für die Blechwerkstoffe HCT980C und HCT780C

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass der Anteil der Verformungsarbeit, der als Wärme im Werkstoff bleibt und der auch die thermische Entfestigung bei höheren Dehnraten bewirkt, durch den Quotienten  $q/w$  experimentell auf der Probenoberfläche abgeschätzt werden kann. Die Untersuchungen in diesem Kapitel haben gezeigt, dass der Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch für Scherbelastung bei höheren Dehnraten liegt als für Zugbelastung. Während unter Zugbelastung der Übergangsbereich zwischen ca.  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und ca.  $10 \text{ s}^{-1}$  liegt, findet der Übergang von isothermem zu adiabatischem Verhalten bei den Scherzugversuchen bei Dehnraten in der Größenordnung von etwa  $1 \text{ s}^{-1}$  bis mehr als  $10 \text{ s}^{-1}$  statt. Damit ergibt sich eine Abhängigkeit von  $q/w$  von der Dehnrates, dem Werkstoff und von dem Spannungszustand, siehe Gleichung (41). Für Blechproben mit einem näherungsweise ebenen Spannungszustand kann somit der Spannungszustand durch die Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$  beschrieben werden und vereinfachend auf den Unterschied zwischen Scher- und Zugbelastung reduziert werden.

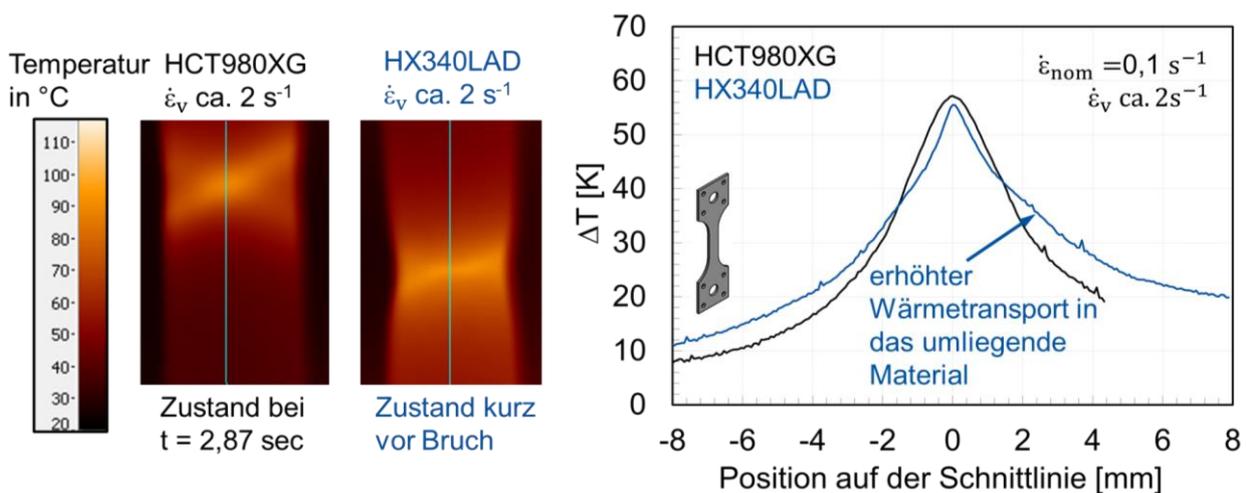
$$\frac{q}{w} = f(\dot{\epsilon}_v, \text{Werkstoff}, \eta) \quad (41)$$

## 5.5 Wärmetransport aus der hochverformten Zone

In diesem Kapitel wird der Fragestellung des Einflusses des Werkstoffs und des Spannungszustands auf den Wärmetransport bei vergleichbarer lokaler Dehnrates und damit auf die Verläufe der Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  nachgegangen. Ebenso wird nachgewiesen, dass im nahezu adiabatischen Zustand kein signifikanter Wärmetransport mehr aus der lokalisierten Zone in das umliegende Material gemessen werden kann. Dazu wurden die Temperaturfeldmessungen im Hinblick

auf die Temperaturgradienten in der lokalisierten Zone analysiert, die Hinweise auf einen möglichen Wärmetransport geben können.

Zur Untersuchung der Werkstoffabhängigkeit der Wärmequote wurde die Temperaturlokalisierung aus den Hochgeschwindigkeits-Infrarotvideos für Flachzugversuche die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD bei nomineller Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  ausgewertet. Diese Aufnahmen in Bild 64 links zeigen für beide Blechwerkstoffe die Temperaturverteilung bei einer lokalen Vergleichsdehnrates von ca.  $2 \text{ s}^{-1}$  in der Nähe des Bruchzeitpunktes. Die lokale Temperaturerhöhung in Abhängigkeit von der Position auf einem Schnitt durch die lokalisierte Zone in Zugrichtung ist für die zwei Versuche in dem Diagramm in Bild 64 rechts dargestellt. Die für beide Werkstoffe moderat asymmetrische Temperaturverteilung in Bild 64 wird durch die Lichteinstrahlung bedingt, die für die transiente Dehnungsfeldmessung mit Videokamera erforderlich ist und aufgrund des komplexen Versuchsaufbaus schräg erfolgte, siehe Bilder 28 und 50.

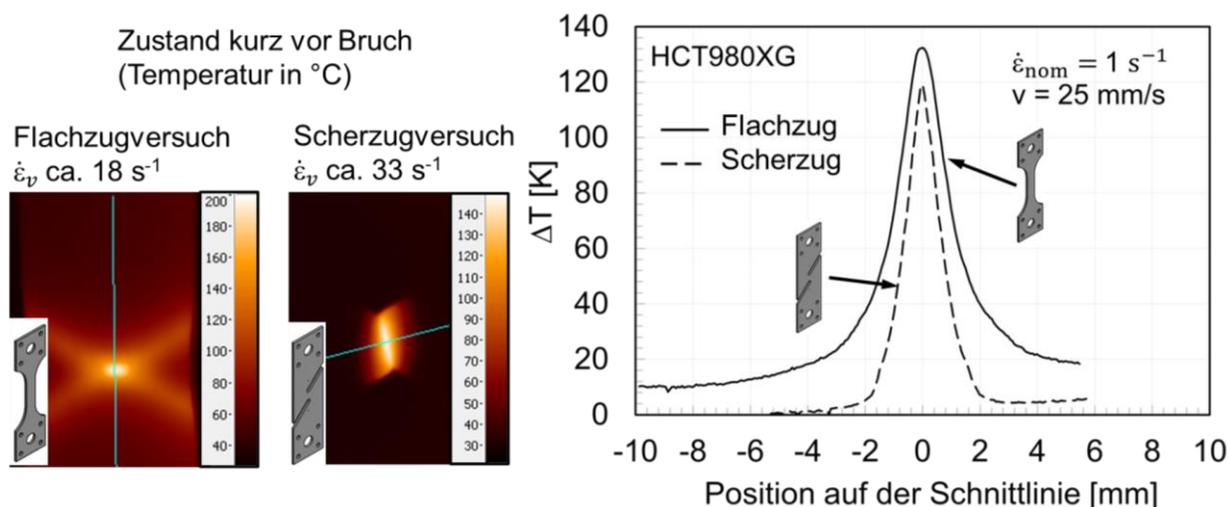


**Bild 64:** Temperaturverteilung in der lokalisierten Zone auf der Oberfläche von Flachzugproben der Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD bei vergleichbarer lokaler Dehnrates von ca.  $2 \text{ s}^{-1}$  im Temperaturmaximum

Die maximale Temperaturerhöhung ist für die beiden Werkstoffe vergleichbar in der Größenordnung von 55 – 57 K. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD zeigt sich jedoch innerhalb von 1 bis 2 mm um die maximale Temperaturerhöhung ein stärkerer Temperaturabfall verglichen mit dem Dualphasenstahl HCT980XG. In weiterer Entfernung vom Temperaturmaximum wird für den Blechwerkstoff HX340LAD ein geringerer Temperaturabfall gemessen als für den Blechwerkstoff HCT980XG. Dieses Ergebnis deutet darauf hin, dass bei dem mikrolegierten Stahl mehr Wärme aus dem Bereich des Temperaturmaximums in das umliegende Material transportiert wird als bei dem Dualphasenstahl. Dadurch fällt die Temperatur nahe des Temperaturmaximums stärker ab und die abgeflossene Wärme führt in weiterer Entfernung vom Temperaturmaximum zu einer Temperaturerhöhung. Dieser Vorgang erklärt die Ergebnisse in Bild 58, die bei dem mikrolegierten Stahl bei vergleichbarer Dehnrates kleinere Werte für den Quotienten aus der

Wärme  $q$  und der Verformungsarbeit  $w$  zeigen verglichen mit dem Dualphasenstahl. Der werkstoffabhängige Wärmetransport könnte auch mit einer werkstoffabhängigen Lokalisierung der Dehnungen zusammenhängen, die in Kapitel 5.6.1 ausführlich anhand der Dehnungsfelder analysiert wird.

Auch der Spannungszustand, erzeugt durch eine Zug- oder Scherbelastung, zeigt einen Einfluss auf die Temperaturlokalisierung und die Temperaturgradienten, siehe Bild 65. Für den Blechwerkstoff HCT980XG ist für jeweils einen Flachzug- und einen Scherzugversuch bei gleicher Prüfgeschwindigkeit von  $v = 25 \text{ mm/s}$  die lokale Temperaturerhöhung kurz vor Bruch in einem Schnitt durch die lokalisierte Zone gezeigt.



**Bild 65:** Temperaturverteilung in der lokalisierten Zone kurz vor Bruch für einen Flachzug- und einen Scherzugversuch bei  $v = 25 \text{ mm/s}$  für den Blechwerkstoff HCT980XG

Bei dem Flachzugversuch wurde im Bereich außerhalb der lokalisierten Zone eine Temperaturerhöhung von ca. 10 K gemessen, die im Abstand von 8 – 10 mm vom Temperaturmaximum keinen nennenswerten Temperaturgradienten mehr aufweist. Bei dieser lokal vorliegenden Dehnrates von ca.  $18 \text{ s}^{-1}$  ist daher davon auszugehen, dass aus der lokalisierten Zone kein weiterer Wärmetransport mehr stattfindet und diese Dehnrates damit näherungsweise zu vollständig adiabatischen Bedingungen führt. Bei dem Scherzugversuch geht die Temperaturerhöhung außerhalb der lokalisierten Zone sogar auf 0 K zurück, sodass bei der hier lokal vorliegenden Dehnrates im Temperaturmaximum von ca.  $33 \text{ s}^{-1}$  ebenso ein nahezu adiabatischer Zustand erreicht wird.

Die Auswertungen in Bild 65 betreffen in beiden Versuchen den Zeitpunkt kurz vor Bruch und stellen damit eine Momentaufnahme dar. Für den in Bild 65 analysierten Flachzugversuch bei nomineller Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$  hat sich im Durchschnitt über die gesamte plastische Verformung ein nahezu adiabatischer Zustand gezeigt, siehe Bild 62 in Kapitel 5.4. Für den Scherzugversuch hat die Mittelwertbildung für den Wärmequotienten in Bild 62 einen durchschnittlichen Wert von ca. 0,67 bei einer mittleren Dehnrates von  $13 \text{ s}^{-1}$  ergeben, der einen Zustand zwischen iso-

therm und adiabatisch beschreibt. Die Auswertungen in Bild 65 zeigen, dass bei dieser Prüfungsgeschwindigkeit die adiabatischen Temperaturerhöhungen überwiegend in den lokalisierten Zonen entstehen. Ein Wärmeabfluss in die Bereiche außerhalb der lokalisierten Zonen bis zu den Spannungsbereichen kann daher vernachlässigt werden. Für beide in Bild 65 untersuchten Probengeometrien, Flachzug- und Scherzugprobe, zeigt sich kurz vor Bruch ein vergleichbarer Temperaturunterschied von ca. 120 K zwischen der maximalen Temperaturerhöhung im Zentrum der lokalisierten Zone und der Temperaturerhöhung auf beiden Seiten im umliegenden Material. Bei dem Scherzugversuch erstreckt sich die Temperaturlokalisierung jedoch über eine kleinere Länge in Millimetern auf dem Schnitt verglichen mit dem Flachzugversuch. Daher zeigt sich bei dem Scherzugversuch ein moderat größerer Temperaturgradient verglichen mit dem Flachzugversuch.

## 5.6 Lokalisierung der Dehnungen

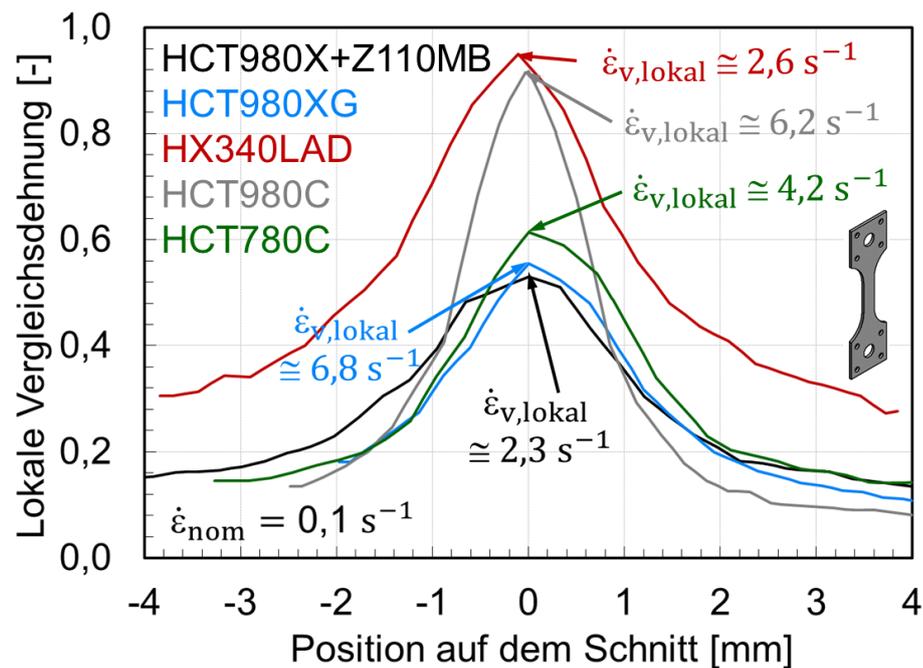
Die Temperaturgradienten, die sich in der lokalisierten Zone einstellen, stellen eine Folge lokalisierter Dehnungen dar und werden auch wechselseitig durch die lokalen Dehnraten beeinflusst. Wegen dieser komplexen Zusammenhänge wurden erweiterte Analysen zum Einfluss der Werkstoffmikrostruktur und des Spannungszustands auf die Lokalisierung der Dehnungen durchgeführt, die in den folgenden beiden Unterkapiteln dargestellt sind.

### 5.6.1 Einfluss der Werkstoffmikrostruktur auf die Lokalisierung der Dehnungen

Für eine Analyse des Einflusses der Werkstoffmikrostruktur auf die Dehnungslokalisierung ist zunächst eine Quantifizierung der Dehnungslokalisierung erforderlich. Dabei bilden sowohl der Dehnungsgradient als auch die Dehnraten im Dehnungsmaximum wichtige Größen, die ermittelt werden sollten. Die gegenseitige Beeinflussung dieser beiden Größen ist für die in dieser Arbeit untersuchten Blechwerkstoffe in Bild 66 erkennbar. Für Flachzugversuche ist die lokale Vergleichsdehnung im letzten Bild vor Bruch über einen Schnitt in Probenlängsrichtung bei gleicher nomineller Dehnraten von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  gezeigt.

Die beiden Dualphasenstähle HCT980X+Z110MB und HCT980XG mit vergleichbarer Zugfestigkeit  $R_m$  von ca. 1000 MPa zeigen kurz vor Bruch eine vergleichbare maximale Dehnung. Ein Unterschied im Lokalisierungsverhalten dieser beiden Dualphasenstähle zeigt sich in der höheren Dehnraten und moderat schmalere Lokalisierung für den HCT980XG. Der Komplexphasenstahl HCT980C, der ebenfalls eine Zugfestigkeit  $R_m$  von ca. 1000 MPa aufweist, zeigt im Vergleich zu den Dualphasenstählen einen fast zweifach höheren Dehnungsbetrag kurz vor Bruch. Dieser Unterschied im Lokalisierungsverhalten zwischen Dualphasen- und Komplexphasenstählen vergleichbarer Festigkeit ist bekannt. Daher werden Komplexphasenstähle im Karosseriebau an jenen Stellen in der Fahrzeugkarosserie eingesetzt, an denen hohe lokale Dehnungen ohne vorzeitige lokale Rissbildung erforderlich sind [204]. Der mikrolegierte Stahl HX340LAD er-

reicht eine mit dem Komplexphasenstahl HCT980C vergleichbar hohe maximale Dehnung vor Bruch. Der wesentliche Unterschied im Lokalisierungsverhalten dieser beiden Werkstoffe liegt jedoch darin, dass sich die Dehnungslokalisierung bei dem Komplexphasenstahl auf einen kleineren Bereich begrenzt und im Dehnungsmaximum eine 2-3-fach höhere Dehnrate auftritt verglichen mit dem mikrolegierten Stahl. Dadurch ergibt sich für den Komplexphasenstahl im Vergleich ein größerer Dehnungsgradient. Dieses Ergebnis zeigt, dass bei gleicher lokaler Dehnung kurz vor Bruch mikrostrukturell bedingte unterschiedliche Lokalisierungsverhalten vorliegen.



**Bild 66:** Vergleichsdehnung über der Schnittposition unmittelbar vor Bruch für Flachzugversuche für Proben der angegebenen Blechwerkstoffe bei nomineller Dehnrate  $0,1 \text{ s}^{-1}$

Eine Auswertung des Dehnungsgradienten aus der Grauwertkorrelation oder FE-Rechnung ist sehr aufwendig. Daher ist es sinnvoll, eine leichter zugängliche Größe einzuführen, die zu einer Abschätzung des Dehnungsgradienten führt. Als sinnvolles Maß für den Dehnungsgradienten wird im Folgenden die Dehnungslokalisation eingeführt.

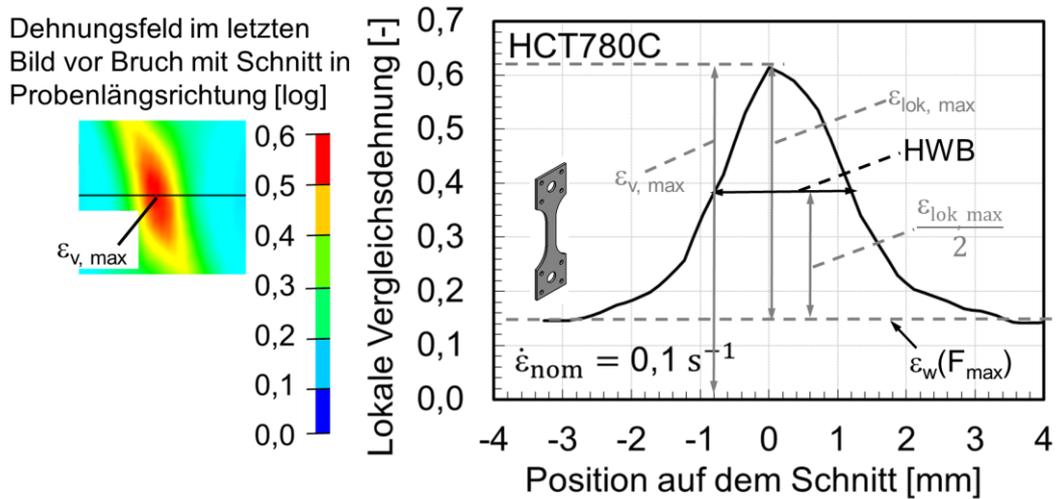
#### Definition der Dehnungslokalisation

Die Dehnungslokalisation wird definiert als Höhe des Dehnungspeaks  $\varepsilon_{\text{lok,max}}$  bezogen auf die Halbwertsbreite HWB, siehe auch Bild 67:

$$\text{Dehnungslokalisation} = \frac{\varepsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}} \quad (42)$$

Für Flachzugversuche wird  $\varepsilon_{\text{lok,max}}$  aus der in Kapitel 4.2.5 bereits eingeführten maximalen Vergleichsdehnung in der lokalisierten Zone  $\varepsilon_{\text{v,max}}$  abzüglich der wahren Dehnung bei Kraftmaximum  $\varepsilon_{\text{w}}(F_{\text{max}})$  berechnet:

$$\varepsilon_{\text{lok,max}} = \varepsilon_{\text{v,max}} - \varepsilon_{\text{w}}(F_{\text{max}}) \quad (43)$$



**Bild 67:** Definition der wesentlichen Größen zur Ermittlung der Dehnungslokalisierung am Beispiel eines einachsigen Zugversuchs für den Blechwerkstoff HCT780C

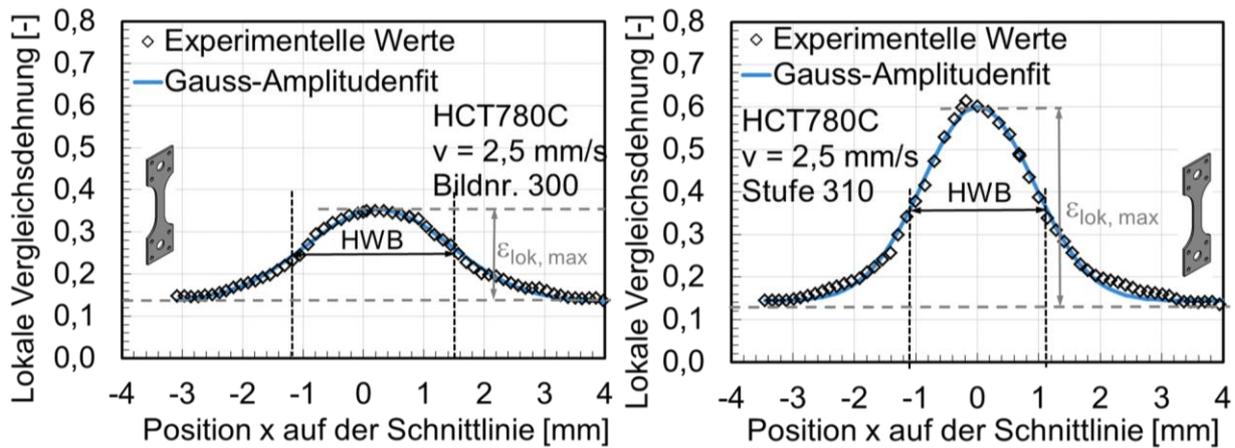
Für die Ermittlung der Halbwertsbreite HWB wurde zunächst die lokale Dehnung in Abhängigkeit von der Schnittposition für alle aufgezeichneten Videobilder über den gesamten Verformungsvorgang bis zum Bruch mit Hilfe einer Gauß-Amplitudenfunktion beschrieben nach

$$\varepsilon_v(x) = \varepsilon_{v,0} + C e^{-0,5 \left( \frac{x-x_c}{p} \right)^2} \quad (44)$$

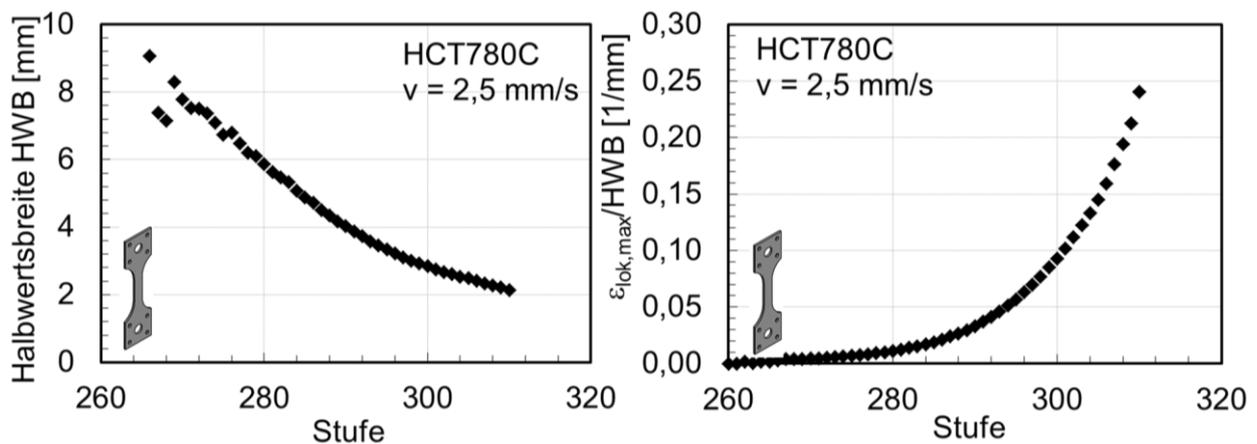
Die Variable  $x$  bezeichnet die Position in der Schnittdarstellung in Bild 69. Die in der Gleichung (44) verwendeten Parameter  $\varepsilon_{v,0}$ ,  $C$ ,  $x_c$  und  $p$  wurden für jedes Videobild separat ermittelt. Für die Fitanpassung wurde die Software OriginPro 2018 verwendet, in der die Anpassung einer Gauß-Amplitudenfunktion automatisiert möglich ist [210]. Die Halbwertsbreite HWB wurde aus der zugehörigen Fitkurve für jedes Videobild für den Gauß-Amplitudenfit mit der Software OriginPro 2018 ausgewertet. Für den Zugversuch aus Bild 67 sind die Glockenkurven der experimentellen Werte und der Gauß-Amplitudenfunktionen mit den jeweiligen Halbwertsbreiten für zwei Zeitpunkte in Bild 68 dargestellt. Der Zustand im rechten Diagramm in Bild 68 stellt den Bruchzeitpunkt dar. Im linken Diagramm ist der Zustand für 10 Bilder vor dem Bruch gezeigt. Für beide Zustände werden die experimentellen Dehnungswerte in der lokalisierten Zone durch die jeweilige Gauß-Amplitudenfunktion gut wiedergegeben, sodass zuverlässige Werte für die Halbwertsbreite HWB ermittelt werden konnten.

**Tabelle 18:** Mit OriginPro 2018 gefittete Parameter für die Gauß-Amplitudenfunktion nach Gleichung (44) für die beiden in Bild 70 dargestellten Verformungszustände

Bildnr.	$\varepsilon_{v,0}$	$x_c$ [mm]	$p$ [mm]	$C$	HWB [mm]
300	0,13	3,34	1,21	0,22	2,14
310	0,14	3,47	0,91	0,46	2,84



**Bild 68:** Lokale Vergleichsdehnung über der Schnittposition beispielhaft für den Zugversuch aus Bild 67, experimentelle Werte und Gauß-Amplitudenfit (blaue Kurve)



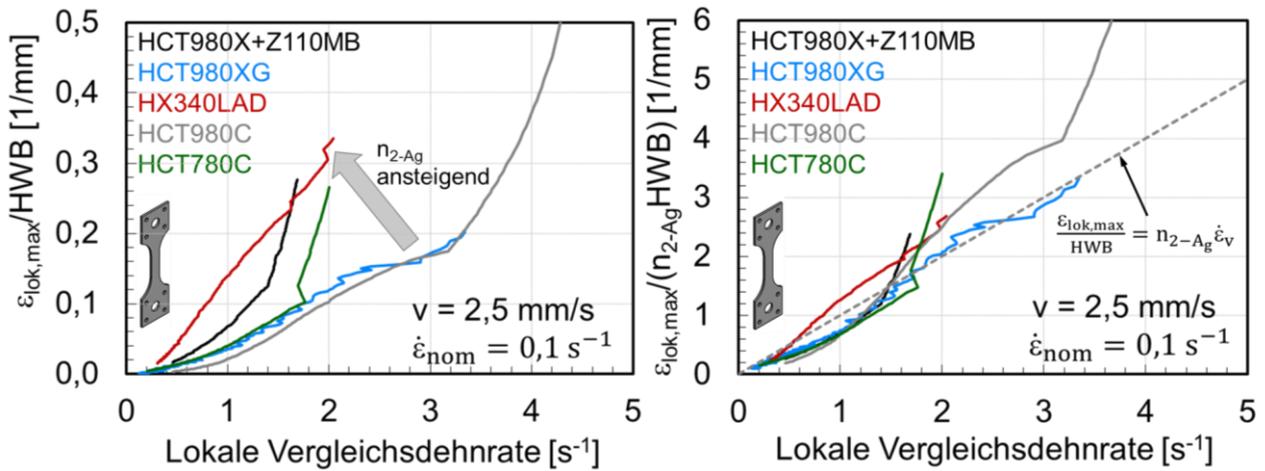
**Bild 69:** Mit OriginPro 2018 ermittelte Halbwertsbreite HWB (links) und nach Gleichung (42) berechnete Dehnungslokalisation (rechts) von Einschnürbeginn bis zum Bruch beispielhaft für den Zugversuch aus den Bildern 67 und 68

Die Halbwertsbreite HWB nimmt mit zunehmender Verformung kontinuierlich ab, siehe Bild 69 links. Die nach Gleichung (42) berechnete Dehnungslokalisation nimmt vom Beginn der Einschnürung bis zum Bruch kontinuierlich zu, siehe Bild 69 rechts.

#### Zusammenhang zwischen Dehnungslokalisation und Dehnrate

Die Analyse des Zusammenhangs zwischen der Dehnungslokalisation und der Dehnrate ist insbesondere wichtig zur Ermittlung der Einflussfaktoren auf den Wärmetransport. Um den Einfluss des Werkstoffs auf die Neigung zum Wärmetransport aus der lokalisierten Zone abschätzen zu können, muss die Dehnungslokalisation bei einer vergleichbaren Dehnrate für die verschiedenen Blechwerkstoffe verglichen werden.

Mit zunehmender Dehnungslokalisation nimmt für die untersuchten Stahlblechwerkstoffe auch die lokale Vergleichsdehnrate zu, was für Flachzugversuche bei einer nominellen Dehnrate von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  in Bild 70 links dargestellt ist.



**Bild 70:** Dehnungslokalisierung (links) und auf den n-Wert bezogene Dehnungslokalisierung (rechts) in Abhängigkeit von der lokalen Vergleichsdehnrate für Flachzugversuche bei einer Prüfgeschwindigkeit von 2,5 mm/s für die im Bild genannten Blechwerkstoffe

In dem untersuchten Dehnratenbereich bis etwa  $3 \text{ s}^{-1}$  zeigt sich für die meisten Versuche ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen der Dehnungslokalisierung und der Dehnrate. Kurz vor Bruch kann die Steigung der Funktion  $\frac{\epsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}}(\dot{\epsilon}_v)$  größer werden. Besonders auffallend erscheint der Einfluss des Verfestigungsvermögens des Werkstoffs auf die Steigung der Funktion  $\frac{\epsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}}(\dot{\epsilon}_v)$ . Mit zunehmendem Verfestigungsvermögen nimmt auch die Dehnungslokalisierung bei gleicher Vergleichsdehnrate zu. In Bild 72 rechts wird daher die auf den n-Wert bezogene Dehnungslokalisierung über der Vergleichsdehnrate gezeigt. Die zugehörigen n-Werte der in Bild 70 gezeigten Versuche sind in Tabelle 19 aufgeführt. Die Kurven für die untersuchten Blechwerkstoffe liegen nahe beieinander und können näherungsweise durch den folgenden Zusammenhang beschrieben werden.

$$\frac{\epsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}} \cong n_{2-Ag} \dot{\epsilon}_v \quad (45)$$

**Tabelle 19:** Verfestigungsexponent nach DIN ISO 10275 [37] bei nomineller Dehnrate  $0,1 \text{ s}^{-1}$  (quer zur Walzrichtung)

	HCT980C	HCT980XG	HCT780C	HCT980X +Z110MB	HX340LAD
$n_{2-Ag}$	0,05	0,07	0,09	0,14	0,15

Damit gibt der n-Wert näherungsweise die Steigung der Kurve in dem linken Diagramm in Bild 70 wieder. Für den Komplexphasenstahl HCT980C weicht die Kurve in Bild 70 rechts bei höheren lokalen Dehnraten über  $3 \text{ s}^{-1}$  stärker von dem in Gleichung (45) beschriebenen Zusammenhang ab. Hier ist anzumerken, dass bei höheren lokalen Dehnraten weniger Datenpunkte vorliegen und zusätzlich die Ergebnisse aufgrund der steigenden Dehnungslokalisierung ungenauer werden, da nur noch wenige Facettenpunkte im Dehnungsmaximum auswertbar sind. Daher sind die Abweichungen in den Kurven ab einer Vergleichsdehnrate von  $3 \text{ s}^{-1}$  weniger aussagekräftig.

Abschließend kann festgehalten werden, dass für die untersuchten Blechwerkstoffe für Flachzugversuche mit einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  ein näherungsweise linearer Zusammenhang zwischen der Dehnungslokalisation und der lokalen Dehnrates gemessen wurde. Bei vergleichbarer lokaler Dehnrates zeigen die Blechwerkstoffe mit größerem  $n$ -Wert auch eine größere Dehnungslokalisation. Die Steigung der  $\frac{\varepsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}}(\dot{\varepsilon}_v)$ -Kurven kann näherungsweise durch den  $n$ -Wert beschrieben werden. Daher könnten sich bei vergleichbarer Dehnrates mit zunehmendem  $n$ -Wert auch größere Temperaturgradienten einstellen und mehr Wärme aus der lokalisierten Zone in das umliegende Material transportiert werden. Dieses Ergebnis steht im Einklang mit den Untersuchungen von Frost und Ashby [167], die im Stand der Technik in Kapitel 2.3.1 beschrieben sind. Frost und Ashby zeigten, dass die Übergangsdhnrates für den isotherm-adiabatischen Übergang auch vom  $n$ -Wert abhängt und sich mit zunehmendem  $n$ -Wert zu höheren Dehnrates verschiebt. Das bedeutet, dass bei vergleichbarer Dehnrates Werkstoffe mit höherem  $n$ -Wert einen erhöhten Wärmetransport erfahren, sodass weniger Wärme in der lokalisierten Zone verbleibt. Die Ergebnisse für die Wärmequote der beiden Blechwerkstoffe HX340LAD und HCT980XG in Bild 59 in Kapitel 5.3 bestätigen somit den Einfluss des  $n$ -Wertes auf die Übergangsdhnrates.

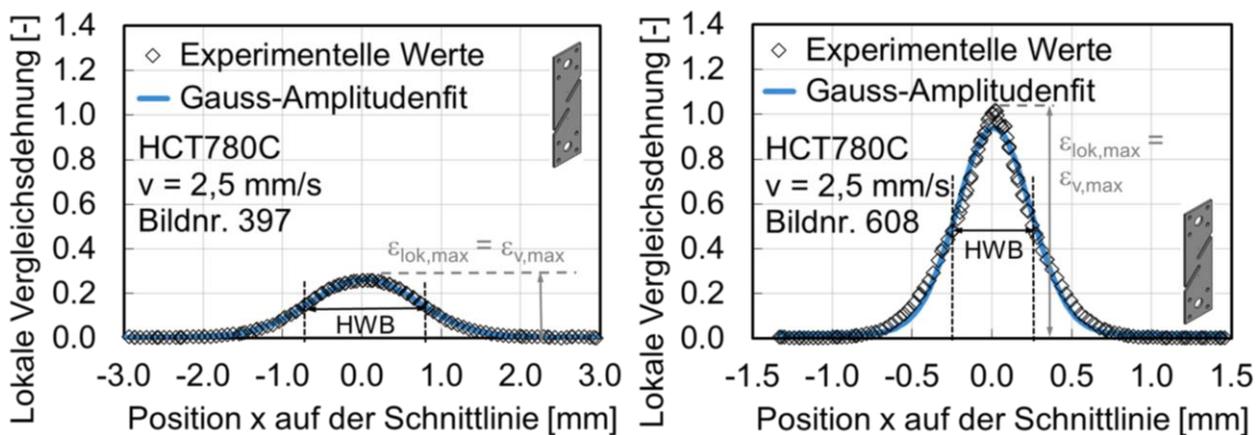
### 5.6.2 Einfluss des Spannungszustands auf die Lokalisierung der Dehnungen

Es ist davon auszugehen, dass der Zusammenhang zwischen der Dehnungslokalisation und der lokalen Dehnrates nicht nur vom Werkstoff, sondern auch vom Spannungszustand abhängig ist [8, 2]. Für quantitative Aussagen zum Einfluss des Spannungszustands auf die Dehnungslokalisation wurde zunächst die Halbwertsbreite HWB auch für die Scherzugversuche, die Kerbzugversuche und die Nakajima-Versuche ermittelt. Die Auswertung der Halbwertsbreite wurde analog zu der Vorgehensweise bei Flachzugversuchen mit einem Gauß-Amplitudenfit durchgeführt, wie es in Kapitel 5.6.1 beschrieben ist. Für alle drei Probengeometrien wurde für  $\varepsilon_{\text{lok,max}}$  die maximale lokale Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{v,\text{max}}$  verwendet, da anders als bei den Flachzugversuchen die Dehnungen außerhalb der lokalisierten Zone während des gesamten Verformungsprozesses nahezu auf Null zurückgehen. In Bild 71 sind beispielhaft für einen Scherzugversuch mit einer HCT780C-Probe die experimentell ermittelten Glockenkurven und die Gauß-Amplitudenfunktionen beispielhaft für zwei Verformungszustände (Bildnummern 397 und 608) dargestellt.

Für die Scherzugversuche ergibt sich bei der Ermittlung eines sinnvollen Wertes für die Halbwertsbreite eine Besonderheit. Der Schnitt durch die lokalisierte Zone verformt sich während des Schervorgangs S-förmig, siehe Bild 72. Der anfangs senkrecht zur Scherrichtung liegende Schnitt ist im lokalisierten Scherbereich um den Scherwinkel  $\gamma$  verdreht. Damit liegt der Schnitt nicht mehr senkrecht zur lokalisierten Zone. Die ermittelte Halbwertsbreite HWB, bezogen auf die Originalschnittlänge, ist daher ohne weitere Korrektur zu groß. Um realistische Werte für die

Halbwertsbreite zu erlangen, wurde eine mittels des Scherwinkels  $\gamma$  korrigierte Halbwertsbreite  $HWB_{\text{korr}}$  analog Gleichung (46) ermittelt. Der Scherwinkel  $\gamma$  wurde mit dem von der Firma GOM bereitgestellten Aramis-Skript „Hauptscherung V631 Rev C“ [211] für den nach Kapitel 4.2.5 gewählten Auswertepunkt im Dehnungsmaximum über den gesamten Verformungsverlauf bestimmt.

$$HWB_{\text{korr}} = HWB \cos \gamma \quad (46)$$



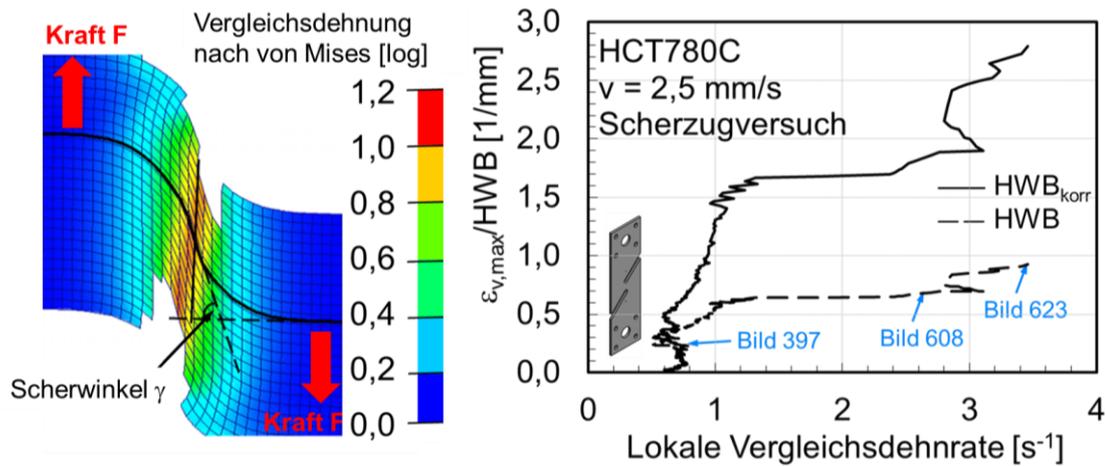
**Bild 71:** Lokale Vergleichsdehnung über der Schnittposition für einen Scherversuch zu Beginn der Lokalisierung (links) und nahe am Bruch (rechts), experimentelle Werte und Fit

Die Korrektur der Halbwertsbreite bei Scherzugversuchen führt im Laufe des Verformungsprozesses zu einer deutlichen Verkleinerung der ursprünglich ermittelten Halbwertsbreite und damit zu einer realistischeren, größeren Dehnungslokalisation. Für die in Bild 71 gezeigten Auswertungen eines Scherversuches für den Blechwerkstoff HCT780C ergibt sich kurz vor Bruch ein maximaler Scherwinkel von  $\gamma = 74^\circ$ , sodass die korrigierte Halbwertsbreite  $HWB_{\text{korr}}$  nur noch etwa 30 % der unkorrigierten Halbwertsbreite  $HWB$  beträgt, siehe Tabelle 20.

**Tabelle 20:** Mit OriginPro 2018 gefittete Parameter für die Gauß-Amplitudenfunktion, Scherwinkel und Halbwertsbreite für verschiedene Verformungszustände für den Scherzugversuch aus Bild 72, beispielhaft für die Bildnummern 397, 608 und 623

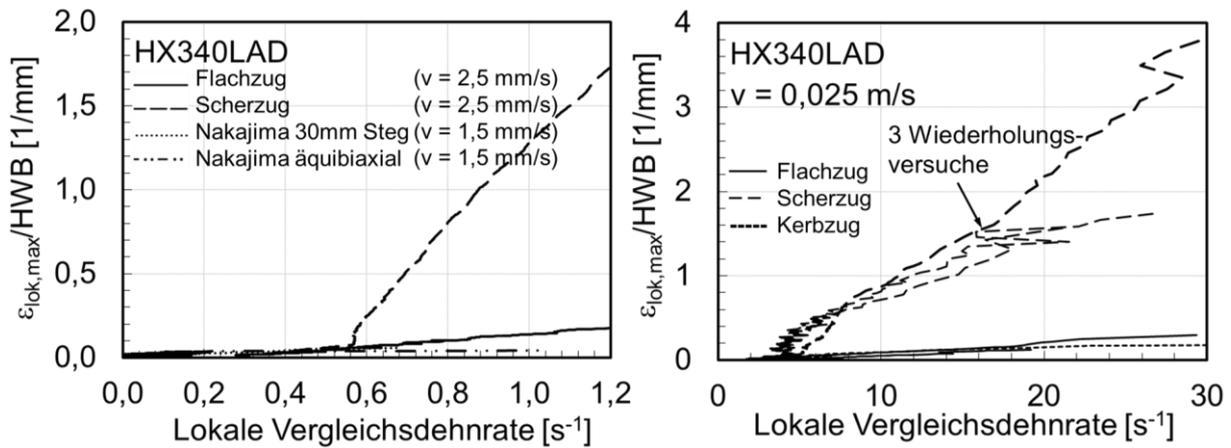
Bildnr.	$\varepsilon_{v,0}$ [-]	$x_c$ [mm]	$p$ [mm]	$A$	HWB [mm]	$\gamma$ [°]	$HWB_{\text{korr}}$ [mm]
397	0,0042	3,49	0,68	0,26	1,60	24,5	1,46
608	0,0187	1,34	0,23	0,92	0,54	68,4	0,20
623	0,0321	0,96	0,14	1,08	0,32	74,0	0,09

Unter Berücksichtigung der korrigierten Halbwertsbreite ergibt sich so ein mehr als dreifacher Wert für die Dehnungslokalisation kurz vor Bruch, siehe Bild 72 rechts und Tabelle 20. Die Ermittlung der Dehnungslokalisation erfolgte bei den Scherzugversuchen mit der korrigierten Halbwertsbreite  $HWB_{\text{korr}}$ .

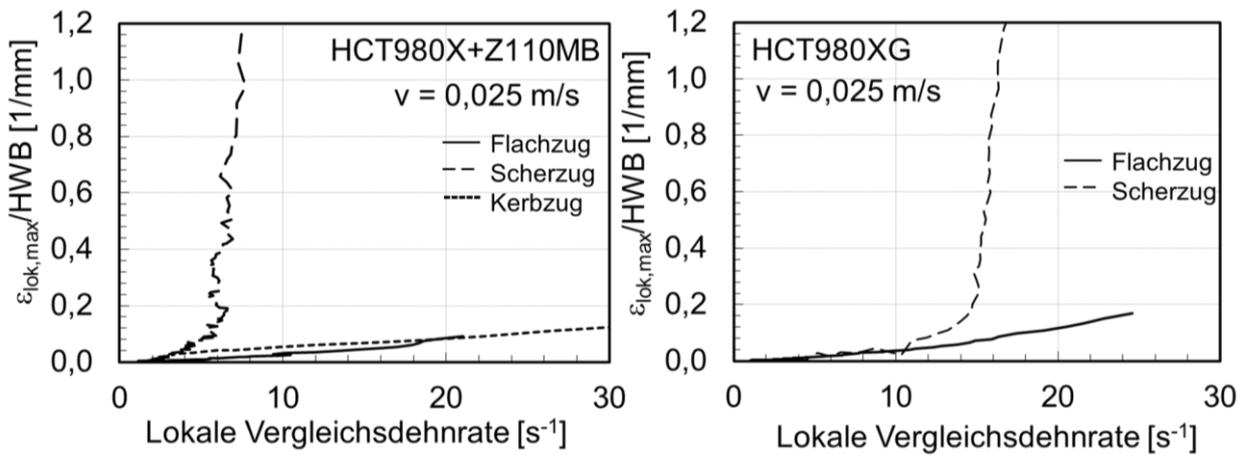


**Bild 72:** Korrektur der Halbwertsbreite unter Scherbelastung, Beispiel für den Blechwerkstoff HCT780C, geprüft bei einer Prüfgeschwindigkeit  $v = 2,5 \text{ mm/s}$

Unter Scherbelastung bildet sich für alle untersuchten Blechwerkstoffe eine signifikant größere Dehnungslokalisation während der Verformung heraus, verglichen mit den Versuchen unter Zugbelastung bei vergleichbarer Dehnrate, siehe Bilder 73 und 74. Neben den Flachzug- und Kerbzugversuchen wurden auch die Nakajima-Versuche aus Kapitel 4.3 an Proben mit einer Stegbreite von 30 mm und an vollen Blechenden im Hinblick auf den Zusammenhang zwischen der Dehnungslokalisation und der lokalen Dehnrate untersucht, siehe Bild 73 links. Für Flachzug-, Kerbzug- und Nakajima-Versuche liegt der Zusammenhang zwischen der Dehnungslokalisation und der lokalen Dehnrate in einer vergleichbaren Größenordnung. Für die Scherzugversuche zeigt sich in den  $\frac{\varepsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}}(\dot{\varepsilon}_v)$ -Verläufen eine um ein Mehrfaches größere Steigung verglichen mit den Flachzug-, Kerbzug- und Nakajima-Versuchen, siehe Bilder 73 und 74. Auffallend ist weiterhin, dass der steile Anstieg der Dehnungslokalisation unter Scherbelastung erst bei einer höheren Dehnrate beginnt als unter Zugbelastung. Ursache dafür ist eine zu Fließbeginn höhere Dehnrate bei den Scherzugversuchen verglichen mit den Flachzugversuchen bei gleicher Prüfgeschwindigkeit, siehe Bild 42 in Kapitel 4.2.5 und [8]. Die Kurven in den Bildern 73 und 74 für die Scherzugversuche sind teilweise nicht bis zum Bruch gezeigt, damit die Skalierung der Ordinate dazu führt, daß die Kurven für die Flachzug- und Kerbzugversuche noch erkennbar sind. Damit reduziert sich der wesentliche Einfluss des Spannungszustands auf die  $\frac{\varepsilon_{\text{lok,max}}}{\text{HWB}}(\dot{\varepsilon}_v)$ -Verläufe in dem in den Bildern 73 und 74 gezeigten Dehnratenbereich zwischen ca.  $0,5 \text{ s}^{-1}$  und  $30 \text{ s}^{-1}$  näherungsweise auf die Unterscheidung zwischen Scher- und Zugbelastung.



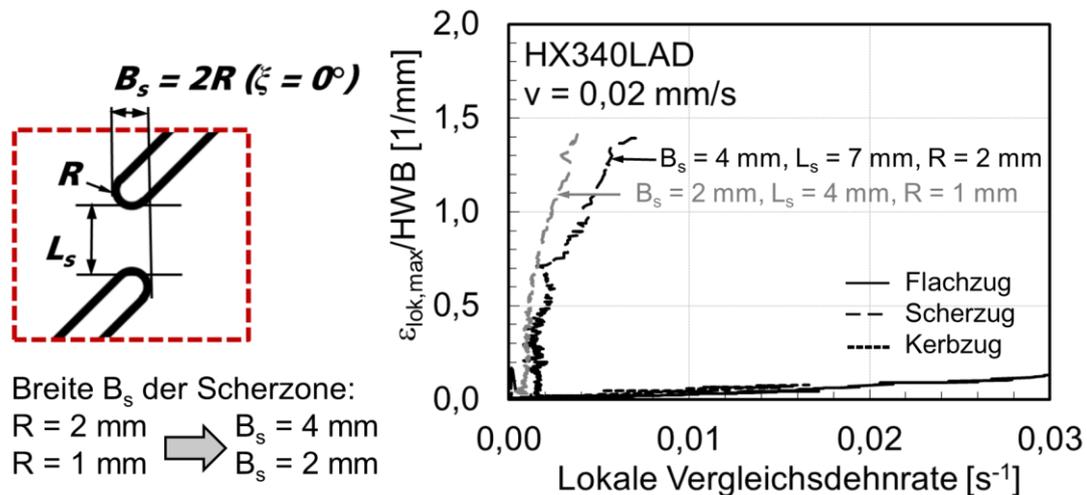
**Bild 73:** Dehnungslokalisierung in Abhängigkeit von der Dehnrates für Flachzug-, Scherzug-, Kerbzug- und Nakajima-Versuche in zwei unterschiedlichen Dehnratesbereichen an Proben aus HX340LAD



**Bild 74:** Dehnungslokalisierung in Abhängigkeit von der Dehnrates für Flachzug-, Scherzug- und Kerbzugversuche an Proben aus den angegebenen Dualphasenstählen

Eine weitere Fragestellung, die sich bei der Untersuchung des Zusammenhangs zwischen der Dehnungslokalisierung und der lokalen Dehnrates bei den Scherzugversuchen ergibt, ist ein möglicher Einfluss der Scherbandbreite. Die Untersuchung dieser Fragestellung erscheint somit recht wesentlich im Hinblick auf den Wärmetransport aus der lokalisierten Zone, da die Scherbandbreite den Dehnungsgradienten und damit auch auf den Temperaturgradienten beeinflussen kann. Daher wurde für den Blechwerkstoff HX340LAD die Funktion  $\frac{\varepsilon_{v,max}}{HWB}(\dot{\varepsilon}_v)$  bei quasistatischen Versuchen mit Scherzugproben verschiedener Ausgangsscherbandbreiten ausgewertet. Durch verschiedene Kerbradien  $R = 1 \text{ mm}$  und  $R = 2 \text{ mm}$  ergaben sich die zwei Ausgangsscherbandbreiten  $B_s$  von 2 mm und 4 mm, siehe Bild 75 links. Die Dehnungslokalisierung in Abhängigkeit von der Dehnrates zeigt für diese beiden Scherprobegeometrien vergleichbare Steigungen, siehe Bild 75 rechts. Für die Scherprobe mit einer Ausgangsscherbandbreite von  $B_s = 4 \text{ mm}$  beginnt die Dehnungslokalisierung bei einer moderat größeren lokalen Dehnrates verglichen mit der Scherprobe mit einem Wert von  $B_s = 2 \text{ mm}$ . Im Folgenden wird untersucht, ob dieser Unter-

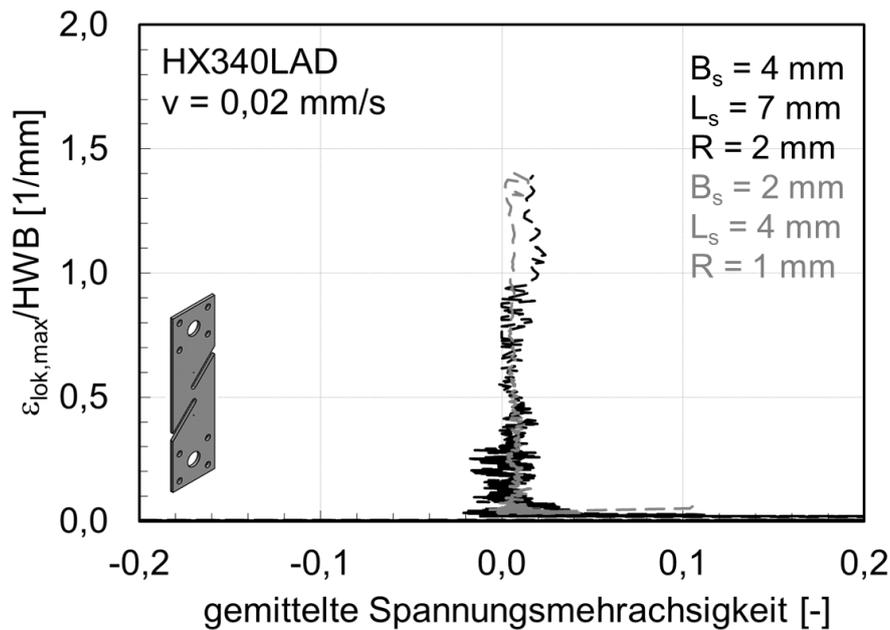
schied mit möglichen geringen Unterschieden im Spannungszustand für die beiden Scherprobengeometrien in Bild 75 zusammenhängen könnte.



**Bild 75:** Dehnungslokalisation in Abhängigkeit von der Dehnrates für quasistatische Scherzugversuche für zwei unterschiedliche Probengeometrien im Vergleich zu Flachzug- und Kerbzugversuchen für den Blechwerkstoff HX340LAD

Um eine Aussage zum Spannungszustand in der Scherzone für die beiden Scherprobengeometrien in Bild 75 treffen zu können, wurde die gemittelte Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{avg}}$  aus den Werten der Haupt- und Nebenformänderung nach Gleichung (39) in Kapitel 5.2 ermittelt. Für beide Scherprobengeometrien werden bei quasistatischer Belastung Spannungsmehrachsigkeiten  $\eta_{\text{avg}}$  sehr nahe an Null erreicht, siehe Bild 76. Damit kann näherungsweise von einem Scherspannungszustand ausgegangen werden, welcher mit einer Spannungsmehrachsigkeit von  $\eta = 0$  definiert ist. Im Rahmen der hier untersuchten Scherbandbreiten hat sich damit gezeigt, dass der Einfluss der Scherbandbreite auf den Zusammenhang zwischen Dehnungslokalisation und Dehnrates und auf die Spannungsmehrachsigkeit in der lokalisierten Zone vernachlässigt werden kann.

Zusammenfassend wird festgehalten, dass der Einfluss des Spannungszustands auf den Zusammenhang zwischen Dehnungslokalisation und lokaler Dehnrates sich auf die Unterscheidung zwischen Scher- und Zugbelastung reduziert. Bei vergleichbarer lokaler Dehnrates liegt unter Scherbelastung eine um ein Mehrfaches größere Dehnungslokalisation vor als unter Zugbelastung. Dabei spielt weder die Scherbandbreite eine signifikante Rolle, noch ob es sich um einachsigen, mehrachsigen oder äquibiaxialen Zug handelt.



**Bild 76:** Dehnungslokalisation in Abhängigkeit der gemittelten Spannungsmehrachsigkeit  $\eta_{\text{avg}}$  für quasistatische Scherzugversuche für zwei unterschiedliche Probengeometrien für den Blechwerkstoff HX340LAD

## 5.7 Zusammenfassung der Untersuchungen zu adiabatischen Erwärmungseffekten

Für Scherzug-, Flachzug- und Kerbzugversuche der in dieser Arbeit untersuchten Blechwerkstoffe wurden lokale Temperaturfeld- und Dehnungsfeldmessungen in den hochverformten Zonen für einen weiten Dehnratenbereich durchgeführt. Dabei wurden für Dehnraten in der Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  auf der Probenoberfläche lokale adiabatische Temperaturerhöhungen in der Größenordnung von bis zu ca. 200 K ermittelt. Unabhängig vom Spannungszustand liegt für die Versuche bei hohen Dehnraten der Anteil an Verformungsarbeit, der als Wärme im Werkstoff bleibt, in der Größenordnung von ca. 90 % bis ca. 100 %. Unter Voraussetzung nahezu adiabatischer Bedingungen weisen diese Ergebnisse auf einen Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta_{\text{int}}$  von ca. 0,9 bis 1 für die untersuchten hochfesten Stahlblechwerkstoffe hin. Der Dehnratenbereich für den Übergang von isothermem zu adiabatischem Verhalten zeigt eine Abhängigkeit vom Werkstoff und von der Belastungsart, hier im speziellen von Zug- oder Scherbelastung. Für Flachzugversuche wurde für den isotherm-adiabatischen Übergang ein Dehnratenbereich in der Größenordnung von  $0,01 \text{ s}^{-1}$  bis über  $10 \text{ s}^{-1}$  ermittelt. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD liegt bei einer Dehnrate von  $10 \text{ s}^{-1}$  noch signifikanter Wärmetransport vor, bei dem Dualphasenstahl HCT980XG jedoch bereits nahezu adiabatischer Zustand. Für Scherbelastung liegt der isotherm-adiabatische Übergang mit ca.  $1 \text{ s}^{-1}$  bis über  $10 \text{ s}^{-1}$  bei höheren Dehnraten als für Zugbelastung.

Für Aussagen zum Lokalisierungsverhalten wurde die Dehnungslokalisation als maximale Dehnung im lokalisierten Peak bezogen auf die Halbwertsbreite des Dehnungspeaks eingeführt. Für

die Flachzugversuche bei einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  zeigt sich ein linearer Zusammenhang zwischen der Dehnungslokalisation und der lokalen Dehnrates mit einer Steigung, die näherungsweise durch den  $n$ -Wert beschrieben werden kann. Besonders signifikant ist der Einfluss des Spannungszustands aus Zug- oder Scherbelastung auf das Lokalisationsverhalten. Bei vergleichbarer Dehnrates entsteht unter Scherbelastung eine um ein Vielfaches größere Dehnungslokalisation verglichen mit ein-, mehrachsiger oder äquibiaxialer Zugbelastung. Dabei spielt die Scherbandbreite keine wesentliche Rolle.

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse dieses Kapitels, dass die Übergangdehnrates von isothermem zu adiabatischem Verhalten eine Abhängigkeit vom Verfestigungsvermögen einerseits und auch vom Spannungszustand, Zug- oder Scherbelastung, andererseits aufweist. Eine analytische Beschreibung der Wärmemenge, die im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch im Werkstoff bleibt, ist insbesondere für die Abhängigkeit vom Spannungszustand in der Vergangenheit noch nicht erfolgt. Im folgenden Kapitel wird daher ein geeignetes Modell für die Beschreibung der adiabatischen Erwärmung im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch entwickelt und kalibriert, das neben der Dehnrates auch einen Einfluss des Spannungszustands berücksichtigt.

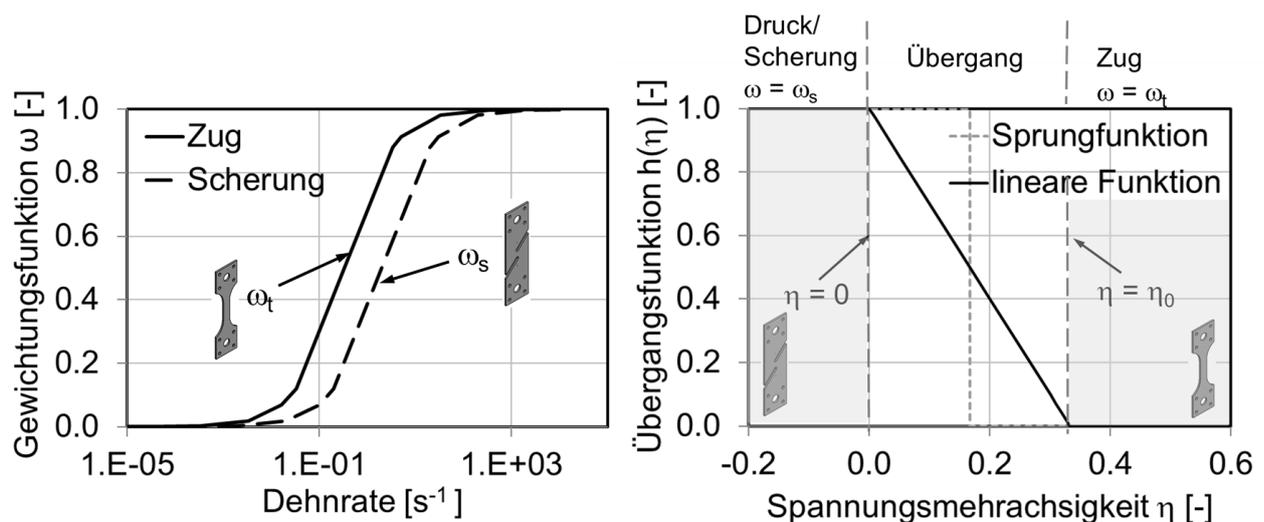
## 6 Modellierung des Verfestigungsverhaltens bei adiabatischer Erwärmung

Für die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens von Blechwerkstoffen für Dehnraten, die zu Zuständen zwischen isotherm und adiabatisch führen, muss der Wärmetransport berücksichtigt werden. Die Ermittlung der dafür erforderlichen mechanischen und thermischen Feldgrößen soll in dieser Arbeit ohne eine Kopplung des verwendeten mechanischen Solvers mit einem zusätzlichen thermischen Solver erfolgen. Dazu ist zunächst eine analytische Beschreibung der  $q/w$ -Funktion aus mechanischen Größen erforderlich. Mögliche analytische Beschreibungen der  $q/w$ -Funktion erfolgten bisher mit einem konstanten Taylor-Quinney-Koeffizienten und einer dehnratenabhängigen Gewichtungsfunktion für den isotherm-adiabatischen Übergang, siehe Kapitel 2.3.1 im Stand der Technik. Diese bisherigen Ansätze vernachlässigen jedoch den Einfluss des Spannungszustandes auf die  $q/w$ -Funktion. In diesem Kapitel wird daher auf Basis der experimentellen Ergebnisse aus Kapitel 5 eine dehnratenabhängige Gewichtungsfunktion um den Parameter der Spannungsmehrachsigkeit erweitert. Die Berechnung der adiabatischen Erwärmung erfolgt dann aus den mechanischen Feldgrößen unter Verwendung der neuen Gewichtungsfunktion. Das damit in dieser Arbeit neu eingeführte, erweiterte Modell wird als Adiabatic-Tension-Shear-Modell (ATS-Modell) bezeichnet, um der Ermittlung der adiabatischen Erwärmung für Zug- und Scherbelastung aus mechanischen Größen Rechnung zu tragen. Für eine Verwendung des ATS-Modells in dem kommerziellen FE-Code LS-DYNA erweiterte die Fa. Dynamore das bereits existierende Materialmodell MAT\_224 (MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK) um eine zusätzliche Abhängigkeit der Gewichtungsfunktion von der Spannungsmehrachsigkeit [160]. Dieses erweiterte Materialmodell wurde anschließend im Rahmen dieser Arbeit für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD kalibriert. Diese beiden Blechwerkstoffe weisen die obere und untere Grenze der Festigkeit und der Bruchdehnung für die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe auf, siehe Kapitel 4.1. Das Kapitel 6 endet mit einem Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Ergebnisse für das globale Kraft-Verlängerungs-Verhalten sowie für lokale Dehnungen und Temperaturen in den hochverformten Zonen der Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche.

### 6.1 Adiabatic-Tension-Shear-Modell (ATS-Modell)

Für die Modellierung des Werkstoffverhaltens unter Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung aus mechanischen Feldgrößen ist es erforderlich, dass der in Kapitel 5 eingeführte Quotient aus der Wärme  $q$  und der Verformungsarbeit  $w$  ebenfalls als zeit- und ortsabhängige Feldgröße ermittelt wird. Dies erfolgte in vergangenen Arbeiten als Produkt aus dem als konstant angenommenen integralen Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta_{\text{int}}$  und einer dehnratenabhängigen Ge-

wichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl})$ , siehe Kapitel 2.3.1 im Stand der Technik. Die Modellerweiterung zum ATS-Modell sieht eine zusätzliche Abhängigkeit der Gewichtungsfunktion vom Spannungszustand vor, der durch die Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$  beschrieben wird, d.h.  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl})$  wird damit zu  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta)$ . Bei Blechwerkstoffen liegen in vielen Fällen nahezu ebene Spannungszustände vor, die mit der Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$  eindeutig beschrieben werden können. Dadurch konnte die Komplexität des Modells geringgehalten und eine aufwendige Parameterbestimmung vermieden werden. Die Beschreibung von  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta)$  erfolgte in Anlehnung an die experimentellen Ergebnisse mit zwei voneinander unabhängigen dehnratenabhängigen Gewichtungsfunktionen,  $\omega_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  mit dem Index „t“ für Zugbelastung und  $\omega_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  mit dem Index „s“ für Scherbelastung, siehe Bild 77 links. Entsprechend der experimentellen Ergebnisse aus Kapitel 5 liegt der Übergangsdehnratenbereich zwischen isotherm und adiabatisch für die Schergewichtungsfunktion  $\omega_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  bei höheren Dehnraten als für die Gewichtungsfunktion für Zugbelastung  $\omega_t(\dot{\epsilon}_{pl})$ . Für die numerische Berechnung der Temperaturerhöhung ist es sinnvoll, einen stetigen Übergang zwischen den beiden Gewichtungsfunktionen  $\omega_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  und  $\omega_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit  $\eta$  einzuführen. Dadurch werden Sprünge in der Gewichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta)$  im Übergangsbereich zwischen Scher- und Zugbelastung vermieden. Zur analytischen Beschreibung dieses Übergangsbereiches wurde eine Übergangsfunktion  $h(\eta)$  eingeführt, für die unterschiedliche Funktionsansätze gewählt werden können, siehe Bild 77 rechts. Aufgrund der Unterscheidung zwischen Zug- und Scherbelastung wird dieses erweiterte Modell als „Adiabatic Tension Shear Modell“ (ATS-Modell) bezeichnet.



**Bild 77:** Schematische Darstellung der Gewichtungsfunktionen für Zug- und Scherbelastung (links) und der Übergangsfunktion  $h(\eta)$  (rechts)

Die Gewichtungsfunktion  $\omega(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta)$  lässt sich damit wie folgt analytisch beschreiben:

$$\omega(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta) = h(\eta) \cdot \omega_s(\dot{\epsilon}_{pl}) + (1 - h(\eta)) \cdot \omega_t(\dot{\epsilon}_{pl}) \quad (47)$$

In dieser Arbeit wird für die Übergangsfunktion  $h(\eta)$  eine lineare Funktion eingesetzt, die in Bild 79 rechts als schwarze Linie eingezeichnet ist und abschnittsweise folgendermaßen definiert ist:

$$h(\eta) = \begin{cases} 1 & \text{für } \eta \leq 0 \\ 1 - \frac{\eta}{\eta_0} & \text{für } 0 < \eta < \eta_0 \\ 0 & \text{für } \eta \geq \eta_0 \end{cases} \quad (48)$$

$\eta_0$  bezeichnet somit die Übergangs-Spannungsmehrachsigkeit, ab der die Gewichtungsfunktion für Zugbelastung  $\omega(\dot{\varepsilon}_{pl}) = \omega_t(\dot{\varepsilon}_{pl})$  für die Modellierung verwendet wird. Mit Kongruenz zu den experimentell ermittelten Werten für die q/w-Funktion der Flachzugversuche in Kapitel 5 ist es sinnvoll, für  $\eta_0$  einen Wert zu wählen, der sich im einachsigen Zugversuch als mittlere Spannungsmehrachsigkeit einstellt.

Die Berechnung der differentiellen Temperaturerhöhung  $dT$  erfolgt im ATS-Modell dann nach:

$$dT = \omega(\dot{\varepsilon}_{pl}, \eta) \frac{\beta}{\rho c_p} dw_{pl} = \omega(\dot{\varepsilon}_{pl}, \eta) \frac{\beta}{\rho c_p} \sigma_v d\varepsilon_{pl} \quad (49)$$

Genau wie bei einer thermomechanisch gekoppelten Rechnung muss bei dem ATS-Modell das Verfestigungsverhalten des Werkstoffs mit einem Verfestigungsmodell kombiniert werden, um den Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen im plastischen Bereich zu definieren. Grundsätzlich kann das ATS-Modell mit verschiedenen Verfestigungsmodellen kombiniert werden, die eine Dehnraten- und Temperaturabhängigkeit der Fließspannung berücksichtigen. In dieser Arbeit wurde das Materialmodell MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK (MAT\_224) mit tabellarisch einzugebenden Verfestigungskurven verwendet. Für die Modellkalibrierung mit der Bestimmung der erforderliche Parameter erfolgten numerische Untersuchungen an den Probenversuchen aus Kapitel 4.2. Die erforderlichen Modellparameter sowie deren Ergebnisse für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD sind im folgenden Kapitel dokumentiert.

## 6.2 Parameterbestimmung für die Modellierung des Verfestigungsverhaltens

Als FE-Solver dient im Folgenden das Programmsystem LS-Dyna mit der LS-DYNA-Version 10.0 (explizit) in Kombination mit einer zusätzlichen beta-Version r130402. In dem Materialmodell MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK ist eine isotrope Fließfunktion festgelegt. Das eingesetzte Verfestigungsmodell basiert analog der Gleichung (50) auf einem allgemeinen Ansatz des Johnson-Cook-Typs mit tabellarischer Eingabe der Verfestigungskurven und einer Entfestigungsfunktion  $g(\varepsilon_{pl}, T)$  [160]:

$$k_f(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl}, T) = k_{f0}(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl})g(\varepsilon_{pl}, T) \quad (50)$$

$k_{f0}(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl})$  repräsentiert den isothermen Satz der Verfestigungskurven für verschiedene Dehnraten. Dieser Ansatz verzichtet auf die multiplikative Verknüpfung des Dehnungsterms mit dem Dehnraten-term, wie es im klassischen Johnson-Cook-Modell vorgesehen ist, siehe Kapitel 2.1.5 im Stand der Technik. Eine multiplikative Verknüpfung des Dehnungsterms mit dem Dehnraten-term kann bei krz-Stählen das dehnratenabhängige Verfestigungsverhalten nicht immer zuverlässig abbilden, da sie tendenziell keinen oder nur einen geringen Einfluss der Dehnrates auf die Verfestigung zeigen, siehe [15]. Zwischen den Stützpunkten der Dehnrates der eingegebenen tabellarischen Verfestigungskurven erfolgt eine logarithmische Interpolation. Über die Randwerte hinaus erfolgt keine Extrapolation. Die Entfestigungsfunktion  $g(\varepsilon_{pl}, T)$  wird in dem Materialmodell MAT\_224 ebenfalls tabellarisch eingegeben und ist definiert nach:

$$g(\varepsilon_{pl}, T) = \frac{k_f(\varepsilon_{pl}, T)}{k_f(\varepsilon_{pl}, T_0)} \quad (51)$$

Die Temperatur  $T_0$  repräsentiert dabei die Ausgangstemperatur für die Bestimmung der Verfestigungskurven, meist ist dies die Raumtemperatur RT. Die Entfestigungsfunktion  $g(\varepsilon_{pl}, T)$  berücksichtigt den Einfluss der Temperatur auf die Fließspannung und erlaubt neben der Temperaturabhängigkeit auch eine Berücksichtigung der plastischen Dehnung  $\varepsilon_{pl}$ . Da mit Verweis auf die Arbeit von Larour [1] der Einfluss der Dehnung auf das Entfestigungsverhalten von krz-Stählen als vernachlässigbar vorausgesetzt werden kann, wurde in dieser Arbeit auf die Abhängigkeit der Entfestigungsfunktion von der plastischen Dehnung verzichtet und eine temperaturabhängige Entfestigungsfunktion verwendet nach Gleichung (52). Dadurch konnte die Komplexität des Kalibrierprozesses in Grenzen gehalten werden. Ein Verzicht auf eine zusätzliche Abhängigkeit der Entfestigung von der plastischen Dehnung sollte insbesondere auch in jenen Fällen vermieden werden, in denen eine Vordehnung aus dem Umformprozess auf das FE-Netz von Bauteilen für die Crashsimulation gemappt werden muss. Weiterhin sind plausible Messungen der Fließspannungsreduktion bei verschiedenen Dehnungen und gleicher Dehnrates ohne Überlagerung zusätzlicher adiabatischer Erwärmung äußerst aufwendig.

$$g(T) = \frac{k_f(\varepsilon_{pl,0}, T)}{k_f(\varepsilon_{pl,0}, T_0)} \quad (52)$$

Die plastische Dehnung  $\varepsilon_{pl,0}$  kann benutzerabhängig festgelegt werden und dient als Referenzdehnung, bei der die temperaturabhängige Entfestigung ermittelt und dann für den gesamten Dehnungsbereich verwendet wird. Üblicherweise wird eine Referenzdehnung bei Fließbeginn mit  $\varepsilon_{pl,0} = 0$  verwendet. Ein Einfluss der Dehnrates auf die thermische Entfestigung des Werkstoffs kann mit diesem Modell nicht berücksichtigt werden, auch wenn dieser Einfluss nachgewiesen wurde.

Die Berechnung der Temperatur als Eingabegröße für die Entfestigungsfunktion erfolgt über die plastische Arbeit mit einem skalierten Taylor-Quinney-Koeffizienten nach dem ATS-Modell in Abhängigkeit von der Dehnrates und der Spannungsmehrachsigkeit, siehe Gleichung (49) in Kapitel 6.1. Der skalierte Taylor-Quinney-Koeffizient wird in dem Materialmodell MAT\_224 als „*beta*“-Funktion bezeichnet und entspricht damit dem in Kapitel 5 eingeführten Quotienten zwischen der Wärme  $q$  und der plastischen Verformungsarbeit  $w$  unter Vernachlässigung des elastischen Anteils der Dehnung. Die speziell für diese Arbeit verwendete LS-DYNA *beta*-Version r130402 verwendet als „*beta*“-Funktion erstmalig eine 4-dimensionale Tabelle mit tabellarischer Eingabe der Spannungsmehrachsigkeit, der Temperatur, der Dehnrates und der plastischen Dehnung. Die Interpolation zwischen den einzelnen Eingabewerten ist dabei in der in dieser Arbeit verwendeten ersten *beta*-Version r130402 linear vorgegeben.

$$beta = \omega\beta = f(\dot{\epsilon}_{pl}, \epsilon_{pl}, T, \eta) \quad (53)$$

Die plastische Dehnung wurde als Einflussfaktor auf die „*beta*“-Funktion in dieser Arbeit nicht berücksichtigt, da bei krz-Stählen keine wesentliche Abhängigkeit des Taylor-Quinney-Koeffizienten von der Dehnung zu erwarten ist, siehe Kapitel 2.2.2 und [122]. Da die „*beta*“-Funktion durch das Verfestigungsvermögen des Werkstoffs beeinflusst wird und dieses bei krz-Stählen keine deutliche Temperaturabhängigkeit zeigt, siehe Kapitel 2.1.4 und [15], wird auch die Temperatur als Einflussfaktor auf die „*beta*“-Funktion vernachlässigt. Die Umsetzung der Abhängigkeiten der „*beta*“-Funktion wurde analog zum ATS-Modell bzw. zu Gleichung (47) in Werte gefasst:

$$beta(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta) = \begin{cases} beta_s(\dot{\epsilon}_{pl}) & \text{für } \eta \leq 0 \\ h(\eta) beta_s(\dot{\epsilon}_{pl}) + (1-h(\eta)) beta_t(\dot{\epsilon}_{pl}) & \text{für } 0 \leq \eta \leq \eta_0 \\ beta_t(\dot{\epsilon}_{pl}) & \text{für } \eta \geq \eta_0 \end{cases} \quad (54)$$

Folgende Parameterfunktionen wurden mittels inverser Simulation bestimmt:

- 1.) Isotherme Verfestigungskurven  $k_{f0}(\epsilon_{pl}, \dot{\epsilon}_{pl})$  für 4 verschiedene Dehnrates
- 2.) Thermische Entfestigungsfunktion  $g(T)$
- 3.) „*beta*“-Funktion als skaliertes Taylor-Quinney-Koeffizient mit den „*beta*“-Parametern für Zug- und Scherbelastung,  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  und  $beta_s(\dot{\epsilon}_{pl})$ , und mit einer linearen Übergangsfunktion  $h(\eta)$

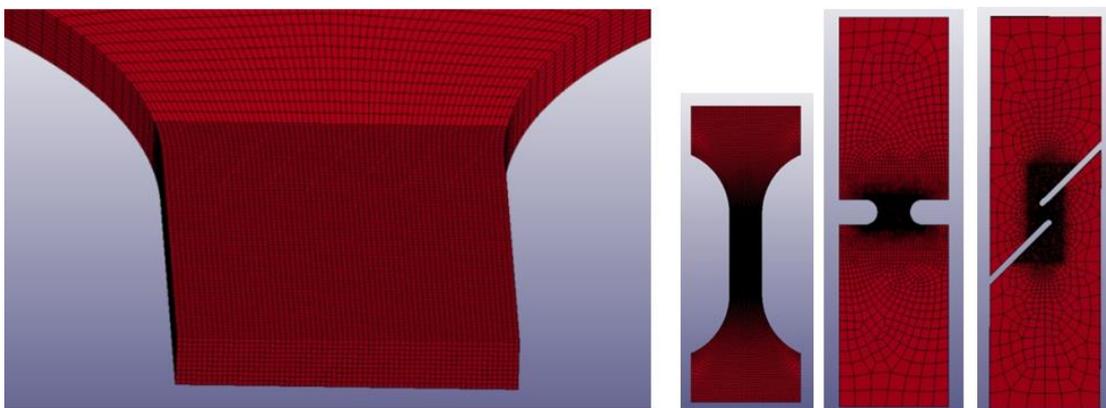
Die Simulationen der Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche erfolgten für alle experimentell untersuchten Dehnrates. Für beide Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD wurde eine Wärmekapazität  $c_p = 477 \text{ J/kgK}$  und eine Dichte  $\rho = 7,85 \text{ g/cm}^3$  verwendet. Die verwendete Querkontraktionszahl beträgt  $\nu = 0,3$ , die Elastizitätsmodule  $E$  sind in Tabelle 21 aufgeführt.

**Tabelle 21:** Für die Simulation der Probenversuche verwendete Werte für das Elastizitätsmodul

	HCT980XG	HX340LAD
Elastizitätsmodul E [GPa]	170	194,4

Für alle Parameterfunktionen, die isothermen Verfestigungskurven, die thermischen Entfestigungsfunktionen und auch die „beta“-Funktion wurden physikalisch sinnvolle Ausgangsfunktionen auf Basis der experimentellen Ergebnisse gewählt. Alle Parameter wurden anschließend mit inverser Simulation der Probenversuche optimiert. Dabei wurden die Ergebnisse des globalen Verformungsverhaltens sowie der lokalen Dehnungen und Temperaturerhöhungen für die drei Probengeometrien Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugproben aus Experiment und Simulation miteinander verglichen. Da die Parameterfunktionen sich gegenseitig beeinflussen, war es notwendig, den Optimierungsprozess iterativ durchzuführen.

Für die Simulationen wurden unterintegrierte hexaederförmige Volumenelemente (ELTYP = 1) mit nur einem Integrationspunkt und mit einer Elementkantenlänge von 0,15 mm im Prüfbereich und 10 Elementen über die Blechdicke eingesetzt. Im Gegensatz zu den häufig in der Crashsimulation eingesetzten Schalenelementen bieten Volumenelemente die Möglichkeit, die ab Einschnürbeginn auch bei Blechproben auftretenden Abweichungen vom ebenen Spannungszustand abzubilden. Daher kann vor allem im Einschnürbereich das Verformungsverhalten unter Zugbelastung besser mit 3D-Volumenelementen als mit 2D-Schalenelementen abgebildet werden. Die unterintegrierten Volumenelemente wurden den vollintegrierten Volumenelementen mit 8 Integrationspunkten vorgezogen, da letztere erfahrungsgemäß ein zu steifes Verformungsverhalten zeigen. Dadurch werden gerade bei duktilen Werkstoffen die Dehnungen im Einschnürbereich als zu niedrig prognostiziert [212]. Die Simulationen erfolgten mit jenen Prüfgeschwindigkeiten, für die auch die Experimente durchgeführt wurden, siehe Kapitel 4.2. Die 3D-Modelle für die verschiedenen Probengeometrien sind in Bild 78 dargestellt.

**Bild 78:** Simulationsmodelle der für die Werkstoffcharakterisierung in Kapitel 4 verwendeten Probengeometrien für die Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugproben mit Volumenelementen mit 0,15 mm Kantenlänge im Prüfbereich

Die Scherzugversuche wurden mit den werkstoffspezifisch eingesetzten Scherprobengeometrien aus Kapitel 4.2.4 gerechnet. In Bild 78 ist die für den Blechwerkstoff HX340LAD verwendete Scherzugprobe abgebildet. Als Randbedingung wurde für alle Simulationen ein horizontaler Verschiebungsfreiheitsgrad vorgegeben, der sich durch die gelenkige Lagerung auch im Experiment zeigt.

### 6.2.1 Berechnung der isothermen Verfestigungskurven

Die isothermen Verfestigungskurven wurden für die Werkstoffe HX340LAD und HCT980XG für jeweils 4 nominelle Dehnraten zwischen  $0,0008 \text{ s}^{-1}$  und  $1000 \text{ s}^{-1}$  ermittelt. Für die quasistatische Belastung kann die isotherme Verfestigungskurve näherungsweise aus den experimentell ausgewerteten Kurven der wahren Spannungen und Dehnungen bis zur Gleichmaßdehnung ermittelt werden. Anisotropieeffekte können zu einem moderaten Abweichen der numerisch zu verwendenden Verfestigungskurve von den experimentell ermittelten führen. Für die Extrapolation der Verfestigungskurve über die Gleichmaßdehnung hinaus stellt die lineare Verlängerung bis zum Bruchpunkt eine grobe Näherung dar, da ab Einschnürbeginn die Dehnraten ansteigt und das Lokalisierungsverhalten in der Simulation deutlich von den gewählten Elementtypen abhängt. Für Versuche mit hohen Dehnraten tritt im Experiment zusätzlich eine Überlagerung der thermischen Entfestigung auf. Daher können die Kurven der wahren Spannungen und Dehnungen lediglich bis zur Gleichmaßdehnung als grobe Näherung für die isothermen Verfestigungskurven verwendet werden. Die Ermittlung möglichst realistischer Verfestigungskurven für die verschiedenen Dehnraten erfolgte daher iterativ durch inverse Simulation in direktem Zusammenhang mit der Kalibrierung der temperaturwirksamen Parametern  $g(T)$  und  $beta$  ( $\dot{\varepsilon}_{pl}$ ,  $\eta$ ). Für die Anpassungen der isothermen Verfestigungskurven  $k_{f0}(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl})$  diente jeweils ein dehnraten-unabhängiger Voce-Ansatz  $k_{fi}(\varepsilon_{pl})$  mit bis zu sieben Voce-Parametern nach Gleichung (55). Die Extrapolation für  $\varepsilon_{pl} > 0,25$  erfolgte direkt in LS-DYNA aus den beiden letzten Stützpunkten im eingegebenen Dehnungsbereich.

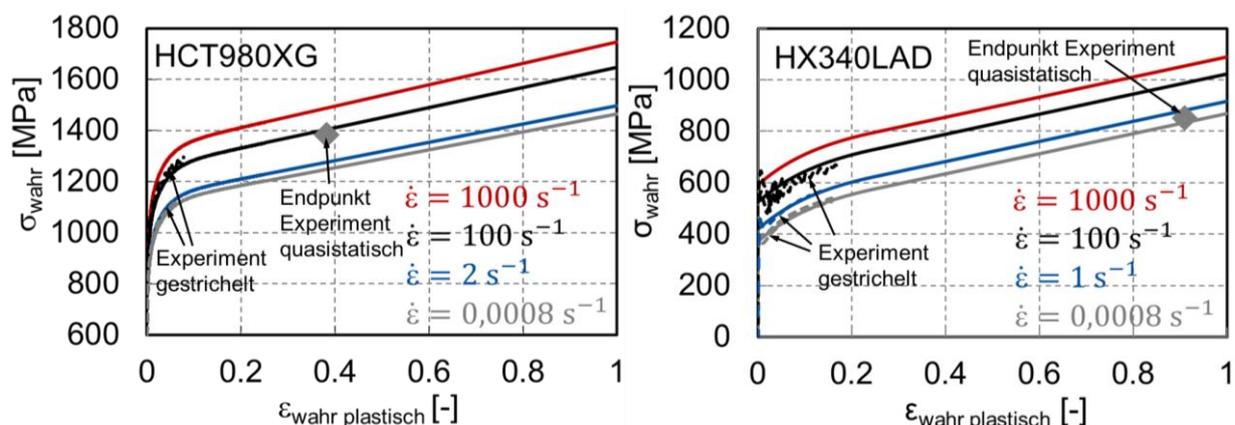
$$k_{fi}(\varepsilon_{pl}) = \sigma_0 + A_1 (1 - e^{-b_1 \varepsilon_{pl}}) + A_2 (1 - e^{-b_2 \varepsilon_{pl}}) + A_3 (1 - e^{-b_3 \varepsilon_{pl}}) \quad (55)$$

$$\text{mit } 0 \leq \varepsilon_{pl} \leq 0,25.$$

Für die Versuche unter quasistatischer Belastung wurden die sieben Voce-Parameter  $\sigma_0$ ,  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $A_3$ ,  $b_1$ ,  $b_2$ ,  $b_3$  mittels inverser Simulation so lange variiert, bis die berechneten Verläufe der Kurven der technischen Spannungen und Dehnungen der Flachzugversuche möglichst gut mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmten. Ebenso wurden die normierten Kraft-Verlängerungs-Kurven der Kerbzug- und Scherzugversuche in den Iterationsprozess einbezogen, sodass die final festgelegten isothermen Verfestigungskurven  $k_{f0}(\varepsilon_{pl}, \dot{\varepsilon}_{pl})$  die untersuchten Spannungszustände abbilden können. Zusätzlich wurden die lokalen Dehnungen und Temperaturerhöhun-

gen in der hochverformten Zone aus der Simulation mit den experimentell aus Grauwertkorrelation ermittelten verglichen. Die Optimierung der Voce-Parameter erfolgte mit dem Programm Microsoft Excel 2007 mit einem Solver Add-In [213]. Bei den quasistatischen Versuchen blieb im ersten Iterationsschritt der Einfluss der Dehnrates und der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten unberücksichtigt. Am Ende des Kalibrierprozesses wurden jedoch die quasistatischen Versuche mit dem gesamten ermittelten Parametersatz nochmals gerechnet und die Simulationsergebnisse mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Diese Ergebnisse sind für die beiden untersuchten Blechwerkstoffe in Kapitel 6.3 dokumentiert. Die Ergebnisse für die Voce-Parameter sind in Tabelle 33 für den Blechwerkstoff HCT980XG und in Tabelle 34 für den Blechwerkstoff HX340LAD für jeweils vier Dehnraten im Anhang in Kapitel 9.3 aufgeführt.

Für die höheren Dehnraten wurden die Voce-Parameter von Beginn an iterativ im Zusammenhang mit der Optimierung der Entfestigungsfunktion  $g(T)$  und der „beta“-Funktion bestimmt. Für beide Werkstoffe wurde eine zusätzliche fiktive Verfestigungskurve bei einer Dehnrates von  $1000 \text{ s}^{-1}$  eingefügt, da bei den Versuchen mit nomineller Dehnrates  $100 \text{ s}^{-1}$  in den lokalisierten Zonen höhere Dehnrates von bis zu  $500 \text{ s}^{-1}$  auftreten können. Das verwendete Materialmodell erlaubt keine Extrapolation der Verfestigungskurven zu höheren Dehnrates, sodass mit dem Dehnratesbereich, den die eingegebenen Verfestigungskurven abdecken, der gesamte lokal auftretende Dehnratesbereich erfasst sein sollte. Die isothermen Verfestigungskurven sind für den Blechwerkstoff HCT980XG in Bild 79 links und für den Blechwerkstoff HX340LAD in Bild 79 rechts dargestellt.



**Bild 79:** Isotherme Verfestigungskurven für die angegebenen Dehnrates für die Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD für RT

Für den Blechwerkstoff HX340LAD hat der Optimierungsprozess der Voce-Parameter für die isothermen Verfestigungskurven zu lediglich zwei Voce-Termen geführt. Die Erhöhung der Fließspannung für die verschiedenen Dehnrates erfolgte additiv zur quasistatischen Verfestigungskurve. Dadurch zeigt der gesamte Satz an Verfestigungskurven eine einheitliche Steigung mit den gleichen Voce-Parametern  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $b_1$  und  $b_2$ . Dieses Ergebnis entspricht dem näherungs-

weise dehnratenunabhängigen Verfestigungsverhalten von krz-Stählen [15] und hat sich bei diesem Werkstoff als notwendig gezeigt, um das Einschnürverhalten des duktilen Blechwerkstoffs HX340LAD bei höheren Dehnraten näherungsweise in der Simulation abbilden zu können, siehe Kapitel 6.3.2.

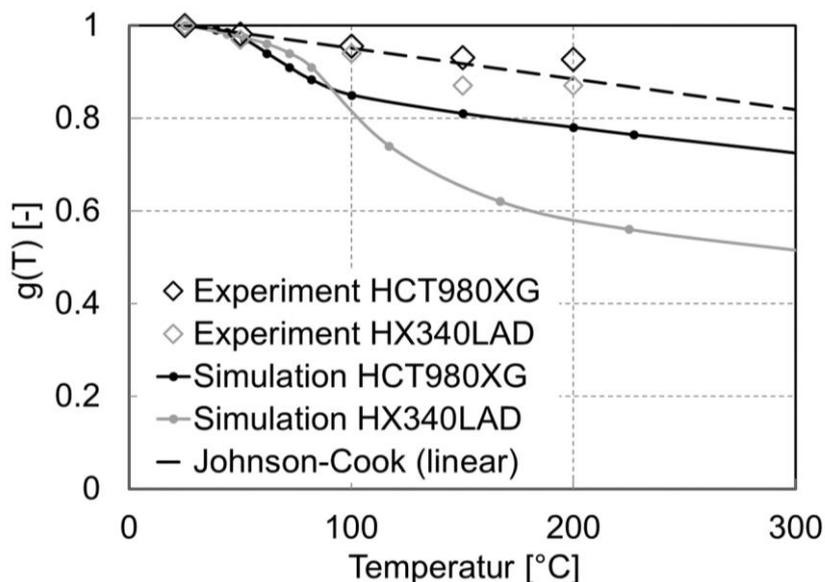
### 6.2.2 Bestimmung der thermischen Entfestigungsfunktion

Für die Kalibrierung der Entfestigungsfunktion  $g(T)$  wurden zunächst die in Kapitel 4.4 dargestellten experimentellen Ergebnisse der Warmzugversuche bei der nominellen Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  als Orientierung für die erste Iterationsschleife verwendet. Die Dehnrates  $1 \text{ s}^{-1}$  stellt einen realistischen Mittelwert für den relevanten Dehnratesbereich dar, in dem die beobachtete thermische Entfestigung der hier untersuchten Blechwerkstoffe auftritt. Für den Werkstoff HCT980XG wurde der Werkstoffkennwert  $R_{p1}(T)$  aus Bild 49 in Kapitel 4.4 als Orientierungswert der temperaturabhängigen Fließspannung für die Entfestigungsfunktion  $g(T)$  in Gleichung (54) eingesetzt, siehe Bild 80. Für den Blechwerkstoff HX340LAD wurden als experimentelle Orientierungswerte für die Entfestigungsfunktion die Spannungswerte von  $R_{eL}$  aus Bild 46 in Kapitel 4.4 verwendet. Die Entfestigungsfunktion  $g(T)$  kann unter Verwendung der Schmelztemperatur  $T_s$  und eines Exponenten  $m$  nach dem allgemein bekannten Ansatz von Johnson-Cook abgeschätzt werden, siehe auch Gleichung (14) in Kapitel 2.1.5 im Stand der Technik,

$$g(T) = 1 - T^{*C_5}, \text{ wobei } T^* = \frac{T-T_0}{T_s-T_0} \text{ darstellt.} \quad (56)$$

Der Kurvenverlauf der Entfestigungsfunktion nach dem Johnson-Cook-Ansatz wird im Wesentlichen durch den Exponenten  $C_5$  bestimmt. Häufig wird hier der Sonderfall  $C_5 = 1$  genutzt, der zu einer linearen Funktion  $g(T)$  führt und deren Steigung durch die Schmelztemperatur  $T_s$  vorgegeben ist. Bei Stahl hängt die Schmelztemperatur  $T_s$  vom Kohlenstoffgehalt ab, wie dies aus dem Eisen-Kohlenstoffdiagramm ersichtlich ist [27]. Der in dieser Arbeit untersuchte mikrolegierte Stahl HX340LAD weist einen Kohlenstoffgehalt unter 0,11 % und der Dualphasenstahl HCT980XG unter 0,2 % auf, beide Angaben jeweils in Gewichtsanteilen. Da beide in dieser Arbeit untersuchten Stahlblechwerkstoffe einen geringen Kohlenstoffgehalt aufweisen, wurde für den Entfestigungsterm nach Johnson-Cook die Schmelztemperatur von reinem Eisen  $T_s = 1536 \text{ °C}$  zugrunde gelegt. Dadurch ergibt sich für beide Blechwerkstoffe die gleiche Johnson-Cook-Entfestigungsfunktion, siehe die gestrichelte Linie in Bild 80. Bis  $100 \text{ °C}$  gibt die lineare Johnson-Cook-Gleichung die experimentell ermittelten Entfestigungswerte für beide Blechwerkstoffe gut wieder. Bei Temperaturen oberhalb von  $100 \text{ °C}$  ergeben sich aus der linearen Johnson-Cook-Gleichung für den Dualphasenstahl HCT980XG moderat niedrigere Werte und für den mikrolegierten Stahl HX340LAD moderat höhere Werte als experimentell ermittelt, siehe Bild 80. Eine lineare Johnson-Cook-Entfestigungsfunktion stellt damit eine grobe Näherung für die Ab-

schätzung des Entfestigungsverhaltens der untersuchten Stahlblechwerkstoffe für Temperaturen über 100 °C dar. Auch die bei einer nominellen Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$  experimentell ermittelten Werte für die Entfestigung stellen lediglich Orientierungswerte dar, da die Dehnratenabhängigkeit der thermischen Entfestigung unberücksichtigt bleibt.



**Bild 80:** Simulativ ermittelte Entfestigungsfunktionen  $g(T)$  für die Blechwerkstoffe HX340LAD und HCT980XG, Johnson-Cook-Funktion und experimentell ermittelte Werte für eine nominelle Dehnrates von  $1 \text{ s}^{-1}$

Die numerische Optimierung der Entfestigungsfunktion  $g(T)$  erfolgte im ersten Iterationsschritt mit den experimentellen Werten und durch inverse Simulation der Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche bei einer nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$ . In dem Iterationsprozess zeigte sich ein konstanter Wert von „beta“ = 0,95 als geeignet. Dies entspricht einem Taylor-Quinney-Koeffizienten von  $\beta = 0,95$ . Für eine realistische Abbildung des globalen und lokalen Verformungsverhaltens für die verschiedenen Spannungszustände musste bei beiden Werkstoffen für Temperaturen über 50 °C eine größere thermische Entfestigung angesetzt werden als experimentell und mit der linearen Johnson-Cook-Gleichung ermittelt wurde, siehe Bild 80. Ebenso wurde ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen Entfestigung und Temperatur zugrunde gelegt. Dieses Ergebnis bestätigt frühere Untersuchungen mit den gleichen Werkstoffen [8].

Die Berücksichtigung der Entfestigungsfunktion  $g(T)$  erfolgt in dem Materialmodell MAT\_224 durch die tabellarische Eingabe temperaturabhängiger Verfestigungskurven. Damit wird die Verwendung einer benutzerdefinierten Entfestigungsfunktion möglich, die sich nicht an einem analytisch beschreibbaren Zusammenhang orientiert. Für die Temperaturstützpunkte zwischen 25 °C und 225 °C, die in den  $g(T)$ -Kurven für die Simulation in Bild 80 eingezeichnet sind, wurden die temperaturabhängigen Verfestigungskurven  $k_{f1}(\epsilon, T)$  für quasistatische Belastung nach Gleichung (57) bestimmt und als Inputkurven für die Solver-interne Berechnung der Entfestigung

vorgegeben, siehe Bild 123 im Anhang. Zwischen den Temperaturstützpunkten wurden die Spannungswerte linear interpoliert.

$$k_{f1}(\varepsilon_{pl}, T) = k_{f1,0}(\varepsilon_{pl}, T_0)g(T) \quad (57)$$

Eine Ursache für die in der Simulation anzuwendende größere Entfestigung gegenüber der experimentell ermittelten liegt in der Abhängigkeit der Entfestigung von der Dehnrage. Die experimentell angegebenen Werte für die Entfestigung wurden für die nominelle Dehnrage  $1 \text{ s}^{-1}$  ermittelt. Abweichungen zwischen den experimentell ermittelten Werten und denjenigen, die in der Simulation eingesetzt wurden, treten bei Temperaturen von über  $50 \text{ °C}$  auf. Dieser Temperaturbereich stellt sich erst bei den höheren Dehnraten durch adiabatische Erwärmung ein. In Kapitel 4.4 wurde gezeigt, dass bei einer nominellen Dehnrage von  $100 \text{ s}^{-1}$  eine größere Entfestigung auftritt als bei einer nominellen Dehnrage von  $1 \text{ s}^{-1}$ . Das verwendete Materialmodell MAT\_224 erlaubt jedoch keine dehnratenabhängige Entfestigungsfunktion, daher muss bei der Verwendung von LS-DYNA als Solver in der eingesetzten Version der Dehnrateneinfluss der Entfestigung durch die Temperaturabhängigkeit von  $g(T)$  ausgeglichen werden.

Eine weitere Ursache für die in der Simulation anzuwendende größere Entfestigung gegenüber der experimentell ermittelten liegt in der Verwendung eines Verfestigungsmodells ohne Kopplung mit einem Schädigungsmodell wie z.B. dem Gurson-Modell [88]. Die experimentell ermittelten Entfestigungswerte wurden aus den gemessenen Streckgrenzen ermittelt. Bei Fließbeginn liegt noch keine Werkstoffschädigung vor, sodass lediglich die thermische Entfestigung bei den Warmzugversuchen einen Einfluss auf die Entfestigungswerte zeigt. Für den Optimierungsprozess von  $g(T)$  spielt jedoch der Verformungsbereich nach Lokalisierungsbeginn die überwiegende Rolle, da eine nennenswerte Temperaturerhöhung erst ab Lokalisierungsbeginn stattfindet, siehe Kapitel 5.1. Bei Lokalisierungsbeginn ist davon auszugehen, dass bereits eine Schädigung eingesetzt hat, die auch eine Abhängigkeit von der Dehnrage zeigt und eine Entfestigung des Werkstoffs bewirkt [25]. Da die Simulationsrechnungen in dieser Arbeit ohne Schädigungsmodell erfolgten, muss die in der Simulation verwendete Entfestigungsfunktion  $g(T)$  neben der thermischen Entfestigung auch die im Experiment überlagerte Entfestigung durch Schädigung abbilden bzw. mitberücksichtigen.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die simulativ ermittelte Entfestigungsfunktion eine nicht-lineare Abhängigkeit von der Temperatur zeigt. Der duktilere Blechwerkstoff HX340LAD zeigt eine größere Entfestigung verglichen mit dem hochfesteren Dualphasenstahl HCT980XG. Für beide Blechwerkstoffe erreicht die simulativ ermittelte Entfestigung größere Werte verglichen mit den im mittleren Dehnratenbereich experimentell ermittelten Werten.

### 6.2.3 Isotherm-adiabatische Gewichtungsfunktion

Die Beschreibung der „beta“-Funktion  $beta(\dot{\epsilon}_{pl}, \eta)$  erfolgte nach dem Ansatz von Trondl [8] in Tabelle 3 unter Verwendung der beiden dehnratenabhängigen „beta“-Parameter für Zugbelastung  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  und für Scherung  $beta_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  sowie einer Übergangsfunktion  $h(\eta)$ . Für die beiden „beta“-Parameter wurde jeweils ein Arcustangens-Ansatz nach Gleichung (58) eingesetzt. Durch die zwei Parameter  $b_{w,i}$  und  $\dot{\epsilon}_{w,i}$  hat sich dieser Ansatz bereits in der Vergangenheit als ausreichend adaptierbar für eine Beschreibung der Position und der Breite des isotherm-adiabatischen Übergangs in ausschließlicher Abhängigkeit von der Dehnrates gezeigt [8]. Die Verknüpfung dieser beiden „beta“-Parameter als „beta“-Funktion zur Berücksichtigung des Spannungszustandes erfolgte in dieser Arbeit erstmalig mit einer linearen Übergangsfunktion  $h(\eta)$ .

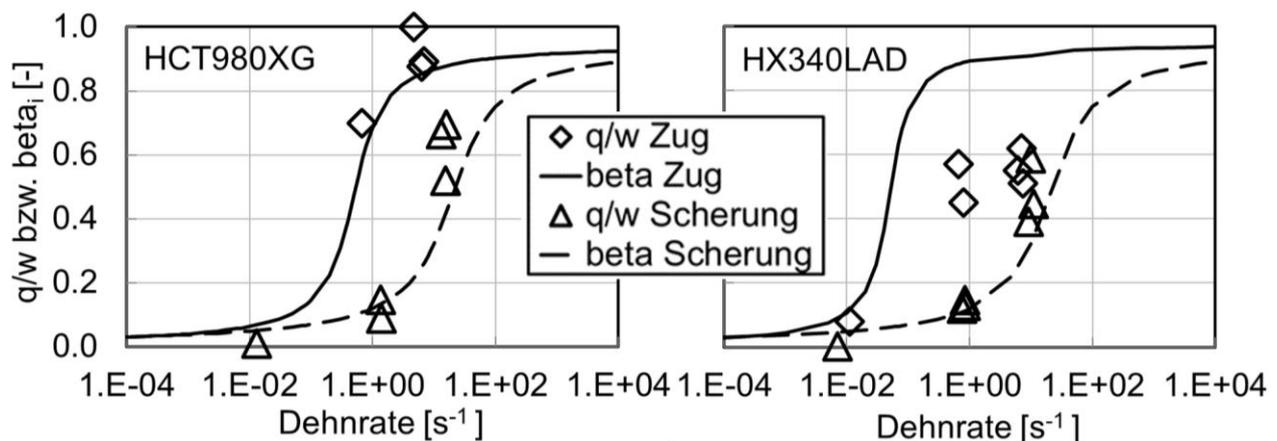
$$beta_i(\dot{\epsilon}_{pl}) = \beta_i \left( 0,5 + \arctan \left( b_{w,i} \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_{pl}}{\dot{\epsilon}_{w,i}} \right) \right) \right), \quad i = t \text{ (tension), } s \text{ (shear)} \quad (58)$$

Der Parameter  $b_{w,i}$  hat dabei Einfluss auf die Breite des Übergangsbereichs und der Parameter  $\dot{\epsilon}_{w,i}$  wird als Übergangsdehnrates von isotherm zu adiabatisch bezeichnet. Die Kalibrierung der beiden dehnratenabhängigen „beta“-Parameter für Zug- und Scherbelastung sowie der Übergangsfunktion erfolgte anhand inverser Simulation bzw. Nachrechnen der Experimente bei den nominellen Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  und  $1 \text{ s}^{-1}$ . Diese Experimente weisen zumindest teilweise Zustände zwischen isotherm und adiabatisch auf, siehe Kapitel 5.3 und Kapitel 5.4, und sind damit für die Kalibrierung der „beta“-Funktion geeignet. Im ersten Schritt wurde der „beta“-Parameter für Zugbelastung,  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$ , durch inverse Simulation der Flachzug- und Kerbzugsversuche bei den nominellen Dehnrates  $0,1 \text{ s}^{-1}$  und  $1 \text{ s}^{-1}$  mit dem zuvor festgelegten Satz isothermer Verfestigungskurven und der Entfestigungsfunktion  $g(T)$  festgelegt. Im zweiten Schritt erfolgte die Ermittlung des „beta“-Parameters für Scherbelastung,  $beta_s(\dot{\epsilon}_{pl})$ , anhand inverser Simulation der Scherzugsversuche. Dazu wurde der zuvor festgelegte „beta“-Parameter für Zugbelastung,  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$ , und die Übergangsfunktion  $h(\eta)$  nach Gleichung (48) mit einer Übergangsspannungsmehrachsigkeit von  $\eta_0 = 0,4$  analog der mittleren Spannungsmehrachsigkeit der einachsigen Zugversuche verwendet. Die verwendeten Parameter zur Beschreibung der „beta“-Funktion nach den Gleichungen (54) und (58) sind in Tabelle 22 genannt.

Die beiden „beta“-Funktionen  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  und  $beta_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  wurden tabellarisch für 30 Dehnratesstützpunkte zwischen  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $10^4 \text{ s}^{-1}$  eingegeben. Zwischen den einzelnen Dehnratesstützpunkten erfolgte eine lineare Interpolation. Die numerisch verwendeten Funktionen  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  und  $beta_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  sind zusammen mit den experimentellen Ergebnissen für  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  aus Kapitel 5.4 für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD in Bild 81 gezeigt.

**Tabelle 22:** Parameter für die Beschreibung der „beta“-Funktion für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

Werkstoff	Parameter	Zugbelastung	Scherbelastung
		$\beta_{\text{t}}$	$\beta_{\text{s}}$
HCT980XG	$\beta$	0,95	0,95
	$b_{\text{w}}$	1,2	1,4
	$\dot{\varepsilon}_{\text{w}} [\text{s}^{-1}]$	0,5	80
	$\eta_0$	0,4	
HX340LAD	$\beta$	0,95	0,95
	$b_{\text{w}}$	1,7	0,8
	$\dot{\varepsilon}_{\text{w}} [\text{s}^{-1}]$	0,05	20
	$\eta_0$	0,4	



**Bild 81:** Experimentelle Werte für  $q/w$  und in der Simulation verwendete  $\beta$ -Kurven für Zug- und Scherbelastung in Abhängigkeit der Dehnrates für die Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

Abweichungen der numerisch eingesetzten Kurven für die beiden „beta“-Parameter von den experimentellen Datenpunkten treten aus unterschiedlichen sich überlagernden Gründen auf. Die gegenseitige Wechselwirkung der Parameterfunktionen, isotherme Fließkurven, Entfestigungsfunktion und „beta“-Funktion bzw. „beta“-Parameter, führt grundsätzlich zu keiner eindeutigen Lösung für die numerisch eingesetzten Kurven. Zusätzlich muss für die optimalen Parameter immer ein Kompromiss für die verschiedenen Probengeometrien erfolgen aufgrund des verwendeten isotropen Fließverhaltens nach von Mises. Ein wesentlicher Grund für die Abweichungen liegt jedoch darin, dass eine Entfestigung durch Porenbildung und Schädigung bei Zugbelastung von dem verwendeten Verfestigungsmodell nicht berücksichtigt wird und daher von den anderen Parameterfunktionen ausgeglichen werden muss. Vermehrte Schädigung zeigt sich in besonde-

rem Maße bei duktilen Werkstoffen, die große Werte für die Einschnürung zeigen und einen großen Unterschied zwischen der Bruchdehnung und der Gleichmaßdehnung aufweisen [25]. Für den Blechwerkstoff HX340LAD ist dies die hauptsächlichste Ursache für die Abweichung zwischen den experimentellen Werten für die Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  und dem numerisch eingesetzten „beta“-Parameter für Zugbelastung in Bild 81 rechts. Anhand der Simulationsergebnisse wird in Kapitel 6.3.2 gezeigt, dass bei diesem Blechwerkstoff aufgrund seiner Duktilität die lokalen Dehnungen unter quasistatischer Belastung, d.h. ohne zusätzliche thermische Entfestigung, nicht abgebildet werden können. Die Kalibrierung des Modells erfolgte derart, dass für die höheren Dehnraten, die in dem Anwendungsbereich „Crashbelastung“ sowieso überwiegend auftreten, die lokalen Dehnungen auch besser erfasst werden können. Dies ist nur möglich, indem die thermische Entfestigung den Anteil an Entfestigung durch Schädigung kompensiert. Neben der Entfestigungsfunktion  $g(T)$ , die sich auf Zug- und Scherbelastung auswirkt, muss vor allem der dehnratenabhängige „beta“-Parameter für Zugbelastung zwangsläufig zu niedrigeren Dehnraten verschoben werden und auch einen steileren Verlauf annehmen. Auch die Verwendung von Volumenelementen in der Simulation führt erfahrungsgemäß zu einer größeren Verfestigung, als es bei Schalenelementen beobachtet wird, siehe [214]. Schalenelemente haben jedoch den Nachteil, dass sie unter hohen Biegeanteilen in der Verformung ausknicken können. Damit sind sie für die in Kapitel 7.2 beschriebenen Profilstauchversuche für eine Überprüfung des Anwendungsbereiches des Modells ungeeignet.

Auch für Scherbelastung wird die Entfestigung durch Rekristallisation nicht von dem eingesetzten phänomenologischen Modell berücksichtigt, sodass dieser Anteil an Entfestigung durch die anderen Parameterfunktionen kompensiert werden muss. Eine Abweichung zwischen den experimentellen Werten für die Wärmequote  $\overline{q/w}(\overline{\dot{\epsilon}_v})$  und dem numerisch eingesetzten „beta“-Parameter für Scherbelastung ist insbesondere für den Blechwerkstoff HCT980XG in Bild 81 links zu erkennen. Es ist bekannt, dass Dualphasenstähle zu Scherversagen neigen [204, 215], was im Zusammenhang mit einer Entfestigung des Werkstoffs durch die Bildung von Scherbändern steht [151].

Der Vergleich von experimentell ermittelten Datenpunkten für die Wärmequote mit den in der Simulation eingesetzten „beta“-Parametern  $beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  und  $beta_s(\dot{\epsilon}_{pl})$  setzt ebenfalls voraus, dass der elastische Anteil der experimentell ermittelten Vergleichsdehnrate  $\dot{\epsilon}_v$  vernachlässigbar ist. Dies wurde für einen Flachzugversuch mit einer Probe des Blechwerkstoffs HCT980XG unter Verwendung der technischen Spannung und des Elastizitätsmodul  $E = 210 \text{ GPa}$  nachgewiesen, siehe Bild 124 im Anhang.

### 6.3 Simulation ein- und mehrachsiger Zugversuche mit dem ATS-Modell

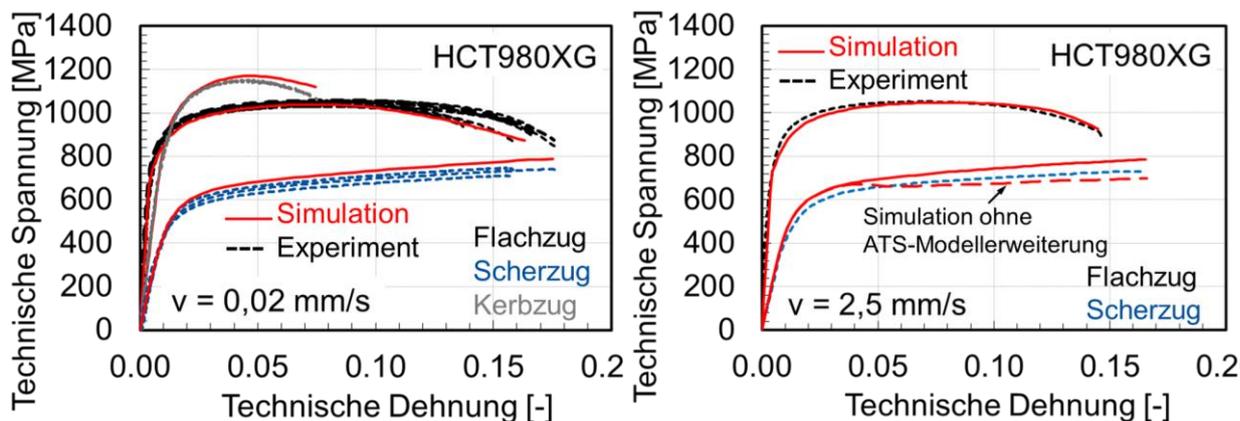
Um die Leistungsfähigkeit des kalibrierten Modells aufzuzeigen, werden in diesem Kapitel die mit den Modellparametern aus Kapitel 6.2 berechneten Ergebnisse für die Probenversuche der beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD dargestellt. Die Kalibrierung basierte auf dem Vergleich der numerisch und experimentell ermittelten normierten Kraft-Verlängerungs-Kurven sowie der lokalen Dehnungen in den hochverformten Zonen. In diesem Kapitel werden zusätzlich auch die lokalen Temperaturerhöhungen aus der Simulation und den Experimenten vergleichend gezeigt, um den Einfluss der thermischen Entfestigung auf die lokalen Dehnungen beurteilen zu können. Für die Scherversuche werden zusätzlich berechnete Ergebnisse gezeigt, die sich aus zusätzlichen isothermen Rechnungen und Rechnungen mit adiabatischer Erwärmung in Abhängigkeit von der Dehnrates ohne Berücksichtigung des Spannungszustandes ergeben haben. Anhand dieser Ergebnisse kann eine erste Beurteilung einer verbesserten Verformungsprognose für Scherbelastung unter erhöhten Dehnrates mit dem ATS-Modell erfolgen.

#### 6.3.1 Ergebnisse für den Blechwerkstoff HCT980XG

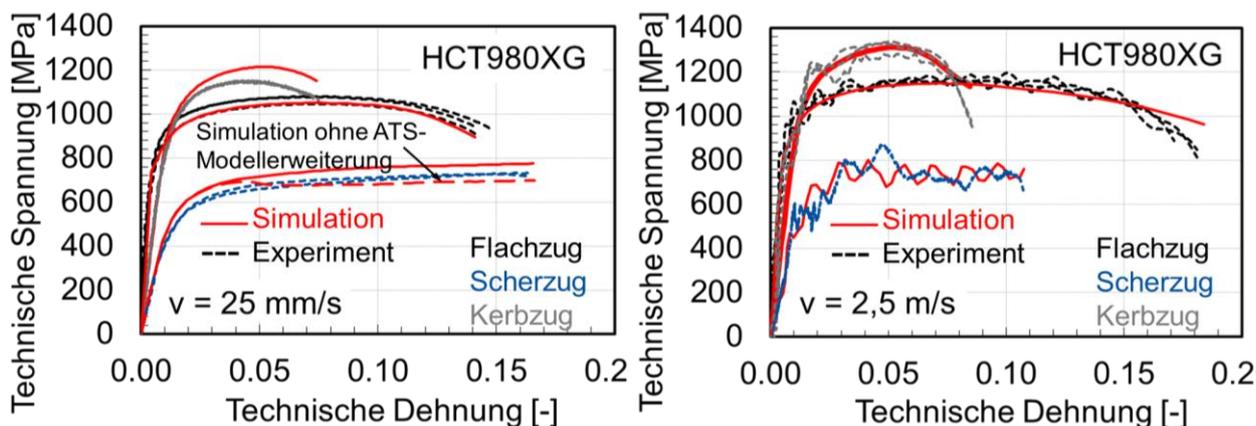
Für den Dualphasenstahl HCT980XG sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche in den Bildern 82 und 83 dargestellt, für jede der untersuchten Prüfgeschwindigkeiten in jeweils einem separaten Diagramm. Um die grundsätzliche Leistungsfähigkeit des verwendeten Verfestigungsmodells zu zeigen, sind auch die Ergebnisse für quasistatische Belastung abgebildet. Für alle Probengeometrien wurde die Kraft  $F$  auf den Ausgangsquerschnitt  $S_0$  bezogen. Bei den Flachzugversuchen entspricht dies der technischen Spannung. Um für die Kerbzug- und Scherzugversuche eine den Flachzugversuchen vergleichbare technische Dehnung zu ermitteln, wurde die Verlängerung auf eine fiktive Extensometermesslänge von  $L_e = 10$  mm bezogen. Mit diesen Normierungen konnten die Kurven für die verschiedenen Probengeometrien in einem Diagramm sinnvoll dargestellt werden.

Bereits unter quasistatischer Belastung ist für die Kerbzug- und Scherzugversuche in Bild 82 links zu erkennen, dass sich hierbei moderat größere berechnete Spannungen ergeben verglichen mit den experimentell ermittelten Werten. Dieses Ergebnis zeigt, dass mit diesem isotropen Modell bereits ohne thermische Entfestigung ein Kompromiss für eine mittlere isotherme Verfestigungskurve erfolgte, um die Spannungs-Dehnungs-Kurven für alle drei Probengeometrien möglichst gut abzubilden. Für die beiden mittleren Prüfgeschwindigkeiten von  $v = 2,5$  mm/s und  $v = 25$  mm/s erfolgte die Simulation der Scherzugversuche zusätzlich auch mit adiabatischer Erwärmung ohne Erweiterung als ATS-Modell, d.h. unter Verwendung des „beta“-Parameters  $\beta_i(\dot{\epsilon}_{pl})$  als „beta“-Funktion in Gleichung (54). Da bei diesen beiden Prüfgeschwindigkeiten nach Bild 62 ein Wärmetransport erfolgt, erlauben die Ergebnisse eine erste Bewertung bezüglich der Eignung des ATS-Modells. Für beide Prüfgeschwindigkeiten zeigen die Rechnungen

ohne die Erweiterung als ATS-Modell eine zu frühe Entfestigung bereits kurz nach Fließbeginn. Die Simulationen mit dem ATS-Modell können dagegen die Kurvenform der Scherzugversuche ohne eine vorzeitige Entfestigung näherungsweise abbilden. Für die höchste untersuchte Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s, bei der adiabatische Zustände vorliegen, werden die gemessenen Spannungs-Dehnungs-Kurven für alle drei Probengeometrien sehr gut von der Simulation wiedergegeben.



**Bild 82:** Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche für den Blechwerkstoff HCT980XG bei 0,02 mm/s (links) und 2,5 mm/s (rechts)

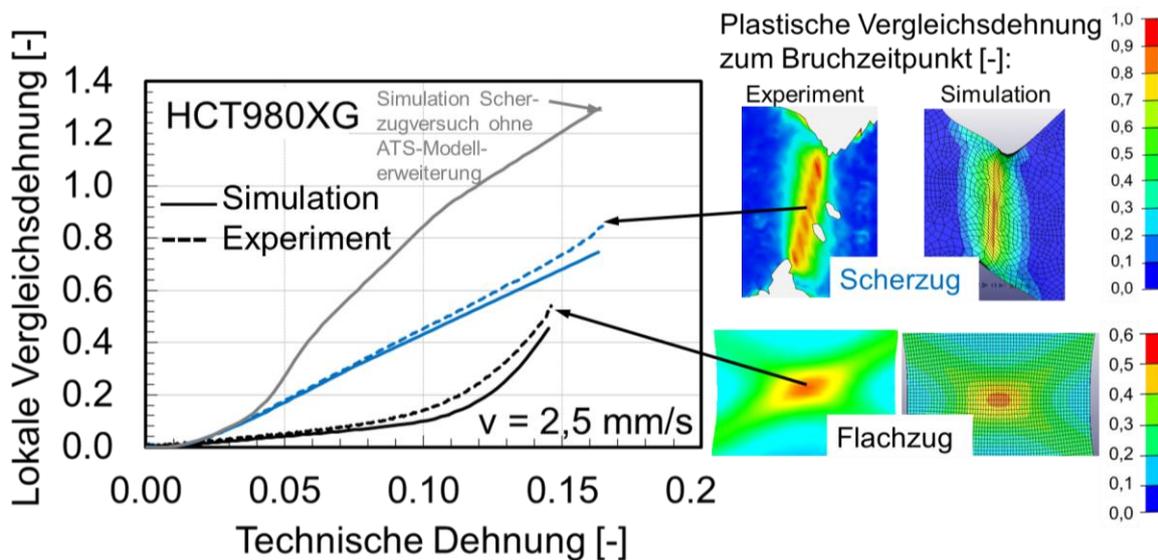


**Bild 83:** Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche für den Blechwerkstoff HCT980XG bei 25 mm/s (links) und 2,5 m/s (rechts)

Der Vergleich lokaler Dehnungen und Temperaturerhöhungen aus der Simulation und den Experimenten erfolgte für die Flachzug- und Scherzugversuche als repräsentative Versuche für die beiden Belastungsarten Zug und Scherung. Für jede Versuchsserie wurde jeweils ein repräsentativer Versuch ausgewählt. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurde auf eine ungefähre Vergleichbarkeit der lokalen Messlängen aus Experiment und Simulation geachtet. Den gemessenen Dehnungen und Temperaturen liegen lokale Messlängen zwischen 0,1 mm und 0,3 mm zu Grunde, siehe Kapitel 5.1. und Tabelle 28 im Anhang in Kapitel 0. In der Simulation mit den verwendeten hexaederförmigen Elementen ist die lokale Messlänge näherungsweise durch die Elementkantenlänge bestimmt, die in den Prüfzonen 0,15 mm beträgt. Die berechnete Entwicklung der

plastischen Dehnung und der Temperaturerhöhung wurde in der Mitte der lokalisierten Zone auf der Probenoberfläche ausgewertet, um eine Vergleichbarkeit mit den aus ARAMIS und IR-Messungen auf der Probenoberfläche ausgewerteten Größen sicherzustellen. Die ermittelten lokalen Dehnungen und lokalen Temperaturerhöhungen sind in den folgenden Diagrammen jeweils über der technischen Dehnung aufgetragen.

Bei einer nominellen Dehnrates von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  liegen die berechneten lokalen Dehnungen über den gesamten Verformungsverlauf bis zum Bruch für beide Probengeometrien nur geringfügig unter den gemessenen Werten, siehe Bild 84. Die Rechnung des Scherzugversuchs ohne die ATS-Modellerweiterung führt zu einer signifikant zu hohen Dehnung in der Scherzone.

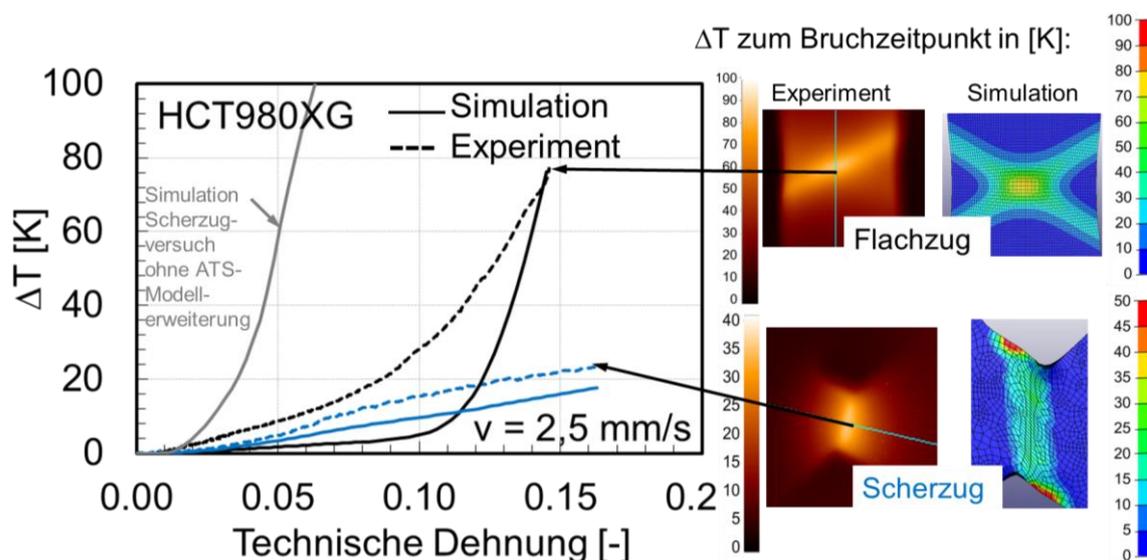


**Bild 84:** Lokale Dehnung aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $2,5 \text{ mm/s}$  mit Proben des Blechwerkstoffs HCT980XG bei RT

Die Temperaturerhöhung in der hochverformten Zone wird für den Flachzugversuch lediglich um den Bruchzeitpunkt sehr gut von dem ATS-Modell wiedergegeben, siehe Bild 85. Bis kurz vor Bruch liegt die mit dem ATS-Modell berechnete Temperaturerhöhung deutlich unter der experimentell gemessenen. Eine Ursache dafür ist in der moderat zu niedrig berechneten Spannung bei Fließbeginn zu sehen, die zu einer zu niedrig prognostizierten plastischen Verformungsarbeit und damit zu einer zu geringen Wärmeentwicklung führt, siehe Bild 87 rechts. Die in den Simulationen verwendete isotrope Fließregel nach von Mises erfordert einen Kompromiss für eine geeignete Wahl des dehnratenabhängigen Fließbeginns, der für alle untersuchten Spannungszustände zu sinnvollen Ergebnissen führen soll.

Für den Scherzugversuch ist eine konstante Temperaturentwicklung sowohl im Experiment als auch in der Simulation erkennbar, siehe Bild 85. Die berechnete Temperaturerhöhung liegt für diesen Spannungszustand moderat unter der gemessenen. Die Temperaturverteilung zum Bruch-

zeitpunkt zeigt jedoch im Kerbbereich eine deutlich zu hoch berechnete Temperatur, siehe Bild 85 rechts. Ohne Verwendung der ATS-Modellerweiterung werden für den Scherzugversuch die Temperaturen jedoch um ein Vielfaches zu hoch berechnet, sodass für diese Prüfgeschwindigkeit die Verwendung des ATS-Modells zu einer Verbesserung in der Abbildung der lokalen Dehnungen und Temperaturen in der Scherzone führt.



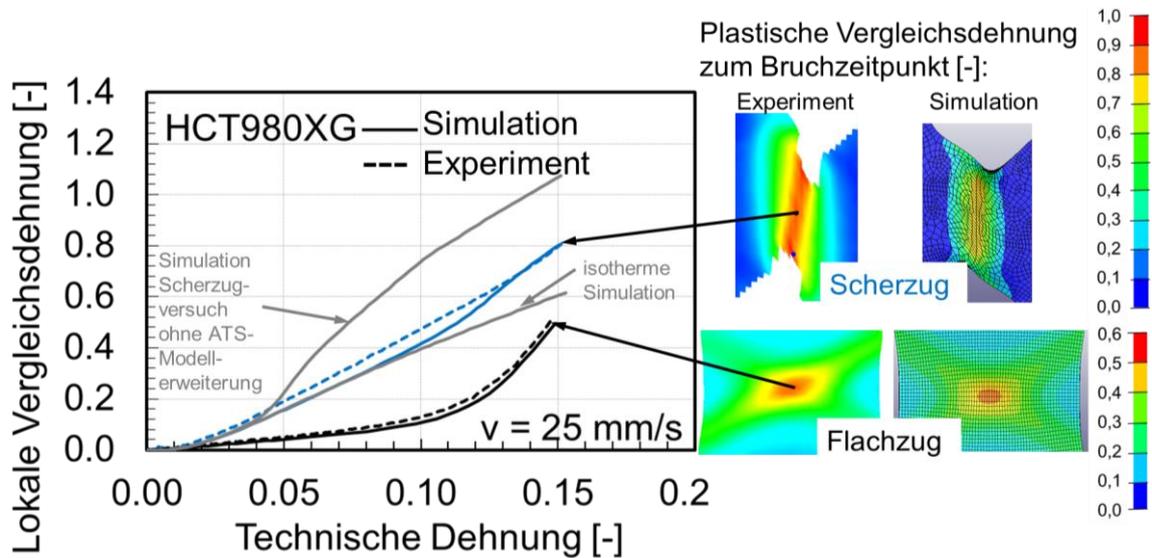
**Bild 85:** Lokale Temperaturerhöhung aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von 2,5 mm/s mit Proben des Blechwerkstoffs HCT980XG

Während bei der Prüfgeschwindigkeit von 2,5 mm/s für beide Probengeometrien Zustände zwischen isotherm und adiabatisch vorliegen, liegt bei 25 mm/s für den Flachzugversuch bereits näherungsweise ein adiabatischer Zustand vor, siehe Bild 62 in Kapitel 5.4. Die berechneten lokalen Dehnungen geben auch für diese Prüfgeschwindigkeit die gemessenen Werte über den größten Bereich der Verformung moderat zu gering, im Gesamten jedoch sehr gut wieder, siehe Bild 86. Die Rechnung des Scherzugversuchs mit adiabatischer Erwärmung ohne Verwendung des ATS-Modells führt auch hier zu einer signifikant zu hohen Dehnung in der Scherzone.

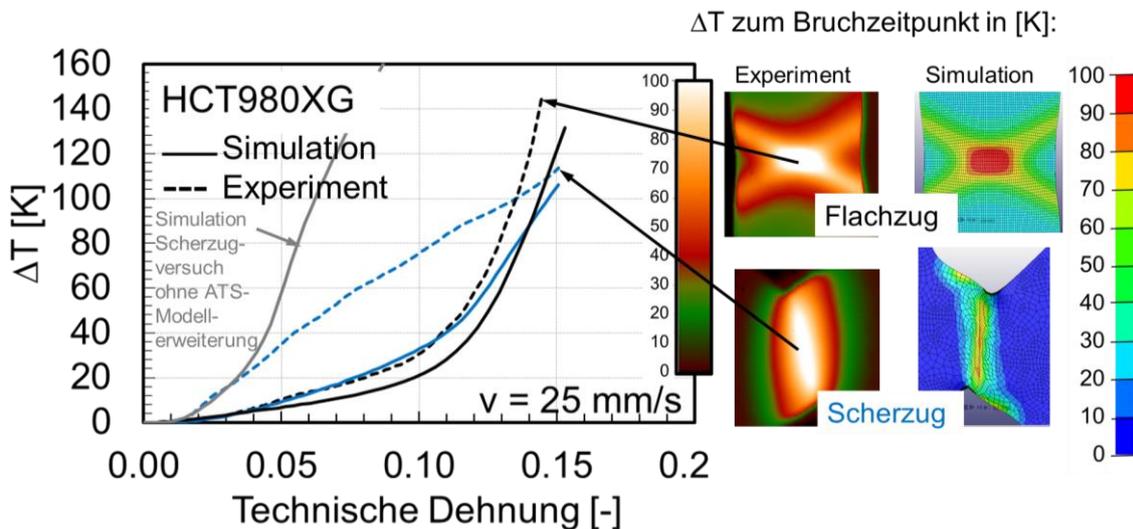
Die Temperaturerhöhung in der hochverformten Zone wird für den Flachzugversuch moderat zu gering berechnet, siehe Bild 87. Auch hier wirkt sich die etwas zu niedrig berechnete Fließspannung aus. Für den Scherzugversuch wird die lokale Temperaturerhöhung mit dem ATS-Modell zu niedrig ermittelt, ohne Verwendung des ATS-Modells jedoch signifikant zu hoch.

Mit dem Ziel einer möglichst realitätsnahen Abbildung der lokalen Dehnungen in den Scherzonen führt das ATS-Modell für den Blechwerkstoff HCT980XG im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch zu einer Verbesserung. Nicht nur für die Scherzugversuche, sondern auch für die Flachzugversuche werden die lokalen Dehnungen in der Simulation lediglich moderat unterschätzt, die lokalen Temperaturerhöhungen werden allerdings teilweise deutlich unterschätzt. Insgesamt wird jedoch die lokale Temperaturerhöhung unter Scherbelastung signifikant

besser wiedergegeben als es dies ohne Erweiterung durch das ATS-Modell der Fall ist, sowohl in dieser Arbeit als auch in früheren Untersuchungen [8].



**Bild 86:** Lokale Dehnung aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $25 \text{ mm/s}$  mit Proben des Blechwerkstoffs HCT980XG bei RT



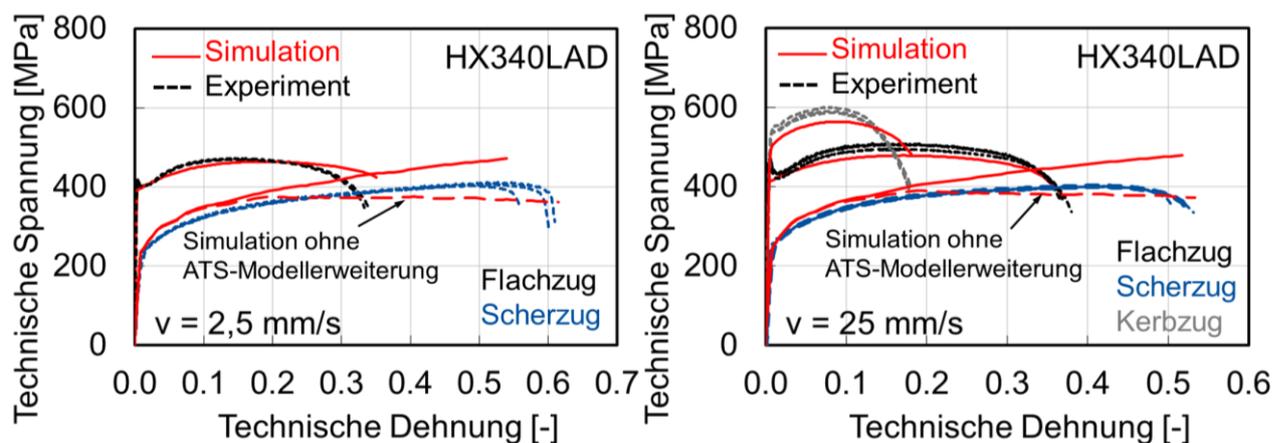
**Bild 87:** Lokale Temperaturerhöhung aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$  mit Proben des Blechwerkstoffs HCT980XG

### 6.3.2 Ergebnisse für den Blechwerkstoff HX340LAD

Für den Blechwerkstoff HX340LAD zeigt sich bereits bei quasistatischer Belastung und damit ohne Berücksichtigung von thermischer Entfestigung, dass das verwendete Verfestigungsmodell die Spannungs-Dehnungs-Kurven lediglich bedingt genau wiedergeben kann, siehe Bild 125 links im Anhang in Kapitel 9.3. Die berechneten lokalen Dehnungen in der hochverformten Zone liegen insbesondere für den Flachzugversuch deutlich unterhalb der gemessenen, siehe Bild 125 rechts. Eine wesentliche Ursache dafür ist die Modellierung des Verfestigungsverhaltens ohne

ein Schädigungsmodell, das die Abbildung einer Einschnürung durch Schädigung und Porenbildung unterstützt, was bereits im Zusammenhang mit Bild 81 in Kapitel 6.2.3 diskutiert wurde. In dieser Arbeit wurde bewußt auf ein Schädigungsmodell verzichtet, da die Schädigung neben der Abhängigkeit vom Spannungszustand auch von der Dehnrates und der Prüftemperatur beeinflusst wird [25]. Diese weitere komplexe Thematik bietet sich für zukünftige wissenschaftliche Arbeiten an. In der Crashsimulation ganzer Fahrzeugkarosserien werden heutzutage für hochfeste Stahlblechwerkstoffe überwiegend Verfestigungsmodelle ohne Berücksichtigung der Werkstoffschädigung verwendet. Für diesen duktilen Werkstoff ist die Simulation mit einem isotropen phänomenologischen Modell ohne die zusätzliche Verwendung eines Schädigungsmodells mit Rückkopplung auf die Spannung jedoch nur mäßig geeignet.

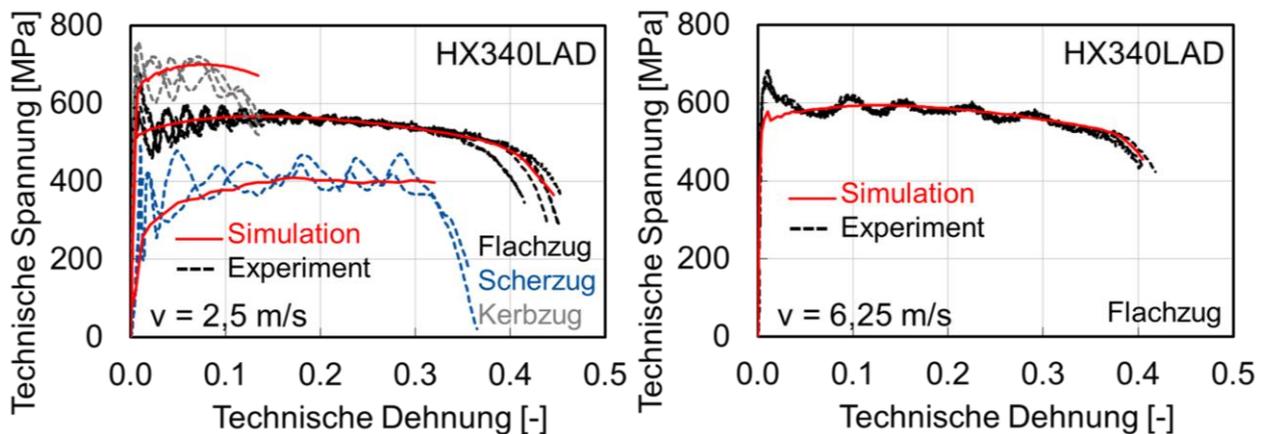
Im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch werden ähnlich wie unter quasistatischer Belastung die Spannungs-Dehnungs-Kurven ab Lokalisierungsbeginn mit größerer Verfestigung berechnet als es sich im Experiment zeigt, siehe Bild 88. Eine Ausnahme bildet der Flachzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $v = 25 \text{ mm/s}$ , für den die Spannungs-Dehnungs-Kurven sehr gut von der Simulation abgebildet werden. Die Simulationen der Scherzugversuche ohne die Erweiterung mit dem ATS-Modell zeigen eine zu frühe Entfestigung. Damit stellt auch für diesen Werkstoff die Verwendung des ATS-Modells im mittlereren Dehnratenbereich unter Scherbelastung für die Prognose der Spannungs-Dehnungs-Kurven eine Verbesserung dar.



**Bild 88:** Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche aus dem Experiment und der Simulation für den Blechwerkstoff HX340LAD bei den Prüfgeschwindigkeiten von  $2,5 \text{ mm/s}$  (links) und  $25 \text{ mm/s}$  (rechts)

Bei den beiden höchsten Prüfgeschwindigkeiten von  $2,5 \text{ m/s}$  und  $6,25 \text{ m/s}$  werden die experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven deutlich besser von der Simulation getroffen als für die niedrigeren Prüfgeschwindigkeiten, siehe Bild 89. Bei der Kalibrierung der Parameterfunktionen wurde die Entfestigungsfunktion  $g(T)$  derart festgelegt, dass bei den vorliegenden nahezu adiabatischen Bedingungen die Spannungs-Dehnungs-Kurven nach Lokalisierungsbeginn aus dem Experiment und der Simulation überwiegend übereinstimmen. Damit übernimmt

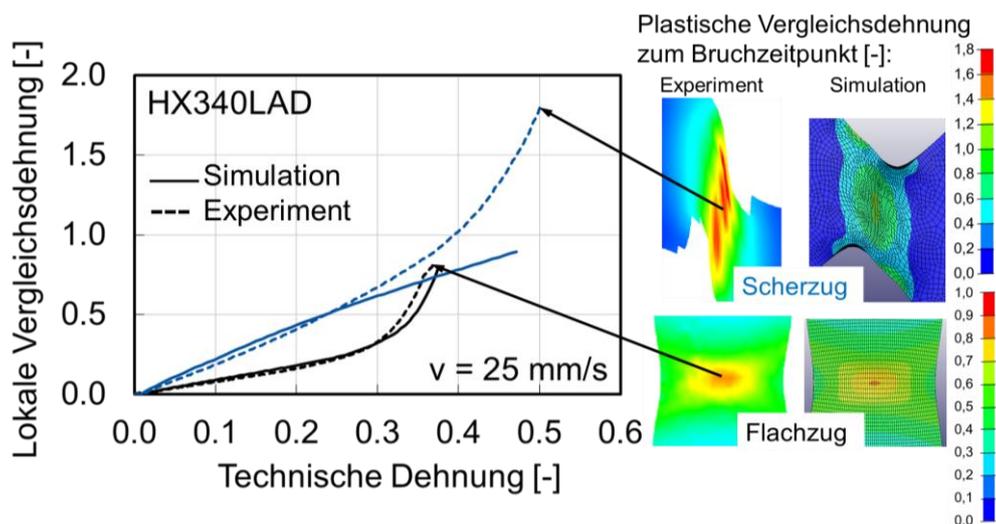
die thermische Entfestigungsfunktion in der Simulation zusätzlich noch die Funktion, die Entfestigung aufgrund der Werkstoffschädigung bei hohen Prüfgeschwindigkeiten abzubilden.



**Bild 89:** Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche aus dem Experiment und der Simulation für den Blechwerkstoff HX340LAD bei den Prüfgeschwindigkeiten von 2,5 m/s (links) und 6,25 m/s (rechts)

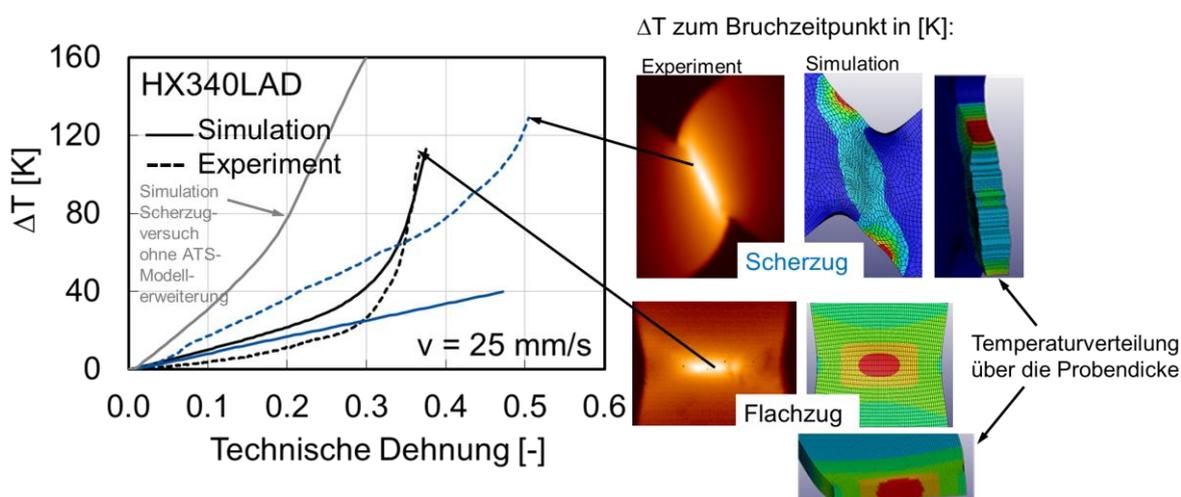
Die gemessenen lokalen Dehnungen bei der Prüfgeschwindigkeit von 25 mm/s im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch werden für den Flachzugversuch sehr gut durch die Simulation wiedergegeben, siehe Bild 90. Dies konnte durch die Wahl des in Bild 81 und Tabelle 22 dargestellten „beta“-Parameters  $\beta_{t}(\dot{\epsilon}_{pl})$  für Zugbelastung erreicht werden, der eine deutlich geringere Übergangsdehnrate  $\dot{\epsilon}_{w,t}$  zeigt als experimentell gemessen wurde. In der Simulation kompensiert damit die thermisch bedingte Entfestigung den schädigungsbedingten Entfestigungsanteil, sodass die lokalen Dehnungen bei dieser Prüfgeschwindigkeit deutlich besser berechnet werden als unter quasistatischer Belastung.

Für den Scherzugversuch liegen die berechneten Dehnungen in der zweiten Hälfte der Verformung unter den gemessenen, wie dies auch für quasistatische Belastung der Fall ist. Der in der Simulation eingesetzte „beta“-Parameter  $\beta_{s}(\dot{\epsilon}_{pl})$  für Scherbelastung wurde aus numerischen Gründen bewußt mit einer moderat höheren Übergangsdehnrate  $\dot{\epsilon}_{w,s}$  versehen als experimentell gemessen wurde, siehe Bild 81. Eine Verringerung der Übergangsdehnrate ähnlich wie unter Zugbelastung würde durch die unter Scherung auftretenden hohen Scherdehnungen bis ca. 200 % bei diesem Werkstoff zu einer derart großen Verzerrung der Elemente in der schmalen Scherzone führen, dass nicht zulässige Artefakte entstehen würden. Dadurch treten plötzliche, numerisch jedoch nicht werkstoffbedingte Entfestigungen auf.



**Bild 90:** Lokale Dehnung aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von 25 mm/s an Proben des Blechwerkstoffs HX340LAD bei RT

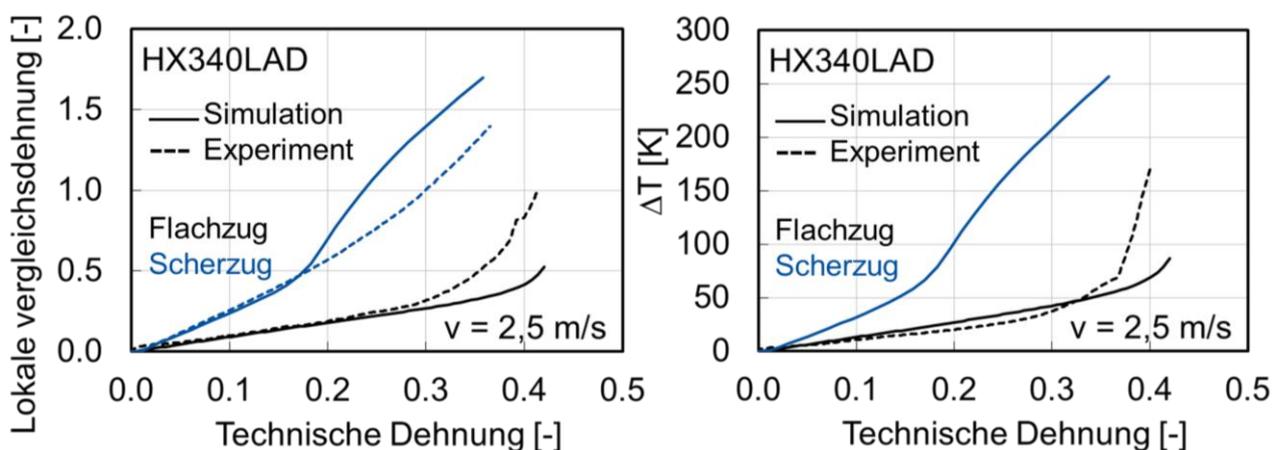
Die in der Simulation ermittelten lokalen Temperaturerhöhungen geben die gemessenen Werte für den Flachzugversuch ebenfalls gut wieder, siehe Bild 91. Für den Scherzugversuch liegen die mit dem ATS-Modell berechneten Temperaturerhöhungen jedoch deutlich unterhalb der gemessenen, da die lokalen Temperaturen im Zusammenhang mit den lokalen Dehnungen stehen. Die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung ohne ATS-Erweiterung würde jedoch zu einer signifikant zu hoch berechneten Temperatur führen. Die unmittelbar vor Bruch berechneten Temperaturverteilungen über der Probendicke zeigen in den lokalisierten Zonen für beide Geometrien lediglich geringfügige Temperaturgradienten, siehe Bild 91 rechts.



**Bild 91:** Lokale Temperaturerhöhung aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von 25 mm/s an Proben des Blechwerkstoffs HX340LAD

Für die crashartige Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s liegen die berechneten lokalen Dehnungen für den Flachzugversuch ab Einschnürbeginn unter den gemessenen und für den Scherzugversuch darüber, siehe Bild 92 links. Da bei dieser Prüfgeschwindigkeit adiabatische Zustände vor-

liegen, siehe Bild 54, hat neben den isothermen Fließkurven insbesondere die Entfestigungsfunktion  $g(T)$  einen wesentlichen Einfluss auf das Ergebnis, während die Bedeutung der „beta“-Funktion abnimmt. Mit diesem Ergebnis wird ersichtlich, dass für die Entfestigungsfunktion ein Kompromiss gewählt wurde im Hinblick auf das Entfestigungsverhalten im Scherzugversuch und im Flachzugversuch. An dieser Stelle könnte eine Entfestigungsfunktion mit zusätzlicher Abhängigkeit des Spannungszustandes  $g(T, \eta)$  zu exakteren Ergebnissen führen. Die lokale Temperaturerhöhung wird für den Flachzugversuch in weiten Bereichen gut wiedergegeben, jedoch auch nach Einschnürbeginn unterschätzt, siehe Bild 92 rechts. Für den Scherzugversuch liegt aufgrund der kurzen Versuchszeit bei hohen Prüfgeschwindigkeiten kein Messergebnis für die Temperatur vor.



**Bild 92:** Lokale Dehnung (links) und Temperaturerhöhung (rechts) aus den Simulationen und den Experimenten in Abhängigkeit von der technischen Dehnung für jeweils einen Flachzug- und Scherzugversuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von 2,5 m/s an Proben des Blechwerkstoffs HX340LAD bei RT

Zusammenfassend wird mit dem hier eingesetzten Verfestigungsmodell für den Blechwerkstoff HX340LAD unter quasistatischer Belastung eine nur mäßig präzise Abbildung der Lokalisierung erreicht. Im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch kann diese jedoch durch die thermische Entfestigung mit der angepassten „beta“-Funktion teilweise ausgeglichen werden. Für die Scherversuche werden unter Verwendung des ATS-Modells weiterhin eine etwas zu hohe Verfestigung und zu geringe Temperaturen berechnet. Insgesamt wird jedoch mit dem ATS-Modell eine Verbesserung der Verformungsprognose erreicht, da die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung ohne Erweiterung als ATS-Modell zu einer zu frühen Einschnürung und zu deutlich zu hohen Temperaturen führt. Eine Schwäche des Modells zeigt sich durch die verwendete Entfestigungsfunktion, die keine Abhängigkeit von dem Spannungszustand zulässt, da sich im hohen Dehnratenbereich bei dem Flachzug zu niedrige und bei dem Scherzugversuch zu hohe lokale Dehnungen ergeben. Durch die Kompensation der schädigungsbedingten Entfestigung durch eine thermische Entfestigung kann dieses Modell jedoch für die Crashberechnung

auch für diesen duktilen Werkstoff mit ausreichender Genauigkeit eingesetzt werden. In weiteren Untersuchungen bietet sich an, für mikrolegierte Stahlblechwerkstoffe ein Verfestigungsmodell mit Rückkopplung der Schädigung auf die Spannung zu verwenden. Dadurch ist eine numerische Kompensation der Schädigungseffekte durch thermische Entfestigung weniger erforderlich, sodass sowohl die „*beta*“-Funktion als auch die Entfestigungsfunktion näher an den experimentellen Ergebnissen gewählt werden können. Für eine verbesserte Abbildung des Verfestigungsverhaltens unter Scherbelastung im mittleren Dehnratenbereich bietet sich eine nicht-lineare Übergangsfunktion an.

#### **6.4 Zusammenfassung der Modellierung des Verfestigungsverhaltens**

In der Modellierung des Verfestigungsverhaltens der beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD im Bereich von quasistatischer bis crashartiger Belastung wurde der Einfluss der adiabatischen Erwärmung ausschließlich aus mechanischen Feldgrößen ermittelt. Die Berücksichtigung des Wärmeabflusses erfolgte mit dem in dieser Arbeit entwickelten ATS-Modell (Adiabatic-Tension-Shear-Modell). Das ATS-Modell erlaubt in der Berechnung des Verfestigungsverhaltens in numerischen Modellen eine analytische Beschreibung des Anteils an abtransportierter Wärme in Abhängigkeit von der Dehnrates und zusätzlich auch vom Spannungszustand. Als Werkstoffmodell diente eine isotrope Fließfunktion nach von Mises sowie ein Verfestigungsmodell auf Basis eines verallgemeinerten Johnson-Cook-Ansatzes mit tabellarischer Eingabe isothermer Verfestigungskurven. In dem von dem ATS-Modell speziell adressierten Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch werden die lokalen Dehnungen und Temperaturerhöhungen für den Blechwerkstoff HCT980XG relativ realistisch berechnet. Für den duktileren Blechwerkstoff HX340LAD kann mit diesem Modell die schädigungsbedingte Entfestigung zumindest für den Flachzugversuch in diesem Übergangsbereich durch eine verstärkte thermische Entfestigung kompensiert werden. Dadurch kann in diesem Bereich das lokale Werkstoffverhalten gut wiedergegeben werden. Für den Scherversuch würde dieses Vorgehen aufgrund numerischer Effekte in den Elementen in den schmalen Scherzonen mit hohen Scherdehnungen von bis zu 200 % ein instabiles Entfestigungsverhalten bewirken. Daher konnten Verfestigungsanteile aufgrund von Rekristallisation in den Scherzonen nicht mit thermischer Entfestigung kompensiert werden, sodass mit dem ATS-Modell zu geringe Dehnungen in der Scherzone prognostiziert werden. Ohne Berücksichtigung des Einflusses des Spannungszustandes auf den Wärmetransport werden jedoch bei den Scherversuchen für beide Werkstoffe deutlich zu hohe Temperaturen berechnet, die zu einer zu frühen Entfestigung führen.

Anhand dieser Kalibrierversuche ist bereits zu erkennen, dass die Verwendung des ATS-Modells für die Prognose des Verfestigungsverhaltens unter scherdominierter Belastung im Bereich zwi-

schen isotherm und adiabatisch eine merkliche Verbesserung darstellt gegenüber der ausschließlich dehnratenabhängigen Beschreibung des isotherm-adiabatischen Übergangs. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD kann das vorgeschlagene phänomenologische Modell das globale und lokale Werkstoffverhalten aller untersuchten Probengeometrien in dem gesamten untersuchten Dehnratenbereich jedoch nur mäßig wiedergeben.

## **7 Einsatz des ATS-Modells zur Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung bei komplexen crashartigen Belastungen**

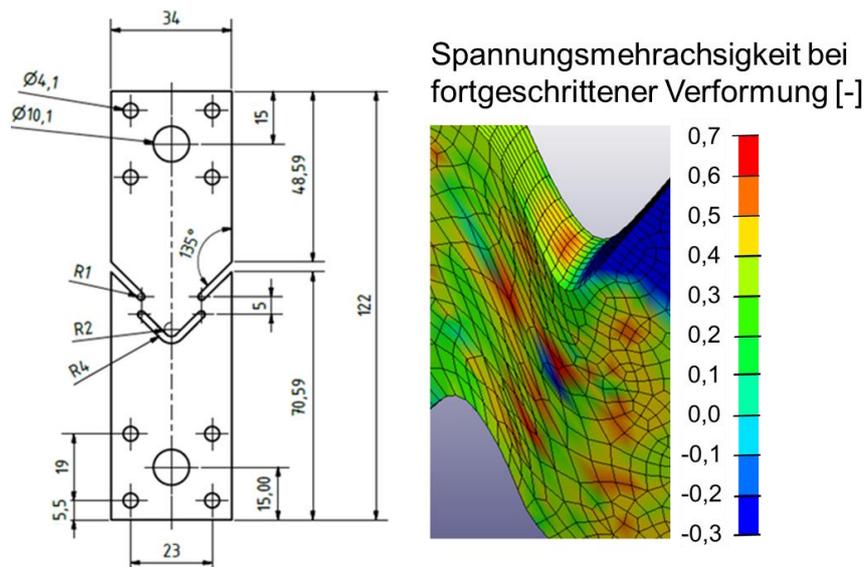
Um die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in der Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens bewerten zu können, müssen experimentelle und numerische Untersuchungen bei unterschiedlichen dynamischen Belastungsszenarien erfolgen. Da das ATS-Modell insbesondere für komplexe Belastungen mit Scheranteilen im Übergangsdehnratenbereich entwickelt wurde, wurde das ATS-Modell bei Versuchen an Blechproben mit gemischter Zug-Scherbeanspruchung verwendet. Als anwendungsrelevante Komponentenversuche dienen zusätzlich auch Profilstauchversuche unter höheren Prüfgeschwindigkeiten. Die adiabatische Erwärmung in den lokalisierten Zonen wurde durch Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen quantifiziert und mit Ergebnissen aus korrespondierenden Simulationsrechnungen verglichen. Neben dem Einsatz des ATS-Modells erfolgten auch Simulationen mit einer dehnratenabhängigen Gewichtungsfunktion ohne ATS-Erweiterung sowie isotherme Vergleichsrechnungen. Diese Untersuchungen erfolgten für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD, für die in Kapitel 6 das ATS-Modell kalibriert wurde.

### **7.1 Einsatz des ATS-Modells für Zug-Scherbeanspruchungen von Blechproben**

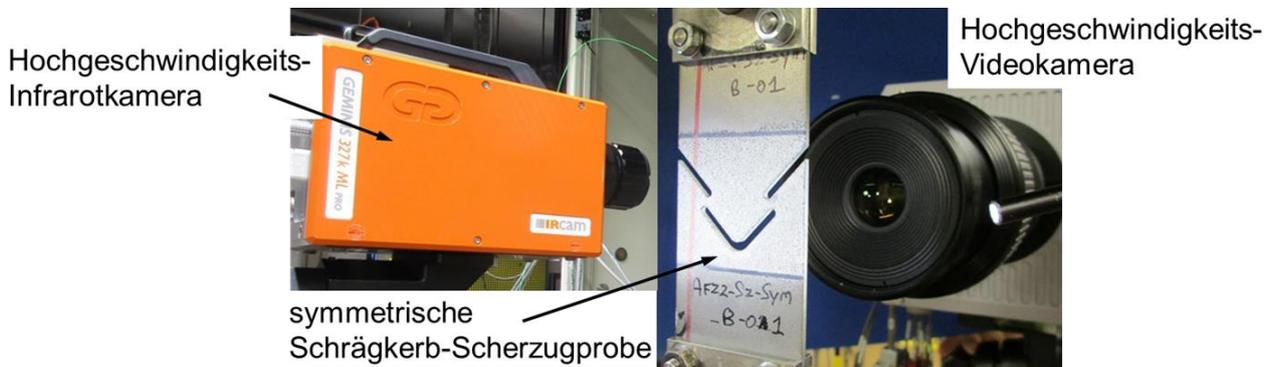
#### **7.1.1 Experimentelle Untersuchungen an symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben**

Zur Realisierung einer Belastungssituation mit signifikantem Scheranteil von quasistatischer bis crashartiger Belastung wurde als geeignete Probengeometrie eine Variante der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe gewählt, siehe Bild 93 links. Diese Probengeometrie führt zu Zug-Scherbeanspruchungen in der Scherzone, hat einen einsehbaren Prüfbereich und kann wie auch die anderen in Kapitel 4.2 untersuchten Probengeometrien an einer Schnellzerreißmaschine in einem weiten Dehnratenbereich geprüft werden. Durch die symmetrische Anordnung der beiden Scherzonen wird die horizontale Verschieblichkeit im Prüfbereich verhindert und es entstehen innere Querkräfte in der Scherzone, die zu einer Überlagerung von Zug- und Scherbeanspruchung führen. In der berechneten Verteilung der Spannungsmehrachsigkeit mit fortgeschreitender Verformung sind für den Blechwerkstoff HX340LAD deutliche Anteile an Zugbelastung mit Spannungsmehrachsigkeiten  $\eta > 1/3$  in der Scherzone zu erkennen, siehe Bild 93 rechts.

Der Versuchsaufbau an einer Schnellzerreißmaschine, einschließlich einer Hochgeschwindigkeits-Videokamera zur lokalen Dehnungsfeldmessung und einer Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera zur lokalen Temperaturfeldmessung, ist in Bild 96 dargestellt. Die Kraftmessung erfolgte mit einer Piezo-Kraftmesszelle. Die Probenverlängerung wurde mit einer Hochgeschwindigkeits-Videokamera gefilmt und für die Ausgangsmesslänge von  $L_0 = 30$  mm mit Grauwertkorrelation (GOM Correlate Version 2017 [199]) ausgewertet.



**Bild 93:** Probengeometrie und Verteilung der Spannungsmehrachsigkeit bei fortgeschrittener Verformung für den Blechwerkstoff HX340LAD



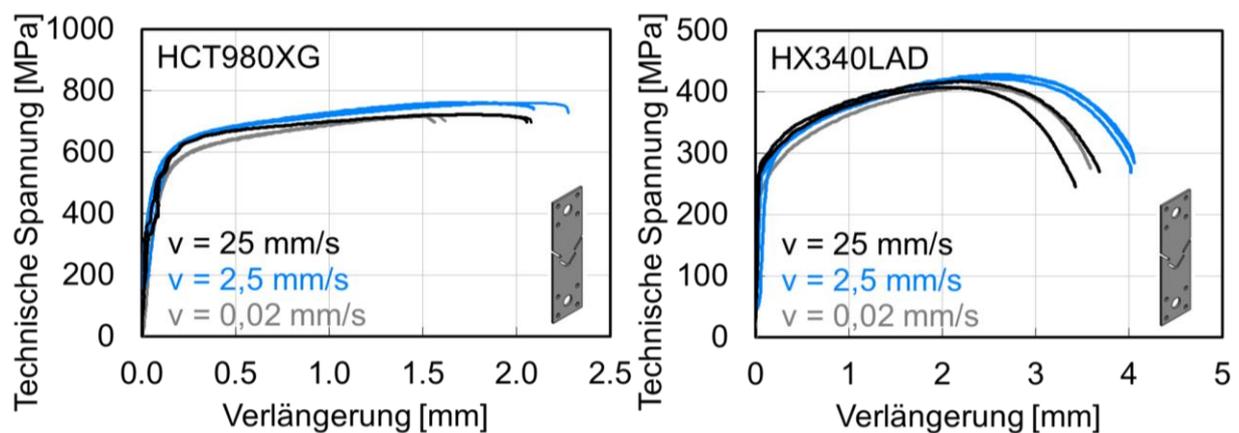
**Bild 94:** Versuchsaufbau an einer Schnellzerreißmaschine für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche mit einer symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe

Die Versuche wurden bei quasistatischer Belastung sowie zusätzlich mit den beiden Prüfgeschwindigkeiten von 2,5 mm/s und 25 mm/s durchgeführt, siehe Tabelle 23. Diese beiden Prüfgeschwindigkeiten führten bei den Flachzugversuchen zu nominellen Dehnraten von  $0,1 \text{ s}^{-1}$  und  $1 \text{ s}^{-1}$ . Für beide Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD ist davon auszugehen, dass bei diesen beiden Prüfgeschwindigkeiten Temperatur-Zustände im Bereich zwischen isotherm und adiabatisch auftreten, da der „beta“-Parameter für Scherbelastung  $\beta_{s,t}(\dot{\epsilon}_{p1})$  in diesem Dehnenbereich Werte zwischen 0 und 1 annimmt, siehe Bild 81 in Kapitel 6.2.3. Der „beta“-Parameter für Zugbelastung  $\beta_{t,t}(\dot{\epsilon}_{p1})$  liegt für den Blechwerkstoff HX340LAD in diesem Dehnratenbereich ebenfalls im isotherm-adiabatischen Übergang, siehe Bild 86 rechts. Für den Blechwerkstoff HCT980XG findet bei einer Prüfgeschwindigkeit von 25 mm/s bei den Flachzugversuch bereits kaum noch Wärmetransport statt, siehe Bild 81 links.

**Tabelle 23:** Versuchsmatrix für Versuche an symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben

nominelle Dehnrates im Flachzugversuch [s <sup>-1</sup> ]	Prüfgeschwindigkeit [mm/s]	Anzahl Wiederholungsversuche	
		HX340LAD	HCT980XG
0,0008	0,02	1	2
0,1	2,5	3	3
1	25	2	2

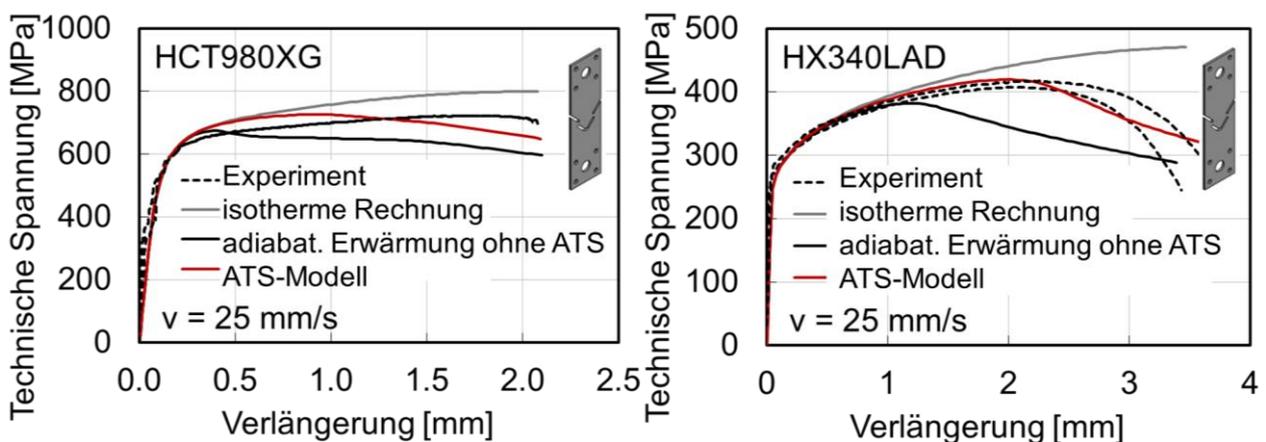
Die gemessenen und auf den Ausgangsquerschnitt  $S_0$  normierten Kraft-Verlängerungs-Kurven für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD sind in Bild 95 dargestellt. Zum Fließbeginn zeigen sich für die Versuche mit den beiden Prüfgeschwindigkeiten  $v = 2,5$  mm/s und  $v = 25$  mm/s geringfügig höhere Kräfte als für die Versuche bei quasistatischer Belastung. Diese bei beiden Blechwerkstoffen auftretenden dehnratenbedingten Verfestigungseffekte zum Fließbeginn wurde bereits bei den Probenversuchen in Kapitel 4.2 beobachtet. Im weiteren Verformungsverlauf zeigen die Versuche bei der Prüfgeschwindigkeit  $v = 25$  mm/s für beide Blechwerkstoffe eine erkennbare Entfestigung. Dies ist ein Hinweis auf adiabatische Erwärmungseffekte. Die Ergebnisse der lokalen Dehnung- und Temperaturfeldmessungen sind im folgenden Unterkapitel im Vergleich mit entsprechenden numerischen Ergebnissen dargestellt.

**Bild 95:** Normierte Kraft-Verlängerungs-Kurven für Versuche mit symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben für die Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD für die angegebenen Prüfgeschwindigkeiten bei RT

### 7.1.2 Numerische Untersuchungen an symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben

Die numerischen Untersuchungen erfolgten mit dem tabellarischen Johnson-Cook-Modell MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK (MAT\_224) mit den Modellparametern aus Kapitel 6.2. In Anlehnung an die Simulation der Probenversuche in Kapitel 6 wurde LS-DYNA 10.0 verwendet mit unterintegrierten hexaederförmigen Volumenelementen (ELTYP = 1) und 10 Elementen in Blechdickenrichtung. Die Elementkantenlänge in den Scherzonen beträgt 0,1 mm. Die

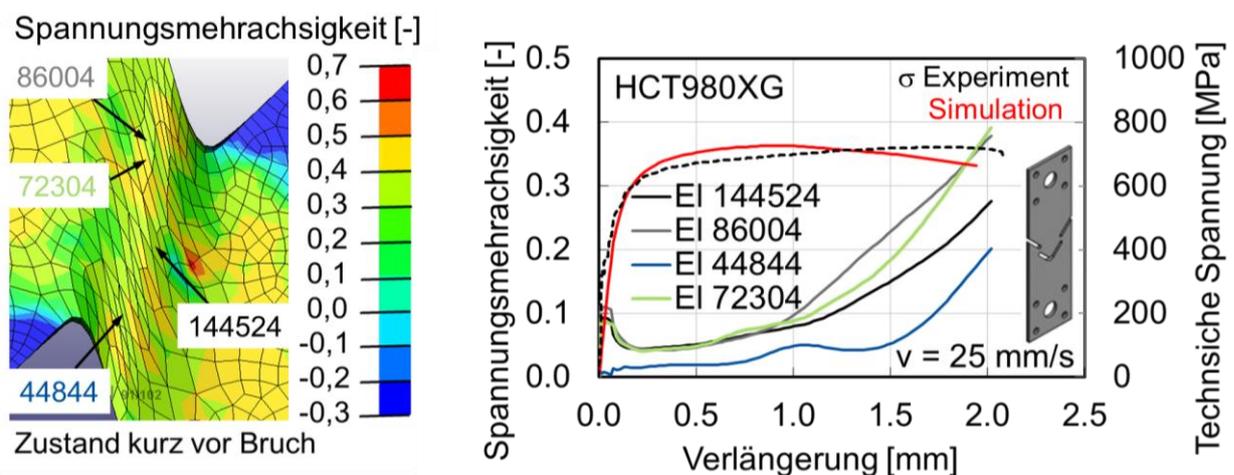
Rechnungen wurden für die Prüfgeschwindigkeit von  $v = 25 \text{ mm/s}$  durchgeführt, da bei dieser Prüfgeschwindigkeit im globalen Kraft-Verlängerungs-Verhalten die thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmungseffekte beobachtet wurde. Es wurden isotherme Rechnungen durchgeführt, für die die „ $\beta$ “-Funktion konstant  $\beta = 0$  gesetzt wurde, sowie Rechnungen unter Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung. Dabei wurden jeweils eine Rechnung mit dem vollständigen Parametersatz für das ATS-Modell durchgeführt und eine weitere Rechnung mit der herkömmlichen dehnratenabhängigen „ $\beta$ “-Funktion  $\beta(\dot{\epsilon}_{pl}) = \beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$ . Die isothermen Rechnungen führen bei beiden Blechwerkstoffen zu einer zu großen Verfestigung im globalen Werkstoffverhalten, siehe Bild 96. Insbesondere für den Blechwerkstoff HX340LAD kann die Einschnürung mit der isothermen Rechnung nicht abgebildet werden. Die Rechnungen mit adiabatischer Erwärmung ohne Erweiterung als ATS-Modell führen für beide Blechwerkstoffe zu einer deutlich zu frühen Entfestigung. Das ATS-Modell führt für den mikrolegierten Stahl zu realistischeren Ergebnissen als die isotherme Rechnung und die Rechnung mit dehnratenabhängiger „ $\beta$ “-Funktion ohne ATS-Modellerweiterung, siehe Bild 96 rechts. Es wird jedoch weiterhin eine moderat zu frühe Entfestigung berechnet. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass eine in LS-DYNA fest vorgegebene lineare Übergangsfunktion  $h(\eta)$  verwendet wurde, siehe Gleichung (48) in Kapitel 6.1. Da mit der linearen Übergangsfunktion die „ $\beta$ “-Funktion nach Gleichung (47) offenbar zu große Anteile des „ $\beta$ “-Parameters für Zugbelastung  $\beta_t(\dot{\epsilon}_{pl})$  beinhaltet, könnte eine nicht-lineare Funktion wie z.B. eine exponentielle Funktion zu besseren Ergebnissen führen. Für die Kalibrierung des ATS-Modells müssten dann allerdings zusätzliche Experimente mit Spannungszuständen im Bereich zwischen reiner Scherung und einachsiger Zugbelastung eingesetzt werden. Bislang wird eine nicht-lineare Übergangsfunktion von der LS-DYNA-Software nicht unterstützt.



**Bild 96:** Normierte Kraft-Verlängerungs-Kurven aus den Simulationen und den Experimenten für Versuche mit symmetrischen Schrägkerb-Scherzugproben für die Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD bei der Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$  bei RT

Für den Dualphasenstahl HCT980XG führt die Rechnung mit dem ATS-Modell ebenfalls zu einer vorzeitigen Entfestigung, die jedoch weniger signifikant ausgeprägt ist, verglichen mit der herkömmlichen dehnratenabhängigen „beta“-Funktion ohne ATS-Modellerweiterung, siehe Bild 96 links. Insgesamt wird für den Dualphasenstahl HCT980XG das globale Werkstoffverhalten von der isothermen Rechnung und dem ATS-Modell am besten wiedergegeben. Die Auswertung der lokalen Größen in der Scherzone, der Vergleichsdehnung, der adiabatischen Temperaturerhöhung und der Spannungsmehrachsigkeit ist im Folgenden für beide Werkstoffe separat dokumentiert.

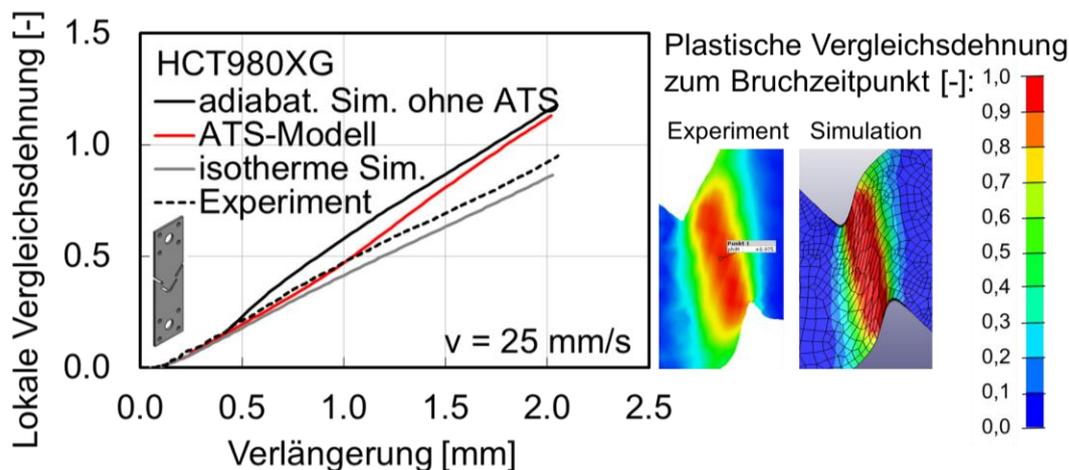
Für den Blechwerkstoff HCT980XG wurde die mit dem ATS-Modell berechnete Spannungsmehrachsigkeit für die Prüfgeschwindigkeit von  $v = 25 \text{ mm/s}$  für mehrere Elemente verteilt über die Scherzone ausgewertet, die zu unterschiedlichen Verläufen der Spannungsmehrachsigkeit führen, siehe Bild 97. Über den gesamten Verformungsvorgang zeigen sich Werte für die Spannungsmehrachsigkeit, die überwiegend auf Spannungszustände zwischen reiner Scherung ( $\eta=0$ ) und einachsigem Zug ( $\eta=1/3$ ) hinweisen. Es ist eindeutig zu erkennen, dass der moderat zu früh berechnete Einschnürbeginn mit einem Anstieg der Spannungsmehrachsigkeit einhergeht. Ein Anstieg dieser im Bereich zwischen reiner Scherung und einachsigem Zug führt in der Berechnungsgleichung für die „beta“-Funktion in Gleichung (54) in Kapitel 6.2.3 zu einem prozentual größeren Anteil an  $\beta_{t_i}(\dot{\epsilon}_{p1})$  im Vergleich zu  $\beta_{t_s}(\dot{\epsilon}_{p1})$ . Da  $\beta_{t_i}(\dot{\epsilon}_{p1})$  stets größere Werte einnimmt als  $\beta_{t_s}(\dot{\epsilon}_{p1})$ , siehe Bild 81 in Kapitel 6.2.3, nimmt die „beta“-Funktion mit zunehmender Spannungsmehrachsigkeit auch größere Werte an. Dies führt schließlich zu höheren Temperaturen, die wiederum zu einer stärkeren Entfestigung und größeren Werten für die Dehnungen im Einschnürbereich führen.



**Bild 97:** Mit dem ATS-Modell berechnete Spannungsmehrachsigkeit in einer Scherzone der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe für den Blechwerkstoff HCT980XG bei der Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$  bei RT

Die Prognose des Verfestigungsverhalten wird daher für die verwendete symmetrische Schrägkerb-Scherzugprobe mit dem ATS-Modell im Dehnratenbereich zwischen isotherm und adiabatisch deutlich von der Spannungsmehrachsigkeit beeinflusst. Diese Probengeometrie ist daher ausgesprochen geeignet für eine Überprüfung des Anwendungsbereichs des ATS-Modells. Die mit dem ATS-Modell berechnete vorzeitige Entfestigung ist eher auf eine Schwäche des ATS-Modells mit der in dieser Arbeit verwendeten linearen Übergangsfunktion zurückzuführen.

Die berechneten lokalen Dehnungen sind in Bild 98 im Vergleich zu den experimentell ermittelten dargestellt. Im Bild sind sowohl die Ergebnisse, die mit dem ATS-Modell erlangt wurden, gezeigt, als auch diejenigen, die sich mit einer dehnratenabhängigen „beta“-Funktion ohne ATS-Modellerweiterung und mit einer isothermen Rechnung ergeben. Die Auswertung erfolgte jeweils für das Element 144524, das in Bild 97 in der Mitte der Scherzone gezeigt ist und eine mittlere Spannungsmehrachsigkeit aufweist. Die plastischen Dehnungen für die anderen Elemente liegen bis zum Bruch um maximal 18 % über denjenigen des ausgewerteten Elements und zeigen damit in der Scherzone deutlich geringere Unterschiede als die Spannungsmehrachsigkeiten. Für die experimentellen Dehnungsfeldaufnahmen wurde bei dieser Prüfgeschwindigkeit eine Bildrate von 5000 Bildern/s verwendet. Für die Dehnungsberechnung wurde in der GOM Correlate-Software eine lokale Messlänge von  $L_e = 0,3 \text{ mm}$  eingestellt. Die experimentell ermittelten lokalen Dehnungen wurden auf der Probenoberfläche in der Mitte der hochverformten Scherzone auf jener Probenseite ausgewertet, die zuerst Versagen gezeigt hat.

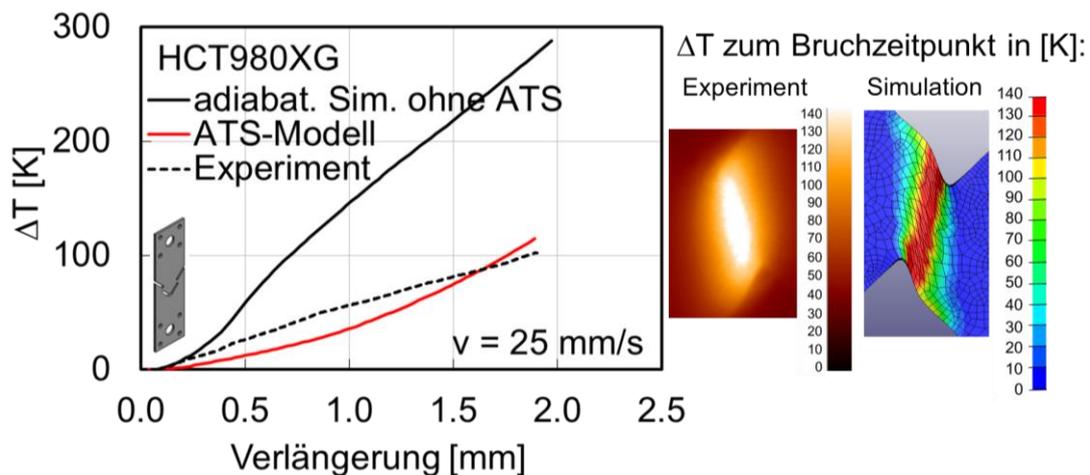


**Bild 98:** Lokale Dehnungen in der Scherzone aus dem Experiment und den Simulationen (Element 144524) für einen Versuch mit der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe aus dem Blechwerkstoff HCT980XG bei der Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$

Die isothermen Rechnungen führen zu moderat geringeren lokalen Dehnungen im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen, während die mit dem pseudothermomechanischen Modell ermittelten lokalen Dehnungen deutlich über den gemessenen Dehnungen liegen, siehe Bild 98. Die Rechnungen mit dem ATS-Modell zeigen in der zweiten Hälfte der Probenverlängerung

ebenfalls größere Dehnungswerte als die experimentell ermittelten, liegen jedoch durchgängig unter denjenigen, die mit adiabatischer Erwärmung ohne ATS-Modell ermittelt wurden.

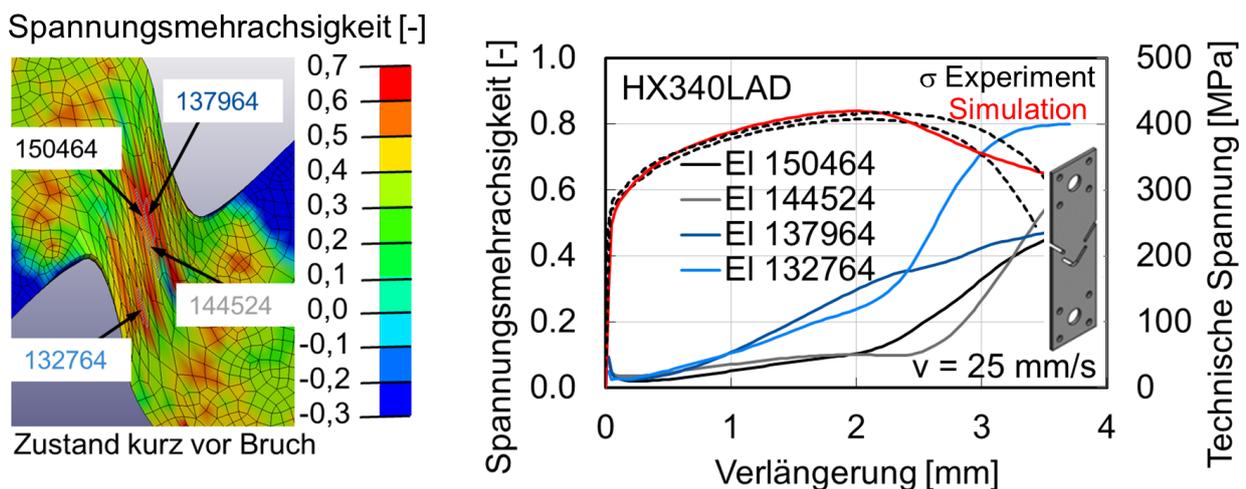
Die Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen erfolgten mit Bildraten von 1100 Bildern/s und einer Ortsauflösung von 0,07 mm/Pxl, die damit in der Größenordnung der in der Rechnung verwendeten Elementkantenlänge von 0,1 mm liegt. Die mit dem ATS-Modell berechneten Temperaturerhöhungen für das Element 144524 in der Mitte der Scherzone liegen in der Größenordnung der gemessenen, zu Versuchsbeginn etwas darunter und kurz vor Bruch etwas darüber, siehe Bild 99. Während die gemessenen Temperaturen näherungsweise linear mit der Verlängerung zunehmen, nehmen die mit dem ATS-Modell berechneten Temperaturen ab Einschnürbeginn vermehrt zu. Diese Steigungsänderung ist eine Folge der vorzeitigen Entfestigung, die bereits mit der linearen Übergangsfunktion erklärt wurde. Die mit der ausschließlich dehnratenabhängigen „beta“-Funktion ohne ATS-Modellerweiterung berechneten Temperaturerhöhungen liegen für den gesamten Verformungsverlauf deutlich über den gemessenen. Diese starke Überschätzung der lokalen Temperaturerhöhungen führt in der Simulation ohne ATS-Modellerweiterung zu einem deutlich zu duktilen Verhalten bereits kurz nach Fließbeginn, siehe Bild 96 links.



**Bild 99:** Adiabatische Temperaturerhöhung in der Scherzone aus dem Experiment und den Simulationen (Element 144524) für einen Versuch mit der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe aus dem Blechwerkstoff HCT980XG bei  $v = 25$  mm/s

Für den Dualphasenstahl HCT980XG prognostiziert die ausschließlich isotherme Rechnung das Werkstoffverhalten im plastischen Verformungsbereich mit einer etwas zu großen Verfestigung verglichen mit den experimentellen Ergebnissen. Das ATS-Modell prognostiziert eine moderat zu frühe Einschnürung und die Modellierung mit der ausschließlich dehnratenabhängigen „beta“-Funktion ohne ATS-Modellerweiterung eine signifikant zu frühe Einschnürung. Insgesamt wird das Verfestigungsverhalten am besten mit der isothermen Rechnung und unter Verwendung des ATS-Modells wiedergegeben.

Für den Blechwerkstoff HX340LAD liegen die mit dem ATS-Modell berechneten Spannungsmehrachsigkeiten für 4 über die Scherzone verteilte Elemente mit einer möglichst großen Variation an Verläufen der Spannungsmehrachsigkeit bis zum Kraftmaximum bei Werten von  $\eta < 1/3$ , siehe Bild 100. Damit liegt der Spannungszustand in der Scherzone vor Kraftmaximum im Bereich zwischen Scherung und einachsigem Zug. Nach Kraftmaximum stellen sich in einigen Elementen Werte für die Spannungsmehrachsigkeit ein, die oberhalb des Wertes von  $\eta = 1/3$  liegen, teilweise sind diese auch größer als die verwendete Übergangsspannungsmehrachsigkeit von  $\eta_0 = 0,4$ . Ab diesem Wert wird in der Simulation mit dem ATS-Modell als „beta“-Funktion ausschließlich der „beta“-Parameter für Zugbelastung  $\beta_{t,i}(\dot{\epsilon}_{p1})$  ohne Überlagerung des „beta“-Parameters für Scherbelastung  $\beta_{t,s}(\dot{\epsilon}_{p1})$  verwendet, siehe Gleichung (54). Im Vergleich zu dem Blechwerkstoff HCT980XG, siehe auch Bild 100, treten daher bei dem mikrolegierten Stahl moderat höhere Spannungsmehrachsigkeiten in der Scherzone bis zum Versagen auf, zeigen jedoch weiterhin signifikante Anteile an Scherbelastung.

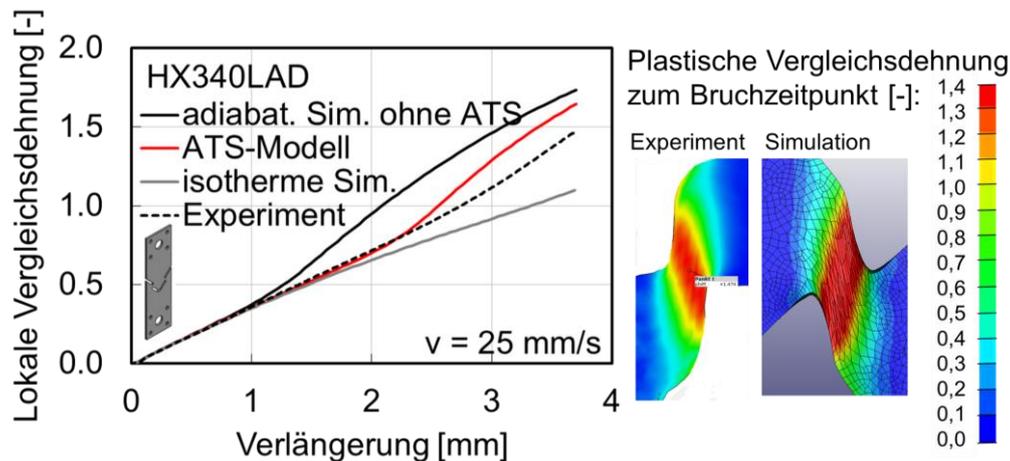


**Bild 100:** Mit dem ATS-Modell berechnete Spannungsmehrachsigkeit in einer Scherzone der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe für den Blechwerkstoff HX340LAD bei der Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$

Die experimentellen Dehnungsfeldanalysen für die Prüfgeschwindigkeit von  $v = 25 \text{ mm/s}$  erfolgten für den Blechwerkstoff HX340LAD mit einer Bildrate von 2500 Bildern/s und die Hochgeschwindigkeits-Infrarotaufnahmen mit einer Bildrate von 500 Bildern/s. Die Verwendung niedrigerer Bildraten, verglichen mit dem Dualphasenstahl HCT980XG, erfolgte wegen der längeren Versuchsdauer bei dem mikrolegierten Stahl HX340LAD zur Begrenzung der Datenmenge. Die Ortsauflösung wurde mit einer Dehnungsmesslänge von  $L_e = 0,3 \text{ mm}$  und für die Infrarotaufnahmen mit  $0,07 \text{ mm/Pxl}$  eingestellt, vergleichbar zu den Versuchen mit dem Dualphasenstahl.

Die Auswertung der berechneten lokalen Dehnungen erfolgte für das Element 150464, das sich in der Mitte der Scherzone auf der Probenoberfläche befindet, siehe Bild 100 links. Von der Rechnung mit dem ATS-Modell wird die experimentell ermittelte Dehnung bis Einschnürbeginn

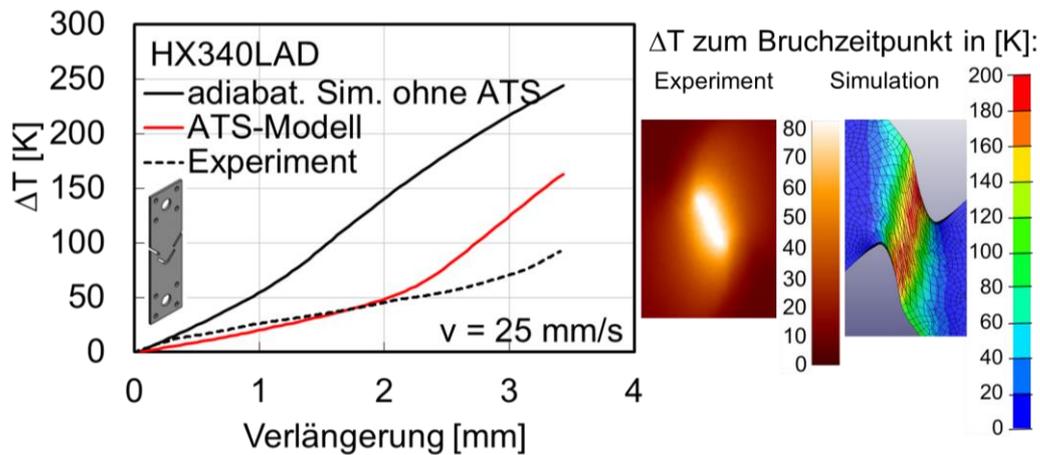
bis zu einer Verlängerung von ca 2,2 mm präzise wiedergegeben, siehe Bild 101. Nach Einschnürbeginn liegen die berechneten Dehnungswerte moderat oberhalb der gemessenen. Auch für diesen Blechwerkstoff könnte in Zukunft eine nicht-lineare Übergangsfunktion zu realistischeren Ergebnissen führen. Mit der isothermen Rechnung werden ab Einschnürbeginn zu niedrige Dehnungswerte ermittelt und mit adiabatischer Erwärmung ohne ATS-Modellerweiterung werden bereits vor Einschnürbeginn und darüber hinaus signifikant zu hohe Werte berechnet.



**Bild 101:** Lokale Dehnungen in der Scherzone aus dem Experiment und den Simulationen (Element 150464) für einen Versuch mit der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe aus dem Blechwerkstoff HX340LAD bei der Prüfgeschwindigkeit  $v = 25 \text{ mm/s}$

Die mit ATS-Modell berechnete Temperaturerhöhung in der Scherzone liegt etwa ab Kraftmaximum oberhalb der gemessenen Temperaturerhöhung. Kurz vor Bruch werden nahezu die zweifachen Werte berechnet, siehe Bild 102. Auch dafür spielt wieder die vorzeitige Einschnürung bedingt durch die lineare Übergangsfunktion  $h(\eta)$  eine wesentliche Rolle. Unter Verwendung der ausschließlich dehnratenabhängigen „beta“-Funktion ohne ATS-Modellerweiterung liegen die berechneten Werte für die Temperaturerhöhung bereits ab Versuchsbeginn oberhalb der gemessenen, bis zum Bruch werden etwa die dreifachen Werte berechnet.

Damit wird für den Blechwerkstoff HX340LAD sowohl das globale Kraft-Verlängerungs-Verhalten als auch das lokale Verformungsverhalten und die lokale Temperaturerhöhung mit dem ATS-Modell trotz verfrühter Einschnürung durch die verwendete lineare Übergangsfunktion  $h(\eta)$  noch relativ am besten abgebildet. Die isotherme Rechnung kann die im Experiment auftretende Einschnürung nicht zuverlässig abbilden und die Rechnung mit einer ausschließlich dehnratenabhängigen „beta“-Funktion prognostiziert eine signifikant zu frühe Einschnürung durch die Berechnung wesentlich zu hoher Temperaturen.

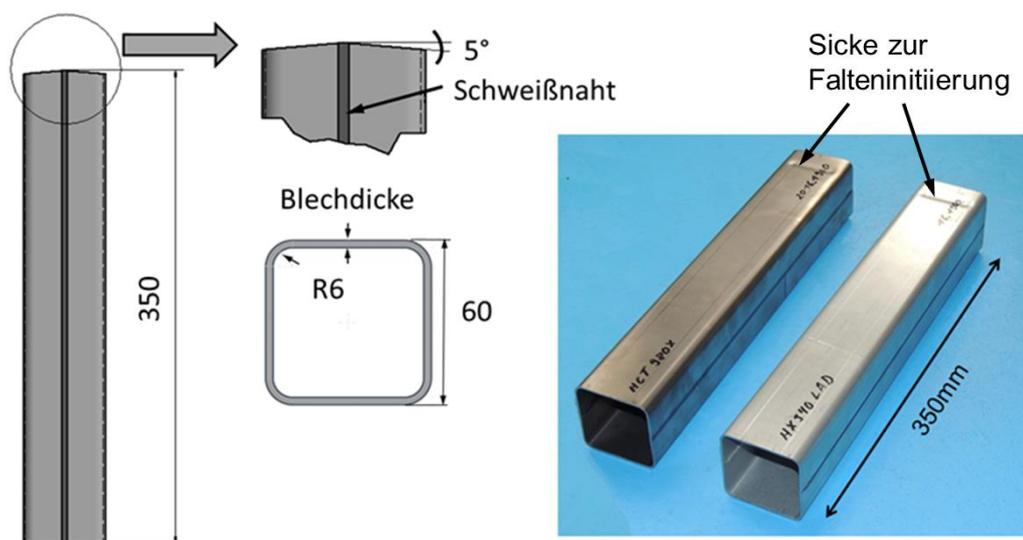


**Bild 102:** Adiabatische Temperaturerhöhung in der Scherzone aus dem Experiment und den Simulationen (Element 150464) für einen Versuch mit der symmetrischen Schrägkerb-Scherzugprobe aus dem Blechwerkstoff HX340LAD bei  $v = 25 \text{ mm/s}$

Zusammenfassend zeigt sich für beide untersuchten Blechwerkstoffe, dass die Rechnung unter Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung mit einer dehnratenabhängigen „beta“-Funktion erwartungsgemäß signifikant zu hohe Temperaturen und damit auch zu hohe Dehnungen in der lokalisierten Zone prognostiziert, siehe Kapitel 2.3.1 und [8]. Ursache dafür ist der vermehrte Wärmeabfluss aus der lokalisierten Zone unter gemischter Zug-Scherbeanspruchung, der mit dem verwendeten „beta“-Parameter für Zugbelastung  $\beta_{\text{Zug}}(\dot{\epsilon}_{\text{pl}})$  nicht erfasst wird. Mit dem ATS-Modell konnte eine Verbesserung der prognostizierten Dehnungen und Temperaturen erreicht werden, jedoch zeigt sich auch hier noch für beide Blechwerkstoffe eine zu früh prognostizierte Einschnürung in Form zu hoher Dehnungen in der lokalisierten Zone kurz vor Bruch. Diese Schwäche des Modells könnte in Zukunft ausgeglichen werden durch Verwendung einer nichtlinearen Übergangsfunktion  $h(\eta)$ , die die beiden „beta“-Parameter für Zug- und Scherbelastung in dem Bereich zwischen reiner Scherung und einachsiger Zugbelastung anteilig miteinander verknüpft, siehe Gleichung (54). Die verwendete symmetrische Schrägkerb-Scherzug-Probengeometrie ist daher ausgesprochen geeignet für eine Validierung des ATS-Modells im ebenen Spannungsraum. Für den Dualphasenstahl HCT980XG gibt ebenfalls die isotherme Rechnung das Werkstoffverhalten mit moderat zu geringen Dehnungen in der lokalisierten Zone gut wieder. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD mit deutlich größerer Duktilität im Vergleich zu dem Dualphasenstahl prognostiziert die isotherme Rechnung kurz vor Bruch ca. 20 % zu geringe Dehnungen in der lokalisierten Zone. Mit der isothermen Rechnung kann damit das Lokalisierungsverhalten des Werkstoffs nicht zuverlässig abgebildet werden. Daher stellt in dem untersuchten Dehnratenbereich die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in Form des ATS-Modells in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens für den mikrolegierten Stahl eine deutliche Verbesserung dar.

## 7.2 Einsatz des ATS-Modells für gestauchte Hohlprofile

Dünnwandige Komponenten in crashrelevanten Strukturen der Fahrzeugkarosserie werden häufig durch Stauchen belastet, da durch diesen Belastungsfall eine gute Energieabsorption durch hohe Kräfte und Verformungen erzielt werden kann. Durch Stauchen von Hohlprofilen entstehen in den Falten der Profilwand die unterschiedlichsten Spannungszustände von Druck bis zu mehrachsiger Zugbelastung. Um den Nutzen des ATS-Modells an einem näherungsweise realen Belastungsszenario bewerten zu können, wurden Hohlprofile aus den untersuchten Blechwerkstoffen HCT980XG und HX340LAD [216] mit einer dynamisch-crashartigen Belastungsgeschwindigkeit gestaucht. Die Abmessungen der Profilproben sind in Bild 103 abgebildet. Dabei wurde die Stempelgeschwindigkeit der Stauchvorrichtung mit 5 – 10 m/s so gewählt, dass in den hochverformten Zonen kurzzeitig lokale Dehnraten in der Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  auftreten. Die Hohlprofile wurden von der Fa. ThyssenKrupp gefertigt. Dazu wurden Bleche der beiden Werkstoffe HCT980XG und HX340LAD aus den gleichen Chargen eingesetzt, die auch für die Probenversuche verwendet wurden. Die Profile wurden am Krafteinleitungsende mit zwei Sicken versehen, um eine Falteninitiierung am belasteten Ende des Stauchprofils zu erzeugen, siehe Bild 103. Der geschlossene Querschnitt der Profile wurde in Längsrichtung durch Laserschweißen gefertigt und mit einer  $5^\circ$ -Fase zur weiteren Unterstützung der Faltenbildung versehen.

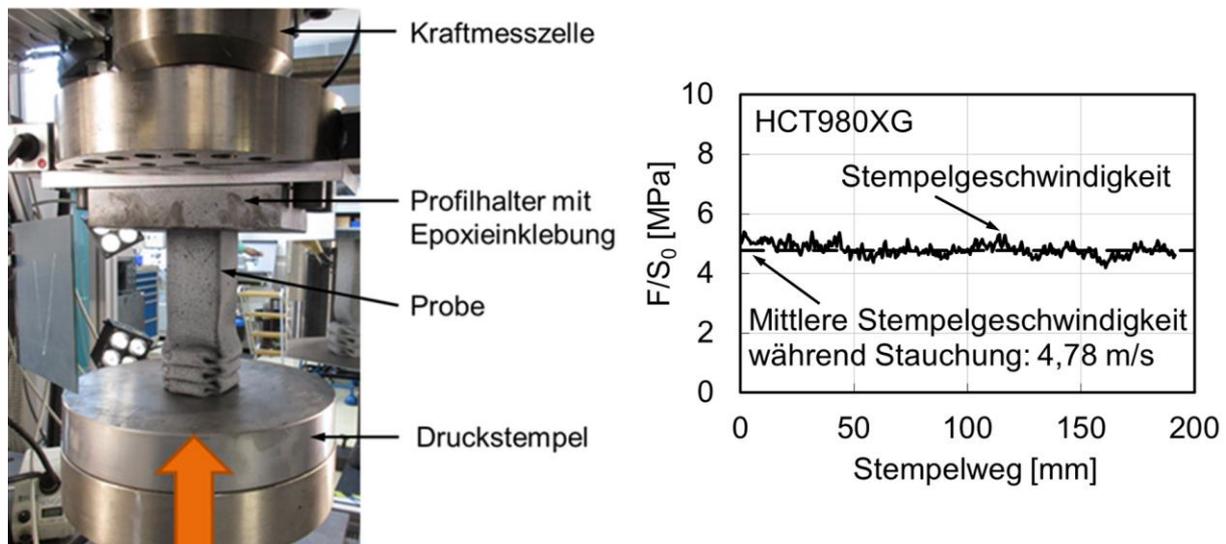


**Bild 103:** CAD-Zeichnung für die Hohlprofile [25] (links) und Hohlprofile für die Blechwerkstoffe HCT980XG, Blechdicke 1,4 mm, und HX340LAD, Blechdicke 1,5 mm (rechts)

### 7.2.1 Experimentelle Untersuchungen an Hohlprofilen

Die Profilstauchversuche wurden an einer Schnellzerreißmaschine mit einem Lastbereich bis 500 kN in Zug- und Druckrichtung und einer Prüfgeschwindigkeit bis 12 m/s durchgeführt [216]. Da bei dieser Prüfmaschine der unten angeordnete Maschinenstempel die Probe nach oben gegen ein feststehendes Querhaupt drückt, wurden die Profile in eine quadratische Form eingeklebt und

unter der Messzelle unter dem oberen Querhaupt fixiert, siehe Bild 104 links. Mit dieser Prüfmaschine konnte eine über die Stauchung nahezu konstante Stempelgeschwindigkeit erreicht werden, siehe Bild 104 rechts. Die Kraftmessung erfolgte mit einer Piezo-Kraftmesszelle ( $\pm 500$  kN) an der Einspannseite. Als Stauchweg wurde der maschinenintern bestimmte Stempelweg ausgewertet. Da der Stempel während des Versuchs in direktem Kontakt mit dem Profil steht, war keine weitere lokale Wegmessung erforderlich. Die Temperaturentwicklung wurde mit einer Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera aufgenommen. Für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD wurden jeweils zwei Versuche bei einer Stempelgeschwindigkeit von 5 m/s durchgeführt. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD wurde zusätzlich ein Versuch bei einer Stempelgeschwindigkeit von 10 m/s durchgeführt, da dieser Blechwerkstoff einen deutlicheren Einfluss der Dehnrates auf das Verfestigungsverhalten zeigt als der Dualphasenstahl. Die Stauchung erfolgte bis zu einem Stauchweg in der Größenordnung von ca. 200 bis 250 mm.

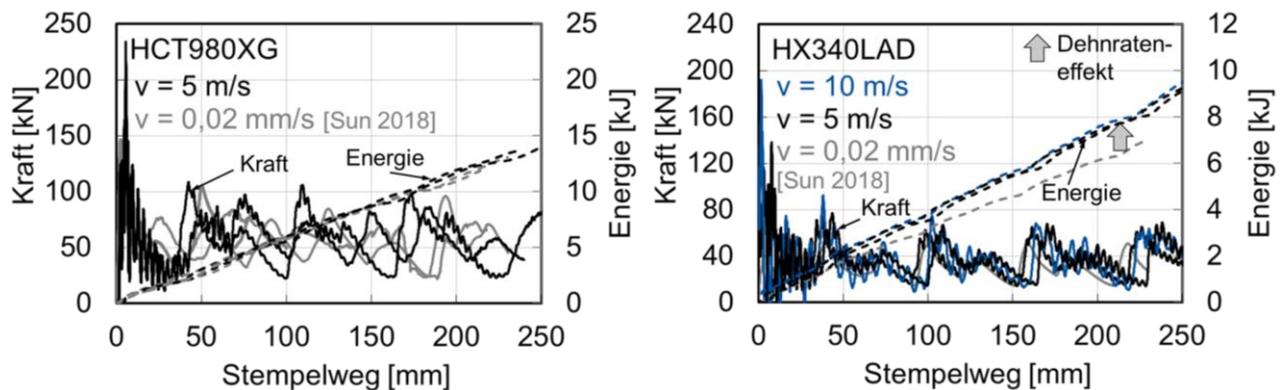


**Bild 104:** Versuchsaufbau (links) und gemessene Stempelgeschwindigkeit (rechts) für crashartige Profilstauchversuche [216]

Für die Stauchversuche unter quasistatischer und crashartiger Belastung sind die Kurven der Kraft und der von dem Profil durch die mechanische Arbeit aufgenommenen Verformungsenergie in Abhängigkeit des Stempelwegs für beide Blechwerkstoffe in Bild 105 gezeigt. Die mechanische Arbeit wurde dabei aus der Integration der Kraft über den Stempelweg berechnet. Unter der Annahme eines starren Versuchsaufbaus kann die mechanische Arbeit als die von dem Profil absorbierte Verformungsenergie gewertet werden.

Im Vergleich zu Ergebnissen für eine quasistatische Stempelgeschwindigkeit von 0,2 mm/s [25], zeigt sich für den Dualphasenstahl HCT980XG kein Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf die absorbierte Verformungsenergie, siehe Bild 105 links. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD zeigt sich unter dynamischer Belastung ein höheres Verformungsenergieabsorp-

tionsvermögen als unter quasistatischer Belastung, siehe Bild 105 rechts. Bei der Stempelgeschwindigkeit von 10 m/s wird eine moderat höhere Verformungsenergie aufgenommen als bei der Stempelgeschwindigkeit von 5 m/s.

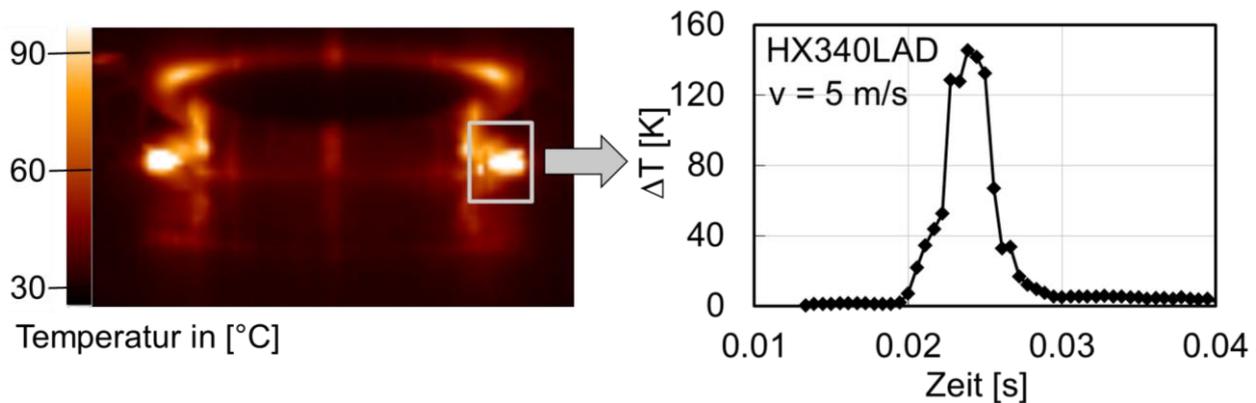


**Bild 105:** Experimentell ermittelte Kurven der Kraft und der Verformungsenergie über dem Stempelweg für Profilstauchversuche bei den angegebenen Stempelgeschwindigkeiten für die Blechwerkstoffe HCT980XG (links) und HX340LAD (rechts) bei RT [216, 25]

Für den Dualphasenstahl HCT980XG wurden unter der quasistatischen Stempelgeschwindigkeit von 0,2 mm/s während der Faltenbildung maximale Temperaturerhöhungen von 15 K mit Thermoelementen gemessen [25]. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD liegen für die quasistatischen Versuche keine Messergebnisse mit Thermoelementen vor, da aufgrund der geringeren Kräfte verglichen mit dem Dualphasenstahl nur geringe Temperaturerhöhungen zu erwarten sind. Für die in dieser Arbeit durchgeführten crashartigen Versuche bei einer Stempelgeschwindigkeit von 5 m/s erfolgte die Messung lokaler Temperaturerhöhungen mit Hilfe von Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen mit einer Bildrate von 1800 Bildern/s und einer Ortsauflösung von 0,8 mm/Pxl. Für den Blechwerkstoff HX340LAD ist Bild 106 links ein Hochgeschwindigkeits-Infrarotbild während der Faltung des Profils abgebildet. In dem Diagramm in Bild 106 rechts ist die maximale Temperaturerhöhung in Abhängigkeit von der Versuchszeit dokumentiert, die sich während der Stauchung in dem markierten Rechteck in der Falte einstellt. Da die Infrarotmessung für ein ortsfestes Lagranges Koordinatensystem erfolgt, wandert die gestauchte Probe durch das Messfeld. Daher betreffen die in dem Diagramm in Bild 106 angegebenen Temperaturmesspunkte keinen ortsfesten Materialpunkt auf der Probe.

Für den Blechwerkstoff HX340LAD ergaben sich maximale Temperaturen während der Faltenbildung in der Größenordnung von ca. 170 °C. Die maximale Temperaturerhöhung  $\Delta T$  liegt dann bei etwa 145 K, siehe Bild 106 rechts. Bei der Bewertung der Temperaturmessung ist zu berücksichtigen, dass durch lokale Versagensvorgänge Bindungsenergien frei werden, die zu nicht verformungsbedingten Temperaturerhöhungen führen können. Bei den Hohlprofilen ist es möglich, dass diese lokalen Versagensvorgänge an nicht einsehbaren Positionen stattfinden und damit in den Videoaufnahmen nicht derart erkennbar sind, wie dies bei den Blechproben üblicherweise

möglich ist. Für den Blechwerkstoff HX340LAD hat die Versuchsführung zu mikroskopisch erkennbarem Versagen des Werkstoffs geführt, sodass dieser Aspekt bei der Bewertung der verformungsbedingten adiabatischen Temperaturerhöhung zu berücksichtigen ist [25, 216].



**Bild 106:** Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessung für einen Profilstauchversuch bei einer Stempelgeschwindigkeit  $v = 5$  m/s für den Blechwerkstoff HX340LAD [216]

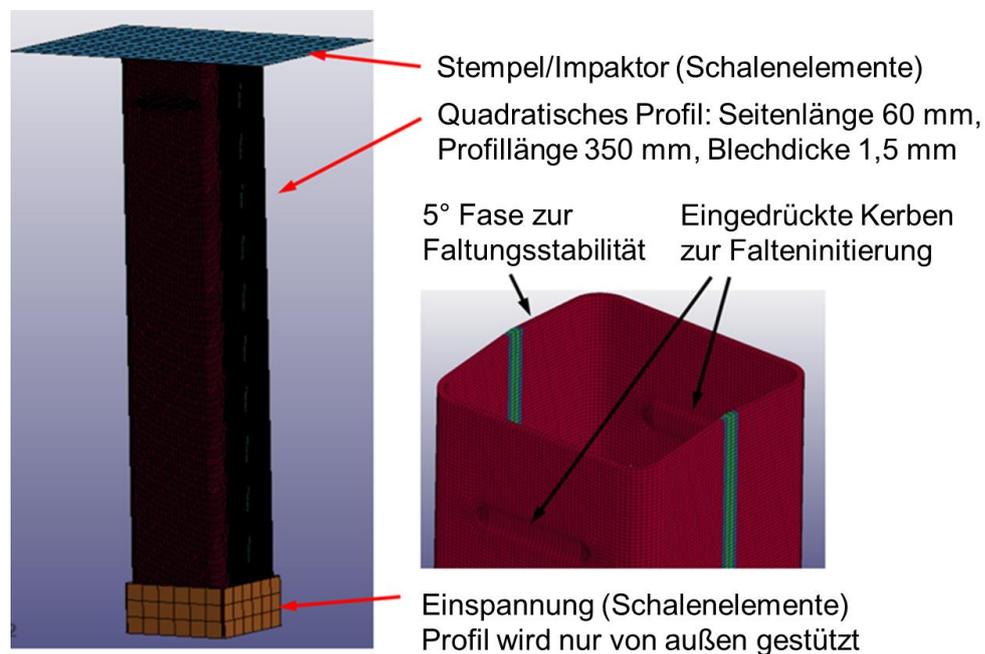
Die Hochgeschwindigkeits-Infrarotmessungen für den Dualphasenstahl HCT980XG zeigten maximale Temperaturen in den Falten oberhalb der Detektorgrenze der verwendeten Kameraeinstellung. Für diesen Blechwerkstoff ist davon auszugehen, dass Temperaturerhöhungen in den Falten oberhalb der maximal gemessenen 200 K auftreten. Da der Dualphasenstahl HCT980XG in den Stauchversuchen ein erkennbares Versagen in den Falten zeigte, können die gemessenen maximalen Temperaturerhöhungen punktuell über den verformungsbedingten adiabatischen Temperaturerhöhungen kurz vor Versagen liegen, siehe Bild 126 in Kapitel 9.4 im Anhang. Speziell für diesen Blechwerkstoff ist daher die Temperaturmessung nur als grobe Orientierung für die Größenordnung der adiabatischen Temperaturerhöhung aufgrund der Verformung zu sehen.

### 7.2.2 Numerische Untersuchungen an Hohlprofilen

Die Simulationen der Profilstauchversuche erfolgten für beide Werkstoffe für quasistatische und für crashartige Belastung und wurden analog zu den Simulationen der Probenversuche in Kapitel 6.3 mit LS-Dyna 10.0 (explizit) durchgeführt. Für das Hohlprofil wurden erneut unterintegrierte hexaederförmige Volumenelemente eingesetzt (ELTYP = 1), da die Kalibrierung der Modellparameter bereits mit diesem Elementtyp erfolgte. Die Elementkantenlänge beträgt 1 mm und es wurden 3 Elemente in Blechdickenrichtung verwendet. Für den Stempel und die Einspannung wurden in der Simulation unterintegrierte Schalenelemente (ELTYP = 2) und ein Materialmodell für starre Körper verwendet. Zwischen Impaktor und Profil wurde Coulomb Reibung mit einem Reibkoeffizienten von  $\mu = 0,15$  angesetzt. Der Modellaufbau für diese numerischen Untersuchungen ist in Bild 107 dargestellt.

Die Simulationen der quasistatischen Stauchversuche der Vierkantprofile erfolgten mit einer konstanten Stempelgeschwindigkeit von 0,2 mm/s in Anlehnung an die korrespondierenden Ex-

perimente. Sie dienen der Überprüfung des Simulationsmodells im Hinblick auf eine realistische Prognose der Kraft und der Verformungsenergie bereits ohne signifikante adiabatische Erwärmung. Für das Werkstoffverhalten des Hohlprofils wurde das Materialmodell MAT\_224 (MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK) mit den Modellparametern aus Kapitel 6 ohne die Erweiterung als ATS-Modell verwendet. Für die Schweißnaht sowie für die Wärmeeinflusszone nahe der Schweißnaht, die im Modell in der Ausgangsblechdicke dargestellt sind, wurden die Materialparameter des Grundwerkstoffs verwendet. In numerischen Untersuchungen von Stauchversuchen dieser Profilgeometrie in der Arbeit [25] zeigte sich bereits, dass der Einfluss von empirischen Materialdaten für die Schweißnaht und die Wärmeeinflusszone keinen erkennbaren Einfluss auf die absorbierte Energie zeigt.

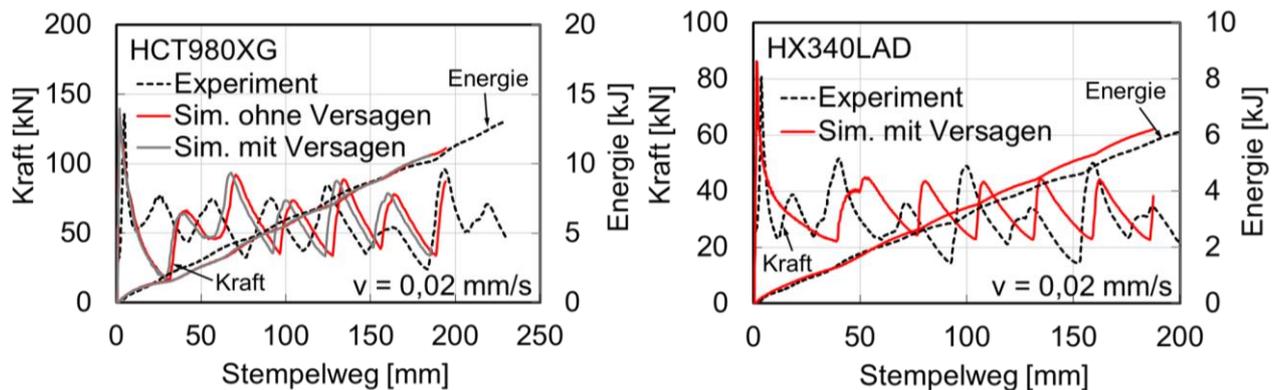


**Bild 107:** Simulationsmodell für Profilstauchversuche [216]

In Fällen von signifikantem Werkstoffversagen in den Faltenregionen während der Stauchung, wie dies für den Blechwerkstoff HCT980XG beobachtet wurde, wird die Energieaufnahme durch eine zusätzliche Werkstoffentfestigung aufgrund von Schädigung in den hochverformten Zonen verringert. Dadurch werden Stauchversuche an Hohlprofilen auch für die Validierung von Versagensmodellen verwendet. Für den Dualphasenstahl HCT980XG wurde daher im Hinblick auf die Abbildung des Verfestigungsverhaltens in der Simulation auch eine Vergleichsrechnung unter Hinzunahme des Gissmo-Versagensmodells MAT\_ADD\_EROSION durchgeführt [160, 9]. Als Versagensparameter wurde die quasistatische Versagenskurve aus den Untersuchungen mit Schalenelementen ohne Einfluss des Lode-Parameters und ohne Regularisierung eingesetzt [8]. Es wurde keine Rückkopplung der Schädigung auf die Spannung durchgeführt, da die Kalibrierung des Verfestigungsmodells ebenfalls ohne ein Schädigungsmodell erfolgte. Für den

mikrolegierten Stahl ist das Verfestigungsverhalten nur gering durch Versagen überlagert, da in den Experimenten lediglich auf mikroskopischer Ebene Versagen beobachtet wurde.

Für den Dualphasenstahl HCT980XG wird die absorbierte Verformungsenergie realistisch von den Simulationen wiedergegeben, siehe Bild 108 links. Anhand der prognostizierten Kraftkurven ist ein moderater Einfluss der Versagenskurve auf die Faltung erkennbar. Die prognostizierte absorbierte Energie wird jedoch nicht durch die Verwendung dieser Versagenskurve beeinflusst. Für den Blechwerkstoff HX340LAD fällt die prognostizierte berechnete Energieabsorption ab einem Stempelweg von 80 mm moderat höher aus als die für einen repräsentativen Versuch gemessene, siehe Bild 108 rechts. Die lokalen Dehnraten während der Faltenbildung erreichen bei beiden Werkstoffen in den Rechnungen eine Größenordnung von  $0,01 \text{ s}^{-1}$  im Bereich der Faltenbildung und führen damit unter Berücksichtigung der kalibrierten „beta“-Funktionen in Kapitel 6.2.3 zu einem Verbleib von weniger als 10 % lokaler Verformungsenergie als Wärme.

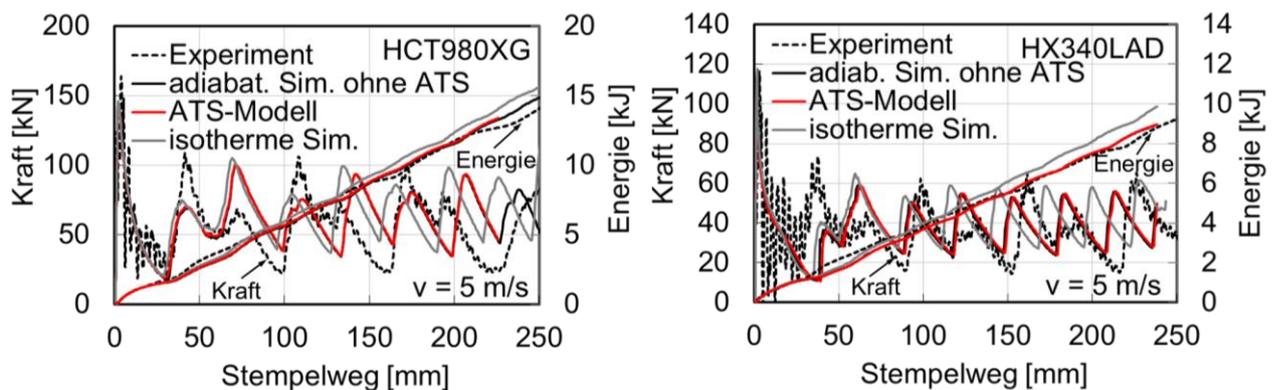


**Bild 108:** Berechnete und gemessene Kraft und absorbierte Energie in Abhängigkeit vom Stauchweg für Profilstauchversuche bei einer Prüfgeschwindigkeit  $v = 0,2 \text{ mm/s}$  für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

Die Simulationen der crashartigen Profilstauchversuche bei der Stempelgeschwindigkeit von  $5 \text{ m/s}$  dienen einer Überprüfung des Anwendungsbereichs des ATS-Modells unter komplexen Belastungen. Daher erfolgten sie mit MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK (MAT\_224) als Materialmodell mit und ohne ATS-Erweiterung mit den in Kapitel 6 ermittelten Modellparametern sowie zusätzlich mit einer konstanten „beta“-Funktion  $\beta = 0,95$  für vollständig adiabatische Zustände. Ebenso wurden vergleichende Rechnungen mit dem elasto-plastischen Materialmodell MAT\_PIECEWISE\_LINEAR\_PLASTICITY (MAT\_024) durchgeführt, das in der Crashsimulation häufig eingesetzt wird. In diesem Verfestigungsmodell werden isotherme Verfestigungskurven in tabellarischer Form mit logarithmischer Interpolation zwischen den Dehnraten verwendet. Als Inputkurven wurden auch für diese Rechnungen die isothermen Verfestigungskurven aus Kapitel 6.2 eingesetzt. Aufgrund der lokalen Analysen der thermomechanischen Größen im weiteren Verlauf dieses Kapitels wurden die Simulationen der dynamischen Stauchversuche beider Blechwerkstoffe unter Berücksichtigung der Versagenskurve aus [8]

durchgeführt. Dadurch soll vermieden werden, dass ein nicht berücksichtigtes Versagen zu zu hoch prognostizierten Dehnungen und Temperaturen führt.

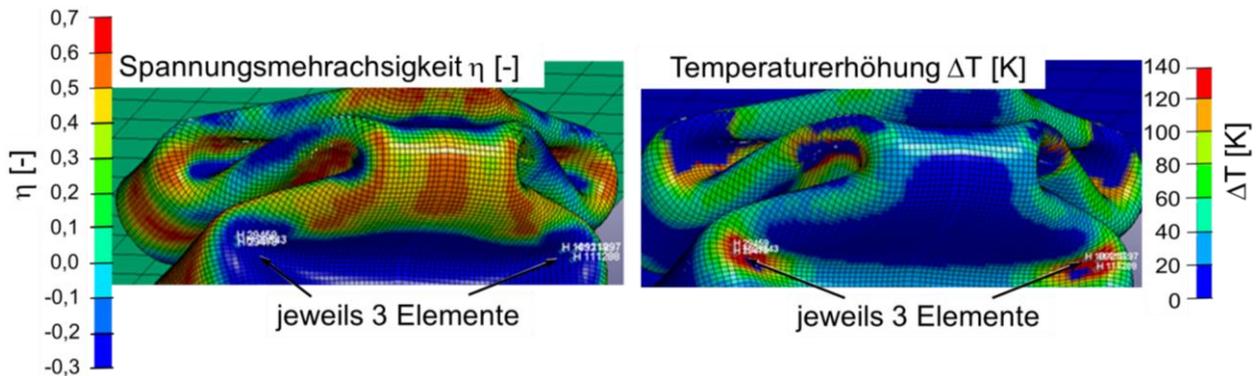
Für beide Werkstoffe führt die Berechnung des Stauchvorgangs unter Berücksichtigung adiabatischer Erwärmung mit und ohne Erweiterung als ATS-Modell zu einer genaueren Energieprognose als die alleinige isotherme Rechnung mit dem elasto-plastischen Modell MAT\_024, siehe Bild 109. Auch die vollständig adiabatische Rechnung ergab in etwa die gleichen Kurven. Die isotherme Rechnung führt bei beiden Blechwerkstoffen erwartungsgemäß zu zu hoch prognostizierten Werten für die Verformungsenergie. Für den Dualphasenstahl HCT980XG liegt die mit adiabatischer Erwärmung berechnete Verformungsenergie ab einem Stempelweg von ca. 80 mm ebenfalls moderat über der gemessenen. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD wird die gemessene absorbierte Energie über den gesamten Stauchungsprozess sehr gut von den Rechnungen mit adiabatischer Erwärmung mit und auch ohne Erweiterung als ATS-Modell wiedergegeben. Da überwiegend vollständig adiabatische Verhältnisse vorliegen, bewirkt die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung mit einem skalierten Taylor-Quinney-Koeffizienten keine weitere Verbesserung der Energieprognose.



**Bild 109:** Berechnete und gemessene Kraft und absorbierte Energie in Abhängigkeit vom Stauchweg für Profilstauchversuche bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $v = 5$  m/s für die beiden Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

Die größten lokalen Verformungen und damit auch die größten lokalen Temperaturerhöhungen entstehen in den Faltenregionen. Für eine genauere Analyse der thermomechanischen Vorgänge speziell in den hochverformten Faltenregionen wurden die berechneten lokalen plastischen Vergleichsdehnungen, Temperaturerhöhungen, Spannungsmehrachsigkeiten sowie die plastischen Vergleichsdehnraten für ausgewählte Elemente aus den Simulationsrechnungen ausgewertet. Da die Rechnungen mit adiabatischer Erwärmung mit und ohne ATS-Modellerweiterung zu vergleichbaren Ergebnissen führten, sind die folgenden Auswertungen den Rechnungen ohne ATS-Modellerweiterung entnommen und für beide Werkstoffe separat dokumentiert.

Für das Vierkantprofil aus dem Blechwerkstoff HCT980XG erfolgten die Analysen für 6 Elemente im Innenbereich einer Falte auf der äußeren Profilfläche, siehe Bild 110. Diese Elemente wurden ausgewählt, da sie während des Stauchvorgangs aufgrund der signifikanten Bifurkation die höchsten berechneten Temperaturen erfahren, siehe Bild 110 rechts.

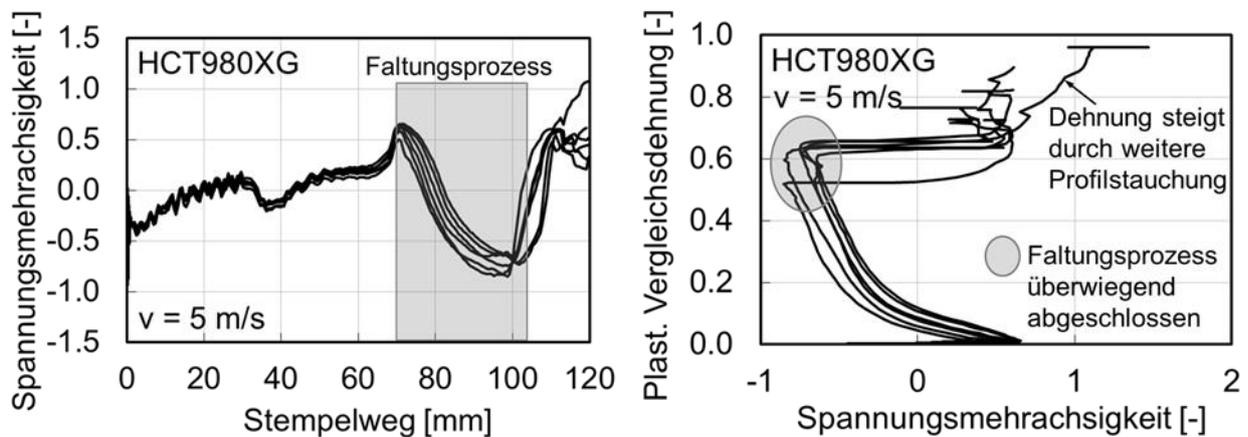


**Bild 110:** Berechnete Spannungsmehrachsigkeit (links) und Temperaturerhöhung (rechts) während eines Stauchversuchs bei 5 m/s für den Blechwerkstoff HCT980XG mit Lage der ausgewählten Elemente

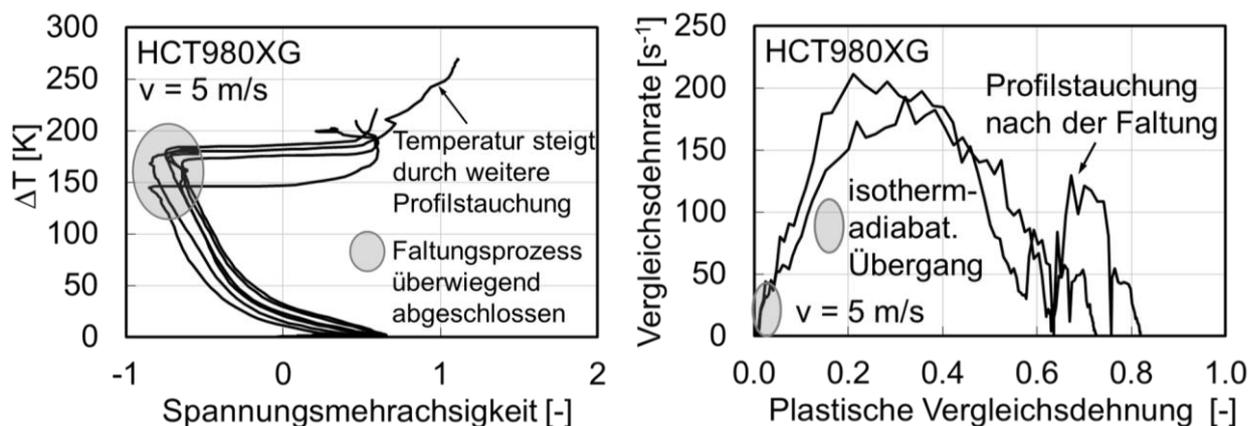
Gleichzeitig treten im Innenbereich der Falten wechselnde Spannungszustände zwischen Zug- und Druckbereich auf, die speziell von dem ATS-Modell adressiert werden, siehe Bild 111. Für die Falte, in der die ausgewählten Elemente liegen, findet der eigentliche Faltungsvorgang innerhalb des Stempelweges von etwa 70 mm bis 100 mm über einen Stauchweg von etwa 30 mm statt, siehe Bild 111 links. Im Laufe des Faltungsprozesses nimmt die plastische Vergleichsdehnung für die ausgewählten Elemente bis zu Werten zwischen 0,5 und 0,7 zu, siehe Bild 111 rechts. Die Werte der Spannungsmehrachsigkeit ändern sich während der Faltung von zunächst positiven Werten für mehrachsige Zugbelastung bis zu negativen Werten für Druckbelastung. Die Schwankungen der Spannungsmehrachsigkeit vor dem Beginn der Faltenbildung hatten sich aufgebaut durch die geometrischen Veränderungen aufgrund der darüberliegenden Falte. Nach der eigentlichen Faltung erfahren die Elemente noch eine weitere Dehnungszunahme unter mehrachsigen Zugspannungszuständen, siehe Bild 111 rechts. Diese zusätzliche Verformung entsteht durch die voranschreitende Stauchung des gesamten Profils, die zu einem weiteren Komprimieren der untersuchten Falte führt. Durch die starke Bifurkation überwiegen im Außenbereich der Falte die Zugspannungsanteile in den Elementen, die zu positiven Werten der Spannungsmehrachsigkeit führen. Im Innenbereich der Falte ist ein noch signifikanteres Überwiegen der Zugspannungsanteile zu beobachten. Druckbelastung tritt hier lediglich kurzzeitig durch das weitere Komprimieren der darüberliegenden Falte auf.

Die berechneten Temperaturerhöhungen für die ausgewählten Elemente erreichen bis zum Ende des Faltungsvorgangs Werte zwischen 150 K und 180 K, siehe Bild 112 links. Im Zuge der weiteren Komprimierung des Hohlprofilkörpers werden auch Temperaturerhöhungen von über 200

K erreicht. Da für diesen Blechwerkstoff eine maximale Temperaturerhöhung in den Falten von über 200 K gemessen wurde, werden die lokalen Temperaturerhöhungen von der Rechnung in realistischer Größenordnung gut abgebildet, siehe Kapitel 7.2.1.



**Bild 111:** Verlauf der Spannungsmehrachsigkeit (links) und der plastischen Vergleichsdehnung (rechts) während der Faltung für die in Bild 110 ausgewählten Elemente während eines Stauchversuchs bei 5 m/s bei RT für den Blechwerkstoff HCT980XG

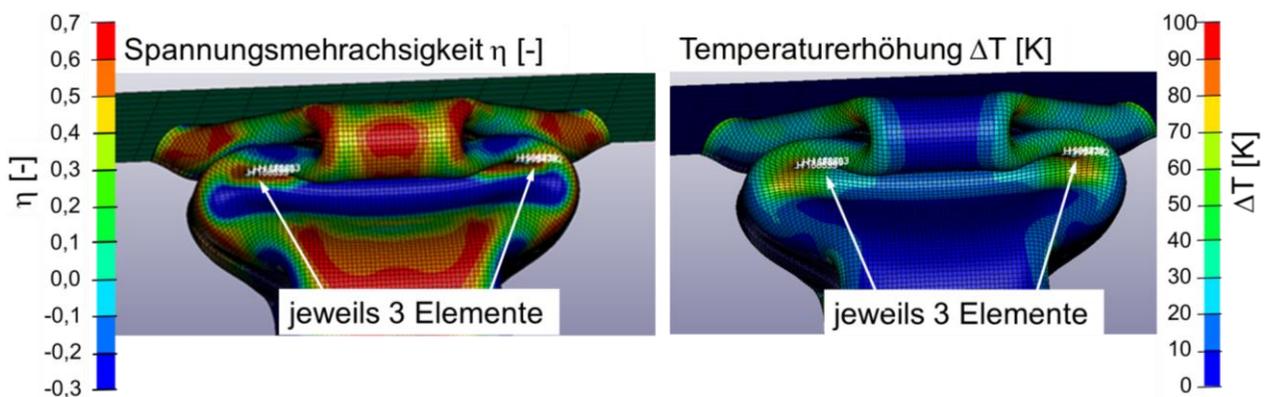


**Bild 112:** Berechnete Temperatur und Dehnraten während der Faltung für die in Bild 112 ausgewählten Elemente während eines Stauchversuchs bei 5 m/s bei RT für den Blechwerkstoff HCT980XG

Die Dehnratenentwicklung zeigt Maximalwerte in der Größenordnung von nahezu  $200 \text{ s}^{-1}$  während des Faltungsprozesses und zwischen  $100 \text{ s}^{-1}$  und  $120 \text{ s}^{-1}$  während der nachgelagerten Komprimierung, siehe Bild 114 rechts. Zu Beginn und am Ende des Faltungsvorgangs sowie am Ende der nachgelagerten Komprimierung durchlaufen die Dehnraten Werte, die dem isotherm-adiabatischen Übergangsbereich zugeordnet werden können, der ungefähr zwischen  $0,1 \text{ s}^{-1}$  und  $10 \text{ s}^{-1}$  lokalisiert ist, siehe Bild 81 in Kapitel 5.4. Während diese Dehnratenwerte bei der Falteninitiierung und am Ende der nachgelagerten Komprimierung unter mehrachsiger Zugbelastung auftreten, treten sie zum Ende des Faltungsprozesses unter Druckbelastung auf, siehe beide Diagramme in Bild 112. Während des Faltungsprozesses treten damit sehr lokal und nur für kurze Zeiten Zustände zwischen isothermen und adiabatischen Bedingungen auf. Für die übrige Verformung werden höhere Dehnraten erreicht, für die nahezu adiabatische Bedingungen erwartet werden,

siehe Kapitel 5. Diese sehr lokal und kurzfristig auftretenden Zustände im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch haben keine globalen Auswirkungen auf die absorbierte Energie, siehe Bild 112.

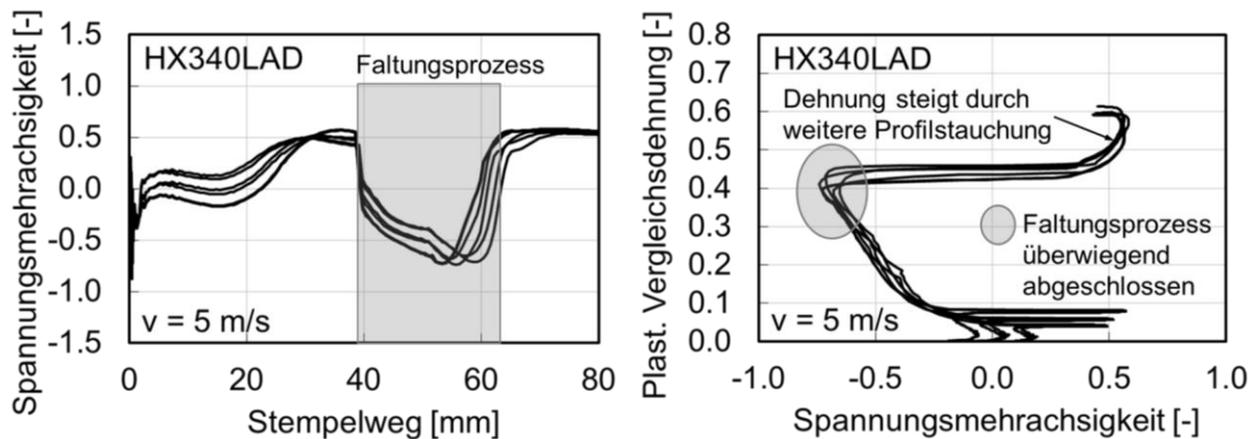
Für das Hohlprofil aus dem mikrolegierten Stahl HX340LAD wurden in gleicher Weise wie für den Dualphasenstahl 6 Elemente für die Analysen der thermomechanischen Vorgänge während der Faltung ausgewählt. Diese Elemente liegen ebenfalls im Innenbereich einer Falte auf der äußeren Profilfläche und weisen die höchsten berechneten Temperaturen während der Faltung auf, siehe Bild 113 rechts. Für den Faltungsprozess zeigen sich bei diesem Blechwerkstoff ähnliche Verläufe der Spannungsmehrachsigkeiten von Zug- bis Druckbelastung, verglichen mit dem Dualphasenstahl HCT980XG, siehe Bild 114. Auch bei diesem Werkstoff erfolgt nach der eigentlichen Faltung durch das fortlaufende Stauchen des Profils noch eine weitere Komprimierung mit Anstieg der Dehnungen in den ausgewählten Elementen, siehe Bild 114 rechts.



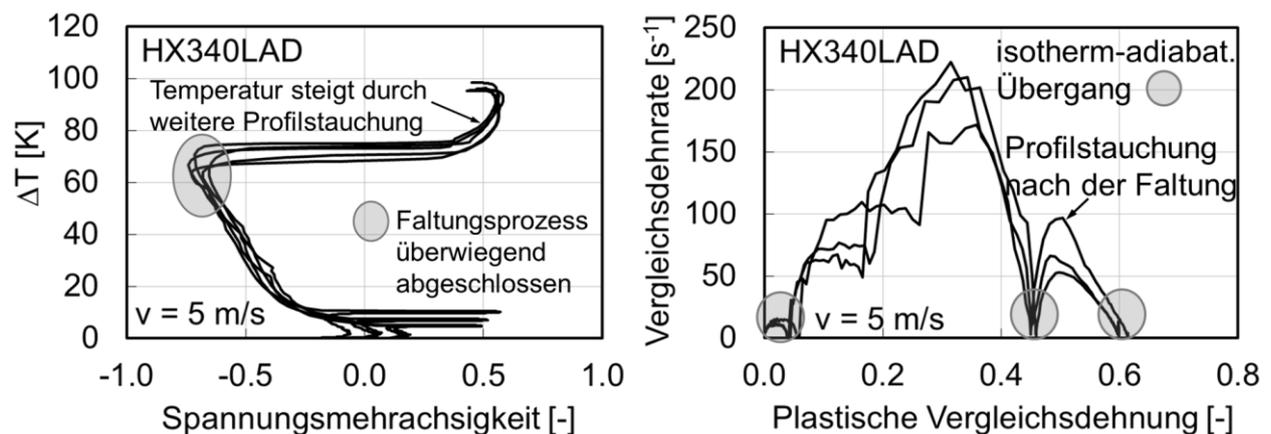
**Bild 113:** Berechnete Spannungsmehrachsigkeit (links) und Temperaturerhöhung (rechts) während eines Stauchversuchs bei 5 m/s bei RT für den Blechwerkstoff HX340LAD mit Lage der ausgewählten Elemente

Die berechneten Temperaturerhöhungen in den außenliegenden kleinsten Radien der Falten erreichen bis zum Ende des eigentlichen Faltungsprozesses Werte in der Größenordnung von ca. 70 K und steigen durch die nachgelagerte Komprimierung auf bis zu 100 K an, siehe Bild 115. Sie liegen damit bei kleineren Werten als die maximal gemessenen Temperaturerhöhungen von ca. 145 K, siehe Bild 106 in Kapitel 7.2.1. Diese maximal gemessenen Temperaturwerte können jedoch nicht exakt den einzelnen Phasen der Faltung oder der späteren Nachkomprimierung zugeordnet werden, wie dies für die berechneten Temperaturwerte der Fall ist. Ursache dafür ist die Begrenzung der zur Verfügung stehenden Detektorkapazität der Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera, mit der das gesamte Profil und nicht nur eine einzelne Falte gefilmt wurde. Ursachen der mit dem Modell etwas zu gering prognostizierten maximalen Temperaturerhöhungen liegen zum einen in der Modellkalibrierung. Bei den crashartigen Flachzugversuchen bei nomineller Dehnraten von  $100 \text{ s}^{-1}$  wurden ein dem Faltungsvorgang vergleichbarer Dehnratenbereich in den hochverformten Zonen erreicht und die lokalen Temperaturerhöhungen von dem Modell ebenfalls et-

was unterschätzt, siehe Bild 92 in Kapitel 6.3.2. Zum anderen bleibt in der Prognose der maximalen Temperaturen und Dehnungen aufgrund der Verwendung einer nicht individuell für die Volumenelemente angepassten Versagenskurve ohne Dehnrateneffekte die Unsicherheit bestehen, dass in den Falten einzelne Elemente vorzeitig gelöscht wurden.



**Bild 114:** Verlauf der Spannungsachsrichtigkeit (links) und der plastischen Vergleichsdehnung (rechts) während der Faltung für die in Bild 113 ausgewählten Elemente während eines Stauchversuchs bei 5 m/s bei RT für den Blechwerkstoff HX340LAD



**Bild 115:** Berechnete Temperatur und Vergleichsdehnrates während der Faltung für die in Bild 113 ausgewählten Elemente während eines Stauchversuchs bei 5 m/s bei RT für den Blechwerkstoff HX340LAD

Insgesamt werden für die Profilstauchversuche unter crashartiger Belastung mit dem elasto-plastischen Materialmodell MAT\_024 und der isothermen Rechnung für beide Blechwerkstoffe moderat zu hohe Werte für die absorbierte Verformungsenergie ermittelt. Bei einem Stauchweg von 200 mm wird für den Dualphasenstahl mit der isothermen Rechnung die absorbierte Energie um ca. 7 % überschätzt, für den mikrolegierten Stahl um ca. 9 %. Die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in der Simulation der crashartigen Profilstauchversuche führt bei beiden Werkstoffen zu einer realistischen Abbildung der absorbierten Energie. Die Differenzen zu den gemessenen Energien betragen bei beiden Werkstoffen bei einem Stempelweg von 200 mm liegen lediglich zwischen 1 % und 2 %. Das ATS-Modell sowie eine dehnratenabhängige „beta“-

Funktion bringen bei beiden Werkstoffen keine weitere Verbesserung in der Energieprognose, da der größte Teil des Stauchungsvorgangs mit Dehnraten von bis zu  $200 \text{ s}^{-1}$  zu nahezu adiabatischen Bedingungen in den hochverformten Falten führt. Die Maximalwerte der lokalen Temperaturerhöhungen während der Faltung werden für den Dualphasenstahl HCT980XG in der Größenordnung von 200 K realistisch berechnet. Für den mikrolegierten Stahl HX340LAD liegen die berechneten Maximalwerte der Temperaturerhöhungen mit ca. 100 K unter den maximal gemessenen von etwa 145 K. Dieser Unterschied zeigte sich bereits in der Modellkalibrierung für die Flachzugversuche bei einer nominellen Dehnrates von  $100 \text{ s}^{-1}$  und kann zusätzlich auch durch die Verwendung einer nicht individuell an Volumenelemente angepassten Versagenskurve ohne Dehnraten effekt verstärkt werden.

Die Ergebnisse dieses Kapitels zeigen, dass die adiabatische Erwärmung bei der virtuellen Abbildung des Verformungsverhaltens für gestauchte Hohlprofile mit symmetrischen Querschnitten unter Crashbelastung in Abhängigkeit von der Dehnrates berücksichtigt werden sollte. Am Ende des Faltungsprozesses treten in den hochverformten Faltenregionen kurzzeitig Druck- und Scherspannungszustände im mittleren Dehnratesbereich auf. Die Verwendung eines skalierten Taylor-Quinney-Koeffizienten in Abhängigkeit von der Dehnrates und dem Spannungszustand ist für diesen Anwendungsbereich jedoch nicht erforderlich.

### 7.3 Zusammenfassung zum Einsatz des ATS-Modells

Für die beiden untersuchten Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD verbessert die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in Abhängigkeit von der Dehnrates die Prognose der Energieabsorption von crashartig bei 5 m/s gestauchten geschlossenen Hohlprofilen um 5 bis 8 % im Vergleich zu isothermen Rechnungen. Eine zusätzliche Berücksichtigung des Spannungszustands mit dem ATS-Modell und auch eine ausschließlich dehnratesabhängige „beta“-Funktion bewirkt bei den Axial-Stauchversuchen dieser Profile keine weitere Verbesserung. Ursache dafür sind Dehnrates teilweise bis zu  $200 \text{ s}^{-1}$  während der Faltung, die unabhängig vom Spannungszustand zu adiabatischen Bedingungen im Bereich der Falten führen, siehe die Berechnungsempfehlung in Tabelle 24 für Dehnrates bis ca.  $200 \text{ s}^{-1}$ . Bei noch höheren Stauchgeschwindigkeiten von z.B. 25 m/s ist mit einer isothermen Rechnung die Überschätzung der absorbierten Verformungsenergie noch ausgeprägter zu erwarten, da in diesen Fällen höhere dehnratesbedingte Verfestigungseffekte zu erwarten sind. Die dann erhöhte Wärmeentwicklung wird wegen der adiabatischen Bedingungen wieder zu vermehrter thermischer Entfestigung führen, sodass isotherme Rechnungen zu noch größeren Abweichungen von den experimentellen Ergebnissen führen können.

**Tabelle 24:** Empfehlungen für die Modellierung des Verfestigungsverhaltens der hochfesten Stahlblechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

Dehnrate [s <sup>-1</sup> ]	Versuchstyp	Stahlblechwerkstoff	vorrangiger Effekt	empfohlene Berechnungsmethode	Prognosequalität
bis ca. 0,01	Stauchversuch Vierkant- hohlprofil	HCT980XG		isotherm	++
		HX340LAD	Schädigung		+
bis ca. 50	symmetrische Schrägkerb- Scherzug- probe	HCT980XG	adiabatische Erwärmung	isotherm	+
		HX340LAD	Entfestigung, Spannungs- mehrachsigkeit	ATS-Modell, h( $\eta$ ) nicht- linear	0
bis ca. 200	Stauchversuch Vierkant- hohlprofil	HCT980XG	adiabatische Erwärmung	adiab. Erwär- mung mit konstanter „beta“-Fktn.	++
		HX340LAD			++

Die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung ohne Verwendung des ATS-Modells ist jedoch nicht ausreichend für gemischte Zug-Scherbelastung für Dehnraten bis ca. 50 s<sup>-1</sup>. Für symmetrische Schrägkerb-Scherzugproben mit signifikanten Scherbelastungszuständen in den hochverformten Zonen wurde in diesem isotherm-adiabatischen Übergangsbereich eine zu frühe Einschnürung prognostiziert. Die Verwendung des ATS-Modells führt hier zu einer deutlichen Verbesserung der globalen und lokalen Verformungsprognose, bewirkt jedoch weiterhin eine etwas zu frühe Einschnürung. Diese Schwäche des ATS-Modells ist zurückzuführen auf die in der „beta“-Funktion verwendete lineare Übergangsfunktion h( $\eta$ ) zur Verknüpfung der „beta“-Parameter jeweils für Zug- und Scherbelastung, sodass an dieser Stelle eine nicht-lineare Übergangsfunktion zu empfehlen ist, Tabelle 24. Die untere Begrenzung der Dehnraten für adiabatische Zustände wurde bewußt auf 50 s<sup>-1</sup> gesetzt, um einen möglichen Wärmetransport unter Scherbelastung bei Stahlblechwerkstoffen mit hohen n-Werten auszuschließen, siehe Bilder 58 bis 60 in Kapitel 5.4. Da die thermische Entfestigung bei den bis zu 100 K auftretenden Temperaturerhöhungen nur in der Größenordnung von ca. 5 % ermittelt wurde, kann das Verformungsverhalten auch mit der isothermen Rechnung wiedergegeben werden. Für Dehnraten oberhalb von 50 s<sup>-1</sup> ist auch bei signifikanter Scherbelastung mit keinem deutlichen Unterschied zwischen den Rechnungen mit dem ATS-Modell und mit der herkömmlichen dehnratenabhängigen „beta“-Funktion zu erwarten, siehe Bild 81.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Mit Erhöhung der Dehnrates zeigt das Verfestigungsverhalten hochfester Stahlblechwerkstoffe neben dehnratenbedingten Verfestigungseffekten im weiteren Verformungsverlauf auch eine thermische Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung. Bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten kann die in Wärme umgesetzte Verformungsenergie nicht vollständig abgeführt werden und führt zu einer Temperaturerhöhung in den hochverformten Zonen der geprüften Probe bzw. des Bauteils. Diese Temperaturerhöhung ist abhängig von jenem Anteil der Verformungsenergie, der in Wärme umgesetzt wird, und jenem Wärmeanteil, der durch Wärmetransport wieder abgeführt wird. Der in Wärme umgesetzte Anteil der Verformungsenergie wird durch den Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\beta$  quantifiziert. Bei den in dieser Arbeit untersuchten, im Karosseriebau häufig eingesetzten, hochfesten Stahlblechwerkstoffen, die überwiegend auf einer krx-Struktur basieren, liegt der Taylor-Quinney-Koeffizient in der üblich verwendeten Größenordnung von 90% ohne signifikante Abhängigkeit vom Spannungszustand.

Mit dem Ziel einer verbesserten Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens ohne den Einsatz thermomechanisch gekoppelter Simulationen muss der Wärmetransport in Abhängigkeit von mechanischen Größen berechnet werden. Zur Untersuchung der dafür signifikanten Einflussfaktoren auf die adiabatische Erwärmung speziell im isotherm-adiabatischen Übergangsbereich erfolgten im ersten Teil der Arbeit in den Kapiteln 4 und 5 umfangreiche experimentelle Untersuchungen. Diese Untersuchungen erfolgten an Dual- und teilweise auch an Komplexphasenstählen sowie an einem mikrolegierten Stahl mit Zugfestigkeiten zwischen 460 MPa und 1000 MPa und mit Blechdicken von 1,4 bis 1,5 mm. Dabei zeigte sich, dass der Einfluss des Spannungszustands auf die adiabatische Erwärmung lediglich im Übergangsbereich zwischen isotherm und adiabatisch merkbar auftritt und auf eine grobe Unterscheidung zwischen Zugbelastung und Scherbelastung reduziert werden kann. In numerischen Untersuchungen ohne thermomechanische Kopplung in den Kapiteln 6 und 7 wurde nachgewiesen, dass die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung auf das Verfestigungsverhalten in Abhängigkeit von der Dehnrates und dem Spannungszustand die Prognose des globalen und lokalen Verformungsverhaltens sowie der absorbierten Verformungsenergie verbessert. Die in der Aufgabenstellung formulierte These aus Kapitel 3 wurde damit bestätigt.

Die Werkstoffcharakterisierung in Kapitel 4 erfolgte von quasistatisch bis zu Dehnrates in der Größenordnung von  $100 \text{ s}^{-1}$  mit Flachzug- und Kerbzugproben für ein- und mehrachsige Zugbelastung sowie mit werkstoffabhängig optimierten Scherzugproben. Die dehnratenbedingten Verfestigungseffekte äußerten sich in einem Anstieg der Fließspannung ohne signifikante Abhängigkeit vom Spannungszustand und nehmen mit zunehmender Werkstofffestigkeit ab. Eine thermi-

sche Entfestigung aufgrund adiabatischer Erwärmung zeigte sich im weiteren Verformungsverlauf in den Spannungs-Dehnungs-Kurven teilweise bereits für Dehnraten ab  $0,1 \text{ s}^{-1}$ .

Für die Analyse der thermomechanischen Vorgänge bei adiabatischer Erwärmung erfolgten in Kapitel 5 lokale Temperaturfeld- und Dehnungsfeldmessungen in den hochverformten Zonen der untersuchten Probengeometrien. Als Messtechnik dienten Hochgeschwindigkeits-Videokameras mit einer Grauwert-Korrelationssoftware sowie eine Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera. Als wesentliches Ergebnis dieser Messungen ist eine Abhängigkeit des isotherm-adiabatischen Übergangs von der Dehnrates, dem Spannungszustand und teilweise auch vom Verfestigungsvermögen des Werkstoffs zu nennen. Dabei reduziert sich die Abhängigkeit vom Spannungszustand auf die Unterscheidung zwischen Zugbelastung und Scherbelastung. Unter Zugbelastung zeigte sich der isotherm-adiabatische Übergangsbereich bei Dehnraten in der Größenordnung von etwa  $0,01 \text{ s}^{-1}$  bis  $10 \text{ s}^{-1}$ . Für Scherbelastung liegt der Übergang mit ca.  $1 \text{ s}^{-1}$  bis über  $10 \text{ s}^{-1}$  bei deutlich höheren Dehnraten als für Zugbelastung. Auch mit zunehmendem Verfestigungsvermögen des Werkstoffs wurde der isotherm-adiabatische Übergang bei moderat höheren Dehnraten beobachtet. Dieser Einfluss des Spannungszustandes und des Verfestigungsvermögens auf die Lage des Übergangsbereiches zwischen isotherm und adiabatisch beruht auf der Kinetik des Wärmetransports aus der hochverformten Zone in das umliegende Material. Ein wesentlicher Teil der experimentellen Untersuchungen in Kapitel 5 liegt daher in der Analyse der Einflussfaktoren auf den Wärmetransport. Aus hochverformten Scherzonen findet im niedrigeren bis mittleren Dehnratenbereich bei vergleichbarer Dehnrates ein größerer Wärmetransport statt verglichen mit Einschnürzonen unter Zugbelastung. Da mit höherem Verfestigungsvermögen des Werkstoffs bei vergleichbaren Dehnungsgradienten niedrigere Dehnrates vorliegen, wird mit zunehmendem  $n$ -Wert des Werkstoffs bei vergleichbarer Dehnrates ebenfalls mehr Wärme aus der hochverformten Zone in das umliegende Material transportiert.

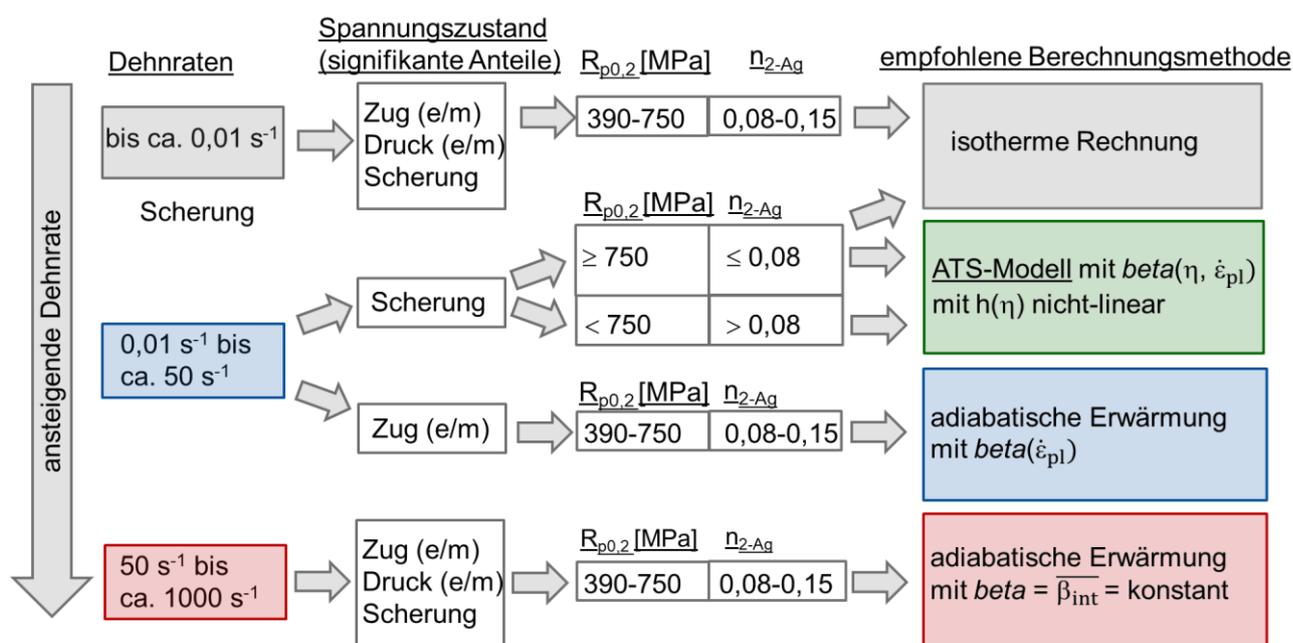
Dieses Kernergebnis der experimentellen Untersuchungen bildet die Grundlage für die Modellentwicklung und Kalibrierung zur verbesserten numerischen Abbildung des Verfestigungsverhaltens unter komplexen Belastungen im isotherm-adiabatischen Übergangsbereich in Kapitel 6. Für die Berücksichtigung des Wärmetransportes diente eine bereits vereinzelt schon eingesetzte analytische Gewichtungsfunktion zur dehnratesabhängigen Skalierung des Taylor-Quinney-Koeffizienten zwischen 0 für vollständig isotherme Zustände und 1 für vollständig adiabatische Zustände. Die Temperaturberechnung erfolgt dann mittels der Ermittlung der plastischen Arbeit unter Berücksichtigung des skalierten Taylor-Quinney-Koeffizienten. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgte eine Modellerweiterung durch Einführung einer zusätzlichen Abhängigkeit der dehnratesabhängigen Gewichtungsfunktion von der Spannungsmehrachsigkeit. Dazu wurden zwei voneinander unabhängige, jedoch dehnratesabhängige Gewichtungsfunktionen für Zug- und Scher-

belastung eingeführt und im Bereich zwischen reiner Scherung und einachsiger Zugbelastung mit einer Funktion in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit miteinander verknüpft. Dieses erweiterte, als Adiabatic-Tension-Shear-Modell (ATS-Modell) bezeichnete Modell muss mit einem Verfestigungsmodell verwendet werden, das den Einfluss der Dehnrates und der Temperatur auf die Fließspannung berücksichtigt.

Die Modellierung erfolgte mit dem FE-Solver LS-DYNA durch explizite Rechnung und unter Verwendung hexaederförmiger Volumenelemente. Als Materialmodell diente das bereits existierende MAT\_224 (MAT\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK) mit einer isotropen Fließfunktion nach von Mises und tabellarischer Eingabe von dehnraten- und temperaturabhängigen Verfestigungskurven. Zusätzlich beinhaltet dieses Materialmodell bereits einen als „*beta*“ bezeichneten dehnratenabhängig skalierbaren Taylor-Quinney-Koeffizienten. Um das ATS-Modell mit diesem Materialmodell verwenden zu können, erfolgte die Erweiterung der „*beta*“-Funktion in Form einer 4-dimensionalen Tabelle mit tabellarischer Eingabe der Spannungsmehrachsigkeit, der Temperatur, der Dehnrates und der plastischen Dehnung durch die Fa. Dynamore. Die Interpolation zwischen den Eingabewerten der Dehnrates und der Triaxialität ist dabei in der in dieser Arbeit verwendeten ersten beta-Version r130402 linear vorgegeben. Die Kalibrierung des so erweiterten Materialmodells MAT\_224 erfolgte in dieser Arbeit durch iterative inverse Simulation der Probenversuche für einen Dualphasenstahl HCT980XG und für einen mikrolegierten Stahl HX340LAD als zwei ausgewählte Werkstoffe mit unterschiedlichen Festigkeits- und Verfestigungsniveaus. Die verwendeten dehnraten- und temperaturabhängigen Verfestigungskurven basieren auf Voce-Ansätzen, die „*beta*“-Funktion aus den beiden dehnratenabhängigen skalierten Taylor-Quinney-Koeffizienten unter Zug- und Scherbelastung sowie einer durch das Materialmodell vorgegebenen linearen Übergangsfunktion.

Im letzten Abschnitt der Arbeit in Kapitel 7 wurde das ATS-Modell für zwei Versuchskonzepte mit unterschiedlichen Belastungssituationen bei mittleren bis hohen Dehnrates angewendet. Dynamische Stauchversuche an lasergeschweißten Hohlprofilen dienten der Bewertung der generellen Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung unter anwendungsnahen crashartigen Belastungen. Für beide Werkstoffe führte die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung zu einer verbesserten Energieabsorptionsprognose verglichen mit einem üblicherweise in der Crashsimulation eingesetzten isothermen Verfestigungsmodell. Der Einsatz des ATS-Modells führte zu keiner weiteren Verbesserung, da unabhängig vom Spannungszustand überwiegend adiabatische Zustände vorlagen und daher mit einer konstanten „*beta*“-Funktion in Höhe des gemittelten Taylor-Quinney-Koeffizienten  $\bar{\beta}_{\text{int}}$  gerechnet werden kann, siehe Bild 116 unten. Um speziell das ATS-Modell zu adressieren, diente als zweiter Validierungsversuch ein Zugversuch bei Dehnrates im isotherm-adiabatischen Übergangsbereich mit symmetrischen Schräg-

kerb-Scherzugproben mit signifikanten Scherbelastungszuständen in der hochverformten Zone. Die Simulationen dieser Versuche mit einer lediglich dehnratenabhängigen „beta“-Funktion zeigten für beide Blechwerkstoffe eine signifikant zu früh prognostizierte Einschnürung und zu hoch berechnete Temperaturen. Mit dem ATS-Modell konnte die Verformungsprognose deutlich verbessert werden, führte jedoch weiterhin zu einer moderat zu frühen Einschnürung. Hier zeigte sich eine Schwäche des ATS-Modells durch die Verwendung einer in der eingesetzten LS-DYNA-Version noch vorgegebenen linearen Übergangsfunktion zwischen Scher- und Zugbelastung. Für den Blechwerkstoff HCT980XG konnte jedoch auch die ausschließlich isotherme Rechnung das Verformungsverhalten hinreichend genau wiedergeben, da für höherfeste Werkstoffe geringere thermische Entfestigungen nachgewiesen wurden. Somit kann im mittleren Dehnratenbereich zwischen etwa  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und  $50 \text{ s}^{-1}$  bei signifikanten Scherbelastungszuständen eine Empfehlung der Modellierung in Abhängigkeit von der Fließgrenze und dem Verfestigungsvermögen des Werkstoffs erfolgen, siehe Bild 116.



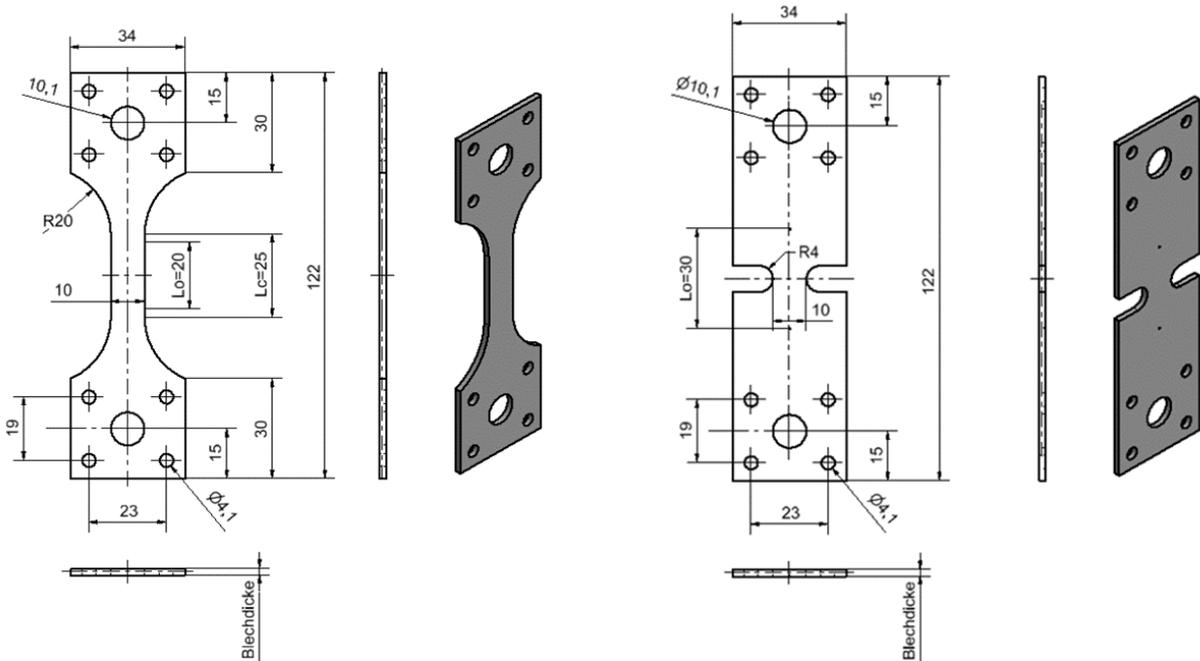
**Bild 116:** Empfehlungen für die Modellierung des Verfestigungsverhaltens hochfester Stahlblechwerkstoffe in einem weiten Bereich der Dehnraten und Spannungszustände in den hochverformten Zonen (e: einachsig, m: mehrachsig)

Abschließend kann zusammengefasst werden, dass in dieser Arbeit grundsätzliche Unterschiede in der adiabatischen Erwärmung im mittleren Dehnratenbereich unter Scher- und Zugbelastung hochfester Stahlblechwerkstoffe aufgezeigt wurden. Als Ursache dafür ist unterschiedliches Lokalisierungsverhalten unter den untersuchten Belastungsarten zu sehen, das den Wärmetransport beeinflusst. Die Berücksichtigung der adiabatischen Erwärmung in Abhängigkeit vom Spannungszustand in der Modellierung des Verfestigungsverhaltens unter scherdominierten Belastungen führt im Dehnratenbereich zwischen ca.  $0,01 \text{ s}^{-1}$  bis ca.  $50 \text{ s}^{-1}$  insbesondere für Stahlblech-

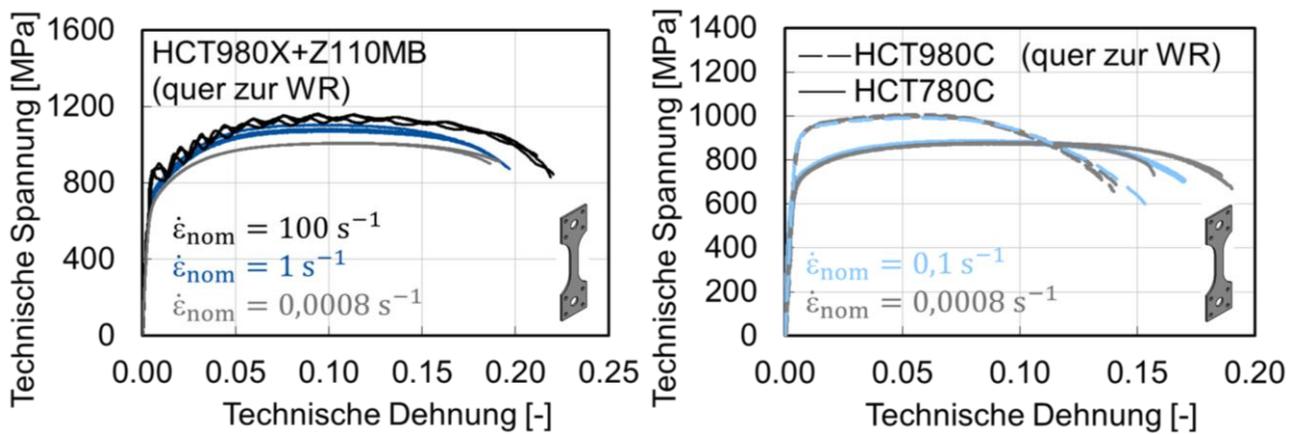
werkstoffe mit Fließgrenzen unter 750 MPa und n-Werten über 0,08 zu einer deutlich verbesserten Prognose des Verfestigungsverhaltens. Das in dieser Arbeit erweiterte Modell steht für den Einsatz in der Crashesimulation zur Verfügung und bietet das Potenzial, für eine einheitliche Modellierung der Prozesskette vom Umformen zum Crash auch in der Umformsimulation verwendet zu werden. Auf Basis dieser Untersuchungen könnte in zukünftigen Arbeiten das ATS-Modell mit einer nicht-linearen Funktion zur Berücksichtigung des Spannungszustands erweitert sowie die Tauglichkeit für die Modellierung mit Schalenelementen überprüft werden. Ebenso könnte für mikrolegierte Stahlblechwerkstoffe die Verwendung eines zusätzlichen Schädigungsmodells in Kombination mit dem ATS-Modell die Prognose des Verfestigungsverhaltens über einen weiten Dehnratenbereich verbessern. Ein weiterer offener Punkt ist die Übertragung der Ergebnisse auf kfz-Metalle wie z.B. austenistische Stähle und Aluminiumlegierungen. Diese Werkstoffe unterscheiden sich in der Wärmeentwicklung, den dehnratenbedingten Verfestigungseffekten sowie dem thermischen Entfestigungsverhalten von den in dieser Arbeit untersuchten krz-Stählen. Eine weitere offene Frage ist der negative Dehnrateneffekt auf die Scherversagensdehnung. Die Ergebnisse dieser Arbeit insbesondere zum Lokalisierungsverhalten könnten im Zusammenhang mit adiabatischer Scherbandbildung und dynamischen Rekristallisationsprozessen Antworten dazu liefern.

## 9 Anhang

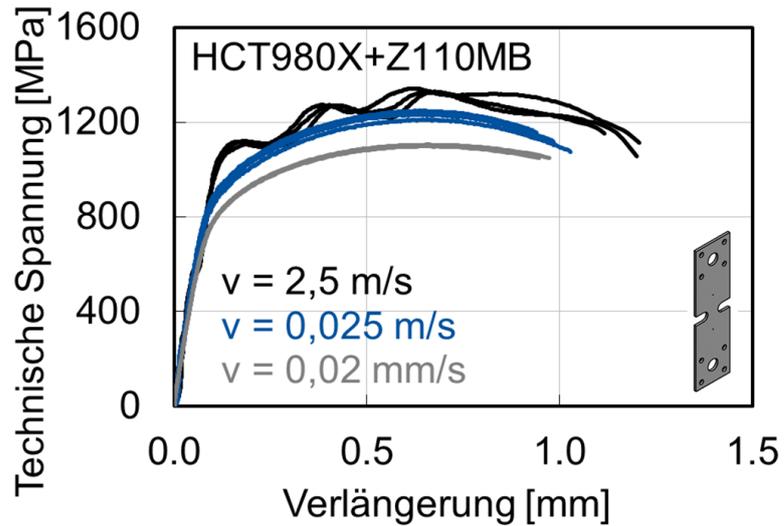
### 9.1 Ergänzende Informationen zur Werkstoffcharakterisierung für die Crashsimulation



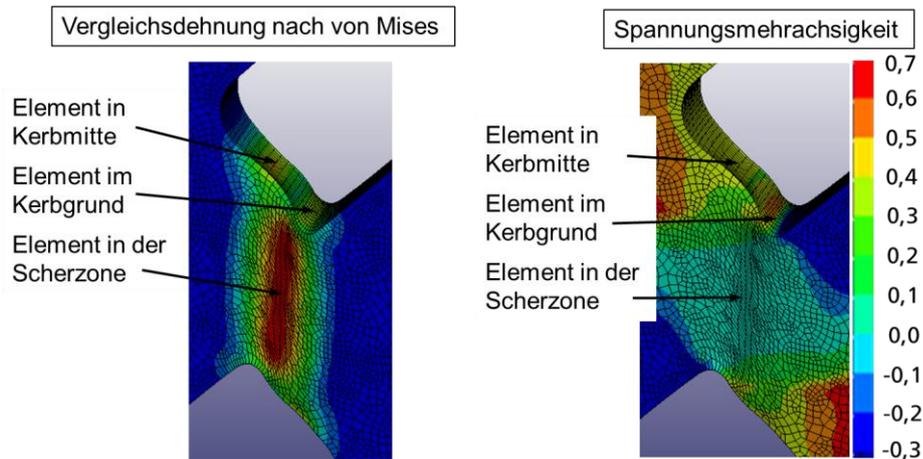
**Bild 117:** In dieser Arbeit verwendete Flachzugprobe (links) und Kerbzugprobe (rechts)



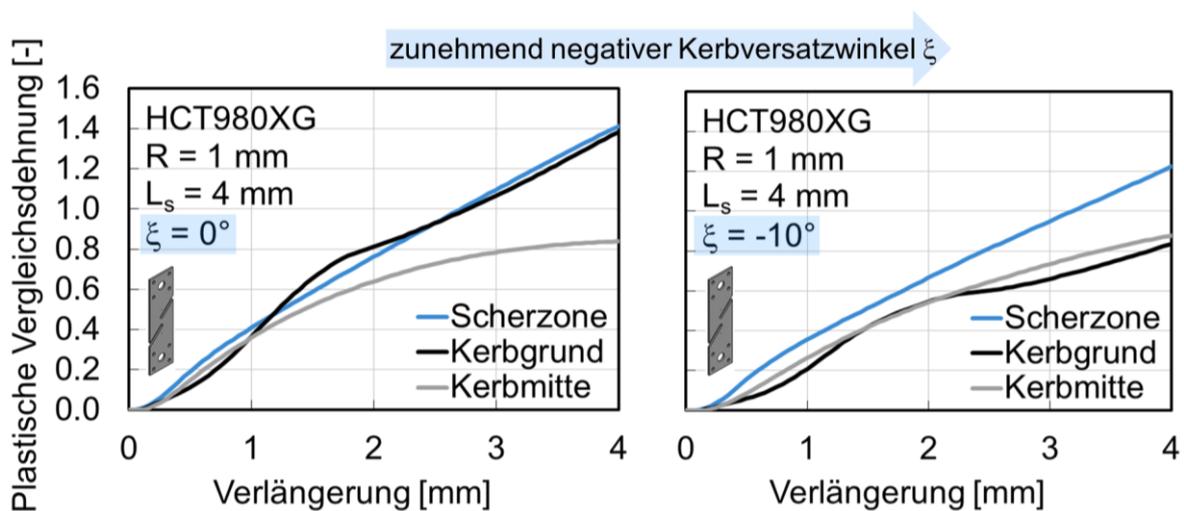
**Bild 118:** Verläufe der Technischen Spannungen und Dehnungen für die Blechwerkstoffe HCT980X+Z110MB (links), HCT980C und HCT780C (rechts) für verschiedene nominelle Dehnraten bei RT



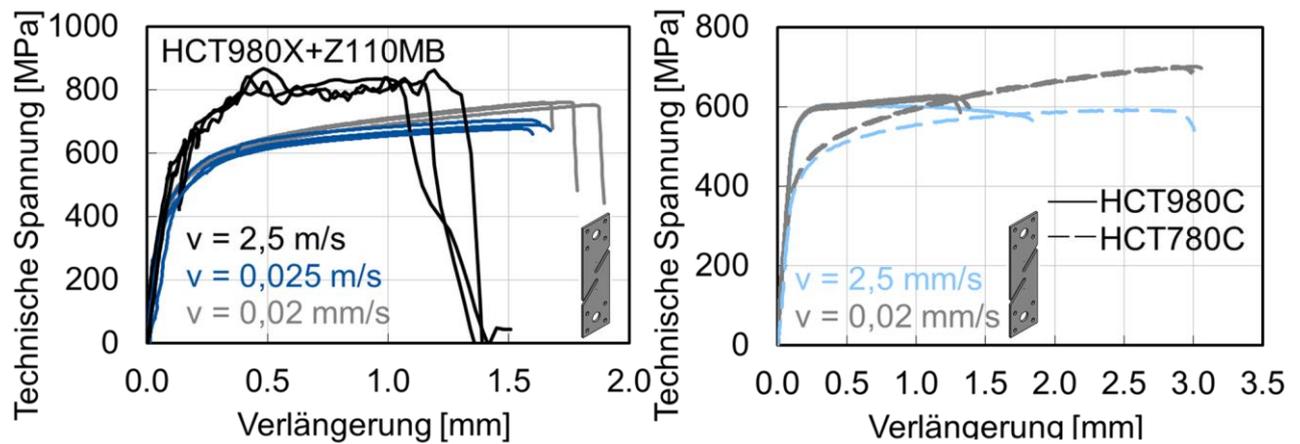
**Bild 119:** Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Verläufe der Technischen Spannungen und Verlängerungen bei Kerbzugversuchen für den Blechwerkstoff HCT980X+Z110MB



**Bild 120:** Elemente im Kerbbereich und in der Scherzone aus FE-Rechnungen zur Ermittlung der Dehnungen (links) und Spannungsmehrschichtigkeiten (rechts) für verschiedene Scherprobengeometrien



**Bild 121:** Einfluss des Kerbüberlappwinkels auf die Entwicklung der Dehnungen aus FE-Rechnungen für Elemente in der Scherzone und im Kerbbereich



**Bild 122:** Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Verläufe der Technischen Spannungen und Verlängerungen der Blechwerkstoffe HCT980X+Z110MB (links), HCT780C und HCT980C (rechts) unter Scherbelastung bei RT

**Tabelle 25:** Technische Kennwerte für verschiedene Dehnraten bei RT (quer zur Walzrichtung), Mittelwerte der Versuchsserien

Werkstoff	nominielle Dehnrates [s <sup>-1</sup> ]	R <sub>p0,2</sub> bzw. R <sub>eL</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	A <sub>20mm</sub> [%]	Z [%]	n <sub>2-Ag</sub> [-]	m [-]
HX340LAD	0,0008	390	461	17,4	35,7	62,5	0,15	0,026
	0,1	401	471	15,4	33,5	56,5	0,14	
	1	428	504	14,7	37,1	68,8	0,15	
	100	531	573	10,3	42,4	69,3	0,09	
	250	589	595	5,7	41,8	72,7	-	
HCT980XG	0,0008	759	1049	7,1	13,4	33,5	0,08	0,016
	0,1	786	1052	6,7	14,4	27,4	0,07	
	1	780	1167	6,6	14,0	33,4	0,08	
	100	921	1196	8,0	17,0	46,8	-	
HCT980X+Z110MB	0,0008	686	1009	10,5	18,5	35,0	0,13	0,016
	1	734	1085	9,1	18,8	43,7	0,14	
	100	831	1139	8,8	21,3	50,2	-	
HCT780C	0,0008	689	878	8,4	17,4	50,5	0,08	
	0,1	706	882	7,6	16,8	43,8	0,09	
HCT980C	0,0008	890	1003	5,1	13,7	53,9	0,05	
	0,1	905	994	5,3	15,1	32,2	0,05	

Anmerkung: Der m-Wert wurde nach Gleichung (12) berechnet und bezieht sich auf den Dehnratenbereich von  $0,0008 \text{ s}^{-1}$  bis  $100 \text{ s}^{-1}$ .

**Tabelle 26:** Technische Kennwerte bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten für den Blechwerkstoff HX340LAD (quer zur Walzrichtung), Mittelwerte der Versuchsserien

nominelle Dehnrates [s <sup>-1</sup> ]	Prüf-temperatur	R <sub>eL</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	A <sub>20mm</sub> [%]
0,0008	RT	390	461	17,4	35,7
0,0008	100 °C	381	455	14,8	25,3
1	RT	428	504	14,7	37,1
1	50 °C	415	487	12,7	30,4
1	100 °C	404	462	13,3	35,1
1	150 °C	373	436	13,4	30,0
1	200 °C	373	422	14,7	25,7
100	RT	531	573	10,3	42,4
100	100 °C	475	532	14,2	35,7

**Tabelle 27:** Technische Kennwerte bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten für den Blechwerkstoff HCT980XG (quer zur Walzrichtung), Mittelwerte der Versuchsserien

nominelle Dehnrates [s <sup>-1</sup> ]	Prüf-temperatur	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	SD (R <sub>p0,2</sub> ) [MPa]	R <sub>p1</sub> [MPa]	SD (R <sub>p1</sub> ) [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	A <sub>20mm</sub> [%]
0,0008	RT	759	3	945	1	1049	7,1	13,4
0,0008	100 °C	758	8	941	7	1045	6,8	10,4
1	RT	802	39	971	23	1078	6,4	14,1
1	50 °C	811	20	953	2	1051	6,5	13,0
1	100 °C	795	21	928	5	1010	6,1	12,2
1	150 °C	757	71	904	7	976	5,6	11,4
1	200 °C	790	16	900	0	952	4,5	9,5
100	RT	921	25	1059	15	1196	8,0	17,0
100	100 °C	913	19	977	7	1096	7,2	15,7

**Tabelle 28:** Parameter für die Berechnung lokaler Dehnungen des Blechwerkstoffs HX340LAD

Ver-such	Prüfge-schwindig-keit	Bild-rate [s <sup>-1</sup> ]	Software Version ARAMIS	Facetten-größe [PxI]	Facetten-abstand [PxI]	Dehnungs-berech-nung	L <sub>e</sub> [mm]
Flach-zug	0,02 mm/s	1,25	v6.3	13	8	s	0,22
	2,5 mm/s	100	v6.3	18	10	s	0,19
	25 mm/s	1000	v6.3	16	14	s	0,20
	2,5 m/s	25000	v6.3	10	5	s	0,20
	6,25 m/s	90000	v6.3	8	4	s	0,26
Kerb-zug	0,02 mm/s	2	v6.3	13	9	s	0,21
	25 mm/s	2500	v6.3	25	19	s	0,21
	2,5 m/s	50000	v6.3	15	9	s	0,22
Scher-zug	0,02 mm/s	2	gc	13	7	gc	0,18
	2,5 mm/s	250	gc	11	6	gc	0,20
	25 mm/s	1000	gc	13	7	gc	0,17
	2,5 m/s	90000	v6.3	13	7	s	0,27

Anmerkung zum Dehnungsermittlungsverfahren: s = Spline, l = Linear, gc = Correlate 2017

**Tabelle 29:** Parameter für die Berechnung lokaler Dehnungen des Blechwerkstoffs HCT980XG

Ver-such	Prüfge-schwindig-keit	Bild-rate [s <sup>-1</sup> ]	Software Version ARAMIS	Facetten-größe [PxI]	Facetten-abstand [PxI]	Dehnungs-berech-nung	L <sub>e</sub> [mm]
Flach-zug	0,02 mm/s	1,25	v6.3	13	8	s	0,22
	2,5 mm/s	125	v6.3	18	10	s	0,19
	25 mm/s	1000	v6.3	16	14	s	0,20
	2,5 m/s	25000	v6.3	10	5	s	0,20
Kerb-zug	0,02 mm/s	2	v6.3	13	9	s	0,21
	25 mm/s	2500	v6.3	25	19	s	0,21
	2,5 m/s	50000	v6.3	15	9	s	0,22
Scher-zug	0,02 mm/s	2	gc	14	7	gc	0,10
	2,5 mm/s	250	gc	13	7	gc	0,18
	25 mm/s	1000	gc	13	7	gc	0,19
	2,5 m/s	90000	v6.3	13	7	s	0,10

**Tabelle 30:** Parameter für Hochgeschwindigkeits-Infrarotaufnahmen zur lokalen Temperaturmessung für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugveruche

Prüfgeschwindigkeit [m/s]	Bildrate [s <sup>-1</sup> ]	Ortsauflösung [mm/Pxl]
0,02 mm/s	10	0,08
2,5 mm/s	780	0,08
25 mm/s	870	0,08
2,5 m/s	11000	0,19

## 9.2 Experimentelle Ergebnisse zur adiabatischen Erwärmung

**Tabelle 31:** Experimentell ermittelte Mittelwerte für  $\omega_t(\dot{\epsilon}_v)$  und  $\omega_s(\dot{\epsilon}_v)$  für HCT980XG im Dehnungsbereich zwischen  $\epsilon_v = 0,05$  und Versagensdehnung

Prüfgeschwindigkeit [mm/s]	$\dot{\epsilon}_{nom}$ im Flachzug- versuch	Flachzug $\dot{\epsilon}_v$	Flachzug $\bar{\omega}$	Scherzug $\dot{\epsilon}_v$	Scherzug $\bar{\omega}$
0,02	0,0008	-	-	0,013	0,011
2,5	0,1	0,68	0,70	1,38	0,12
25	1	6,0	0,92	14,8	0,63

**Tabelle 32:** Experimentell ermittelte Mittelwerte für  $\omega_t(\dot{\epsilon}_v)$  und  $\omega_s(\dot{\epsilon}_v)$  für HX340LAD im Dehnungsbereich zwischen  $\epsilon_v = 0,05$  und Versagensdehnung

Prüfgeschwindigkeit [mm/s]	$\dot{\epsilon}_{nom}$ im Flachzug- versuch	Flachzug $\dot{\epsilon}_v$	Flachzug $\bar{\omega}$	Scherzug $\dot{\epsilon}_v$	Scherzug $\bar{\omega}$
0,02	0,0008	0,011	0,081	0,007	0,002
2,5	0,1	0,73	0,51	0,82	0,13
25	1	6,82	0,56	10,01	0,48

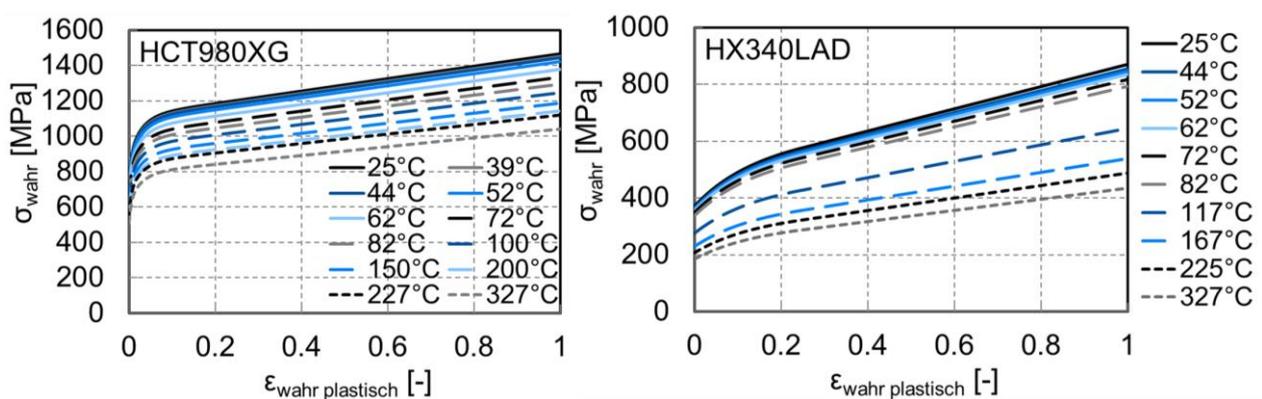
### 9.3 Ergänzungen zur Modellierung des Verfestigungsverhaltens bei adiabatischer Erwärmung

**Tabelle 33:** Voce-Parameter der isothermen Verfestigungskurven nach Gleichung (57) für den Blechwerkstoff HCT980XG mit einer Blechdicke von 1,4 mm

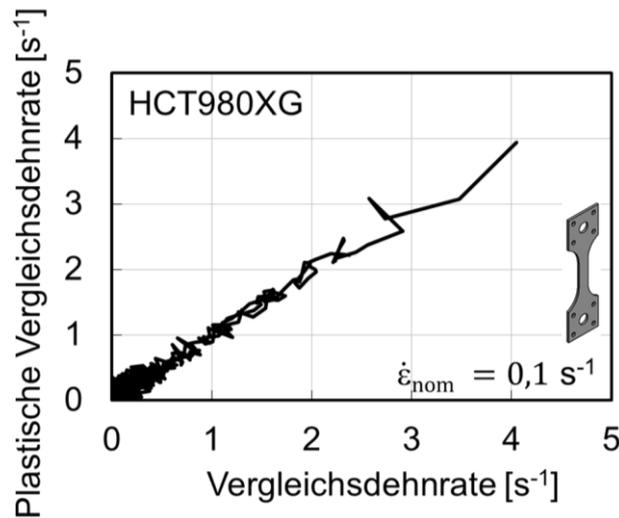
Dehnrate [ $s^{-1}$ ]	0,0008	2	100	1000
$\sigma_0$ [MPa]	717	732	806	854
$A_1$ [MPa]	168	172	189	200
$A_2$ [MPa]	4337	4429	4872	5164
$A_3$ [MPa]	229	234	257	273
$b_1$	212	212	212	212
$b_2$	0,082	0,082	0,082	0,082
$b_3$	34,63	34,63	34,63	34,63

**Tabelle 34:** Voce-Parameter der isothermen Verfestigungskurven nach Gleichung (57) für den Blechwerkstoff HX340LAD mit einer Blechdicke von 1,5 mm

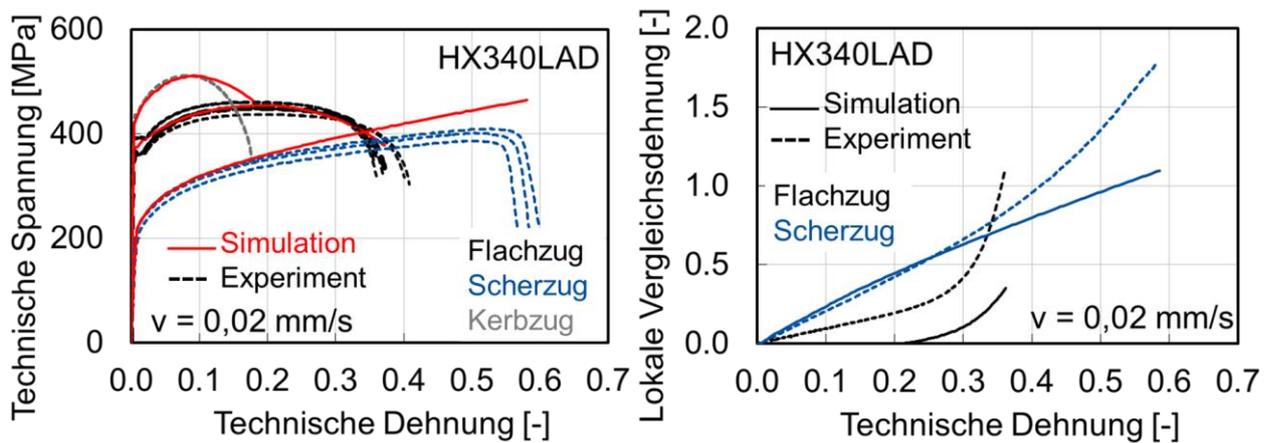
Dehnrate [ $s^{-1}$ ]	0,0008	1	100	1000
$\sigma_0$ [MPa]	371	419	524	591
$A_1$ [MPa]	2013	2013	2013	2013
$A_2$ [MPa]	185	185	185	185
$b_1$	0,095	0,095	0,095	0,095
$b_2$	7,851	7,851	7,851	7,851



**Bild 123:** Berechnete Verfestigungskurven bei quasistatischer Belastung im angegebenen Temperaturbereich für die Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

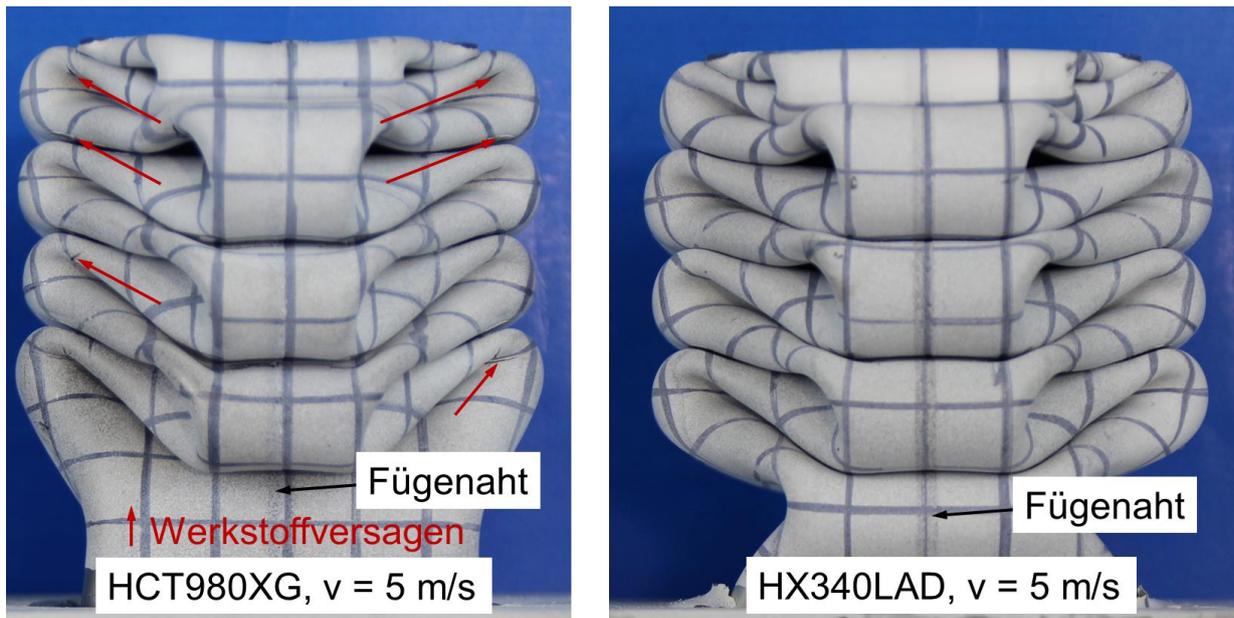


**Bild 124:** Plastische Vergleichsdehnrate in Abhängigkeit von der Vergleichsdehnrate einschließlich des elastischen Anteils aus ARAMIS in der hochverformten Zone eines Flachzugversuchs für den Blechwerkstoff HCT980XG bei nomineller Dehnrate  $0,1 \text{ s}^{-1}$



**Bild 125:** Technische Spannungs-Dehnungskurven für Flachzug-, Kerbzug- und Scherzugversuche (links) und lokale Dehnungen für eine Flachzug- und Scherzugversuch (rechts) aus dem Experiment und der Simulation für den Blechwerkstoff HX340LAD bei quasistatischer Belastung

#### 9.4 Ergänzungen zur Anwendung des ATS-Modells



**Bild 126:** Crashartig gestauchte Hohlprofile der Blechwerkstoffe HCT980XG und HX340LAD

## 10 Literaturverzeichnis

- [1] Larour, P., 2010, Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: Influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain, Dissertation RWTH Aachen.
- [2] Klitschke, S. und Böhme, W., 2016, Deformation and damage behavior of lightweight steels at high rate multiaxial loading, *Materials Testing*, vol. 58, no. 3, pp. 173-181.
- [3] Welt, P., 2014, Auto-News - Die Zukunft ist hochfest - Stahl im Autobau, *Die Welt*, <https://www.welt.de/motor/news/article128189012/Stahl-im-Autobau.html>, Zugriff 30.04.2019.
- [4] Brüninglinghaus, C., 2013, Markt für Karosserie-Leichtbau verfünffacht sich bis 2025, *Springer Professional*, <https://www.springerprofessional.de/leichtbau/betriebsstoffe/markt-fuer-karosserie-leichtbau-verfuenffacht-sich-bis-2025/6559154>, Zugriff 30.04.2019.
- [5] Weihe, S., Ernst, A., Röth, T. Proksch, J., 2013, Aluminium-steel composite casting in commercial vehicle manufacturing, *ATZ worldwide* vol. 115, pp. 52-56.
- [6] Werz, M., Weihe, S., 2020, Hochfeste und tiefziehbare Aluminium-Stahl-Hybridplatten für den Karosserieleichtbau, *ATZproduktion* 7.1.
- [7] Böhme, W., 2008, Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation, *Zeitschrift Materialprüfung, Materials Testing*, vol. 50, no. 4, pp. 199-205.
- [8] Trondl, A., Klitschke, S., Böhme, W. und Sun, D.-Z., 2015, Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung, *FAT-Schriftenreihe* 283-VDA.
- [9] Neukamm, F., 2018, Lokalisierung und Versagen von Blechstrukturen, Dissertation Universität Stuttgart.
- [10] Bäumer, A., 2009, Verfestigungsverhalten von hochmanganhaltigen Stählen mit TWIP-Effekt, Dissertation RWTH Aachen.
- [11] Larour, P., Bäumer, A., Dahmen, K. und Bleck, W., 2013, Influence of strain rate, temperature, plastic strain and microstructure on the strain rate sensitivity of Automotive Sheet Steels, *Steel Research International*, vol. 84, no. 5, pp. 426-442.
- [12] Bleck, W. und Larour, P., 2003, Measurement of the mechanical properties of car body sheet steels at high strain rates and non ambient temperature, *Journal de Physique IV*, vol. 110, pp. 489-494.
- [13] El-Magd, E. und Abouridouane, M., 2006, Characterization, Modelling and Simulation of Deformation and Fracture Behaviour of Light-Weight Wrought Alloys under high Strain Rates Loading, *International Journal of Impact Engineering*, vol. 32, no. 5, pp. 741-758.
- [14] Stark-Seuken, D., 2000, Ermittlung und Beschreibung der Fließkurven von Karosseriewerkstoffen bei hohen Dehnraten, Dissertation, RWTH Aachen.
- [15] Macherauch, E. und Vöhringer, O., 1978, Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung, *Zeitschrift für Werkstofftechnik*, vol. 9, pp. 370-391.
- [16] Bleck, F., Frehn, A., Larour, P. und Steinbeck, G., 2004, Untersuchungen zur Ermittlung der Dehnratenabhängigkeit von modernen Karosseriestählen, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 35, No. 8, pp. 505-513.

- [17] Roth, C.C. und Mohr, D., 2014, Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling, *International Journal of Plasticity*, vol 56, pp. 19-44.
- [18] Feuer, D., 2018, Verbesserung der Crashsimulation von warmformgehärtetem Mangan-Bohr-Stahl, Dissertation, RWTH Aachen.
- [19] Neukamm, F., Feucht, M. und Haufe, A., 2008, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, in *Proc. of 7th LS-DYNA Anwenderforum*.
- [20] Sun, D.-Z., Andrieux, F. und Feucht, M., 2009, Damage modelling of a TRIP steel for integrated simulation from deep drawing to crash, in *Proc. of 7th European LS-DYNA Conference Salzburg*.
- [21] Johnson, G.R. und Cook, W.H., 1983, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, in *Proc. of the 7th International Symposium on Ballistics*, pp. 541-547.
- [22] Buyuk, M., 2013, Developement of A Tabulated Thermo-Viscoplastic Material Model with Regularized Failure for Dynamic Ductile Failure Prediction of Structures under Impact Loading, Dissertation, The Faculty of The School of Engineering and Applied Science, George Was.
- [23] Dixon, P. und Parry, D., 1991, Thermal softening effects in type 224 carbon steel, *Journal de Physique IV*, vol. 01 (C3), pp. 85-92.
- [24] El-Magd, E., Gese, H., Tham, R., Hooputra, H. und Werner, H., 2001, Fracture criteria for Automobile Crashworthiness Simulation of Wrought Aluminium Alloy Components, *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*, vol. 32, pp. 712-724.
- [25] Sun, D.-Z., Trondl, A. und Klitschke, S., 2018, Verbesserung der Crashsimulation unter Berücksichtigung der Wechselwirkung von Instabilität und Schädigung auf Versagen, *Schlussbericht P1141/22/2015 S 024/10226/15*.
- [26] Trondl, A. und Sun, D.-Z., 2015, Modelling of Strain-Rate Dependence of Deformation and Damage Behavior of HSS- and UHSS at Different Loading States, *10th European LS-DYNA Conference 2015, Würzburg, Germany*.
- [27] Bargel, H.J. und Schulze, G., 1994, *Werkstoffkunde*, VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf.
- [28] Bergmann, W., 2013, *Werkstofftechnik-Teil 1: Grundlagen*, Carl Hans. Verl., pp. 107-110
- [29] Hall, E.O. und Petch, N.J., 1953, The cleavage strength of crystals, *The Journal of the Iron and Steel Institute*, vol. 174, pp. 25-28.
- [30] DIN EN ISO 6892-1, 2017, *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, Beuth-Verlag.
- [31] Hollomon, J.H., 1945, Tensile deformations, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 162, pp. 268 - 290.
- [32] Ludwik, P., 1909, *Elemente der technologischen Mechanik*, Springer Verlag Berlin.
- [33] Voce, E., 1948, The relationship between stress and strain for homogenous deformation, *International Journal of Metals*, vol. 74, pp. 537-562.

- [34] Swift, H. W., 1952, Plastic instability under plane stress, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol 1, pp. 1-18.
- [35] Hockett, J.E. und Sherby, O.D., 1975, Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 23, no. 2, pp. 87-98.
- [36] Hor, A., Morel, F., Lebrun, J.L. und Germain, G., 2013, Modelling, identification and application of phenomenological constitutive laws over a large strain rate and temperature range, *Mechanics of Materials*, vol. 64, pp. 91-110.
- [37] DIN EN ISO 10275, 2014, Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung des Verfestigungsexponenten im Zugversuch, Beuth-Verlag.
- [38] Heibel, S., Dettinger, T., Nester, W., Clausmeyer, T. und Tekkaya, A.E., 2019, Damage Mechanisms and Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels, *Materials*, vol. 11, no. 761.
- [39] Huberth, F., Klitschke, S., Trondl, A. und Sun, D.-Z., 2019, Dehnratenabhängiges Verformungs- und Versagensverhalten von dünnen Stahlblechen unter Scherbelastung, FAT-Schriftenreihe 319-VDA.
- [40] Dietrich, H., 1994, *Mechanische Werkstoffprüfung: Grundlagen, Prüfmethoden, Anwendungen*, Expert Verlag, Technische Akademie Esslingen.
- [41] Siegert, K., 2015, *Grundlagen der Blechumformung*, pp. 1-72, Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- [42] Macherauch, E. und Zoch, H.W., 2011, *Praktikum in Werkstoffkunde, r- und n-Werte von Feiblechen*, Vieweg+Teubner Verlag, pp. 448 - 454.
- [43] DIN EN ISO 10113, 2017, Metallische Werkstoffe - Blech und Band - Bestimmung der senkrechten Anisotropie, Beuth-Verlag.
- [44] Barlat, F., Lege, D.J. und Brem, J.C., 1991, A Six-Component Yield Function for Anisotropic Materials, *International Journal of Plasticity*, vol. 7, pp. 693-712.
- [45] Mohr, D., 2015, Lecture 7: Ductile Fracture, ETH Zürich, Department of Mechanical and Process Engineering, Chair of Computational Modeling of Materials in Manufacturing.
- [46] Gese, H., 2015, *Material Models of Metals for Crash Simulation*, Kursunterlagen carhs training gmbh.
- [47] Wierzbicki, T. und Xue, L., 2005, On the effect of the third invariant of the stress deviator on ductile fracture, Technical Report, Impact and Crashworthiness Laboratory, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA.
- [48] Lode, W., 1926, Versuche über den Einfluss der mittleren Hauptspannung auf das Fließen der Metalle Eisen, Kupfer und Nickel, *Zeitschrift für Physik*, vol. 36, pp. 913-939.
- [49] von Mises, R., 1913, *Mechanik der festen Körper im plastisch deformablen Zustand*, Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse, vol. 1, pp. 582-592.
- [50] Huber, M., 1903, Specific work of strain as a measure of material effort, *Towarzystwo Politechniczne, Czas. Techniczne*, Lwów.

- [51] Hencky, H., 1924, On the theory of plastic deformations, *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, vol. 4, pp. 323-334.
- [52] Sauter, J. und Wingerter, N., 1990, Neue und alte statische Festigkeitshypothesen, *VDI-Fortschrittsberichte Reihe 1*, vol. 191, VDI-Verlag Düsseldorf.
- [53] Tresca, H., 1864, Memoire sur l'écoulement des Corps Solides Soumis à de Fortes Pressions, In. *Comptes Rendus de L'Academie des Sciences*, vol. 59, pp. 754-758.
- [54] Hershey, A.V., 1954, The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centered cubic crystals, *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, vol. 21, pp. 241-249.
- [55] Hill, R., 1948, A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, in *Proc. of Royal Society London: A*, vol. 193, pp. 281.
- [56] Banabic, D., 2011, *Sheet Metal Forming Processes - Constitutive Modelling and Numerical Simulation*, Springer Verlag.
- [57] Herzig, N., Abdel-Malek, S. und Meyer, L.W., 2010, Experimentelle Ermittlung und Modellierung dynamischer Fließortkurven an Blechwerkstoffen, 9. LS-DYNA Forum, Bamberg.
- [58] SEP 1230, 2007, Ermittlung von mechanischen Eigenschaften an Blechwerkstoffen bei hohen Dehnraten im Hochgeschwindigkeitszugversuch, *Stahlinstitut VDEh*, Düsseldorf.
- [59] ISO 26203-2, 2011, *Metallic Materials - Tensile testing at high strain rates - Part 2: Servohydraulic and other test systems*, Beuth Verlag.
- [60] Conrad, C., 1964, Thermally activated deformation of metals, *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, vol. 16, no.7, pp. 582-588.
- [61] Schulze, V. und Vöhringer, O., 2000, Influence of alloying elements on the strain rate and temperature dependence of the flow stress of steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, no. 13, pp. 825-830.
- [62] Seeger, A. und Schöck, G., 1953, Die Aufspaltung von Versetzungen in Metallen dichtester Kugelpackung, *Acta Metallurgica*, vol. 1, no. 5, pp. 519 - 530.
- [63] Hosford, W.F., 2000, Effect of Strain rate Exponents on Neck Shape, in *Proc. of IDDRG Conference*, pp. 95-99.
- [64] El-Magd, E., 2009, Flow and failure behavior of materials at high strain rates, in *Proc. DYMAT 2009*, vol. 2, pp. 1303-1309.
- [65] Cao, Y., Karlsson, B. und Ahlström, J., 2015, Temperature and strain rate effects on the mechanical behavior of dual phase steel, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 636, pp. 124-132.
- [66] Kim, J.H., Kim, D., Han, H.N., Barlat, F. und Lee, M.G., 2013, Strain rate dependent tensile behavior of advanced high strength steels: Experiment and constitutive modeling, *Materials Science and Engineering A*, vol. 559, pp. 222-231.
- [67] Meyer, L.W., 1984, Dynamic Tension Studies of Strength and Formability Characteristics of a High Alloyed Steel with Respect to Thermal Activation, in *Proc. of the Institute of Physics Conf. Series, Mechanical Properties of High Rates of Strain*, vol. 3, pp. 81-88.

- [68] Krüger, L., 2001, Untersuchungen zum Festigkeits-, Verformungs- und Versagensverhalten der Legierung Ti-6-22-22S in Abhängigkeit von der Temperatur, der Dehnungsgeschwindigkeit und dem Spannungszustand, Dissertation Technische Universität Chemnitz.
- [69] Campbell, J.D. und Ferguson, W.G., 1970, Temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel, *Philosophical Magazine*, vol. 21, no. 169, pp. 63-82.
- [70] Kocks, U.F. und Chen, S.R., 1992, On the two distinct effects of thermal activation on plasticity: Application to nickel, *physica status solidi (a)*, vol. 131, no. 2, pp. 403 -413.
- [71] Burghan, F., 1991, Einsinniges Verformungsverhalten und Mikrostruktur ausgewählter Stähle in Abhängigkeit von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit, Dissertation Universität Karlsruhe.
- [72] Kelly, A., 1973, Werkstoffe hoher Festigkeit, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH.
- [73] Macherauch, E. und Zoch, H.W., 2011, Praktikum in Werkstoffkunde - Temperatureinfluss auf die Streckgrenze, Vieweg+Teubner Verlag, pp. 167 - 174.
- [74] Fang, X., 1992, Experimentelle und theoretische Untersuchungen zum Einfluss des Gefüges und der Temperatur auf das Verfestigungsverhalten von Stählen, *Fortschritt-Berichte VDI*, vol. 5, pp. 289.
- [75] Emde, T., 2009, Mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe über weite Bereiche der Dehnung, Dehnrate und der Temperatur, Dissertation RWTH Aachen.
- [76] Portevin, A. und Le Chatelier, H., 1923, Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation, *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*, vol. 176, pp. 507-510.
- [77] Joshi, S.P., Eberl, C., Cao, B., Ramesh, K.T. und Hemker, K.J., 2009, On the occurrence of Portevin-Le Châtelier Instabilities in ultrafine-grained 5083 Aluminum alloys, *Experimental Mechanics*, vol. 49, pp. 207-218.
- [78] Schüle, M., 2001, Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Verhalten von Stählen unter schlagartiger Beanspruchung, Dissertation, Universität Stuttgart.
- [79] Gilat, A. und Wu, X., 1997, Plastic deformation of 1020 steel over a wide range of strain rates and temperatures, *International Journal of Plasticity*, vol. 13, no. 6-7, pp. 611-632.
- [80] Costin, L.S., Crisman, E. E., Hawley, R.H. und Duffy, J., 1979, On the localization of plastic flow in mild steel tubes under dynamic torsional loading, J. Hardening (Ed.), *International Mechanical Properties at High Rates of Strain*, Institute of Physics Conference Series no. 47, pp. 90-100.
- [81] Zerilli, F.J. und Armstrong, R.W., 1987, Dislocation-mechanics based constitutive relations for material dynamic calculations, *Journal of Applied Physics*, vol. 61, no. 5, pp. 1816-1825.
- [82] Cowper, G.R. und Symonds, P.S., 1958, Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams, *Brown University Applied Mathematical Report 28*, pp. 1-46.
- [83] Thimm, B., Reuber, M. und Christ, H.J., 2017, Einfluss des Kennwertermittlungsverfahrens auf die Abbildungsgüte von Zerspanprozesssimulationen, *Tagungsband Werkstoffprüfung: Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis*, pp. 205-210.

- [84] SEP 1240, 2006, Testing and documentation guideline for the experimental determination of mechanical properties of steel sheets for CAE-calculations, Stahlinstitut VDEh, Düsseldorf.
- [85] Brück, S., Schippl, V., Schwarz, M., Christ, H.J., Fritzen, C.-P., 2018, Hydrogen embrittlement mechanism in fatigue behavior of austenitic and martensitic stainless steels, *Metals*, vol. 8 (339).
- [86] Reichert, T., Böhme, W. und Tlatlik, J., 2016, Modified Shape of Dynamic Master Curve due to Adiabatic effects, *Procedia Structural Integrity*, vol. 2, pp. 1652-1659.
- [87] Rettenmeier, P., Roos, E., Weihe, S., Schuler, X., 2016, Assessment of mixed mode crack propagation of crane runway girders subjected to cyclic loading, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 153, pp. 11-24.
- [88] Gurson, A.L., Plastic flow and fracture behavior of ductile materials incorporating void nucleation, growth and interaction, Dissertation, Brown University, 1975.
- [89] Rice, J.R., Tracey, D.M., 1969, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 17, pp. 201-217.
- [90] Feucht, M., 1998, Ein gradientenabhängiges Gursonmodell zur Beschreibung duktiler Schädigung mit Entfestigung, Dissertation, Technische Universität Darmstadt.
- [91] Gologanu, M., Leblond, J.B., Perrin, G., Devaux, J., 1997, Recent extensions of Gurson's model for porous ductile metals, *Continuum Micromechanics, CISM Courses and Lectures No. 377*, eds. P. Suquet, pp. 61-130.
- [92] Keller, A. und Herbrich, U., 2017, Plastic Instability of Rate-Dependent Materials - A Theoretical Approach in Comparison to FE-Analyses, in *Proc. of 11th European LS-Dyna Conference*, Salzburg.
- [93] Pan, Y., 2018, Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss von Dehnrage und adiabatischer Erwärmung auf das Scherversagen hochfester Blechwerkstoffe unter Crashbelastung, Masterarbeit Institut für Umformtechnik IFU, Universität Stuttgart.
- [94] Basaran, M., Stress State Dependent Damage Modelling with a Focus on the Lode Angle Influence, Dissertation, RWTH Aachen, Fakultät für Maschinenwesen, 2011.
- [95] Andrieux, F. und Sun, D.-Z., 2010, Damage modelling for simulation of process chain from forming to crash, *International Journal of Materials Research*, vol. 101, pp. 963-971.
- [96] Wierzbicki, T., Bao, Y. , Lee, Y.W. und Bai, Y., Calibration and Evaluation of Seven Fracture Models, *International Journal of Mechanical Sciences*, 47, S. 719-743, 2005.
- [97] Farren, W.S. und Taylor, G.I., 1925, The heat developed during plastic extension of metals, in *Proc. of the Royal Society A*, vol. 107, pp. 422-451.
- [98] Taylor, G.I. und Quinney, H., 1934, The latent energy remain in a material after cold working, in *Proc. of the Royal Society of London*, vol. 143, pp. 307-326.
- [99] Hodowany, J., Ravichandran, G., Rosakis, A. J. und Rosakis, P., 2000, Partition of plastic work into heat and stored energy in metals, *Experimental Mechanics*, vol. 40, no. 2, pp. 113-123.
- [100] Rusinek, A. und Klepaczko, J.R., 2009, Experiments on heat generated during plastic deformation and stored energy for TRIP steels, *Materials and Design*, vol. 30, pp.35-48.

- [101] Böhme, W., Sun, D.-Z., Schmitt, W. und Hönig, A., 1992, Application of Micromechanical Material Models to the Evaluation of Charpy Tests, Eds.: J.H. Giovanola and A.J. Rosakis, AMD vol. 137, Book No. H00741, pp. 203-216.
- [102] Zehnder, A.T. und Rosakis, A.J., 1993, Temperature rise at the tip of dynamically propagating cracks: measurements using high-speed infrared detectors, *Experimental Techniques in Fracture*, Chapter 10, vol. 3, pp. 125-169.
- [103] Rittel, D., 1999, The conversion of plastic work into heat during high strain rate deformation of glassy polymers, *Mechanics of Materials*, vol. 31, pp. 131-139.
- [104] Rosakis, A.J., Mason, J.J. und Ravichandran, G., 1992, The conversion of plastic work to heat around a dynamically propagating crack in metals, SM Report 92-17.
- [105] Mason, J.J., Rosakis, A.J. und Ravichandran, G., 1994, On the strain and strain rate dependence of the fraction of plastic work converted into heat: an experimental study using high speed infrared detectors and the Kolsky bar, *Mechanics of Materials*, vol. 17, pp. 135-145.
- [106] Rosakis, P., Rosakis, A.J., Ravichandran, G. und Hodowany, J., 2000, A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work converted into heat and stored energy in metals, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 48, pp. 581-607.
- [107] Rittel, D., 1998, Experimental Investigation of transient thermoelastic effects in dynamic fracture, *International Journal of Solids and Structures*, vol. 35, no. 22, pp. 2959-2973.
- [108] Rittel, D., Kidane, A.A., Alkhader, M., Venkert, A., Landau, P. und Ravichandran, G., 2012, On the dynamically stored energy of cold work in pure single and polycrystalline copper, *Acta Materialia*, vol. 60, pp. 3719-3728.
- [109] Bonk, C., Vucetic, M., Bouguecha, A. und Behrens, B.A., 2016, An Experimental-Numerical Method to determine the plastic work converted into heat applied on AHSS, *Advanced Materials Research*, Vol. 1140, pp. 51-58.
- [110] Rittel, D., Zhang, L.H. und Osovski, S., 2017, The dependence of the Taylor-Quinney coefficient on the dynamic loading mode, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 107, pp. 96-114.
- [111] Rittel, D., Ravichandran, G. und Venkert, A., 2006, The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear, *Materials Science and Engineering A*, vol. 432, pp. 191-201.
- [112] Bever, M., Holt, D. und Titchener, A., 1973, *The stored Energy of Cold Work*, Pergamon Press, London.
- [113] Macdougall, D., 2000, Determination of the plastic work converted into heat using radiometry, *Experimental Mechanics*, vol. 40, pp. 298-306.
- [114] Zaera, R., Rodriguez-Martinez, J.A. und Rittel, D., 2013, On the Taylor-Quinney coefficient in dynamically phase transforming materials. Application to 304 stainless steel, *International Journal of Plasticity*, vol. 40, pp. 185-201.
- [115] Härtel, S., Graf, M., Awiszus, B., Abstoss, K.G. und Hild, R., 2017, Novel Approach for the Determination of the Taylor-Quinney Coefficient, *Materials Science Forum*, vol. 918, pp. 103-109.

- [116] Zehnder, A.T., Gudurn, P.R., Rosakis, A.J. und Ravichandran, G., 2000, Million frames per second infrared imaging system, *Review of scientific instruments*, vol. 71, no. 10, pp. 3762-3768.
- [117] Zehnder, A.T., Babinsky, E. und Palmer, T., 1998, Hybrid method for Determining the Fraction of Plastic Work converted into Heat, *Experimental Mechanics*, vol. 4.
- [118] Oliferuk, W., Maj, M. und Zembrzycki, K., 2015, Determination of the Energy Storage Rate Distribution in the Area of Strain Localization Using Infrared and Visible Imaging, *Experimental Mechanics*, vol. 55, no. 4, pp. 753-760.
- [119] Oliferuk, W. und Maj, M., 2007, Plastic instability criterion based on energy conversion, *Material Science and Engineering*, vol. 462, no. 1-2, pp. 363-366.
- [120] Aravas, N., Kim, K.S. und Leckie, F.A., 1990, On the calculations of the stored energy of cold work, *Journal of Engineering Materials & Technology*, vol. 112, pp. 465.
- [121] Zehnder, A.T., 1991, A Model for the heating due to plastic work, *Mechanic Research Communications*, vol. 18, no. 1, pp. 23-28.
- [122] Könemann, M., Fehlemann, N., Brinnel, V., Wesselmecking, S., Münstermann, S. und Bleck, W., 2018, Bestimmung isothermer Fließkurven durch eine verbesserte Betrachtung des Taylor-Quinney-Faktors bei hohen Dehnraten, in *Proc. 50. Tagung des DVM Arbeitskreises Bruchmechanik-Bauteilsicherheit*, vol. 250, pp. 247-256.
- [123] Peirs, J., Verleysen, P. und Degrieck, J., 2012, Novel technique for static and dynamic shear testing of Ti6Al4V sheet, *Journal of Experimental Mechanics*, vol. 52, no. 7, pp. 729-741.
- [124] Hartley, K.A., Duffy, J. und Hawley, R.H., 1987, Measurement of the temperature profile during shear band formation in steels deforming at high strain rates, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 35, no. 3, pp. 283-301.
- [125] Abedini, A., Butcher, C. und Worswick, M., 2019, Influence of strain rate on fracture behaviour of ultra-high strength steel sheet, *DYMAT Conference proceeding*.
- [126] Richter, F., 2010, Die physikalischen Eigenschaften der Stähle, Das "100-Stähle-Programm" Part I: Tables and Figures, *Forschungszentrum Karlsruhe*.
- [127] Vural, M., Rittel, D. und Ravichandran, G., 2003, Large strain mechanical behavior of 1018 cold rolled steel over a wide range of strain rates, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, pp. 2873-2885.
- [128] Fourier, J.B.J., 2005, Chapter 26 - Joseph Fourier, *Théorie analytique de la chaleur (1822)*, *Landmark Writings in Western Mathematics 1640-1940*, pp. 354-365.
- [129] Eiermann, K., Hellwege, K.H. und Knappe, W., 1960, Quasistationäre Messung der Wärmeleitfähigkeit von Kunststoffen im Temperaturbereich von  $-180^{\circ}\text{C}$  bis  $+90^{\circ}\text{C}$ , *Kolloid-Zeitschrift*, vol 174, no. 2.
- [130] Baehr, H.D. und Stephan, K., 2008, *Wärme- und Stoffübertragung*, 6. Auflage, Springer-Verlag Berlin.
- [131] Wilzer, J.J., 2014, *Wärmeleitfähigkeit martensitisch härtbarer Stähle*, Dissertation Universität Bochum.

- [132] Schlünder, E.U., 1989, Einführung in die Wärmeübertragung, 6.Auflage, Verlag Friedrich Vieweg Sohn, Braunschweig/Wiesbaden.
- [133] Planck, M.K.E., 1900, Über eine Verbesserung der Wienschen Spektralgleichung, in Verhandlungen der Deutschen Physikalischen Gesellschaft, vol 2, pp. 202–204.
- [134] Stefan, J., 1879, Über die Beziehung der Wärmestrahlung und der Temperatur, Sitzungsberichte der mathematisch-naturwissenschaftlichen Classe der kaiserlichen Akademie der Wissenschaften, Wien vol. 79, pp. 391-428.
- [135] Boltzmann, L., 1884, Ableitung des Stefan'schen Gesetzes, betreffend die Abhängigkeit der Wärmestrahlung von der Temperatur aus der electromagnetischen Lichttheorie, Annalen der Physik 258, vol. 6, pp. 291-294.
- [136] Lienhard, J., 2018, Auswirkungen von Dehnrate und lokaler Temperaturentwicklung auf das Crashverhalten langfaserverstärkter Thermoplaste, Fraunhofer Verlag, Dissertation Karlsruher Institut für Technologie.
- [137] Gaber, C., Jocham, D., Weiss, H. A., Böttcher, O. und Volk, W., 2017, Evaluation of non-linear strain paths using Generalized Limit Concept and a modification of the Time Dependent Evaluation Method, International Journal of Material Forming, vol. 10, pp. 345-351.
- [138] Keeler, S. und Backofen, W., 1963, Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches, Transactions of American Society for Metals, vol. 56, pp. 25-48.
- [139] Godwin, G., 1968, Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop, Society of Automotive Engineers, vol. 680093, pp. 380-387.
- [140] Werber, A., 2015, Einfluss nicht-linearer Dehnpfade auf Bauteileigenschaften und Versagen von Aluminium-6xxx-Legierungen, Dissertation, Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart.
- [141] Drotleff, K. und Liewald, M., 2018, Application of an advanced necking criterion for nonlinear strain paths to a complex sheet metal forming component, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering vol. 418, 012123.
- [142] Nakazima, K., Kikuma, T. und Hasuka, K., 1968, Study of the formability of steel sheets, Yamata Technical Report, no. 264, pp. 8517-8530.
- [143] DIN EN ISO 12004-2, 2009, Metallische Werkstoffe - Blech und Bänder - Bestimmung der Grenzformänderungskurve, Beuth Verlag.
- [144] Campbell, J.D., 1967, Plastic Instability in Rate-Dependent Materials, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 15, pp. 359-370.
- [145] Berg, J. und Tröster, T., 2007, Ermittlung dynamischer Grenzformänderungsdiagramme für Karosseriestähle, Bericht der Forschungsvereinigung Stahlanwendung P727, Verlag- und Vertriebsgesellschaft Düsseldorf.
- [146] Weiß, N., Marten, T. und Tröster, T., 2014, Mehrachsige Werkstoffprüfung bei hoher Dehnrate im Hochgeschwindigkeits-Tiefungsversuch, Tagungsband Werkstoffprüfung, pp. 163-168.
- [147] Hance, B. und Davenport, M.D., 2016, AHSS: Deciphering Local and Global Formability, in Proc. of the International Automotive Body Congress, Dearborn, MI, USA.

- [148] Walley, S.M., 2007, Shear localization: A Historical overview, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38A, pp. 2629-2654.
- [149] Offermanns, S. und Weihe, S., 2019, Damage and Failure of Thin-Walled Piping under Detonative Loading, 13th International Conference on the Mechanical Behaviour of materials (ICM13), 11-14 June 2019, Melbourne, Australia.
- [150] Tresca, H., 1878, On Further Applications of the Flow of Solids, in *Proc. of the Institution of Mechanical Engineers*, vol. 30, pp. 301-345.
- [151] Lieou, C.K.C., Mourad, H.M. und Bronkhorst, C.A., 2019, Strain localization and dynamic recrystallization in polycrystalline metals: Thermodynamic theory and simulation framework, *International Journal of Plasticity*, vol. 119, pp. 171-187.
- [152] Winter, S., Schmitz, F., Clausmeyer, T., Tekkaya, A.E. und Wagner, M.F.X., 2017, High temperature and dynamic testing of AHSS for an analytical description of the adiabatic cutting process, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 181 012026.
- [153] Staker, M.R., 1981, The relation between adiabatic shear instability and material properties, *Acta Metallurgica*, vol. 29, pp. 683-689.
- [154] Rogers, H.C. und Shastry, C.V., 1981, Shock waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals, M.A. Meyers and L.E. Murr, eds., Plenum Press, pp. 285-298.
- [155] Rahmaan, T., Abedini, A., Butcher, C., Pathak, N. und Worswick, M.J., 2017, Investigation into shear stress, localization and fracture behaviour of DP600 and AA5182-O sheet metal alloys under elevated strain rates, *International Journal of Impact Engineering*, vol. 108, pp. 303-321.
- [156] Nowacki, W.K., Nowak, Z., Perzyna, P. und Pecherski, R.B., 2010, Effect of strain rate on ductile fracture. A new methodology, *Journal of theoretical and applied mechanics*, vol. 48, no. 4, pp. 1003-1026.
- [157] Till, E.T. und Hackl, B., 2013, Calibration of plasticity - and failure models for AHSS sheets, in *Proc. IDDRG Conference*, Zurich, Switzerland.
- [158] Roth, C.C. und Mohr, D., 2015, Experimental investigation on shear fracture at high strain rates, in *Proc. DYMAT 2015*.
- [159] Kopp, R., Luce, R., Leisth, B., Wolske, M., Tschirnack, T., Rebmann, T. und Volles, R., 2001, Flow stress measuring by use of cylindrical compression test and special application to metal forming processes, *Steel research International*, vol. 72, no. 10, pp. 394-401.
- [160] LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY CORP. (LSTC), 2017, *LS-Dyna Manual R10.0*, vol. II.
- [161] Haight, S., Du Bois, P. und Kan, C-D.S., 2016, A comparison of isotropic (\*MAT\_224) and anisotropic (\*MAT\_264) material models in high velocity ballistic impact simulations, in *Proc. of 14th International LS-DYNA User Conference*, pp. 1-12.
- [162] Camberg, A., Bohner, F., Tölle, J., Schneidt, A., Meiners, S. und Tröster, T., 2018, Formability enhancement of EN AW-5182 H18 aluminum alloy sheet metal parts in a flash forming process: testing, calibration and evaluation of fracture models, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 418 no. 012018.
- [163] DYNAmore, 2020, Metal forming, <https://www.dynaexamples.com/thermal/metal-forming>, Zugriff am 04.10.2020.

- [164] Chwalik, P., Klepaczko, J.R. und Rusinek, A., 2003, Impact shear-numerical analyses of ASB evolution and failure for Ti-6Al-4V alloy, *Journal of Applied Physics*, vol. 110, pp. 257-263.
- [165] Li, X., Roth, C.C. und Mohr, D., 2021, A strain-rate dependent engineering approximation of the temperature rise in plastically-deforming DP steel, *EPJ Web of Conferences* 250, DYMAT 2021.
- [166] Belche, P., 1983, Einfluss der Prüftemperatur und Dehngeschwindigkeit auf das Fließverhalten von Stählen mit besonderer Berücksichtigung des Werkstoffverhaltens bei statischer Beanspruchung, Dissertation RWTH Aachen.
- [167] Frost, H.J. und Ashby, M.F., 1982, Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics, Pergamon Press Oxford, pp. 120-123.
- [168] ISO 16808, 2014, Metallic Materials - Sheet and Strip - Determination of biaxial stress-strain curve by means of bulge test with optical measuring systems.
- [169] Yin, Q., 2013, Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im ebenen Torsionsversuch, Dissertation Universität Dortmund.
- [170] Traphörner, H., 2020, Erweiterung der Anwendungsgrenzen des ebenen Torsionsversuchs, Dissertation Universität Dortmund.
- [171] Tekkaya, A.E., Pöhlandt, K. und Dannemann, E., 1982, Methoden zur Bestimmung der Fließkurven von Blechwerkstoffen - Ein Überblick, *Blech Rohre Profile*, vol. 29, No. 10.
- [172] Huberth, F., Lienhard, J., Raguparthi, B., Hauber, M., 2019, Dynamic Micro-Testing over a large range of strain rates for homogenous and heterogenous local material characterization, *WIT Transactions on Engineering Sciences*, Vol. 124, Materials and Contact Characterisation IX, pp. 143-150.
- [173] Böhme, W. und Hug, M., 2002, Vorrichtung zur schwingungsarmen Kraftmessung bei schnellen, dynamischen Zugversuchen an Werkstoffproben, Deutsches Patent: DE10 201 861, 18.01.2002.
- [174] Kleuter, B. und Bosseler, M., 2009, Parameteridentifikation für nichtlineare Materialmodelle in der FEM mittels optischer Verformungsanalyse, *NAFEMS-Magazin*, vol 1, no. 12.
- [175] Böhme, W. und Hug, M., 2011, Verfahren zur schwingungsarmen optischen Kraftmessung, insbesondere auch bei hohen Temperaturen, Deutsches Patent DE 102010 023 727 A1, 15.12.2011.
- [176] Böhme, W., 2011, Method for low-vibration optical force measurement in particular at high temperatures, U.S. Patent W= 2011/157261 A2, 22.12.2011.
- [177] Roth, C.C. und Mohr, D., 2016, Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories, *International Journal of Plasticity*, vol. 79, pp. 328-354.
- [178] Oberhofer, G., Bach, A., Franzen, M., Gese, H. und Lanzerath, H., 2009, A Systematic Approach to Model Metals, Compact Polymers and Structural Foams in Crash Simulations with a Modular User Material, in *Proc. of 7th European LS-DYNA Conference Salzburg*.
- [179] Gruben, G., Morin, D., Langseth, M., Hopperstad, O.S., 2017, Strain localization and ductile fracture in advanced high-strength steel sheets, *European Journal of Mechanics A/Solids*, vol. 61, pp. 315-329.

- [180] Merklein, M. und Biasutti, M., 2009, A contribution to the optimization of a simple shear test, *Key Engineering Materials*, pp. 410-411, Switzerland: Trans Tech Publications, pp. 135-145.
- [181] Bao, Y. und Wierzbicki, T., 2004, On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space, *International Journal of Mechanical Science*, vol. 46, no. 1, pp. 81-98.
- [182] Tarigopula, V., Hopperstad, O.S., Langseth, M. und Clausen, A.H., 2008, A study of large deformations in dual phase steel using digital image correlation and FE analysis, *Experimental Mechanics*, vol. 48, no. 2, pp. 181-196.
- [183] Riemensperger, D., Ekic, D. und Lauterbach, B., 2014, Optimierte Zugproben zur Schädigungsmodellierung mit Schalenelementen, *VDI-Bericht 2224*, pp. 237-249.
- [184] Klitschke, S., Reichert, T., Trondl, A. und Huberth, F., 2017, Charakterisierung hochfester Karosserieblechwerkstoffe unter quasistatischer und crashartiger Scherbelastung, in *Proc. Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis*, pp. 179-184.
- [185] Peirs, J., Verleysen, P., V. Paepegem, W., Degrieck, J., 2009, Novel pure-shear sheet specimen geometry for dynamic material characterisation, in *Proc. DYMAT 2009*, pp. 35-41.
- [186] Friebe, H., 2016, ARAMIS - Optical Metrology for the local deformation analysis in sheet metal shear testing, in *Proc. IDDRG Conference*, Linz.
- [187] Behrens, B.A., Bouguecha, A., Vucetic, M. und Peshekhodov, I., 2013, An experimental-numerical method to characterize formability of sheet metals in a wide range of stress states with the help of a tensile-shear test on new butterfly specimens, *International Scientific and technical conference on advanced materials*.
- [188] Dunand, M. und Mohr, D., 2011, Optimized butterfly specimen for the fracture testing of sheet materials under combined normal and shear loading, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 78, pp. 2919-2934.
- [189] Behrens, B.A., Vucetic, M. und Peshekhodov, I., 2015, Evaluation of different tests for fracture characterization of advanced high strength sheet steels with the help of the finite element analysis, *Abschlussbericht FOSTA-Projekt P1145*.
- [190] Eberl, C., Gianola, D.S., Hemker, K.J., 2010, Mechanical Characterization of coatings using microbeam bending and digital image correlation techniques, *Experimental Mechanics*, vol.50, pp. 85-97.
- [191] Jocham, D., Baumann, M. und Volk, W., 2015, Optimierung einer Probenform für den Kreuzzugversuch zur Bestimmung der Grenzformänderung, *Materials Testing*, vol. 57, no. 3, pp. 205-213.
- [192] DIN EN ISO 20482, 2014, *Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Tiefungsversuch nach Erichsen*, Beuth Verlag.
- [193] Jocham, D., Volk, W. und Norz, R., 2017, Strain rate sensitivity of DC06 for high strains under biaxial stress in hydraulic bulge test and under uniaxial stress in tensile test, *International Journal of Material Formability*, vol. 10, pp. 453-461.
- [194] Kiliclar, Y.M., Demir, O.K., Engelhardt, M., Rozgic, A.E., Vladimirov, I.N., Wulfinghoff, S., Weddeling, C., Gies, S., Klose, C., Reese, S., Tekkaya, E.M., Maier, H.J. und Stiemer, M., 2016, Experimental and numerical investigation of increased formability in combined quasi-static and high-speed forming processes, *Journal of Material Processing Technology*, vol. 237, pp. 254-269.

- [195] ten Horn, C.H.L.J., Khandeparkar, T. und Droog, J.M.M., 2012, Improving measurement of strain and strain ratio at fracture in sheet metal forming, Tagungsband Werkstoffprüfung: Konstruktion, Qualitätssicherung und Schadensanalyse, pp. 121-126.
- [196] Andrade, F., Conde, S., Feucht, M., Helbig, M. und Haufe, A., 2019, Estimation of Stress Triaxiality from optically measured Strain Fields, in Proc. of 12th European LS-DYNA Conference 2019, Koblenz, Germany.
- [197] Gilat, A. und Seidt, J.D., 2017, Material Testing in Support of the development of plasticity and failure models for sheet metal, in Proc. IDDRG Conference, Munich.
- [198] Jovic, C., Wagner, D., Herve, P., Gary, G., Lazarotto, L., 2006, Mechanical behavior and temperature measurement during dynamic deformation on Split Hopkinson bar of 304L stainless steel and 5754 aluminium alloy, Journal Physique IV, vol. 134, pp. 1279-1285.
- [199] GOM GmbH, 2020, ARAMIS. Sensoren für hochpräzise Bewegungs- und Verformungsanalysen, <https://www.gom.com/de/messsysteme/aramis.html>, Zugriff am 14.02.2020.
- [200] Klitschke, S. und Huberth, F., 2019, Einheitliches Prüfkonzept für die Schercharakterisierung metallischer Blechwerkstoffe in einem weiten Dehnratenbereich, in Proc. Werkstoffe und Bauteile auf dem Prüfstand, pp. 237-242.
- [201] Klepaczko, J.R., Nguyen, H.V. und Nowacki, W.K., 1999, Quasi-static and dynamic shearing of sheet metals, European Journal of Mechanics - A/Solids, vol. 18, pp. 271-289.
- [202] Böhme, W., Reith, T. und Hohe, J., 2011, Neue Schrägkerb-Scherprobe mit negativem Kerbversatz, unveröffentlichte IWM-Ergebnisse.
- [203] Klitschke, S., Trondl, A. und Huberth, F., 2019, Influence of strain rate on deformation and failure behavior of sheet metals under shear loading, in Proc. of 12th European LS-DYNA Conference, Koblenz, Germany.
- [204] Flume, M., 2013, Dualphasen & Complexphasen Stahl: Eigenschaften und Anwendung, W059 Expertenkreis Stahlblech, voestalpine Stahl GmbH.
- [205] Böhme, W., Memhard, D., Brand, M. und Siegele, D., 2011, Versagensverhalten crashrelevanter Aluminium-Schweißverbindungen, Zeitschrift "Schweißen und Schneiden", vol. 63, no.12, pp. 716-722.
- [206] Marchand, A. und Duffy, J., 1988, An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 36, no. 3, pp. 251-283.
- [207] GOM GmbH, 2009, ARAMIS Benutzerhandbuch - Software (ARAMIS v6.1 und höher).
- [208] Stoughton, T.B., Min, J.Y. und Carsley, J.E., 2017, Application of DIC techniques to detect onset of necking and fracture in uniaxial and bulge tests, Journal of Physics: IOP Conference Series, 896 012108.
- [209] Klitschke, S. und Huberth, F., 2017, Influence of strain rate on the beginning of instable deformation and failure behavior from shear to multiaxial loading for a DP1000, Journal of Physics: IOP Conference Series, vol. 896 no. 012112.
- [210] OriginPro, 2018, Handbuch.
- [211] GOM GmbH, 2015, Hauptscherung V631 Rev C, Skript für ARAMIS 6.3.

- 
- [212] Erhart, T., 2011, Review of Solid Element Formulations in LS-DYNA, LS-DYNA-Forum - Entwicklerforum Stuttgart.
- [213] Microsoft, 2021, <https://support.microsoft.com/de-de/office/laden-des-solver-add-ins-612926fc-d53b-46b4-872c-e24772f078ca?ui=de-DE&rs=de-DE&ad=DE>, Zugriff 09.01.2021.
- [214] Sommer, S. et al., 2021, Bestimmung der Zusammenhänge zwischen dem Crashverhalten stranggepresster Aluminiumprofile und den Herstellungsprozessen durch Experimente und numerische Simulation, Abschlussbericht zum IGF-Vorhaben Nr. 20289 N.
- [215] Odeshi, A.G. und Bassim, M.N., 2008, Evolution of adiabatic shear bands in a dual-phase steel at very high strain rates, *Materials Science and Engineering A*, vol. 488, no. 1-2, pp. 235-240.
- [216] Klitschke, S., Trondl, A., Huberth, F. und Liewald, M., 2018, Adiabatic heating under various loading situations and strain rates for advanced high-strength steels, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 418 012123.